La metallurgia delle ghise

Volume III
ghisa malleabile e ghisa sferoidale



ASSOFOND
Associazione Nazionale delle Fonderie

20149 Milano
Piazza G. Amendola, 3

La metallurgia delle ghise

*

Volume III
ghisa malleabile e ghisa sferoidale

Gli Editori
compiuti i doveri
si riservano i diritti
sanciti dalle leggi

Presentazione

La serie La Metallurgia delle ghise, *che altamente ha qualificato il tono professionale e culturale della nostra Associazione, si avvia alla sua conclusione con la pubblicazione del volume* Ghisa malleabile e Ghisa sferoidale.

Tenuto conto del vivo interesse suscitato dai due precedenti volumi pubblicati nel 1975 e nel 1978, l'Associazione aveva incaricato la Commissione Tecnica – presieduta dal dr. Mario Stefano Remondino – di procedere alla preparazione del terzo volume da presentare in occasione del XV Congresso Nazionale di Fonderia, organizzato dall'Assofond a Torino nell'ambito della 5ª Mostra Europea della Metallurgia – MET '80,

Ho l'onore, nonchè il dovere, di esprimere il più vivo ringraziamento ai membri della Commissione Tecnica, ma soprattutto alle loro Aziende che con lodevole generosità hanno assicurato l'indispensabile e valido apporto dei propri collaboratori all'impostazione e alla fase esecutiva dell'opera.

Mi piace citare nell'ordine:

Consumatori Combustibili e Ghise S.p.A. – Milano
Centro Sperimentale Metallurgico S.p.A. (CSM) – Roma
Corni & C. S.p.A. – Modena
Acciaierie Ferriere Lombarde Falck S.p.A. – Stabilimento di Dongo (Como)
F.I.A.S. s.n.c. – Gorla Minore (Varese)
Italsider S.p.A. – Stabilimento di Trieste
Necchi S.p.A. – Pavia
Peraro F.O.R. S.p.A. - Stabilimento di Rovigo
QIT – Fer et Titanium GMBH – Francoforte (Germania Occ.)
QIT – Fer et Titanium Inc. – Montreal (Canada)
TEKSID S.p.A. – Gruppo Fonderie – Divisione Getti in Ghisa e Alluminio – Torino
Franco Tosi S.p.A. – Legnano (Milano)
Tovaglieri S.A.T. S.p.A. – Busto Arsizio (Varese)

nonchè tutte le altre Aziende che, in un modo qualsiasi, hanno fornito il loro apprezzato aiuto e consiglio per la realizzazione di questo III volume.

Sono certo che l'opera sarà testo indispensabile per un solido approccio delle giovani generazioni ai problemi tecnici di questo settore, materia di consultazione per chi ha responsabilità operative ed immagine scientificamente precisa e valida presso le categorie utilizzatrici dei nostri prodotti.

L'entusiamo, la passione e la competenza dei membri della Commissione Tecnica sono stati posti, a diverse riprese, all'attenzione delle Fonderie associate. Senza il loro impegno e la guida sicura del dr. Remondino – che ringrazio molto cordialmente ed amichevolmente – il volume ben difficilmente sarebbe stato completato.

Sono queste qualità che garantiscono il livello di un lavoro che mi onoro e sento il preciso dovere di raccomandare all'attenzione delle Fonderie e degli utilizzatori di getti.

I precedenti volumi sono stati accolti in modo esemplare: mi auguro che la stessa meritata accoglienza – anche quale ricompensa al ponderoso e disinteressato lavoro fatto da tutti i collaboratori – venga riservata anche a questo terzo volume di La Metallurgia delle ghise.

Ing. Vincenzo Zagnoli
Presidente dell'Assofond

Introduzione

Ho l'onore di presentare il terzo volume della Metallurgia delle Ghise *ai fonditori italiani e a tutti coloro che per qualche motivo seguono la Fonderia e si sforzano di conoscerne i problemi.*

Con la stampa di questo volume si completa l'arco di pubblicazioni illustranti i complessi aspetti della metallurgia della ghisa, progettate e realizzate dai fonditori italiani, raccolti e organizzati nella loro Associazione industriale, l'ASSOFOND, ed in particolare nella Commissione Tecnica dell'Associazione stessa.

Anche solo sfogliando gli indici appare la vastità della materia e l'attenzione posta a darne una trattazione completa. Ma desidero insistere nel sottolineare che, pur nella complessità della materia e nelle sue numerose ramificazioni, si è sempre compiuto lo sforzo di tenersi fedeli ad un spirito di utilità pratica. Non mancano, infatti, pregevoli opere sia di carattere generale che di specializzazione approfondita, ma è concordemente stato giudicato che fosse molto desiderabile offrire al pubblico dei fonditori e dei loro amici una trattazione con caratteristiche di ragionevole completezza (rifuggendo da particolari interessanti troppo poche persone), di attualità (aggiornamento agli sviluppi più recenti), scritto in italiano (purtroppo c'è una grossa carenza sia di buona letteratura tecnica in italiano, sia di consuetudine alla consultazione di testi stranieri da parte di molti tecnici italiani) ed infine improntato a criteri pratici di utilità e servizio.

In questo modo, con un serio lavoro offerto ad un pubblico di tecnici seri e volonterosi, la Commissione Tecnica dell'Assofond ha inteso dare il suo contributo alle attività concrete ed, in generale, al sereno giudizio sulle cose in questi tempi di crisi generale e di facili abbandoni a fosche previsioni.

Noi tutti crediamo che, nonostante le pesanti difficoltà del tempo presente, la Fonderia abbia un futuro che può essere assicurato in maniera accettabile, analizzando serenamente gli avvenimenti e prendendo le opportune misure senza ritardo, ma anche senza precipitazione.

Ci sarà da fare qualche passo avanti nel miglioramento delle condizioni di lavoro, nell'inserimento degli stabilimenti nell'ambiente circostante (città o campagna), ci sarà da rendere alcuni processi meno macchinosi e da alleggerire il lavoro della mano d'opera, si dovranno scegliere soluzioni tecniche meno dissipatrici di energia, si dovranno attivare accorgimenti tecnici e gestionali in modo che le aziende ricavino un giusto profitto.

Tutto questo è da considerare una evoluzione che deve essere assecondata come un fenomeno naturale o almeno inevitabile. Così, nel giro di pochi anni si è passati dall'entusiasmo dei grossi traguardi produttivi alla situazione attuale di ristagno o di recessione. In questa situazione si risente la necessità, particolarmente anche per gli aspetti tecnici, di una serena verifica per individuare quali occasioni possano essere colte, quali soluzioni meritino di essere perseguite per un migliore adeguamento alla evoluzione in corso.

Questo terzo volume della Metallurgia delle Ghise, *oltre al suo interesse tecnico, ha anche un significato storico e ideale.*

Si parla di due ghise che coprono insieme un arco di oltre due secoli.

La ghisa malleabile è nata quando la rivoluzione industriale aveva già posto salde radici e si muoveva verso il vertiginoso sviluppo del secolo XIX e dell'inizio del secolo XX.

Questa ghisa è il materiale rappresentativo del moltiplicarsi dei mezzi di trasporto, delle produzioni di massa e delle soluzioni tecnicamente ed economicamente raffinate.

Essa è stata anche un materiale molto studiato per il suo meccanismo complesso, ma pieno di possibilità sempre nuove.

La ghisa sferoidale si è innestata naturalmente in questo sviluppo come malleabile senza trattamento.

La ghisa sferoidale è la ghisa del secolo che, fin dalla sua comparsa, ha destato grandi entusiasmi e in seguito ha mantenuto tutte le promesse.

La comparsa di questa nuova lega ha spostato tutti gli equilibri e ha dato un nuovo assetto alla Fonderia.

La ghisa malleabile suscita nostalgia per un passato che ha avuto le sue glorie, mentre la ghisa sferoidale propone ai fonditori d'oggi la considerazione della sua breve e già gloriosa storia fatta da uomini tenaci, fiduciosi in se stessi e nel proprio lavoro e con il cervello in continua attività per avanzare nella tecnica e nella realizzazione di programmi produttivi e applicativi.

Il 3° volume affronta ora il pubblico dei lettori, tra i quali si vorrebbero molti giovani. Il loro giudizio è talvolta duro, ma sempre degno di attenta considerazione. Ci auguriamo di ottenere anche la loro approvazione. Se l'accoglienza del pubblico tutto sarà così favorevole come per i precedenti volumi, la Commissione Tecnica dell'Assofond riterrà raggiunto lo scopo al quale diversi membri hanno dedicato non poco lavoro.

Ringrazio per il loro contributo di competenza e di tempo dedicato alla stesura del testo del 3° volume i signori:

dr. Mario Bertacchini
dr. Ernesto Borghigiani
ing. Giovanni Caironi
p.i. Robero Casimiro
dr. Gianbaldo Cecchini
dr. Giorgio Cola
p.i. Gualtiero Corelli
dr. Carlo Dalmazio
dipl. ing. Alfredo Donnini
sig. R.D. Forrest
dr. Stephen I. Karsay
p.i. Cesare Marinari
dr. Riccardo Medana
ing. Marcello Montini
ing. Luciano Oltrasi
dr. Giancarlo Paltrinieri
p.i. Carlo Piovan
prof. Aldo Regè

dr. Giovanni Riccio
sig. Aldo Riegler
dr. Alessandro Sarti
ing. Ultimo Severi
dr. Carmelo Terranova
dr. Fulvio Velicogna

con una menzione speciale per i signori:

dr. Mario Bertacchini
ing. Luciano Oltrasi
dr. Giovanni Riccio

dei quali i primi due hanno rispettivamente guidato i due gruppi di lavoro per la Ghisa Sferoidale e per la Ghisa Malleabile, mentre il terzo ha svolto il delicato ruolo di equilibratore ed armonizzatore generale di tutte le parti del volume per assicurarne l'omogeneità e la coerenza con i criteri di base dell'opera.

Il personale dell'Assofond, con encomiabile diligenza e capacità, ha portato a termine le innumerevoli operazioni preparatorie per la messa a punto del testo e per la stampa.

A loro un ringraziamento particolare.

A tutti un saluto ed un augurio.

Dr. Mario Stefano Remondino
Presidente
Commissione Tecnica

Volume III

Ghisa malleabile
e
ghisa sferoidale

— PARTE I - GHISA MALLEABILE
— PARTE II - GHISA SFEROIDALE
— APPENDICE

Parte prima
Ghisa malleabile

— CAPITOLO I - LA STORIA
— CAPITOLO II - I TIPI, LA COMPOSIZIONE CHIMICA, LA FUSIONE
— CAPITOLO III - I TRATTAMENTI DI MALLEABILIZZAZIONE
— CAPITOLO IV - I CONTROLLI DI PRODUZIONE
— CAPITOLO V - LA CLASSIFICAZIONE E LE NORME
— CAPITOLO VI - LE CARATTERISTICHE
— CAPITOLO VII - GLI ASPETTI METALLURGICI NEL DISEGNO DEI GETTI
— CAPITOLO VIII - LE APPLICAZIONI

La storia

— INTRODUZIONE
— GHISA MALLEABILE A CUORE BIANCO
— GHISA MALLEABILE A CUORE NERO
— ALCUNE CONSIDERAZIONI SULLE GHISE MALLEABILI A CUORE BIANCO E A CUORE NERO NEGLI ULTIMI 50 ANNI
— CONSIDERAZIONI SULL'EVOLUZIONE TECNICO-PRODUTTIVA DELLE FONDERIE PRODUTTRICI DI GETTI DI GHISA MALLEABILE DAGLI ANNI '20 AGLI ANNI '70

A cura di: Luciano Oltrasi

INTRODUZIONE

La scoperta della ghisa malleabile ha rappresentato una tappa importante nel campo della metallurgia delle ghise; infatti, con la ghisa malleabile si realizzò per la prima volta un materiale ferroso duttile che, da un lato manteneva le prerogative delle ghise in genere (come buona colabilità, facilità di fusione) e dall'altro, dopo trattamento termico, possedeva caratteristiche meccaniche (resistenza, snervamento, allungamento) paragonabili a quelle degli acciai fusi, stampati o forgiati.

Non va dimenticato, d'altra parte, che la ghisa malleabile nell'intero arco del suo sviluppo, ha contribuito efficacemente al rinnovamento e all'acquisizione di nuove nozioni sulla metallurgia e sull'elaborazione delle ghise in genere.

Si pensa che la scoperta della ghisa malleabile risale al 1700 e che le limitate cognizioni di metallurgia, allora esistenti sulle ghise, erano frutto essenzialmente di esperienze fatte da fabbri e fonditori sulla base di semplici osservazioni dirette.

Nella premessa al I Volume della Metallurgia delle ghise "Metallurgia generale" si fa riferimento alla scoperta della ghisa malleabile, con citazioni di alcuni fatti importanti che hanno segnato nel passato varie tappe della sua realizzazione.

Si desidera qui riprendere e sviluppare l'argomento.

GHISA MALLEABILE A CUORE BIANCO

La scoperta scientifica della ghisa malleabile è attribuita al fisico francese René-Antoine-Ferchault de Réaumur (1683-1757).

Esistono, tuttavia, notizie più o meno attendibili circa prove effettuate in epoca precedente, che avrebbero portato alla realizzazione di una ghisa simile alla malleabile. Queste sono le tappe principali.

Nel 1630, sulla base di ricerche storiche condotte da Vogel, si ha conoscenza di un brevetto accordato all'inglese David Ramsey relativo alla possibilità *to make hard iron soft*. Il procedimento pare non facesse riferimento a precisi processi termici di trattamento di ghise bianche.

Nel 1670 furono concessi brevetti al Principe Ruprecht von der Pfalz su alcuni sistemi per rendere tenera una ghisa in maniera da poter essere limata e battuta come il ferro forgiato. Non si hanno anche qui descrizioni precise circa i processi e i tipi di ghise adoperate.

Comunque, il naturalista dr. Joachin Becher nel suo dizionario (1682) scrive: *Folle sapienza e saggia follia ... da tempo i popoli si sono sforzati di rendere acciaio il ferro, adoperando cementi a base di carbone*. Il principe Ruprecht ha inventato un'operazione tutta contraria, cioè invece di rendere il ferro acciaio e duro, ha prodotto tubi di cannone di ghisa come ferro molle e malleabile.

Le due citazioni riportate forniscono notizie circa l'esistenza a quell'epoca di operazioni condotte empiricamente sulle ghise nel tentativo di trasformarle in un materiale che avesse le caratteristiche di un ferro forgiato.

Nel 1722 vengono pubblicati i due volumi di Réaumur concernenti *L'art de convertir le fer en acier* e *L'art de faire des ouvrages de fer fondu aussi fini, que de fer forgé*.

Queste opere, dedicate al Duca Filippo II d'Orléans, contengono i risultati di lunghe ricerche condotte da Réaumur sulla ghisa per renderla meno fragile e più duttile.

La trattazione fa riferimento sia alla parte teorica che a quella pratica e come tale può essere considerata il primo studio scientifico nel campo della fonderia.

Réaumur mette chiaramente in evidenza la necessità di partire da una ghisa bianca per realizzare una buona ghisa malleabile. Dopo ricottura in ambiente ossidante egli aveva osservato chiaramente sui campioni trattati la zona superficiale esterna formata da un anello *brillante e bianco*, mentre al centro (cuore) sussistevano dei *punti neri*, da lui definiti *piccole cavità*.

Come si può notare, Réaumur ha descritto esattamente, pur con le limitazioni imposte dall'epoca, il processo base di fabbricazione della ghisa malleabile a cuore bianco.

Nelle figg. 1 ÷ 7 sono riportate alcune illustrazioni dell'epoca circa i mezzi di fonderia adoperati da Réaumur.



Fig. 1 - René Antoine Ferchault de Réaumur (1683-1757).



Fig. 2 - Fac-simile della copertina della prima memoria di Réaumur sulla ghisa malleabile.

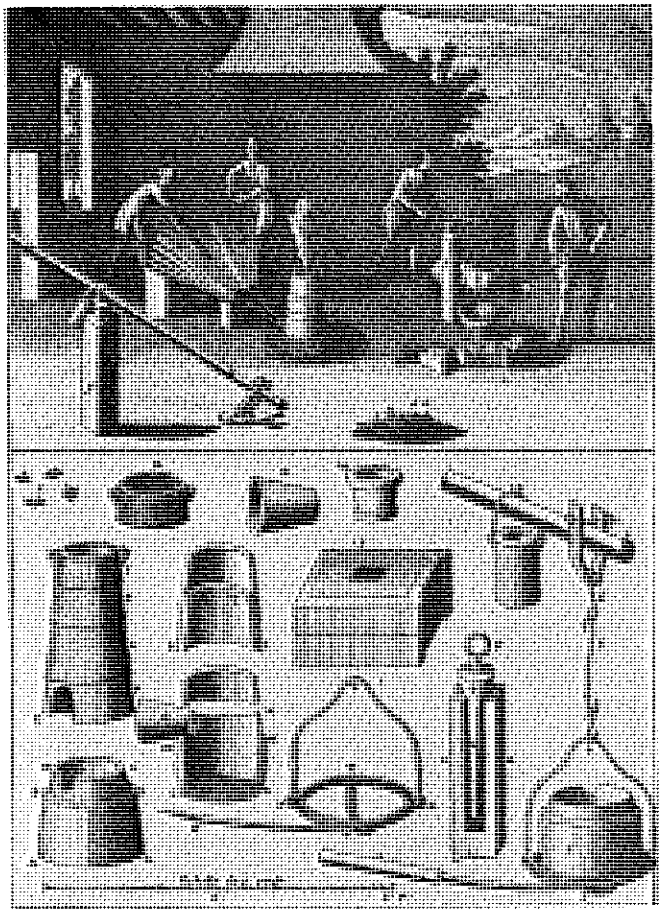


Fig. 3 - Disegno del forno a tino fisso di Réaumur con dettaglio di elementi ed accessori.

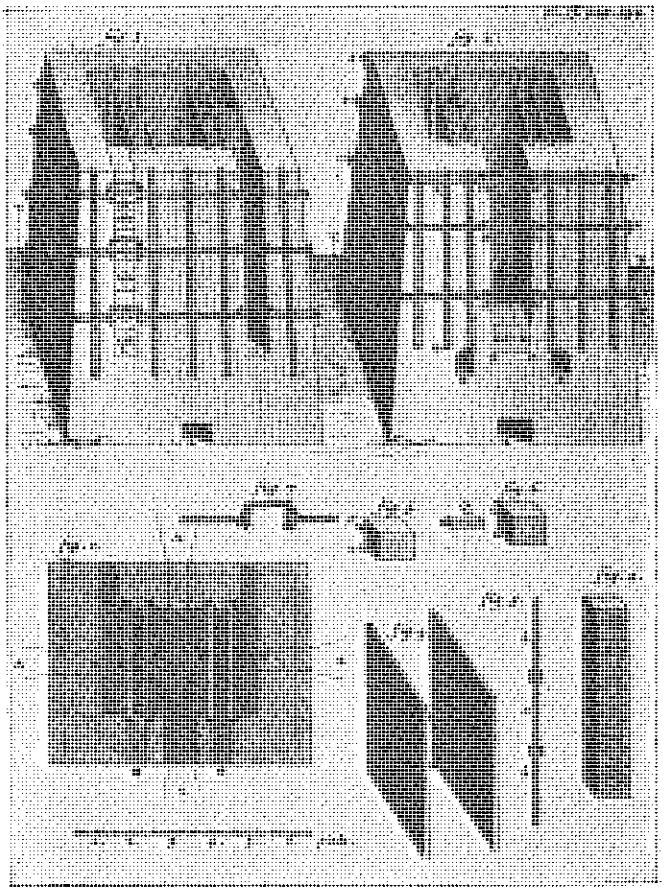


Fig. 5 - Forno di ricottura di Réaumur a tre camere.

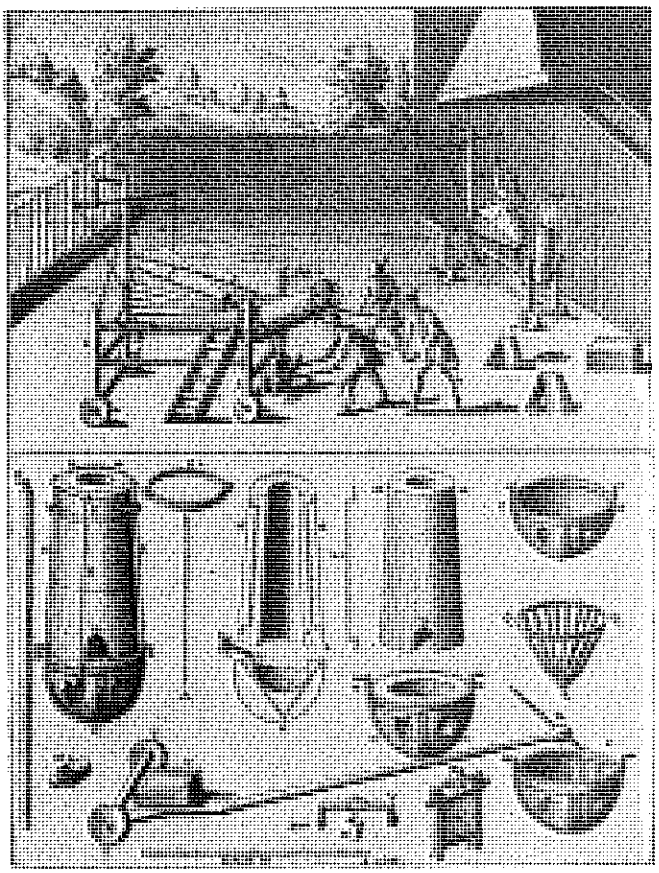


Fig. 4 - Disegno del forno a tino basculante di Réaumur con dettagli di elementi ed accessori.

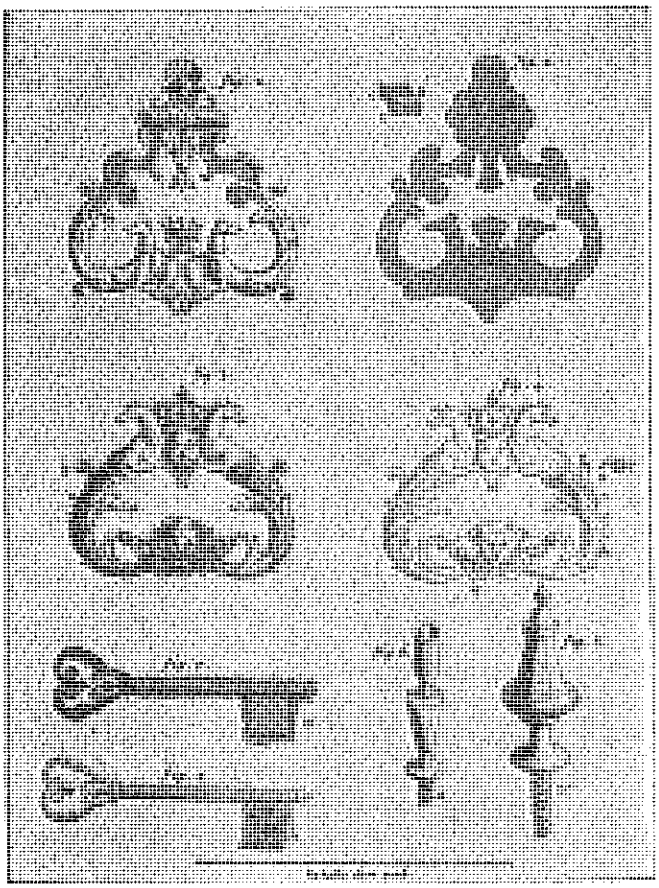


Fig. 6 - Alcuni getti realizzati da Réaumur.

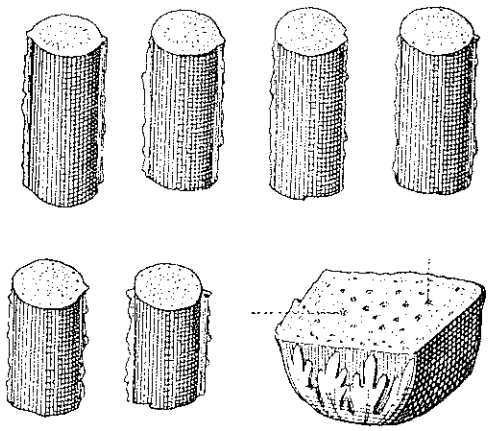


Fig. 7 - Disegni di Réaumur relativi a campioni di ghisa malleabile: egli ha riprodotto distintamente la grafite di ricottura visibile al microscopio.

Quale mezzo decarburante Réaumur provò alcuni materiali, quali ossido di ferro (ottenuto per martellamento di piastre di ferro bruciate), cenere d'ossa in miscela con creta e carbone di legna ed altri. I tempi di ricottura sono stati indicati da Réaumur da 10 a 12 h sino a più giorni in funzione dello spessore dei getti.

L'opera di Réaumur ebbe vasta risonanza scientifica anche in quell'epoca, ma l'indirizzo che egli avrebbe voluto dare in Francia per uno sfruttamento della sua invenzione a carattere industriale fallì e non ebbe seguito durante la vita dello scienziato. Evidentemente i tempi non erano ancora maturi in Francia per le applicazioni su vasta scala di un materiale così interessante, che presentava caratteristiche meccaniche notevolmente superiori a quelle delle ghise comuni.

Nel 1769 viene concesso all'inglese Joseph Aston di Birmingham un brevetto per la fabbricazione di chiodi per casse da morto, ferri da cavallo e cerniere, colati in forme di sabbia. I chiodi venivano trattati in forno per 12 h, per malleabilizzarli, e quindi decapati e stagnati.

Nel 1782 il metallurgista svedese Sven Rinman attribuisce a Réaumur il merito di aver condotto e realizzato studi ed esperienze scientifiche fondamentali sulla malleabilizzazione della ghisa. Egli stesso fece esperimenti di ricottura di ghisa al fuoco diretto per 9 h, ottenendo un materiale tenace e duttile, ma con perdite in peso fino al 26% per formazione di croste di ossido.

Rinman con tale esperimento cercava di studiare il modo di eliminare la massa inerte considerevole, costituita dalle cassette di ricottura che contenevano i getti e dal materiale ossidante nell'intento di ridurre i consumi di combustibile ed i tempi di trattamento termico.

Si può dire che Rinman fu un precursore dei moderni forni di trattamento termico in atmosfera controllata.

Nel 1783 George Matthews ottiene un brevetto inglese per rendere malleabili articoli fusi in ghisa come cannoni, fasciame di ruote, assi ruote per carri, ancore, catene, martelli, ecc. Egli descrive le fasi di produzione partendo dai modelli e continua con la formatura, la colata dei getti in ghisa bianca e il trattamento termico in forni chiusi.

A partire dal 1783 la ghisa malleabile ha un graduale sviluppo in Inghilterra. Si ha conferma di ciò anche da parte del consigliere di corte Federico Alessandro von Eversmann che, in occasione di un viaggio di studio in Inghilterra, compila una relazione dettagliata sui procedimenti di fabbricazione della ghisa malleabile visti in quel Paese.

Nel 1799 anche lo svedese Gustav Broling, dopo un viaggio in Inghilterra, conferma la produzione in quel Paese, nella regione di Chesterfield, di vari oggetti di ghisa malleabile come: rasoi, coltelli, forchette, ecc.

Nel 1803 Robert Ransome di Ipswich (Inghilterra) ottiene un brevetto per la produzione di vomeri e di parti di macchine agricole di ghisa malleabile.

Nel 1804 Samuel Lucas (brevetto inglese No. 2767) espone dettagliatamente il modo preciso per ottenere praticamente la ghisa malleabile a cuore bianco. Così descrive il processo: "I getti di ghisa sono ricotti in un forno adoperando minerale di ferro o altri ossidi metallici, per eliminare il carbonio dalla ghisa. Con questo trattamento la ghisa è resa parzialmente o completamente forgiabile, a seconda del grado e della durata della ricottura. Si disporranno i getti e il minerale a strati alterni entro le cassette, interponendo anche della sabbia per evitare le aderenze. La ricottura dovrà essere effettuata in cassette cilindriche colate in ghisa e dovrà durare 5-6 giorni".

Il brevetto di Lucas diede un nuovo impulso alla fabbricazione su scala industriale della ghisa malleabile in Inghilterra e anche in altri Paesi europei, per esempio: Francia (1818), Belgio (1818), Svizzera (1828), Austria (1825), Germania (1843), Italia (1905).

Nel 1864 si iniziò in Svizzera (Georg Fischer) la produzione dei primi raccordi filettati di ghisa malleabile. La fusione della ghisa avveniva quasi esclusivamente mediante forni a crogiolo o piccoli forni a riverbero.

Nel 1880 venne adoperato per la prima volta con successo il cubilotto per la fusione della ghisa bianca per malleabile presso le Fonderie Post di Hagen (Germania). Si ha notizia di impiego anche di forni fusori per malleabile del tipo Martin-Siemens (Germania e Svizzera).

Nel 1897 Walrand ottiene a Parigi un brevetto relativo alla produzione di ghisa bianca per malleabile mediante il convertitore Bessemer. Il processo non ebbe però seguito in modo sostanziale.

Negli anni successivi vennero introdotti quali forni fusori nelle fonderie europee di malleabile, oltre ai cubilotti, i forni rotativi, specie a carbone polverizzato.

GHISA MALLEABILE A CUORE NERO

Nel 1831 in U.S.A. a Newark, Seth Boyden (1788-1870) porta a compimento una serie di esperienze e realizza un nuovo tipo di ghisa malleabile chiamata *a cuore nero*.

Boyden conosceva il processo di produzione della ghisa malleabile a cuore bianco che si realizzava in Europa ed era in possesso di campioni prodotti in Inghilterra.

Per le sue prove adoperò delle ghise, disponibili in U.S.A., che contenevano valori inferiori di zolfo, ma superiori di manganese e di silicio rispetto a quelle in uso in Europa.

In tali condizioni egli si trovò a realizzare una ghisa malleabile che conteneva, dopo trattamento termico, una maggiore quantità di carbonio di ricottura (in forma floculare). Egli aveva cioè ottenuto una ghisa duttile non più mediante un procedimento di decarburazione, ma attraverso una semplice ricottura dei getti.

Nello stesso anno (1831) Boyden ottiene il primo brevetto americano per la produzione di ghisa malleabile e il nuovo procedimento viene sfruttato negli anni successivi, sia nelle fonderie fondate da Boyden, sia da altre, sorte in U.S.A. a partire dal 1833.

Va ricordato che Boyden era un fonditore metodico e scrisse un diario dettagliato delle prove eseguite, nonchè vari articoli sulla ghisa malleabile. I forni fusori adoperati da Boyden furono inizialmente quelli a crogiolo, seguiti da forni a riverbero di piccola capacità (500 kg).

Alla morte di Boyden (1870) esistevano in U.S.A. dieci fonderie di ghisa malleabile, con produzione di getti destinati a vari campi di applicazione come: carri, vagoni, macchine agricole, catene, ecc.

Nel 1868 fu pubblicato un catalogo di getti di ghisa malleabile per macchine agricole.

Dal 1890 al 1910 le ferrovie divennero il principale cliente per i getti di ghisa malleabile in U.S.A.

All'inizio del secolo XX, con l'avvento dell'automobile, le industrie del settore trovarono nella ghisa malleabile un materiale ideale per fabbricare alcune parti importanti delle vetture, in relazione alle buone caratteristiche di questo materiale. L'industria automobilistica rimarrà in seguito il maggior cliente della ghisa malleabile in tutto il mondo.

In questa situazione di mercato, in fase di crescente sviluppo, le fonderie americane si sforzarono di impiegare mezzi sempre più perfezionati per la produzione dei getti di ghisa malleabile, con una tendenza verso la specializzazione in produzioni di serie.

Nel 1912 si trova in U.S.A. l'applicazione di sistemi di fusione in duplex cubilotto-forno a riverbero. Successivamente le fonderie cominciano a introdurre l'uso di forni continui per il trattamento termico dei getti, con il sistema tradizionale delle cassette di ricottura.

Contemporaneamente alla produzione, venne dato corso in U.S.A. ad una serie di studi e pubblicazioni sulla metallurgia della ghisa malleabile. Questa opera di divulgazione è stata favorita dalla Malleable Castings Association.

Fra i ricercatori nel campo della malleabile si ricorda fra gli altri, Alfred E. Hammer, che è considerato il primo ricercatore scientifico della ghisa malleabile americana.

Nel 1872 egli iniziò gli studi della chimica del processo e fondò tre anni dopo a Branford il primo laboratorio chimico dove studiò fra l'altro l'effetto di differenti proporzioni di C e Si e di Mn e S e indicò i valori più adatti per le ghise in pani per malleabile.

Fra i precursori di studi di laboratorio sulla ghisa malleabile si ricorda anche B.J. Walker e successivamente il prof. Enrico Touceda, originario di Cuba, che lavorò sulla ghisa malleabile al Politecnico di Rensselaer con il prof. Palmer C. Ricketts.

I lavori e le numerose pubblicazioni di Touceda ebbero per vari anni un ruolo predominante nello sviluppo e nel miglioramento delle tecniche di produzione dei getti di ghisa malleabile. In particolare si ricordano gli studi e i rapporti di Touceda per la produzione della ghisa malleabile perlitica ad alta resistenza (1919).

Anche il dr. Richard Moldenke pubblicò un gran numero di rapporti sui trattamenti della ghisa malleabile, la sua chimica, la metallurgia e la metallografia. Il dr. Harry A. Schwartz nel 1904 pose le basi tecniche per il controllo del processo di malleabilizzazione.

A seguito degli studi pubblicati da Touceda, venne dato maggior impulso alla ricerca di sistemi per la produzione di ghisa malleabile perlitica, per i quali si trova negli anni 1920-1925 la concessione di diversi brevetti.

Va ricordato che lo spirito associativo dei fonditori americani portò alla fondazione della già nominata Malleable Castings Association (1897), che fu trasformata nel 1927 nel Malleable Iron Research Institute. Quest'ultimo fu poi conglobato nel 1934 nella "Malleable Founder Society".

Le Associazioni suddette hanno sempre avuto un ruolo determinante nello sviluppo, ricerca e controllo della produzione della ghisa malleabile.

ALCUNE CONSIDERAZIONI SULLE GHISE MALLEABILI A CUORE BIANCO E A CUORE NERO NEGLI ULTIMI 50 ANNI

Precedentemente si sono citate le tappe più significative che hanno caratterizzato l'evolversi delle ghise malleabili a cuore bianco e a cuore nero, dalla loro scoperta sino ai primi del 1900.

Si è visto come da una produzione a carattere artigianale, condotta empiricamente, si sia passati gradualmente ad una fase industriale, pur sempre limitata ai volumi e ai tipi di produzione che interessavano i settori industriali dell'epoca.

Si è anche detto che a partire dal 1910 l'industria automobilistica ha iniziato l'impiego dei getti di ghisa malleabile, impiego che diventerà rilevante negli anni seguenti.

In questo volume sarà offerta al lettore una panoramica sufficientemente dettagliata sulla moderna tecnologia di produzione dei getti di gbisa malleabile, con particolare riguardo al lato metallurgico.

Vanno premesse alcune notizie storiche circa l'evoluzione intervenuta nel settore delle ghise malleabili in questi ultimi 50 anni e su alcuni riflessi che hanno caratterizzato l'andamento del loro mercato di impiego.

Anzitutto si deve ricordare l'influenza che l'America ha esercitato sull'Europa circa la produzione della ghisa

I tipi, la composizione chimica, la fusione

— TIPI DI GHISA MALLEABILE
— COMPOSIZIONE CHIMICA
— FUSIONE

A cura di: Gian Baldo Cecchini
Marcello Montini
Luciano Oltrasi
Carlo Piovan
Ultimo Severi

TIPI DI GHISA MALLEABILE

Con l'espressione *ghisa malleabile* si intende una lega Fe-C in cui il contenuto di C e Si è tale da garantire nei getti una struttura di solidificazione completamente bianca, cioè esente da grafite primaria.

Facendo seguire un trattamento di ricottura alla ghisa bianca sopradetta, i carburi sono dissociati con separazione di floculi di grafite in una matrice perlitica o ferritica. In questa condizione il materiale presenta elevata tenacità e si lavora bene.

In questo modo si ottiene un materiale che unisce la buona colabilità della ghisa grigia a grafite lamellare e le elevate caratteristiche meccaniche dell'acciaio.

Corrispondentemente si ha un campo di impiego dove i getti di piccole dimensioni richiedono una buona resistenza meccanica, una elevata precisione e una superficie liscia.

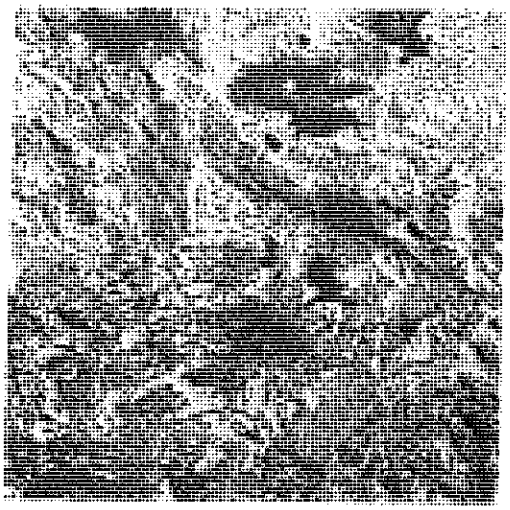
Si distinguono due tipi di ghisa malleabile e precisamente malleabile *bianca o europea* e malleabile *nera o americana* (figg. 8 e 9).

Nel caso della ghisa malleabile *bianca* la ricottura dei getti avviene in ambiente ossidante sia in minerale, sia, più recentemente, in adatta atmosfera gassosa.

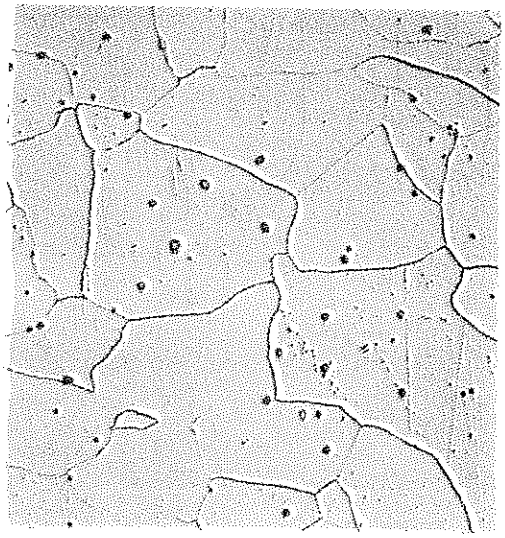
In questo modo, specialmente per i getti a piccolo spessore, una gran parte del carbonio è allontanato e risulta minore la quantità di carbonio di ricottura (grafite). La struttura è costituita da ferrite, perlite e un poco di carbonio di ricottura nella zona a cuore.

La frattura si presenta di colore argenteo-chiaro da cui viene il nome ghisa malleabile bianca.

Nel caso della ghisa malleabile *nera* si ha una ricottura in atmosfera neutra. Tutto il carbonio della ghisa bianca di partenza rimane nei getti. Poichè la ghisa bianca di partenza per la ghisa malleabile nera contiene un tenore di silicio più alto rispetto alla ghisa malleabile bianca, i carburi sono completamente trasformati in grafite e ferrite.

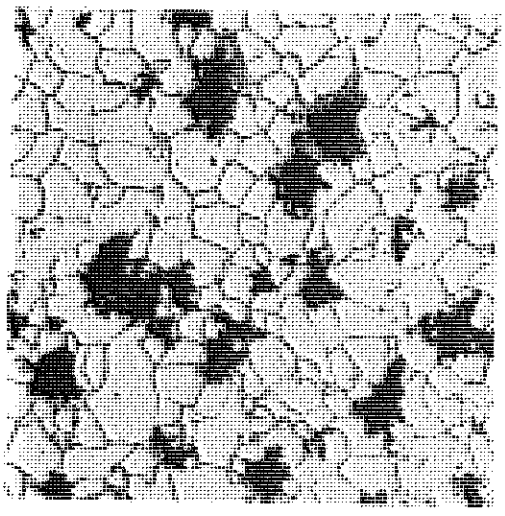


×200



×200

Fig. 9 - Ghisa malleabile europea.



×200

Fig. 8 - Ghisa malleabile americana.

La frattura si presenta grigia-nera da cui il nome di ghisa malleabile nera.

Oltre a questi due tipi fondamentali ne esistono altri tipi speciali di ghisa malleabile e precisamente la ghisa malleabile *perlitica* o le ghise malleabili *speciali legate*.

La composizione chimica delle ghise di partenza dei due tipi principali di ghisa malleabile deve essere tale che anche negli spessori maggiori la struttura risulti con frattura bianca dopo la colata dei getti in forme di terra e cioè il carbonio deve presentarsi sotto forma combinata. Se il carbonio si separa dalla ghisa liquida sotto forma di lamelle di grafite, specialmente per l'effetto di intaglio, esso compromette le caratteristiche meccaniche.

In questo caso la forma della grafite non può essere modificata con il trattamento di malleabilizzazione.

Facendo riferimento ai noti diagrammi di Maurer e Weichelt (figg. 10 e 11), la composizione chimica deve essere compresa nei campi corrispondenti alla struttura bianca.

La linea di demarcazione della solidificazione bianca varia d'altra parte a seconda dello spessore del getto e delle condizioni di fusione.

Per i due tipi fondamentali di ghisa malleabile la somma del C e Si in linea di massima non deve superare 3,9% per i piccoli spessori e 3,7% per i grossi spessori.

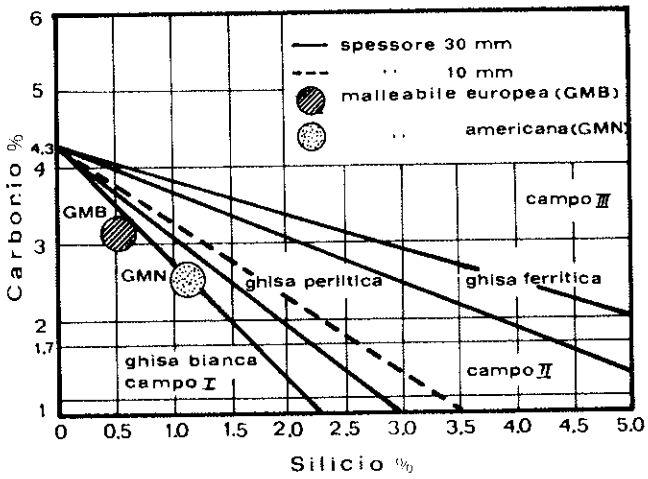
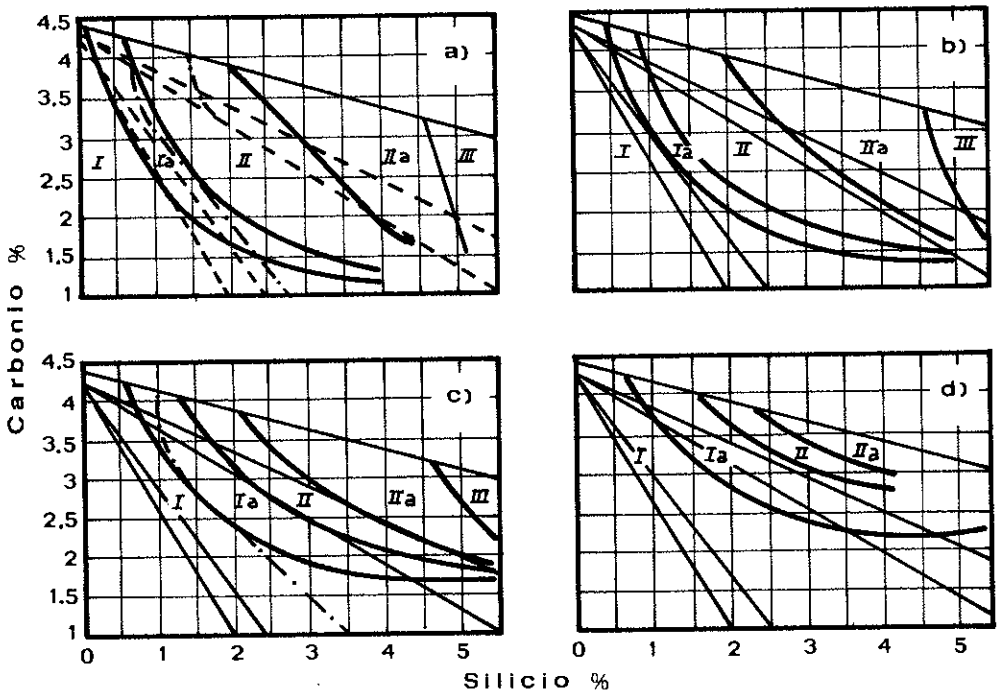


Fig. 10 - Diagramma di Maurer.

Fig. 11 - Diagramma di Ulitsch e Weichelt.

a - per spessore di 30 mm
b - per spessore di 20 mm
c - per spessore di 10 mm
d - per spessore di 6 mm



Tenuto conto di queste considerazioni, si possono dare i valori riportati in tab. I.

Tabella I - Composizione della ghisa malleabile

Descrizione	C	Si	Mn	P	S
Ghisa malleabile bianca	2,8÷3,2	0,5÷0,8	0,2÷0,4	<0,1	0,1÷0,25
Ghisa malleabile nera	2,0÷2,7	0,7÷1,9	0,2÷0,5	<0,1	<0,15

Poichè nel caso della ghisa malleabile bianca si ha una ricottura con decarburazione, il carbonio può essere 2,8 ÷ 3,4%. Il tenore di silicio deve essere tale da mantenere sul minimo la somma C+Si = 3,7 ÷ 3,9%. Questa composizione consente di fondere al cubilotto in maniera relativamente economica la ghisa di partenza per la ghisa malleabile bianca.

Per la ghisa malleabile nera il carbonio nella ghisa di partenza non deve essere così elevato, in quanto con il trattamento di ricottura non si ha alcuna decarburazione. A parità di tenore di carbonio la quantità di carbonio di ricottura sarebbe troppo elevata e danneggerebbe le caratteristiche di resistenza. Poichè al cubilotto non è possibile ottenere tenori di C di 2,0-2,8%, la fusione della ghisa di partenza per la malleabile nera si effettua in forni a fiamma o in forni elettrici acidi.

Per grosse produzioni si lavora con il processo duplex in cui il cubilotto funziona essenzialmente come forno fusorio.

Nei casi in cui non sono richieste elevate caratteristiche si può anche produrre la ghisa malleabile nera al cubilotto.

Per il controllo corrente della somma C+Si, oltre all'analisi chimica, è impiegata anche una provetta cilindrica di frattura (fig. 12).

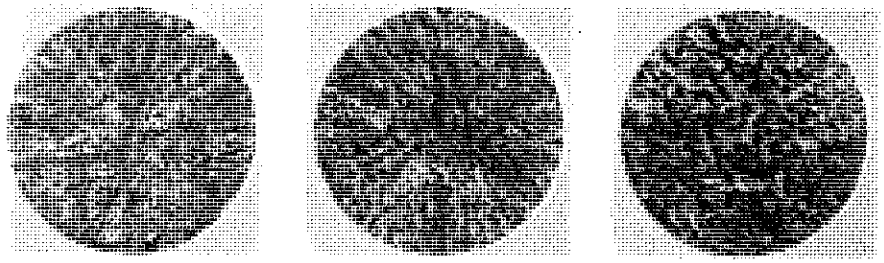


Fig. 12 - Provetta cilindrica di frattura della ghisa bianca per malleabile.
C+Si <0,8; C+Si = 4,0; C+Si = 4,2

Le caratteristiche meccaniche dei due tipi di ghisa fondamentali sono riportate in fig. 13.

Per la ghisa malleabile bianca si ha una forte influenza del grado di decarburazione e quindi dello spessore del getto, mentre per la ghisa malleabile nera non si hanno fenomeni di questo tipo.

Oltre al controllo delle caratteristiche sulle provette di trazione, si impiega anche un altro sistema basato su un cuneo sottoposto ad urto sulla punta (in particolare per la ghisa malleabile nera o americana).

Poichè molti getti di ghisa malleabile sono sottoposti a sollecitazioni alternate, sono interessanti per la valutazione di questo materiale anche le caratteristiche dinamiche.

La lavorabilità della ghisa malleabile dipende in larga misura dalla struttura micrografica.

Nella ghisa malleabile bianca per piccoli spessori il carbonio è allontanato quasi completamente. La struttura è così costituita da ferrite, poca perlite e tracce di carbonio di ricottura. In questa condizione si ha la massima tenacità e il materiale impasta l'utensile di taglio. Per questo, in analogia con gli acciai automatici, è necessario che sia presente una certa quantità di zolfo. Lo zolfo si combina con il manganese per formare MnS il quale rompe il truciolo ed evita l'inconveniente accennato.

Quindi, nei getti decarburati a fondo come i raccordi, è desiderabile un tenore di zolfo di 0,2%. Esiste anche la possibilità di effettuare una decarburazione limitata in modo da avere ancora un 40 ÷ 50% di perlite, sacrificando un poco l'allungamento.

Nei forti spessori la quantità di perlite nella ghisa malleabile bianca aumenta, per cui la struttura è costituita essenzialmente da perlite e carbonio di ricottura (grafite). Per ottenere una buona lavorabilità, si pratica un ulteriore trattamento termico allo scopo di globulizzare la perlite. Occorre dire ancora che la durata dell'utensile è migliore quando nel getto si ha un sufficiente sovrametallo e non vi sono punti sotto quota con una superficie greggia di colata.

Nella ghisa malleabile nera, in cui la struttura è costituita da ferrite e grafite, si ha la stessa condizione favorevole di lavorabilità sia nei piccoli che nei forti spessori.

I numerosi floculi di grafite di ricottura e la maggiore fragilità della ferrite data dal più alto tenore di silicio provocano la rottura del truciolo e danno una superficie di lavorazione meccanica regolare.

Benchè la struttura della ghisa malleabile nera nei suoi costituenti micrografici non sia molto differente da quella della ghisa grigia ricotta, la lavorabilità della prima è migliore (fig. 14).

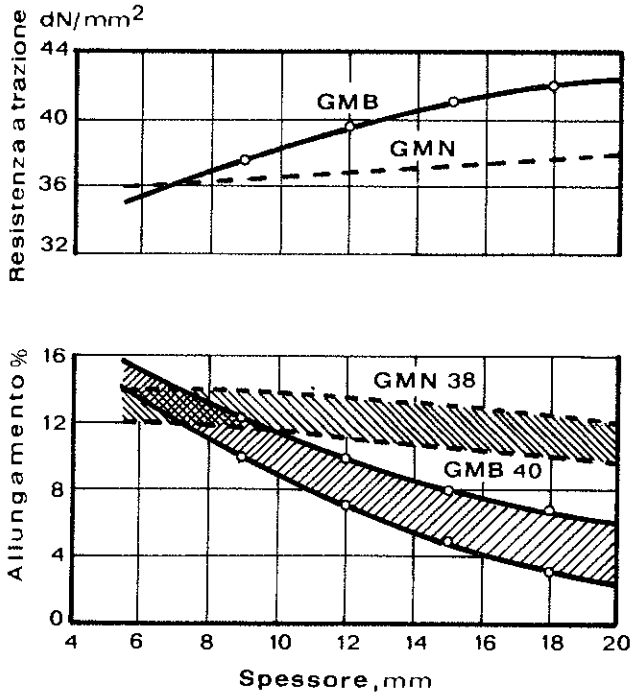


Fig. 13 - Caratteristiche a trazione delle ghise malleabili europea e americana.

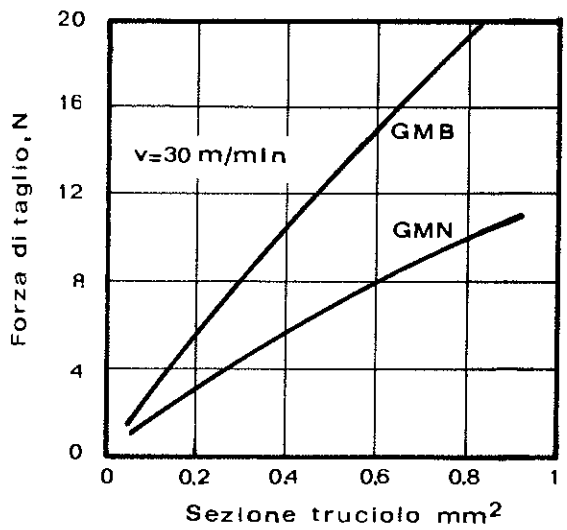


Fig. 14 - Lavorabilità delle ghise malleabili europea e americana.

Il campo di impiego della ghisa malleabile è abbastanza vasto. Getti di ghisa malleabile sono prodotti a partire dal peso di pochi grammi fino a 50 ÷ 100 kg rispettivamente per il tipo europeo e per il tipo americano.

Il campo principale di impiego, come già detto, è quello in cui occorrono getti a pareti sottili con buone superfici e caratteristiche meccaniche vicine a quelle dell'acciaio.

La ghisa malleabile presenta la buona colabilità della ghisa grigia e una tenacità simile a quella dell'acciaio.

Tra i settori dell'industria, che utilizzano su larga scala i getti di ghisa malleabile, si possono citare:

- motoristica e autoveicoli;
- macchine agricole;
- trasporto, energia elettrica;
- raccordi;
- chiavi.

Esigenze tecniche hanno portato allo sviluppo di ghise malleabili dotate di maggiore resistenza meccanica.

Questi tipi di ghise nei quali il carbonio è presente, oltrechè nella forma grafitica di ricottura, anche come carbonio combinato, si dicono comunemente ghise malleabili perlitiche, anche se nei tipi più duri la struttura della matrice è sorbitica o martensitica.

Esse rappresentano una gamma abbastanza recente di ghise malleabili che sono prodotte o mediante cicli di decarburazione o di grafitizzazione particolari oppure attraverso successivi trattamenti termici a partire da ghisa malleabili normali.

Ghise malleabili legate speciali sono quelle che, oltre agli elementi normali (carbonio, silicio, manganese, fosforo e zolfo), contengono altri elementi che interferiscono sul comportamento del metallo durante il ciclo produttivo e sulle proprietà finali. Possono contenere anche un elemento normale in percentuale superiore ai valori soliti (esempio: Mn > 1%).

Gli elementi speciali di aggiunta possono essere suddivisi in due gruppi:

- elementi che favoriscono la grafitizzazione (Al, Ni, Ti, Cu, Co);
- elementi che aumentano la stabilità dei carburi (W, Mo, V, Cr, Mn).

In genere le aggiunte di elementi speciali tendono a influenzare direttamente i cicli di malleabilizzazione oppure a modificare sostanzialmente le strutture con conseguenti miglioramenti di alcune caratteristiche del prodotto finale.

Si possono fare rientrare in questa categoria le *ghise malleabili modificate* ottenute con aggiunta di Mg.

COMPOSIZIONE CHIMICA

Ghisa bianca di partenza

Il metallo di partenza per i due tipi fondamentali di ghisa malleabile è una ghisa bianca ipoeutettica la quale contiene un carbonio generalmente compreso tra 2,3 e 3,5%. Il carbonio è presente nella struttura esclusivamente sotto forma combinata Fe_3C.

La struttura è costituita, quindi, sempre da cristalli misti primari e da una matrice di eutettico metastabile.

E' noto che il silicio favorisce la grafitizzazione e impedisce la formazione di cementite. La presenza del silicio accelera, dunque, la decomposizione della cementite.

Questa decomposizione sarà tanto più facile e completa quanto più alto sarà il tenore di silicio nella lega ferro-carbonio e si svilupperà la tendenza al passaggio sul diagramma stabile.

Il diagramma di Maurer mostra chiaramente l'azione del silicio sulla struttura in funzione del tenore di carbonio. La composizione della ghisa bianca per malleabile deve essere rappresentata in ogni caso da un punto situato nella zona più a sinistra in basso del diagramma (figg. 10 e 11).

Questa ghisa il cui tenore di carbonio è 2,3 ÷ 3,5%, contiene un silicio da 0,5 a 1,2%.

In base al diagramma citato si vede che il tenore di silicio può essere tanto più alto quanto più basso è il tenore di carbonio.

Questo tenore di silicio deve essere scelto in modo tale che, a seconda dello spessore del getto da colare, la ghisa solidifichi con frattura bianca, pure avendo una velocità di grafitizzazione elevata. Se questa velocità è troppo bassa, la successiva decomposizione dei carburi è ritardata e se è troppo alta nel metallo, si forma grafite primaria durante la solidificazione dopo la colata.

La formazione della grafite dipende anche dalla velocità di solidificazione, cioè l'intervallo di solidificazione sarà percorso tanto più lentamente e la separazione della grafite sarà tanto più facile, quanto più spesso sarà il getto da colare e più alta sarà la temperatura di colata.

La solidificazione e il raffreddamento della ghisa bianca per malleabile hanno luogo in ogni caso completamente sul diagramma del sistema metastabile.

La composizione desiderata per la produzione di un getto di ghisa bianca è l'opposto di quella che si richiede per una rapida malleabilizzazione. Alla colata si richiede una elevata stabilità della cementite, mentre durante la ricottura è desiderata una forte tendenza alla grafitizzazione. La composizione chimica della ghisa malleabile deve essere quindi rigorosamente controllata. La composizione desiderata è quella che è al limite per dare grafite lamellare allo stato greggio di fusione.

In linea di massima le composizione chimiche delle ghise bianche destinate alla malleabilizzazione sono quelle già indicate in tab. I.

Questi tenori non possono essere applicati arbitrariamente in tutti i casi. La composizione da adottare, perchè una ghisa sia sempre completamente bianca, è legata alla massività dei getti.

E' quindi essenziale, per ogni singolo caso, adottare una composizione che sia in accordo con i diagrammi strutturali stabiliti in funzione dei tenori di C, Si e massività.

Inoltre per la ghisa malleabile nera si deve rispettare la relazione:

$$Mn\% = 2\% S + 0,1/0,2$$

Per esempio una ghisa bianca per malleabile nera destinata a getti che hanno la stessa legge di raffreddamento di una barra cilindrica del diametro di 35 mm può avere la seguente composizione:

C = 2,55%, Si = 1,30%, Mn = 0,53%, S = 0,5%, P = 0,12%
(% Mn = 2% S + 0,23).

Una ghisa bianca per malleabile bianca o europea può, per lo stesso scopo, presentare la seguente composizione:

C = 3,10%, Si = 0,65%, Mn = 0,20%
S = 0,18%, P = 0,10%
(% Mn = 2% S - 0,16).

Si può, in base alla composizione della ghisa bianca di partenza, ridurre i rischi di grafitizzazione primaria, specialmente nei getti con grande massività, aggiungendo al metallo liquido, prima della colata dei getti, piccole quantità di bismuto puro. Il bismuto ha un effetto sbiancante noto da molto tempo.

Si è constatato, inoltre, che non evita il rischio di rallentare la grafitizzazione nel corso della ricottura o di nuocere alle caratteristiche meccaniche.

Inoltre il bismuto evapora molto velocemente, per cui è eliminato dai ritorni di fabbricazione durante la loro rifusione e non dà luogo a fenomeni di arricchimento progressivo.

Questa aggiunta di Bi può essere effettuata quotidianamente per tutti i getti.

E' inteso che l'aggiunta non esime dal controllo accurato dei tenori degli elementi comuni (C, Si, Mn, P, S, Cr) le cui variazioni eccessive si ripresentano sulle caratteristiche meccaniche del metallo ricotto. Inoltre occorre tenere presente che le ghise bianche a basso tenore di carbonio pongono problemi particolari per quanto si riferisce alla sanità dei getti.

L'aggiunta di bismuto è completata con una piccola aggiunta di boro che facilita la grafitizzazione dell'austenite durante il primo stadio di malleabilizzazione (ghisa malleabile nera).

Anche per la fabbricazione della ghisa malleabile perlitica è necessario in ogni caso ottenere getti di ghisa bianca della stessa composizione di una delle ghise fondamentali nera americana oppure bianca o europea.

In certi casi la composizione della ghisa bianca iniziale è modificata con l'aggiunta di elementi tendenti a facilitare il trattamento termico e a migliorare certe caratteristiche.

Si può agire con l'introduzione di un elemento non presente normalmente o, più frequentemente, con l'aumento della percentuale di un elemento normale (esempio: Mn).

Altre considerazioni possono essere fatte sempre sulla struttura della ghisa bianca di partenza, specialmente in merito alla tendenza al risucchio e alla screpolatura a caldo nei getti.

Uno studio di R. Döpp (The Metallurgy of Cast Iron - Ginevra 1975) è stato dedicato alla cristallizzazione dell'austenite primaria per risolvere il problema delle screpolature a caldo.

Allo stesso tempo è stata fatta una ricerca sulla cristalizzazione esogena dell'austenite primaria nella ghisa grigia e nella ghisa bianca per malleabile allo scopo di aumentare la resistenza a trazione.

L'austenite primaria cristallizza in maniera esogena (dendriti in formazioni colonnari orientate) o in maniera endogena (dendriti equiassiali) o in maniera mista.

Ciascuna forma di austenite primaria è stata ottenuta e riprodotta con precisione. L'austenite endogena, indicata da un più forte sottoraffreddamento, è favorita da:

- diminuzione del carbonio;
- aumento della ghisa in pani in carica;
- abbassamento della temperatura di colata;
- prolungamento del tempo di attesa;
- aggiunta in siviera Al, B, Bi;
- piccolo spessore dei getti.

Aumentando il tempo di attesa, aumenta la proporzione della struttura endogena primaria e il rapporto perlite/ferrite.

L'austenite primaria endogena riduce la tendenza alle screpolature a caldo dei getti di ghisa bianca, mentre l'austenite esogena primaria aumenta la resistenza sia della ghisa grigia che della ghisa bianca (fig. 15).

Gli elementi chimici e la loro influenza

In considerazione delle scarse possibilità di intervento sulle condizioni di raffreddamento dei getti in fase di solidificazione, la scelta della composizione chimica e la tecnica di fusione hanno acquistato sempre più un'importanza determinante sia per soddisfare le contrastanti esigenze della colata e della ricottura, sia per poter estendere l'uso della ghisa malleabile a produzioni molto diversificate.

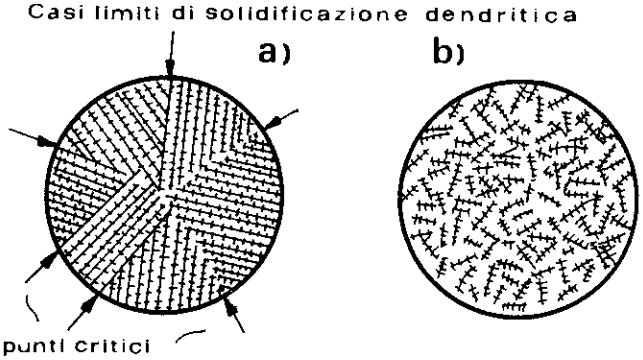


Fig. 15 - Tipo di solidificazione e tendenza alla screpolatura a caldo.
a - esogena: con pericolo di screpolature a caldo
b - endogena: insensibile alle screpolature a caldo

Il raggiungimento di determinate caratteristiche meccaniche o di lavorabilità, l'economicità del trattamento termico o una buona colabilità e quindi migliore resa dei getti, sono gli obiettivi, che singolarmente o contemporaneamente a seconda dei casi e limitatamente alle possibilità impiantistiche (gruppo fusorio e trattamento termico), condizionano la scelta degli elementi chimici e i rispettivi intervalli di analisi.

Nel contesto generale della scelta della composizione chimica, una citazione a parte merita, inoltre, l'aggiunta di alcuni elementi in percentuali ridotte.

Mentre, infatti, un tempo per le varie ghise malleabili, in funzione degli spessori e della massività dei getti, erano di solito adottate composizioni chimiche diverse, negli ultimi decenni si è affermata la tendenza, per ghise malleabili nere e perlitiche, a produrre getti con spessori diversificati, adottando una composizione chimica di base unica, con tenori di silicio relativamente elevati, ed effettuando aggiunte di elementi come: bismuto, boro, alluminio, magnesio, ecc. in tenori molto limitati.

L'effetto delle varie aggiunte, in particolare di boro e bismuto, oltre a perseguire gli scopi di cui sopra, ha consentito diversi altri vantaggi come:

- la produzione di getti con spessori notevoli;
- la possibilità di maggiori escursioni nei valori di analisi, soprattutto per carbonio e silicio;
- l'aumento del numero dei floculi di grafite con conseguente miglioramento della lavorabilità;
- la possibilità di realizzare cicli di ricottura più economici;
- i miglioramenti delle caratteristiche meccaniche;
- la possibilità di contrastare l'effetto di alcuni elementi nocivi.

Per quanto riguarda le ghise malleabili bianche, il processo di decarburazione, già normalmente lungo, tende ad essere ulteriormente prolungato da quei fattori che aumentano il numero dei nuclei di grafitizzazione e che ne facilitano lo sviluppo all'inizio del ciclo di ricottura ad alta temperatura. Di conseguenza la tecnica delle aggiunte non ha trovato, in linea generale, motivi di pratico interesse per questo tipo di malleabile.

Gli elementi chimici presenti nella composizione delle ghise malleabili, oltre al ferro, possono essere classificati come segue:

- Elementi normali: carbonio, silicio, manganese, zolfo, fosforo sono sempre presenti in percentuali variabili in ogni tipo di ghisa.
- Elementi alliganti: sono aggiunti allo scopo di modificare le strutture di una ghisa, attraverso la loro specifica influenza durante la solidificazione o nei processi di grafitizzazione o di stabilizzazione dei carburi.
- Elementi nocivi: la loro presenza, in determinati valori, esercita una influenza negativa sui processi di solidificazione e di trattamento termico, alterando cioè le normali condizioni di una ghisa malleabile dal punto di vista metallurgico.

Elementi normali

Carbonio

Il tenore di carbonio è tenuto, in linea generale, il più basso possibile, compatibilmente con la colabilità della ghisa e con i difetti che ne possono derivare.

La scelta della giusta percentuale di carbonio va fatta tenendo presente lo spessore dei getti e il tenore degli altri elementi con particolare riguardo al silicio, la struttura finale desiderata e il tipo di trattamento termico previsto.

Per le ghise malleabili a cuore bianco in fase di ricottura, il ruolo della decarburazione diventa tanto più determinante quanto più alto è il valore del carbonio nella ghisa di partenza. Si è soliti considerare corretti i valori che vanno da un minimo di C = 2,8% per i getti più pesanti, ad un massimo di C = 3,2% per i getti a pareti sottili.

Ghise con tali percentuali di carbonio, oltre a garantire una buona colabilità, possono soprattutto essere spillate anche direttamente dal cubilotto, che costituisce ancora oggi il mezzo fusorio più diffuso nella produzione dei getti di malleabile bianca.

Per quanto riguarda le ghise malleabili nere, poichè in genere i tenori di silicio sono relativamente elevati e dato che il carbonio non subisce riduzioni apprezzabili in fase di trattamento termico, è bene contenere i valori di partenza del carbonio nei limiti compresi fra 2,4 ÷ 2,6%.

Dal diagramma Fe-C risulta chiaro che per i valori di carbonio che si sono indicati, le ghise bianche di partenza destinate al trattamento di malleabilizzazione presentano intervalli di solidificazione e temperature di inizio di solidificazione crescenti con il diminuire della percentuale di C presente.

D'altra parte si sa che quando i tenori di carbonio sono più bassi, la colabilità delle ghise, per una stessa temperatura di colata, peggiora e i sistemi di alimentazione dei getti, ai fini della sanità degli stessi, diventano sempre più critici.

Infatti la permanenza allo stato pastoso di una ghisa per un tempo relativamente lungo (ampio intervallo di solidificazione e/o scarsa velocità di raffreddamento) entro una forma, favorisce l'insorgere di porosità, di cricche a caldo, di segregazioni e di zone a struttura spugnosa (dendriti).

Inoltre per poter realizzare condizioni di colabilità accettabili, sussiste la necessità di colare a più alte temperature le ghise a basso carbonio, il che aumenta la possibilità dei difetti indicati.

Si aggiunga che tanto più elevate sono le temperature di colata tanto più sfavorevole risulta la distribuzione delle temperature nelle varie zone dei getti. Di conseguenza si modificano le condizioni ottimali di solidificazione progressiva e più grande si presenta il divario durante la solidificazione fra le parti più sottili e più spesse dei getti. In queste ultime i più lunghi tempi di permanenza allo stato pastoso favoriscono la presenza di porosità e zone dendritiche.

D'altra parte durante il raffreddamento nella forma, a

parità di altre condizioni, la possibilità di precipitazione di grafite primaria cresce con l'aumentare del contenuto di carbonio della ghisa, della massività dei getti e della temperatura di colata.

Per quanto concerne il trattamento di malleabilizzazione, un aumento del tenore di carbonio influenza l'innesco e il processo di grafitizzazione, in quanto:

- accresce la percentuale di eutettico ledeburitico (60% circa di Fe_3C) e quindi la quantità di cementite primaria che è presente nei getti crudi deve dissociarsi nei suoi componenti e successivamente depositarsi come carbonio grafitico durante il ciclo di alta temperatura;
- aumenta il numero dei nuclei che si formano all'interfase austenite-cementite ed attorno ai quali il carbonio liberatosi dall'austenite si addensa. Si riduce così il percorso fra la cementite ed i noduli in formazione e si ha quindi un trasferimento degli atomi di carbonio su distanze più brevi con conseguente accelerazione del processo.

Nella ricottura delle ghise malleabili a cuore bianco, anche il carbonio, come già ogni elemento grafitizzante, per contenuti crescenti ostacola il processo di decarburazione, in quanto promuove una rapida e massiccia precipitazione di grafite, la cui ridissoluzione nel ferro γ, con successiva diffusione verso la superficie attiva, risulta molto lenta.

Per avere una decarburazione profonda e rapida devono essere i carburi eutettici avvolti dall'austenite prima a disciogliersi nel ferro γ e successivamente a migrare verso l'esterno, evitando così agli atomi di carbonio come fase intermedia il deposito sotto forma di grafite.

Si sa che i noduli di carbonio non presentano resistenza meccanica e quindi le caratteristiche meccaniche di una ghisa malleabile risulteranno tanto migliori quanto inferiore sarà il volume totale dei noduli di carbonio disseminati nella matrice, più uniforme e compatta la morfologia degli stessi ed omogenea la loro distribuzione nelle sezioni dei getti. Una forte nucleazione può, infatti, portare i noduli di grafite ad allinearsi lungo i bordi dei grani di cementite primaria, provocando un decadimento molto sensibile delle caratteristiche meccaniche in genere.

Come si vede, l'elemento carbonio svolge un ruolo essenziale nella composizione chimica delle ghise malleabili per quanto concerne sia la fase di fusione-colata-alimentazione, sia per il trattamento di malleabilizzazione dei getti.

L'attitudine del carbonio rispettivamente a grafitizzare (GMN) e a migrare verso l'esterno durante il processo di decarburazione (GMB) è grandemente influenzata dalla presenza di altri elementi chimici nella ghisa, i quali possono agire in modo diverso a seconda che essi risultino fattori grafitizzanti oppure antigrafitizzanti e stabilizzatori di carburi.

Silicio

Particolare attenzione va rivolta verso questo elemento per la notevole influenza che esercita nelle varie fasi di elaborazione delle ghise malleabili.

Il suo energico potere grafitizzante, da una parte obbliga a correlare, in funzione degli spessori dei getti, valori opportunamente bassi di carbonio, ed al limite piccole aggiunte di elementi antigrafitizzanti, e dall'altra consente, se giustamente dosato, economie nei cicli di ricottura e più ampie possibilità nel raggiungimento di determinate caratteristiche meccaniche. In particolare per le ghise malleabili nere e perlitiche si è passati dai livelli convenzionali di silicio, circa 1%, fino a 1,3 ÷ 1,6%, tenendo il carbonio molto basso e operando mediante aggiunte di bismuto, tellurio, ecc., elementi che, senza ostacolare notevolmente il processo di ricottura, promuovono una solidificazione eutettica metastabile.

Per avere un'idea generale dell'effetto del silicio come elemento di lega nelle ghise, ci si riferisce al diagramma ternario Fe-C-Si.

Esaminando i tre diagrammi Fe-C rispettivamente con 0% , 2% e 4% di Si (fig. 16), si vede che aumentando il silicio, il valore di C dell'eutettico diminuisce e contemporaneamente aumenta leggermente la temperatura di formazione dell'eutettico stesso.

L'azione del silicio durante la colata si esplica quindi principalmente spostando la solidificazione dell'eutettico verso il sistema stabile e favorendo perciò la precipitazione di grafite primaria.

D'altra parte a parità di contenuto di C, per valori crescenti di Si, diminuisce la temperatura di inizio di solidificazione e così pure l'intervallo di solidificazione.

Si ha quindi, a parità di temperatura della ghisa liquida, una colabilità migliore e d'altra parte una favorevole azione sull'alimentazione dei getti con riduzione dei fenomeni di ritiro, screpolature a caldo, ecc.

Come la solidificazione eutettica, anche la trasformazione eutettoidica $\gamma \rightarrow \alpha$ si sviluppa con l'aumentare del silicio non più ad una determinata temperatura, bensì in un intervallo di temperature, i cui limiti si spostano verso l'alto e si allargano sempre di più, mentre gradualmente si restringe il campo della fase γ e diminuisce la solubilità del C nell'austenite.

Tenori crescenti di silicio, come risulta dalla fig. 17, amplificano anche lo scarto esistente fra il carbonio depositato come grafite (secondo il sistema stabile) ed il carbonio combinato come cementite (secondo il sistema metastabile) entro le curve di solubilità Agr ed Acm, il che comporta in fase di ricottura:

- la formazione di un più grande numero di nuclei di grafitizzazione, con diminuzione della distanza media da percorrere per gli atomi di C;
- l'aumento del gradiente di concentrazione in carbonio fra la soluzione solida (austenite), che è in contatto con la cementite, e quella che contorna i noduli di grafite appena precipitati, con incremento della velocità di migrazione degli atomi di C.

A tali due effetti è legata fondamentalmente l'influenza del silicio sulla cinetica di grafitizzazione del primo e secondo stadio. Per quanto riguarda inoltre la prerogativa di tale

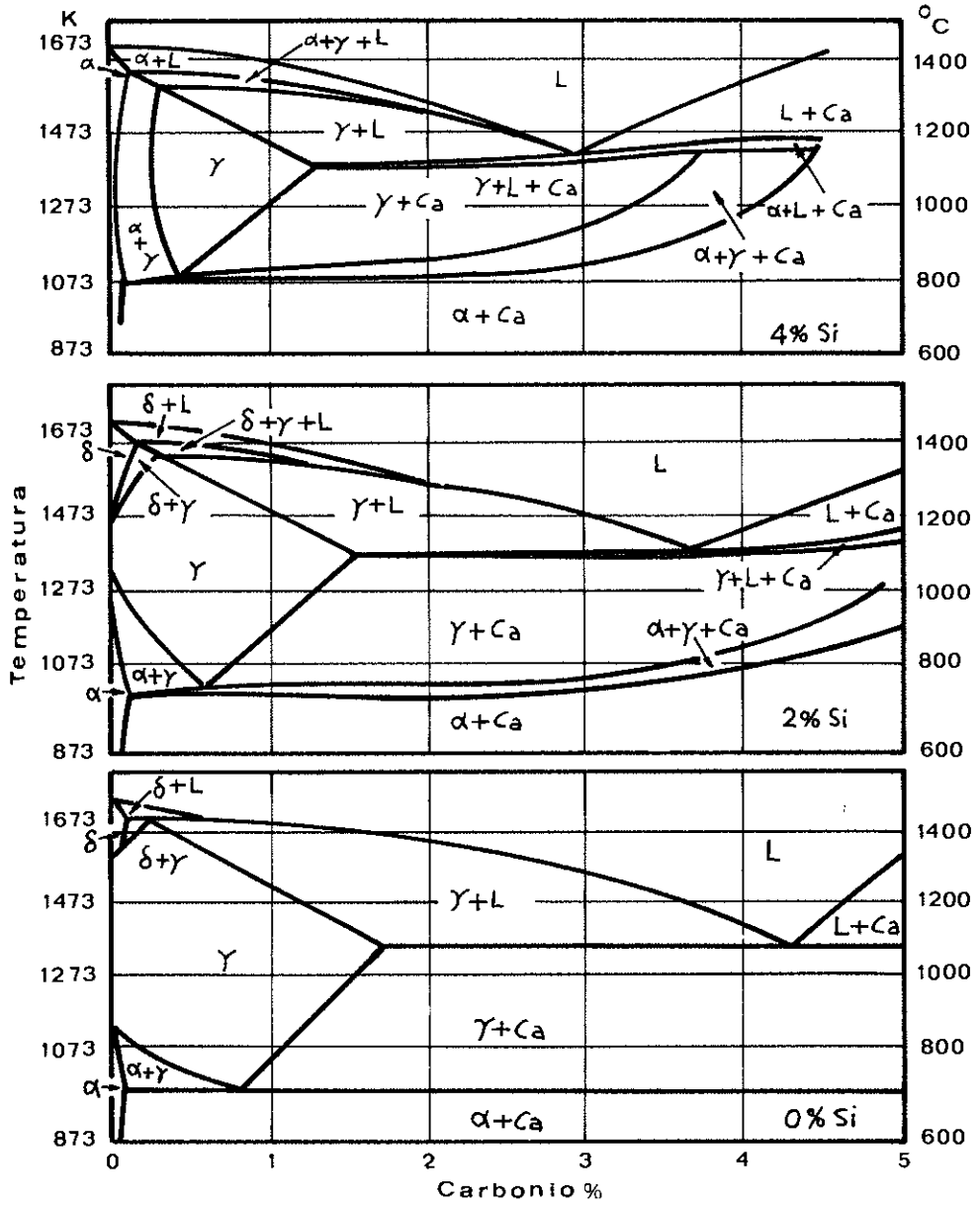


Fig. 16 - Effetto del silicio sul diagramma ferro-carbonio (Greiner, Marsh e Stonghton).
(L = liquidus, Ca = carburo di ferro o cementite)

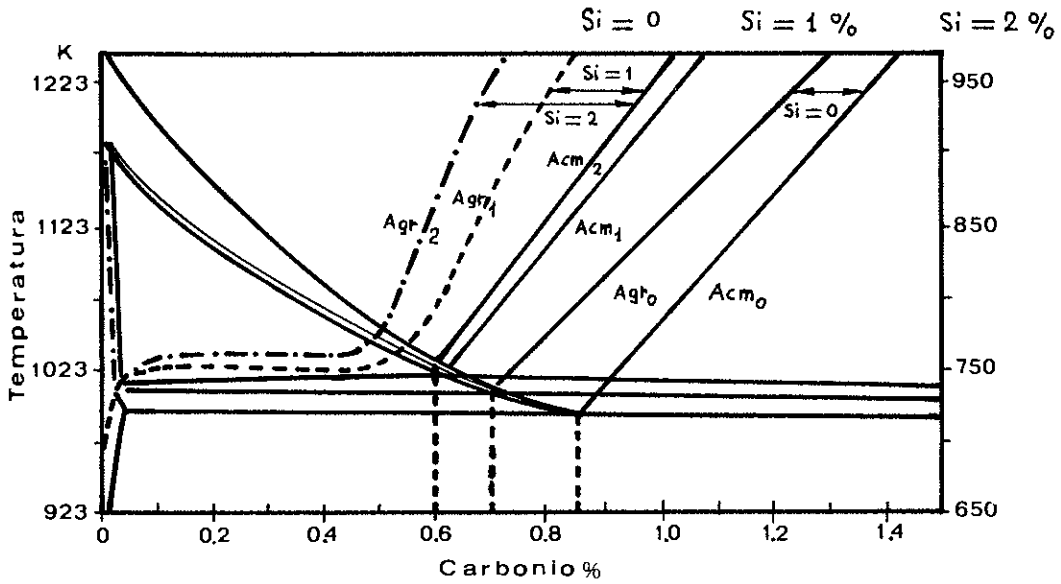


Fig. 17 - Effetto del silicio sullo scarto tra carbonio depositato come grafite e carbonio combinato come cementite.

elemento di aumentare in misura consistente il numero di floculi di grafite che si sviluppano durante lo stadio ad alta temperatura, è possibile constatare quantitativamente che esiste una relazione pressocchè lineare fra la percentuale di Si e il numero dei noduli per mm^3 come indicativamente riportato in fig. 18.

La precipitazione del carbonio di ricottura può avvenire ad una temperatura tanto più bassa quanto più elevato è il tenore di silicio; poichè il carbonio in soluzione nel ferro γ ad una data temperatura diminuisce con il crescere del silicio stesso, si è cercato, con l'adozione di tenori elevati di questo elemento, di favorire economicamente i cicli di ricottura delle ghise malleabili nere e perlitiche nel primo stadio di grafitizzazione con temperature più basse e tempi più brevi, e i cicli delle ghise malleabili nere a matrice ferritica nel secondo stadio di grafitizzazione con l'adozione di velocità di raffreddamento più elevate.

Valori eccessivamente alti di silicio, maggiori cioè di 1,6%, a parte superabili problemi di *trotatura*, sono da sconsigliare nei casi in cui si ricercano elevati allungamenti alla rottura e buoni valori di resilienza.

Campi di tolleranza usuali per le ghise malleabili bianche prevedono, in funzione degli spessori dei getti, valori da 0,4 a 0,9% di silicio. Causa l'aumento di solubilità della cementite nel ferro γ i tenori troppo bassi naturalmente comportano cicli di ricottura più lunghi per sciogliere sia la cementite eutettica che secondaria ed una diminuzione della precipitazione del carbonio non eliminato.

Valori superiori allo 0,9% di silicio, pur accelerando il fenomeno della grafitizzazione, creano contemporaneamente un rallentamento sul processo già molto lungo di decarburazione. Il processo termochimico di decarburazione è infatti essenzialmente una combustione di atomi di carbonio in soluzione, per cui la presenza del silicio, diminuendo la solubilità del carbonio nell'austenite, facendolo cioè prima grafitizzare, ritarda la decarburazione stessa.

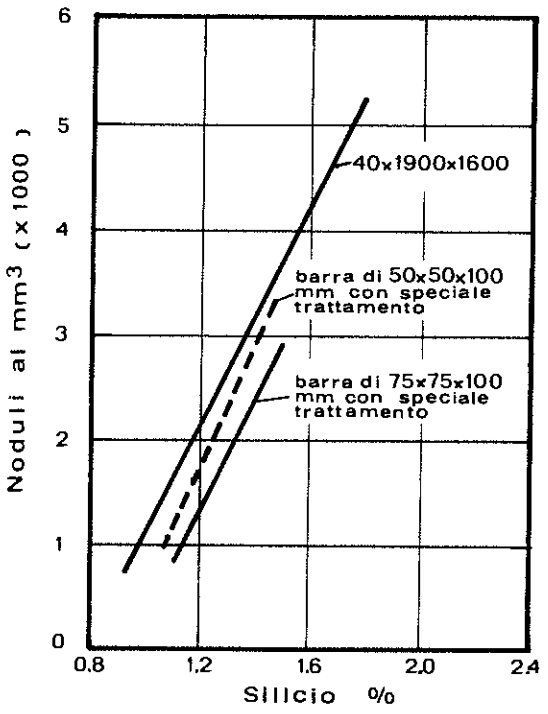


Fig. 18 - Relazione tra contenuto di silicio e numero dei noduli di grafite per diverse sezioni di getti di ghisa completamente trattati a 1.200 K (907 °C).
Le curve sono solo indicative perchè si riferiscono ad una prova svolta sotto specifiche condizioni di fusione e di trattamento termico.

Per i getti di ghisa malleabile bianca di un certo spessore è bene comunque mantenere un tenore di silicio sufficiente, per realizzare una buona grafitizzazione a cuore.

Il silicio ha anche una influenza diretta sia sulla fragilità delle ghise malleabili riscaldate tra 473 e 773 K (200 e 500 °C), sia sulla formazione del cordone perlitico delle ghise malleabili nere.

Manganese

In generale per vari tipi di ghise malleabili il giusto tenore di manganese è scelto principalmente per neutralizzare l'effetto deleterio che lo zolfo ha, se presente sotto forma di FeS, sia sulla fragilità dei getti, che nel rallentamento dei cicli di ricottura.

In pratica si aggiunge un eccesso di 0,2 ÷ 0,3% Mn sulla quantità stechiometricamente necessaria per combinarsi con lo zolfo presente nella ghisa di partenza, secondo la nota relazione Mn = 1,7%S + (0,2-0,3).

Si tenga presente che il manganese non combinato come MnS, cioè libero, forma con la cementite un carburo doppio di ferro e manganese isomorfo con la cementite, ma più stabile della stessa e che, come si può vedere dalla fig. 19 comporta, per i tenori più elevati, notevoli ritardi nel ciclo di ricottura.

Il manganese, a seguito dei fenomeni di segregazione diretta, ha un'influenza negativa in particolare nei getti più spessi, sia sulla resilienza, che è abbassata come valore assoluto, sia sulla temperatura di transizione che subisce un brusco incremento.

Eccessi di manganese causano l'abbassamento della temperatura dell'eutettoide ed esercitano una marcata influenza anche sul secondo stadio di grafitizzazione. Infatti, a parità di velocità di raffreddamento nell'intervallo critico, te-

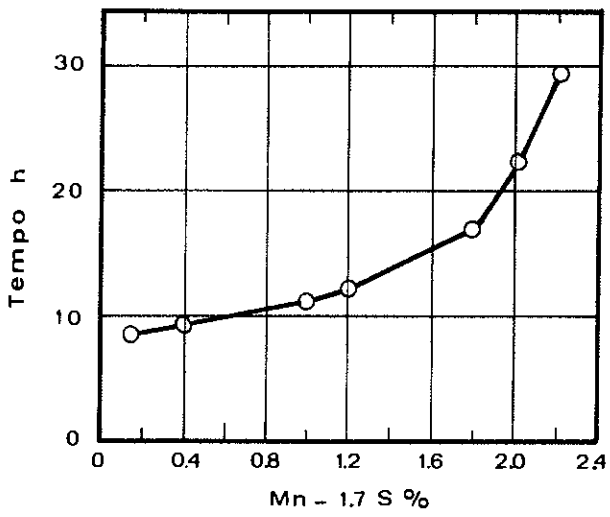


Fig. 19 - Influenza del manganese non combinato sulla durata della grafitizzazione primaria di una ghisa di una data composizione.

nori crescenti dell'elemento agevolano la formazione di strutture con maggiori percentuali di perlite ed aumentano la finezza e la stabilità della stessa, mentre corrispondentemente riducono le dimensioni dei floculi della grafite e ne modificano la forma.

Zolfo

Si deve distinguere l'influenza dello zolfo rispettivamente per le ghise malleabili bianche e nere.

Per le ghise malleabili bianche alti contenuti di zolfo (0,20 ÷ 0,30%), quali possono trovarsi nelle ghise fuse al cubilotto normale, non ostacolano il processo di decarburazione anche se non completamente equilibrati dal manganese. Infatti lo zolfo presente come FeS stabilizza la cementite e dà luogo ad una decarburazione, anche senza decomposizione dei carburi e senza grafitizzazione. Di conseguenza in questo caso mentre i getti sottili (spessori 3 ÷ 5 mm) possono essere completamente decarburati, i getti più spessi conservano a cuore ancora parte della cementite con evidenti influenze negative sulle caratteristiche meccaniche e sulla laborabilità.

Per le ghise malleabili nere, lo zolfo libero esercita una azione negativa in fase di ricottura, con riduzione del numero dei noduli di grafite, stabilizzazione dei carburi e rallentamento dei processi di grafitizzazione.

Anche l'efficacia sulla velocità del primo e secondo stadio di grafitizzazione, di eventuali aggiunte di boro, alluminio, ecc. può risultare ridotta a seguito di contenuti di zolfo troppo elevati.

In generale, comunque, sia per le ghise malleabili bianche che nere, è buona norma equilibrare lo zolfo presente come MnS.

Fosforo

Tenori elevati di fosforo, date le sue capacità grafitizzanti, da un lato agevolano la ricottura di malleabilizzazione e migliorano inoltre le caratteristiche di colabilità della ghisa, e dall'altro pregiudicano le proprietà meccaniche dei getti.

Infatti il fosforo già al di sopra dello 0,08% , grazie anche alla segregazione diretta, supera i valori di solubilità nel ferro e tende a formare, insieme al carbonio e al ferro, degli eutettici ternari (steadite) basso-fondenti che in fase di solidificazione vanno a depositarsi direttamente ai bordi dei grani, diminuendone la coesione e provocando di conseguenza notevoli cadute nei valori della resilienza. Contemporaneamente si verificano innalzamenti bruschi della temperatura di transizione sia nelle ghise malleabili a matrice ferritica che perlitica, e per i tenori di fosforo $\geqslant$ 0,15% il passaggio dalla frattura duttile a quella fragile (punto di transizione) avviene praticamente a temperatura ambiente.

Poichè la grafitizzazione della steadite è in pratica impossibile da ottenere con i normali cicli di ricottura, per potere evitare gli inconvenienti di cui sopra, si deve mantenere il tenore di fosforo al di sotto dello 0,10% , controllando accuratamente i materiali di carica. Si tenga infatti presente che il fosforo non subisce riduzioni apprezzabili durante la fusione.

Elementi alliganti

Per conferire alle ghise malleabili particolari caratteristiche o per agevolare i processi di elaborazione, sono aggiunti alcuni elementi singoli o in combinazione.

Tra i vari elementi adoperati sono qui di seguito esaminati i seguenti: boro, rame, rame-molibdeno, nichel, manganese, alluminio, bismuto, tellurio, antimonio, magnesio.

Boro

Risultati pratici confermano che aggiunte di boro sino a 0,008% aumentano il numero dei floculi di grafite che si sviluppano in fase di trattamento ed accelerano di conseguenza i processi di grafitizzazione.

Valori superiori di boro evitano la formazione di grafite primaria anche nei getti più spessi e ritardano notevolmente la decomposizione delle ultime tracce di cementite durante il primo stadio di ricottura.

Il diverso comportamento del boro nei riguardi della grafitizzazione sembra trovare una logica giustificazione nell'affinità che l'elemento manifesta verso l'azoto (stabilizzatore dei carburi), disciolto nella ghisa che è bloccato sottoforma di azoturo BN.

D'altra parte i tenori di boro, eccedenti quelli stechiometricamente necessari per neutralizzare l'azoto, si concentrano nella cementite, rendendola termodinamicamente stabile.

Nelle ghise malleabili sottoposte ad aggiunte eccessive di boro non è improbabile pertanto trovare, in particolare nelle zone più spesse dei getti ed in prossimità degli attacchi di colata, residui di carburi complessi indisciolti. Pericolosi risultano a tale riguardo gli accumuli.

In considerazione delle percentuali di azoto normalmente presenti nelle ghise malleabili, e sulla scorta di risultati pratici, si è trovato che i contenuti ottimali di boro oscillano fra 0,001 e 0,008% , valori con i quali risulta notevolmente accelerato nelle ghise malleabili nere, oltre che il primo stadio di grafitizzazione, anche la grafitizzazione diretta dell'austenite durante il secondo stadio di trattamento per la ferritizzazione.

Nella produzione di getti spessi di ghisa malleabile nera e perlitica è pratica corrente combinare aggiunte simultanee di bismuto (per evitare la formazione di grafite primaria) e di boro nei tenori sopra definiti, per migliorare la grafitizzazione e per compensare quindi l'effetto negativo del bismuto sui tempi di trattamento termico.

Piccole aggiunte di boro dell'ordine dello 0,002 ÷ 0,005% sono a volte operate per contrastare l'influenza nociva del cromo.

Per l'aggiunta in siviera può essere utilizzato sia il ferro-boro che l'acido borico commerciale contenente il 17,5% di boro (disidratato per evitare spruzzi all'atto dell'immissione in siviera).

Oltre ai vantaggi economici e metallurgici in quest'ultimo caso si ha anche un più rapido e completo assorbimento.

Rame

Il rame come elemento mediamente grafitizzante (effetto pari a 1/3 di Si circa) deve essere opportunamente calcolato in relazione ai tenori di silicio, per evitare indesiderate grafitizzazioni primarie. D'altra parte tale elemento aumenta anche l'isteresi al raffreddamento, abbassando gradualmente la temperatura dell'eutettoide che, per tenori di Cu $\geqslant$ 4,5% , cade al valore minimo di 917 K (644 °C). Aggiunte di rame contenute intorno all'1% sono effettuate in certi casi perchè agevolano in misura già consistente l'ottenimento di ghise malleabili a matrice interamente perlitica, molto fine e più facilmente lavorabile.

Tenori di rame inferiori a 1,5% comportano nelle ghise malleabili nere ferritiche, oltre che riduzione nei tempi del primo stadio di grafitizzazione, anche apprezzabili miglioramenti, mediante opportuni cicli termici di indurimento, del carico di rottura e del limite elastico con incrementi di durezza della struttura ferritica.

Quando il contenuto di rame supera la sua solubilità limite nella ferrite a temperatura ambiente (circa 0,5%), le proprietà della ghisa malleabile aumentano sino ad un contenuto di rame dell'1,75%: con R = 430 N/mm^2 (43 kg/mm^2) si ha S = 325 N/mm^2 (32,5 kg/mm^2) cioè il rapporto fra carico di rottura e snervamento risulta uguale a 0,75. Detto valore è maggiore di quello delle ghise malleabili classiche (0,6 ÷ 0,7). In fig. 20 è riportato l'andamento della durezza in funzione del contenuto di rame per una ghisa di determinata analisi.

Per quanto riguarda la resistenza alla corrosione, si è visto che aggiunte dell'1% Cu aumentano la resistenza della ghisa malleabile alla corrosione da fumi del 25% circa.

Le ghise malleabili al Cu sono particolarmente indicate per i getti esposti costantemente all'atmosfera come: materiale ferroviario, supporti per scambi, tubazioni, raccordi, maglie catena, tazze per convogliatori, ecc.

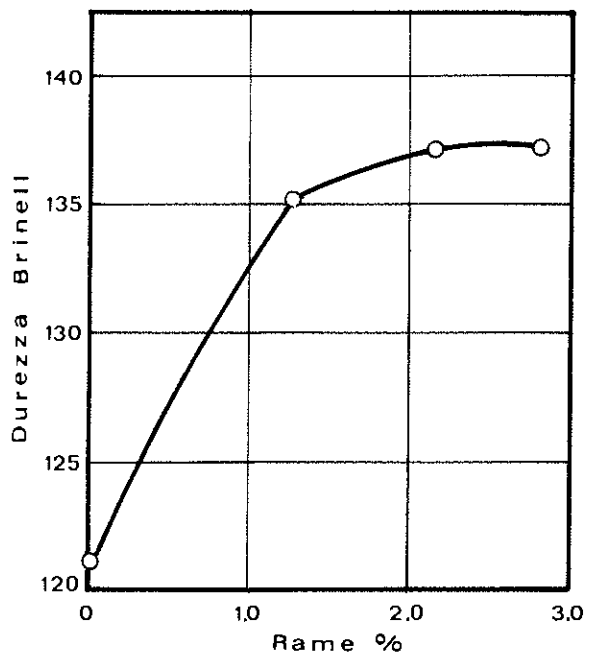


Fig. 20 - Relazione fra il contenuto di rame e la durezza per una ghisa malleabile della composizione seguente: Ct 2,40, Si 1,01, Mn 0,31, S 0,075, P 0,144.

Un ulteriore aumento delle caratteristiche meccaniche (resistenza, snervamento, durezza) delle ghise malleabili con l'1% Cu può essere ottenuto sottoponendo i getti a ulteriore trattamento termico comprendente: riscaldo per 1 h a circa 1.003 ÷ 1.018 K (730 ÷ 745 °C), raffreddamento in aria e mantenimento a 773 K (500 °C) per 3 ÷ 5 h.

Rame-molibdeno

L'aggiunta di rame e molibdeno conferisce alle malleabili una resistenza superiore alla corrosione, unitamente a un incremento delle caratteristiche meccaniche. Il Cu ha l'azione di controbilanciare l'effetto stabilizzante dei carburi da parte del Mo, rendendo possibile l'ottenimento di ghisa malleabile ferritica senza aumentare i normali cicli di trattamento di malleabilizzazione. Per controbilanciare lo 0,2 ÷ 0,4% Mo, di norma si aggiunge lo 0,5 ÷ 1,25% Cu. Le caratteristiche meccaniche di una ghisa malleabile legata al Cu-Mo sono in genere le seguenti:

- Resistenza: 420 ÷ 470 N/mm^2 (42 ÷ 47 kg/mm^2).
- Snervamento: 290 ÷ 325 N/mm^2 (29 ÷ 32,5 kg/mm^2).
- Allungamento: 15 ÷ 20%.
- Durezza Brinell: 135 ÷ 155.

Dette caratteristiche meccaniche possono essere migliorate mediante ulteriore trattamento termico comprendente: tempra da 973 ÷ 1.003 K (700 ÷ 730 °C) in aria seguita da mantenimento a 753 K (480 °C) per circa 3 ÷ 5 h.

I campi di applicazione di questo tipo di ghisa malleabile (0,75% Cu + 0,40% Mo) sono i getti resistenti all'usura come gabbie cuscinetti, chiavi per tubi, pignoni freni, pinze per staffe, carrucole, ecc.

Si fa presente che le ghise malleabili legate (al Cu e al Cu-Mo) differiscono da quelle classiche a struttura perlitica in quanto, pur essendo completamente malleabilizzate, posseggono particolari proprietà e caratteristiche per effetto della composizione chimica sulla loro matrice ferritica.

E' stata sperimentata anche l'aggiunta di rame (da 0,5 a 1,5%) nelle malleabili perlitiche ottenute mediante tempra in aria. In genere si è notato un miglioramento delle caratteristiche meccaniche.

Per una ghisa di composizione: Ct = 2,43%, Si = 1,10%, Mn = 0,43% , S = 0,14%, P = 0,07%, Cu = 1 ÷ 1,5% e seguente trattamento termico:

- ricottura primo stadio: 14 h a 1.228 K (955 °C);
- raffreddamento in aria;
- trattamento di tempra (988 K = 715 °C) in olio;

gli sperimentatori danno i seguenti valori delle caratteristiche meccaniche ottenute:

- Resistenza: 500 ÷ 540 N/mm^2 (50 ÷ 54 kg/mm^2).
- Snervamento (0,2%): 400 ÷ 420 N/mm^2 (40 ÷ 42 kg/mm^2).
- Allungamento: 9 ÷ 10%.
- Durezza Brinell: 170 ÷ 175.

Nichel

I tipi contenenti alti valori di Ni (esempio: 15% Ni) sono stati impiegati per realizzare getti di ghisa malleabile austenitica, con alti valori di resistenza alla corrosione, mantenendo una buona lavorabilità e buone caratteristiche meccaniche (resistenza: 500 N/mm^2 = 50 kg/mm^2; snervamento: 360 N/mm^2 = 36 kg/mm^2; allungamento: 5%).

Manganese

Si ricorda il tipo, di recente sperimentazione, ad alto contenuto di Mn (12%) a struttura austenitica, che presenta una elevata resistenza all'usura, e che ha sostituito, in certi casi, il normale impiego di acciai legati, in relazione alla sua migliore colabilità, con conseguente possibilità di produrre getti di spessori anche sottili.

I getti sono malleabilizzati con il processo termo-chimico di decarburazione superficiale (vedi malleabile a cuore bianco), mantenendo al cuore una struttura austenitica+carburi, mentre in superficie sussiste l'austenite con basso tenore di C.

Successivamente i getti subiscono il trattamento di tempra (1.323 K = 1.050 °C) in acqua allo scopo di sciogliere i carburi al cuore e dare di conseguenza una struttura austenitica omogenea.

Le caratteristiche meccaniche e le proprietà di questo tipo di ghisa, indicate dagli sperimentatori, sono le seguenti:

- Resistenza: 500 N/mm^2 (50 kg/mm^2).
- Allungamento: 20%.
- Durezza Brinell: 155 ÷ 175.

Ottima resistenza all'usura per attrito ed abrasione.

Applicazioni indicate: parti di frantoi, pattini per carri, denti di pale, vomeri per aratro, ecc.

Alluminio

Come il boro anche l'alluminio, attraverso la neutralizzazione dell'azoto e dell'ossigeno (energici stabilizzatori dei carburi), favorisce la solidificazione eutettica stabile ed accelera la grafitizzazione.

I tenori ottimali di alluminio disciolti nelle ghise malleabili dovrebbero oscillare fra 0,003 e 0,006%. Se combinate con boro e bismuto o tellurio, le aggiunte di alluminio aumentano il numero dei floculi di grafite e facilitano la trasformazione dell'austenite durante il ciclo di ricottura senza ostacolare, in fase di solidificazione, l'effetto positivo del bismuto o del tellurio sulla trotatura.

Quando il contenuto di alluminio residuo nelle ghise supera lo 0,006% e il boro è praticamente assente, il numero e la dimensione dei floculi e la velocità di grafitizzazione sono abbassati notevolmente e già oltre 0,01% Al nei getti malleabilizzati è possibile notare la presenza di carburi complessi di ferro e alluminio pressocchè termodinamicamente stabili.

Le addizioni di alluminio in siviera creano una spessa schiuma sopra la superficie libera del metallo liquido, che contribuisce a migliorare gli assorbimenti di bismuto e tellurio aggiunti simultaneamente all'alluminio. A causa della notevole fluidità di tale scoria, per evitare inclusioni nei getti è buona norma procedere ad efficaci scremature prima della colata.

L'alluminio come altri elementi presenta, in fase di aggiunta, rese incostanti. In tab. II sono correlati i tenori immessi in siviera con quelli rilevati nei getti già trattati durante una prova di fonderia.

Tabella II - Relazione fra l'alluminio aggiunto in siviera e quello trovato dopo trattamento termico.

Fusione No.	Al aggiunto %	Al trovato %
A 28	0,151	non determinato
N 4	0,010	0,005
N 5	0,005	0,004
N 6	0,055	0,025
N 7	0,050	0,017
N 8	0,030	0,020
N 9	0,030	0,074
N 10	0,030	0,022

Analisi effettuata con metodi spettografici

Bismuto

Il bismuto promuove in modo marcato la solidificazione eutettica metastabile e ritarda solo debolmente il processo di grafitizzazione, attraverso una riduzione del numero dei nuclei del carbonio di tempera, senza pregiudicare la struttura e le caratteristiche del materiale malleabilizzato. Il bismuto è solitamente usato per ottenere, completamente bianchi, getti di forte spessore e getti colati con elevati tenori di silicio.

Nella produzione delle ghise malleabili nere e perlitiche dove tale elemento è normalmente usato nella gamma che va dallo 0,001% allo 0,01%, la temperatura della ghisa liquida, per ottenere buoni assorbimenti, deve essere sempre superiore a 1.723 K (1.450 °C), cioè la temperatura di ebollizione del prodotto commercialmente puro.

Recenti indagini giustificano tale fenomeno, assegnando al bismuto che volatilizza la facoltà di diminuire i gas disciolti nella ghisa liquida e di allontanare tutte quelle eterogeneità non metalliche che, se presenti nei bagni, costituiscono nuclei di grafite potenziali.

Rimane comunque sempre problematico l'ottenere delle rese costanti, perchè durante l'aggiunta il bismuto, sia in lega con altri elementi sia chimicamente puro, presenta una elevata volatilità.

Solo introduzioni in siviera, abbinate con alluminio, sembrano migliorare tale situazione attraverso un rallentamento dello sviluppo dei fumi.

Per contenuti gradualmente crescenti il bismuto elementare svolge la sua azione nelle ghise malleabili attraverso una dinamica che prevede:

- prima una introduzione di atomi di bismuto nel reticolo del Fe-γ in soluzione solida, con aumento della stabilità termodinamica del Fe_3C;

- poi un inviluppo superficiale dei noduli di grafite già precipitati con rallentamento del loro successivo accrescimento;
- infine, per i tenori superiori, un accumulo di bismuto allo stato elementare lungo i bordi dei grani dove solitamente si verificano i fenomeni di nucleazione, con inibizione della germinazione e crescita dei noduli del carbonio di ricottura.

Nelle ghise malleabili con più bassi tenori di silicio il bismuto esplica in modo più netto le sue caratteristiche antigrafitizzanti: più consistente risulta la riduzione del numero dei floculi di grafite le cui dimensioni aumentano e più stabile rimane la cementite in fase di trattamento termico.

In ogni caso si consigliano aggiunte limitate di bismuto anche per le ghise malleabili nere sottoposte a rapidi cicli di ferritizzazione; ciò per evitare nelle zone superficiali dei getti, estesi e densi bordi perlitici che riducono la lavorabilità e aumentano l'usura degli utensili.

Tellurio

In modo più netto del bismuto anche il tellurio, aggiunto nelle ghise malleabili, assicura solidificazioni ledeburitiche anche nei getti ad elevata massività e rende possibile l'impiego di maggiori tenori di silicio.

Per non ritardare eccessivamente sia il primo che il secondo stadio di grafitizzazione, è bene comunque mantenere tale elemento al di sotto dello 0,002%.

Gli effetti del tellurio che riduce il numero dei floculi del carbonio di ricottura dispersi nelle matrici, siano esse ferritiche o perlitiche, sono più nocivi quando le aggiunte sono praticate in ghise a basso contenuto di silicio e senza boro e/o alluminio.

Praticamente il tellurio trova scarse applicazioni a causa dei vapori che lo stesso sviluppa durante le aggiunte in siviera e che, pur non tossici, creano al personale sgradevoli disturbi di alitosi.

Antimonio

Analogamente a tellurio e bismuto, l'antimonio, nella gamma di aggiunte da 0,002 a 0,004%, favorisce la solidificazione eutettica metastabile senza intralciare in modo consistente la grafitizzazione della cementite eutettica e secondaria durante la ricottura; inoltre consente rese abbastanza costanti in fase di aggiunte in siviera e non presenta problemi di tossicità.

Poichè impedisce la formazione di carburi complessi ferro-cromo, l'antimonio intorno allo 0,003% può essere utilizzato per neutralizzare l'effetto deleterio del cromo sul processo di malleabilizzazione.

Tenori fra 0,005 e 0,007% cominciano a rallentare la trasformazione della cementite, ma hanno un'influenza diretta anche sul secondo stadio del trattamento termico. Essi stabilizzano la perlite e consentono di ottenere ghise malleabili ad alti carichi di rottura, senza pregiudicarne l'allungamento e la resilienza.

Anche l'antimonio può essere aggiunto insieme ad altri elementi che, come boro e alluminio, aumentano i nuclei di grafitizzazione e compensano l'effetto ritardante che tale elemento ha sui cicli di ricottura.

Magnesio

Indagini e risultati sperimentali hanno confermato la possibilità di sottoporre le ghise malleabili al trattamento con il magnesio.

Per tenori crescenti il magnesio incrementa le solidificazioni eutettiche metastabili, rendendo possibili anche produzioni di getti molto spessi e con elevati tenori di silicio, con riduzione dei tempi di ricottura e formazione di grafite sferoidale.

Si ha così una classe di ghisa che comprende leghe di composizione chimica intermedia fra quelle delle malleabili tradizionali e quelle delle ghise sferoidali normali. L'aggiunta al bagno metallico di elementi sferoidizzanti (magnesio e terre rare) determina la solidificazione della ghisa sotto forma di carburi e, dopo ricottura rapida, la presenza di tutta la grafite sotto forma sferoidale compatta.

Il Mg agisce come metastabilizzatore, mantenendo in soluzione il C come carburo di ferro, senza che ciò sia condizionato dal rapporto Si/C e dalle dimensioni dello spessore del getto. Si ha così la possibilità di avere valori di Si più alti, con benevoli effetti sulla fluidità della ghisa, facilità di ricottura e sulle caratteristiche di resistenza e proprietà delle ghise ottenute. Elevati valori di Si determinano vantaggi nella trasformazione del C combinato a carbonio di ricottura durante il primo e il secondo stadio di ricottura, che sono ridotti notevolmente rispetto ai normali cicli delle ghise malleabili classiche. Si ha anche una diminuzione della tendenza alla formazione di cricche durante la fase di solidificazione.

I tempi di grafitizzazione più ridotti sono stati ottenuti con valori di Mg residuo compresi fra 0,04 e 0,06%. Tenori inferiori a 0,02% di Mg devono essere evitati per il rischio di avere grafite primaria in forma lamellare.

Elementi nocivi

Nelle ghise malleabili possono trovarsi presenti, normalmente, degli elementi indesiderati che rafforzano la stabilità delle strutture ledeburitiche durante i trattamenti di malleabilizzazione.

Sotto tale profilo oltre all'azoto ed all'ossigeno, solitamente presente in poche parti per milione, il cromo è l'elemento più caratteristico.

Cromo

Come energico stabilizzatore dei carburi, il cromo già per valori intorno allo 0,07% manifesta la sua influenza nociva, ritardando i cicli di ricottura e riducendo nel numero i floculi del carbonio di tempera precipitati nella matrice.

Per tenori superiori a 0,1% i numerosi carburi di cromo dispersi nella matrice diventano, con le normali temperature di trattamento, pressocchè indissociabili anche dopo ripetuti cicli.

Tale effetto deleterio, che il cromo impartisce alle ghise malleabili, è più accentuato in presenza dei più bassi livelli di silicio o boro, o nei getti massicci a causa della segregazione diretta del Cr al bordo dei grani.

Anche per le ghise malleabili bianche per non prolungare il ciclo di ricottura è bene non superare lo 0,1%, poichè la decarburazione è rallentata in particolare nelle zone più spesse dove anche la grafitizzazione risulta inibita.

Nella rifusione al cubilotto o al forno elettrico, le perdite di cromo sono modeste. Perciò onde evitare pericolosi accumuli, particolare cura va posta nella selezione del rottame di acciaio di carica che costituisce la principale fonte di tale elemento.

Per accelerare il processo di malleabilizzazione e neutralizzare gli effetti negativi del cromo, quando lo stesso è presente in tenori superiori ai valori accettabili, è invalso l'uso di operare piccole aggiunte di boro (0,002 ÷ 0,005%) o di antimonio (0,003%).

Stagno

Lo stagno ha all'incirca lo stesso effetto del cromo e la sua presenza è indesiderata perchè tende a dare un solfuro che ritarda la grafitizzazione.

Secondo alcuni autori, la velocità di reazione aumenta per tenori crescenti fino allo 0,014% di stagno e diminuisce a partire dallo 0,046%.

In certi casi le difficoltà riscontrate nella produzione di ghise malleabili a cuore nero sono state fatte risalire alla presenza di 0,09% di stagno.

Lo stagno svolge un'azione ritardante sia sul primo che sul secondo stadio di grafitizzazione, influenzando la formazione del numero dei noduli.

Struttura della ghisa grezza di colata

La composizione chimica base che determina le migliori condizioni di fonderia, buone caratteristiche meccaniche e facile grafitizzazione, sembra essere compresa fra i seguenti valori:

- Ct = 2,8 ÷ 3,2%;
- Si = 1,8 ÷ 2,1%;
- Mn = 0,2 ÷ 0,4%;
- S = più basso possibile, di preferenza 0,02% max;
- Mg residuo = 0,03 ÷ 0,05%.

Il cerio può essere considerato un complemento del Mg nel caso di presenza nei materiali di carica di elementi interferenti sul processo di sferoidizzazione della grafite.

In funzione dello spessore dei getti la solidificazione può effettuarsi:

- interamente secondo il sistema metastabile (getti sottili);
- in parte secondo il sistema metastabile e in parte secondo il sistema stabile (getti più spessi).

La fig. 21 mostra la struttura di una ghisa grezza di colata contenente grafite sferoidale.

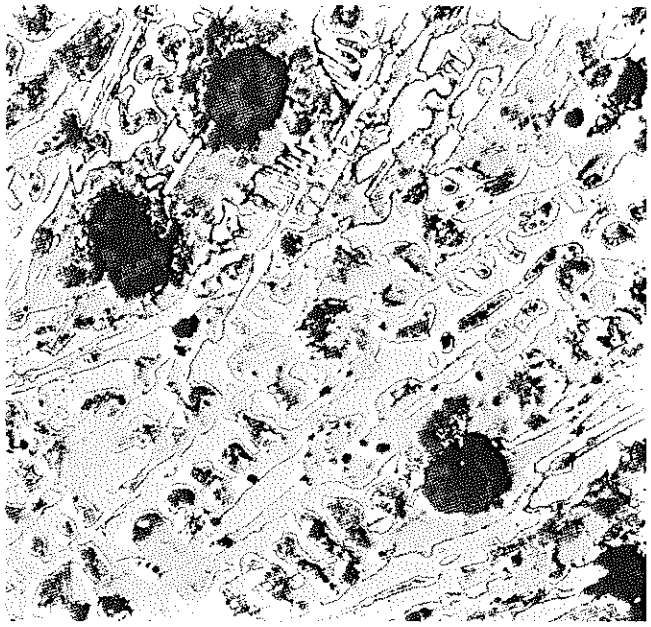


Fig. 21 - Ghisa allo stato greggio di colata.

Struttura della ghisa dopo ricottura

Le particelle di grafite, ottenute per ricottura, hanno la forma sferoidale (fig. 22) rispettivamente per spessori da 16 a 50 mm. Come si vede, l'evoluzione della forma e delle dimensioni dei noduli di grafite in funzione degli spessori dei getti riflette una certa sensibilità allo spessore, cioè i noduli divengono meno numerosi e meno regolarmente distribuiti nei getti più spessi.

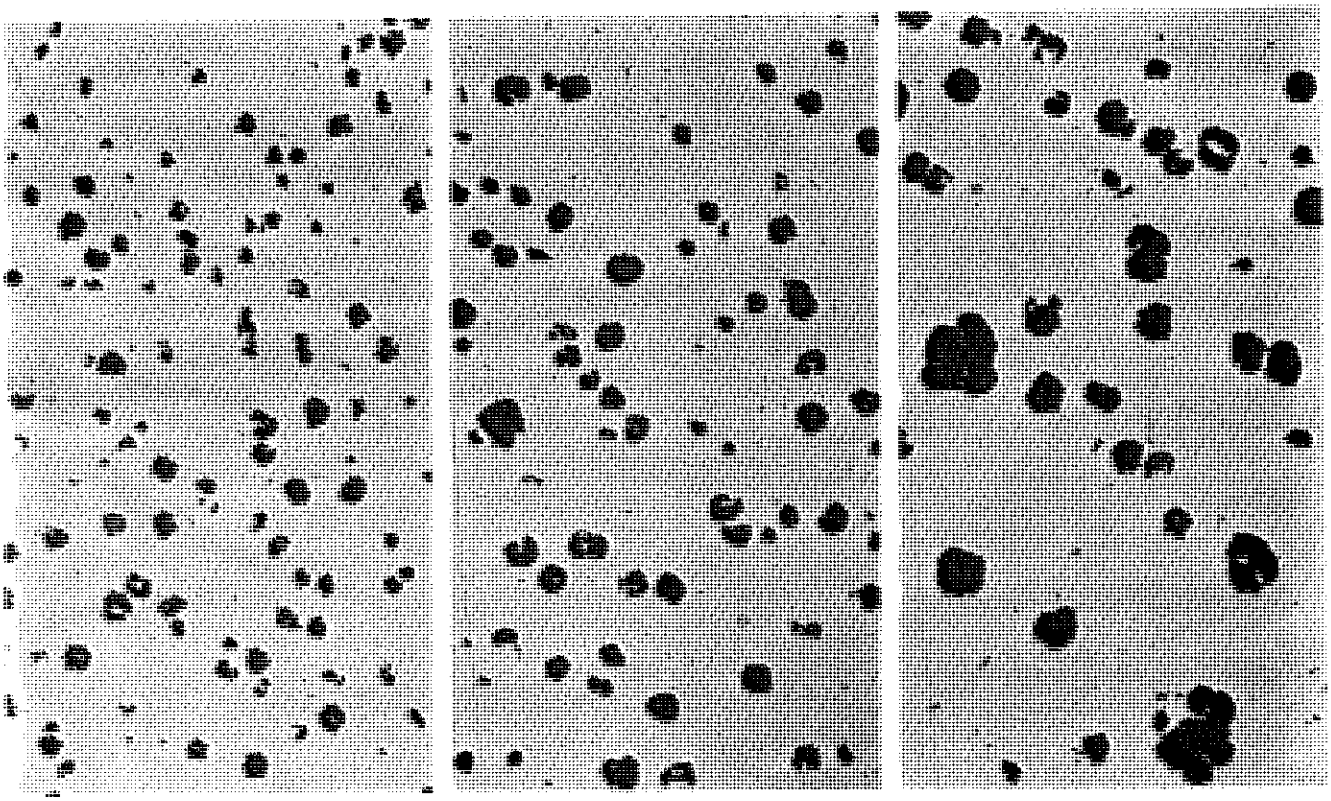
L'aspetto della grafite è invece poco sensibile alla variazione del tenore di Mg, se questo resta superiore allo 0,03%.

Lo studio dilatometrico ha dimostrato che la velocità di grafitizzazione molto alta è dovuta ad una germinazione attiva della grafite.

Si riporta un ciclo di trattamento termico di una ghisa malleabile trattata con Mg (carica di 800 kg).

- Primo stadio: 1.143 ÷ 1.173 K (870 ÷ 900 °C) per 4 h.
- Secondo stadio: salita a 973 K (700 °C) per 1,5 h, mantenimento 3,5 h, raffreddamento.
- Durata totale del ciclo: 16 h.
- Struttura: ferritica.
- Caratteristiche meccaniche: resistenza 500 N/mm^2 (50 kg/mm^2), snervamento 350 N/mm^2 (35 kg/mm^2), allungamento 18%, durezza Brinell 141.

In tab. III sono riportati i dati relativi ad una serie di ghise malleabili trattate con Mg; le strutture: ferritiche, ferritico-perlitiche e perlitiche sono state ottenute mediante trattamenti termici in atmosfera controllata. I tipi perlitici in particolare sono stati realizzati mediante semplice tempra in aria.



a) ϕ 16 mm b) ϕ 30 mm c) ϕ 50 mm

Fig. 22 - Influenza dello spessore dei getti sull'aspetto della grafite.

Tabella III - Caratteristiche meccaniche delle ghise malleabili trattate al magnesio.

Riferimento della fusione	C %	Si %	Osservazioni	Tipo (*)	Provette non lavorate				Provette lavorate (**)			
					Resistenza N/mm² (kg/mm²)	Snervamento N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Durezza HB	Resistenza N/mm² (kg/mm²)	Snervamento N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Durezza HB
A	2,8	2,11	Ghisa con 0,8 % Ni	F.P. P	450 (46) 700 (71)	370 (38) 600 (61)	8 2	175-185 275-285	700 (71)		2	285-300
B	2,67	1,96		F.P. P	450 (46) 800 (82)	330 (34) 600 (61)	10 2	195-200 290-310	600-700 (61-71)		2	
C	2,96	1,90	Ghisa con 0,7 % Ni	F.P. P	450 (46) 700 (71)	350 (36) 650 (56)	8 2	165-175 290-310	600 (61)		2	290-305
D	2,90	1,96		F.P. P	450 (46) 700-800 (71-82)	350 (36) 600 (61)	10 2	185-195 270-290	550-600 (56-61)		2	
E	2,43	3,66		F	550 (56)	450 (46)	10	185-205	500 (51)	400 (41)	7	195-220
F	2,98	1,94		F	400 (41)	260 (27)	13	150-165	400 (41)	240 (24)	14	160-170
G	2,95	2,93		F	450 (46)	350 (36)	8	175-180	400 (41)	320 (33)	6	180-195
H	3,42	1,98		F	350 (36)	260 (27)	8	145-160	300 (31)	230 (23)	3	
J	2,60	2,14		F	420 (43)	300 (31)	18	150-170	420 (43)	260 (27)	12	170-180
L	2,91	2,01	Leggera inoculazione con CSF 10	F	400 (41)	290 (30)	13	160-180				
M	2,86	1,92	Ghisa con 1 % Cu	F P	400-500 (41-51) 850-950 (87-97)	300 (31) 700-800 (71-82)	10 2	190-210 320-340	450-500 (46-51)	310 (32)	3	
P	2,80	2,10	Trattamento di una ghisa con 0,06 % S	F	410 (42) 700-800 (71-82)	310 (32) 670 (68)	13 1	150-170 320-335	400 (41)	290 (30)	5	
S	2,89	1,85	Leggera inoculazione con CSF 10	F P	400 (41) 800-900 (82-92)	290 (30) 670 (68)	13 2	155-165 320-335	440 (45)	270 (28)	12	170-190
T	2,90	2,12		F P	410 (42) 800 (82)	300 (31) 700 (71)	12 2	155-165 315-325	420 (43) 800-900 (82-92)	280 (29) 600 (61)	15 2	175-185 300-325
U	3,09	2,10		$P_{(TR)}$	550-600 (56-61)	550 (56)	2	240-255	600 (61)	450 (46)	5	230-250
V	2,95	2,08	Ghisa con 3,65 % Ni	$P_{(TR)}$	650-700 (66-71)	650 (66)	2	255-275	700-750 (71-76)	650 (66)	4	270-295

Note: (*) - P : Perlitica (raffreddamento con aria soffiata) - $P_{(TR)}$: Perlitica (tempra in olio + rinvenimento)
F : Ferritica
F.P.: Ferrito-perlitica

(**) - Le provette lavorate sono prelevate da saggi a chiglia per le fusioni T, U e V, e da colate di 50 mm di diametro per le altre fusioni.

Le figg. 23, 24 e 25 mostrano la struttura di ghise malleabili al magnesio rispettivamente: ferritica-perlitica, ferritica e perlitica; la tab. IV e la fig. 26 forniscono i dati delle caratteristiche meccaniche corrispondenti.

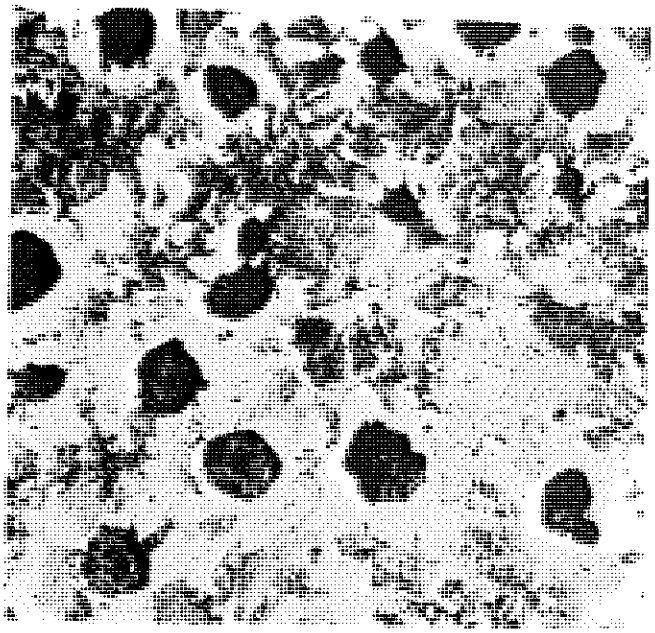


Fig. 23 - Ghisa con matrice ferritico-perlitica.

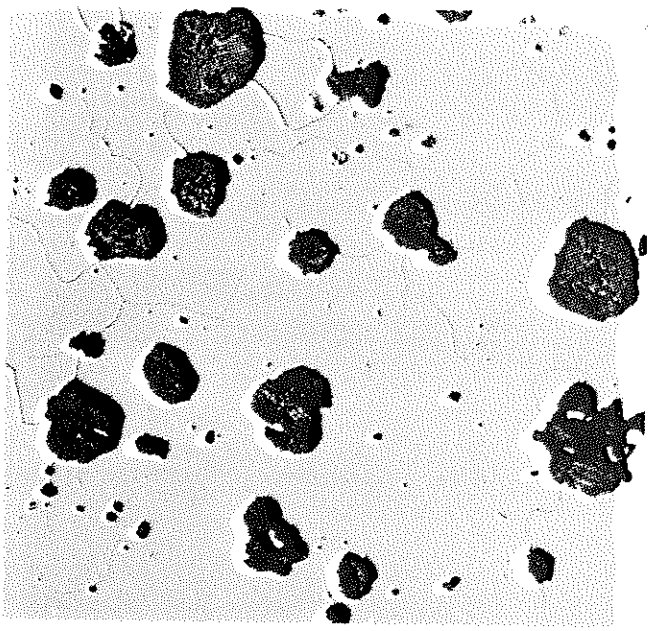


Fig. 24 - Ghisa con matrice ferritica.

Tabella IV - Caratteristiche meccaniche.

Tipi	Resistenza a trazione N/mm² (kg/mm²)	Snervamento N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Durezza HB	Struttura
GMN - 40	390 (40)	245 (25)	15	max 170	Ferritica
GMN - 55	540 (55)	370 (38)	8	180-220	Ferritica-perlitica
GMN - 65	640 (65)	470 (48)	4	210-240	Perlitica
GMN - 75	740 (75)	570 (58)	2	230-270	Struttura di bonifica

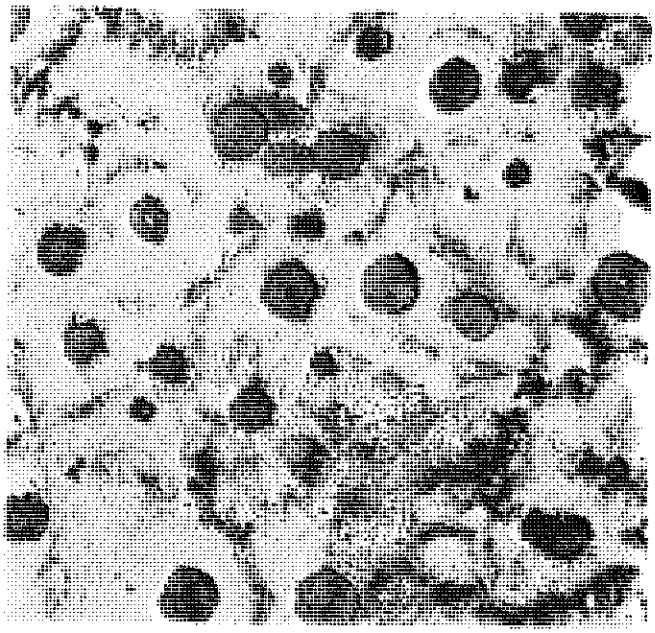


Fig. 25 - Ghisa con matrice perlitica.

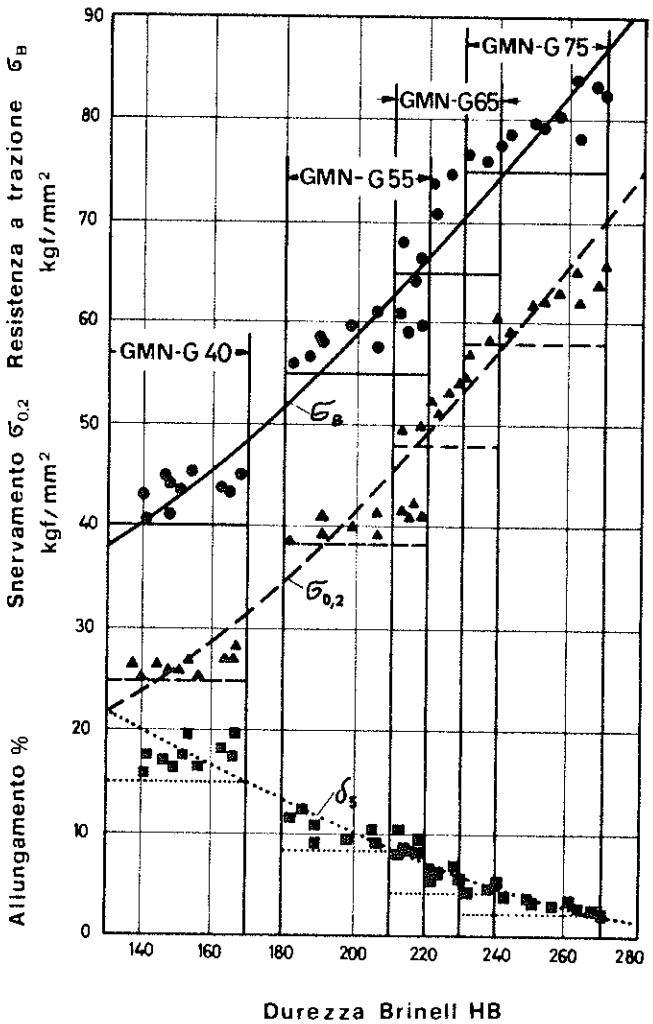


Fig. 26 - Proprietà meccaniche delle ghise malleabili trattate al magnesio (GMN-G).

I possibili vantaggi elencati dai produttori e dagli sperimentatori per questo tipo di ghisa sono nei confronti delle malleabili tradizionali:

- possibilità di colare getti anche spessi senza aggiunte di Bi,
- riduzione della tendenza alla formazione di cricche in relazione alla composizione meno ipoeutettica della ghisa grezza;
- ricottura più rapida e a minor temperatura, in relazione ai contenuti elevati di Si e senza aggiunte di boro;
- caratteristiche migliorate, specie il limite di elasticità per effetto del maggior Si;

mentre nei confronti della ghisa sferoidale normale sono:

- utilizzazione di materiale di carica con minore grado di purezza, in relazione alla diminuita influenza di elementi perturbatori;
- eliminazione dell'operazione di inoculazione grafitizzante;
- facilità di smaterozzatura e di separazione dei getti dalle colate (presenza di ghisa bianca);
- saldabilità migliorata, se il trattamento termico è sufficientemente decarburante.

Detti vantaggi, riportati dalla letteratura in argomento, non possono essere valutati senza considerare eventuali contropartite di carattere tecnico-produttivo, sia nei confronti delle ghise malleabili tradizionali sia in quelle della ghisa sferoidale.

Comunque anche la realizzazione della ghisa malleabile modificata ha rappresentato un ulteriore complemento nel quadro tecnico-scientifico della metallurgia delle ghise di qualità.

FUSIONE

Materiali di carica

La composizione della ghisa bianca per malleabile, di cui si è parlato precedentemente, dipende per la sua realizzazione dalla composizione della carica solida per il forno fusorio, dal processo di fusione e dagli eventuali trattamenti o aggiunte al metallo liquido prima della colata.

La composizione della carica è scelta in modo che il carbonio nella ghisa bianca di partenza si trovi tutto nella forma combinata (Fe_3C).

Con il trattamento di malleabilizzazione il carbonio combinato deve trasformarsi rapidamente e completamente in carbonio di ricottura. Per questo scopo il tenore degli altri elementi deve essere mantenuto entro limiti ristretti.

Sui limiti dei tenori dei due principali elementi nella ghisa bianca per malleabile, carbonio e silicio, si deve tenere presente quanto segue.

Il *carbonio* nella ghisa bianca di partenza deve essere presente nel tenore minimo possibile. Quanto più basso è il carbonio, tanto più veloce sarà il trattamento di ricottura o decarburazione. Poichè la separazione del carbonio di ricottura (grafite) è minore per bassi tenori di carbonio, sarà limitata l'interruzione della struttura ad opera della grafite e il materiale sarà più compatto e più resistente. Il tenore di carbonio dipende principalmente dal processo di fusione e dal surriscaldo realizzato durante la fusione stessa. Quanto più bassa è la temperatura raggiunta nel forno fusorio, tanto più alto deve essere il tenore di carbonio per avere una buona colabilità del metallo. La ghisa fusa al cubilotto avrà quindi i valori massimi di C, mentre la ghisa fusa al forno a crogiolo, forno a riverbero o forno elettrico potrà avere tenori di C più ridotti.

Il *silicio* favorisce la separazione della grafite e la dissociazione dei carburi in ferrite e carbonio di ricottura (grafite). Per il primo effetto deve essere non troppo alto, mentre per il secondo effetto deve non essere troppo basso. Esso deve essere tenuto alto in modo, però, che sia evitata la separazione della grafite primaria nei getti.

Sulla separazione della grafite primaria nei getti ha anche influenza la durata della solidificazione, la quale dipende dallo spessore del getto. Il tenore di silicio deve quindi essere adattato ai diversi spessori dei getti.

Quanto più basso è il tenore di carbonio, tanto maggiore potrà essere il silicio senza che si debba temere la separazione della grafite primaria. Quanto più alto è il tenore di silicio nella ghisa bianca di partenza, tanto più bassa potrà essere la temperatura di ricottura.

Il silicio influisce sulla colabilità e rende il metallo più scorrevole. Sulla resistenza meccanica il silicio non ha una particolare influenza, mentre riduce l'allungamento e la resilienza.

La ghisa bianca per malleabile può essere prodotta fondendo il materiale di carica in forni a crogioli, forni a riverbero, cubilotti, forni rotativi e forni elettrici.

Come *materiali di carica* sono da considerare la ghisa in pani, i boccami di ghisa bianca di partenza e i rottami di ghisa malleabile, i rottami di acciaio, i materiali apportatori di carbonio, i desolforanti e deossidanti, le ferro-leghe e il coke (combustibile del cubilotto). In qualche caso sono stati impiegati minerali preridotti.

La *ghisa in pani* per la produzione della ghisa bianca per malleabile non ha una speciale considerazione nella Norma UNI 4366 e nella EURONORM 1-55.

Un progetto di revisione della Norma UNI considera invece 3 tipi di ghisa in pani caratterizzati da tenori scalari di C e Si e P, S e Cr.

In questo modo è sottolineata l'esigenza di lavorare con ghise gregge di qualità con una composizione chimica compresa entro limiti ristretti.

I *boccami e rottami di ghisa malleabile* sono rappresentati dai canali di colata, montanti, getti di scarto trattati e non trattati ed, eventualmente, da torniture selezionate di getti di malleabile. Questi materiali devono essere controllati non solo per quanto si riferisce alla composizione, ma anche per la loro pezzatura, allo scopo di assicurare nelle cariche una densità conveniente e uniforme.

Il *rottame di acciaio* costituisce il principale materiale nuovo impiegato nelle cariche.

Per la produzione di ghisa malleabile si impiegano i seguenti tipi di rottame:

- rottame di acciaio dolce omogeneo (ferro da correzione);
- armature di materiale ferroviario;
- lamiere in pacchi (solo sfridi di stampaggio/tranciatura).

Sono da escludere i rottami provenienti da acciai speciali e legati e quelli da demolizione contenenti cromo. Si dovrebbe evitare di impiegare rottami fortemente ossidati.

I *materiali apportatori di carbonio*, i *desolforanti* e *deossidanti* impiegati per la ghisa malleabile non presentano caratteristiche speciali e sono gli stessi impiegati per altri tipi di ghisa.

Il *coke* per il cubilotto che fonde ghisa bianca per malleabile deve avere le caratteristiche del buon coke da fonderia. Di particolare interesse sono la reattività e la pezzatura per l'influenza che esercitano sulla marcia e sulla carburazione della ghisa.

In genere, per i bassi valori di carbonio che si debbono mantenere costantemente durante la fusione, è necessario impiegare un coke con bassa reaattività e pezzatura adeguata al diametro del cubilotto nella minima percentuale possibile.

Composizione della carica e fusione

La composizione della carica è realizzata con l'impiego dei materiali a disposizione sopra descritti.

Partendo dalla composizione voluta della ghisa bianca per malleabile, devono essere tenute presenti le variazioni che avvengono durante il processo di fusione.

La preparazione della ghisa bianca per malleabile comprende una fusione e un surriscaldo del metallo in relazione alle esigenze della colata dei getti.

Nella fusione al cubilotto, la carica è a contatto con il combustibile e con i gas di combustione, nel forno a riverbero è a contatto con i gas di combustione, nel forno a crogiolo e nel forno elettrico (ad arco o a induzione) è a contatto con un'atmosfera approssimativamente neutra. E' chiaro quindi che le variazioni della composizione iniziale della carica saranno diverse a seconda del mezzo fusorio.

Ghisa malleabile bianca o europea

Con la fusione al cubilotto è possibile ottenere una ghisa bianca per malleabile europea mediante una scelta accurata dei materiali di carica. Poichè la ghisa malleabile bianca trova impiego prevalentemente per piccoli getti (da qualche grammo fino a 20 ÷ 50 kg), sono utilizzati in genere cubilotti di piccole capacità produttive (3 ÷ 7 t/h).

Allo scopo di mantenere sufficientemente basso il tenore di carbonio, la quantità di rottami di acciaio (25 ÷ 40%) è relativamente alta rispetto alla ghisa grigia e anche il coke di carica è in percentuale più alta.

A causa del basso tenore di silicio, la temperatura di colata dei getti deve essere circa 373 K (100 °C) più alta di quella della ghisa grigia.

Per la fusione della ghisa bianca per malleabile europea il coke di carica è di almeno il 15% e, in casi sfavorevoli, fino al 20% . Per questo nelle fonderie di ghisa malleabile è molto diffuso il cubilotto a vento caldo, il quale permette di ridurre il coke di carica fino all'11 ÷ 13% senza sacrificare la temperatura del metallo al becco di colata. La riduzione del coke porta con sè il vantaggio di limitare l'assorbimento di zolfo da parte della ghisa.

Anche se nei getti sottili di ghisa malleabile bianca (raccordi) è desiderabile un tenore di zolfo dello 0,20% per ottenere una buona lavorabilità, tenori di zolfo fino a 0,30% come si hanno al cubilotto a vento freddo con elevate percentuali di coke di carica, possono portare inconvenienti. Tali valori di zolfo ostacolano la separazione della grafite durante il trattamento di ricottura e abbassano le caratteristiche meccaniche.

Il cubilotto per malleabile, a causa della maggiore quantità di rottami di acciaio in carica e della conseguente maggiore percentuale di coke di carica, richiede un più elevato rapporto dell'altezza della parte di caricamento rispetto al diametro del tino e una sezione maggiore degli ugelli (20 ÷ 30% della sezione del tino).

Impiegando cubilotti a vento caldo con aspirazione dei gas di combustione sotto la parte di caricamento, la distanza degli ugelli dal piano di prelievo dei gas deve essere almeno 4 volte il diametro del tino.

Nei cubilotti a vento freddo la colonna di cariche al di sopra degli ugelli deve essere almeno 6 volte il diametro del tino.

Il rivestimento del cubilotto è acido. L'usura del rivestimento è maggiore che per la fusione della ghisa grigia.

Allo scopo di ridurre la carburazione del metallo da parte del coke di dote, il cubilotto è generalmente dotato di un avancrogiolo fisso o ribaltabile e gli ugelli sono collocati il più possibile vicino alla suola, a sua volta fortemente inclinata verso il foro di colata.

Negli ultimi anni si è passati ai cubilotti raffreddati ad acqua per mantenere il profilo del forno costante su due turni di lavoro anche per parecchi giorni e lavorare con produzione oraria costante.

La composizione normale della carica del cubilotto è la seguente.

Canali di colata e montanti (boccame)

Questo materiale è impiegato in percentuali relativamente alte (50 ÷ 60%).

E' desiderabile una barilatura per allontanare la sabbia aderente, allo scopo di evitare l'introduzione in forno di quantità incontrollate di silice, la quale, nella marcia a vento caldo, provoca notevoli oscillazioni del tenore di Si.

Rottami di acciaio

La percentuale normalmente impiegata è 30 ÷ 55% . Un

tenore di cromo superiore allo 0,1% ostacola notevolmente la dissociazione della cementite.

Il rottame fortemente ossidato richiede un trattamento di barilatura per evitare il difetto di *pinholes* attribuito all'idrogeno troppo elevato contenuto nella carica.

Ghise in pani

Eccetto nel caso in cui siano disponibili rottami di eccellente qualità, si consiglia di introdurre in carica il 10 ÷ 15% di ghise in pani con il cubilotto a vento caldo e fino al 20% con il cubilotto a vento freddo.

A questo punto è opportuno ricordare i cosiddetti fenomeni di *eredità* che consistono in una esagerata tendenza alle screpolature a caldo o al risucchio nei getti e che sono da attribuire al forzato impiego in carica di elevate percentuali di boccame.

In questi casi si consiglia di caricare per qualche giorno una maggiore quantità di ghisa in pani e di escludere una quantità corrispondente di boccame.

Materiale apportatore di zolfo

Utilizzando il cubilotto a vento caldo per la produzione di raccordi per i quali è richiesto un tenore elevato di zolfo, può essere necessario introdurre zolfo sotto forma di solfato di calcio (gesso).

I cali di fusione al cubilotto a vento freddo sono del 20 ÷ 30% per il manganese e del 20 ÷ 25% per il silicio.

Nel caso della marcia con il vento caldo si ha un calo del 15 ÷ 20% per il manganese e per il silicio un calo o un aumento dipendente dalla temperatura del vento.

Il calo di fusione del silicio ha importanza, in quanto è in relazione con il numero di germi di cristallizzazione della grafite interessanti il trattamento di malleabilizzazione.

Un maggior calo di fusione del silicio diminuisce il numero di germi di cristallizzazione e porta anche alla formazione di grafite di ricottura più grossolana, con detrimento delle caratteristiche di resistenza meccanica del prodotto finale.

La fusione della ghisa bianca per malleabile europea non è attuata su larga scala negli altri tipi di forni come forni a crogiolo, forni a riverbero e forni elettrici.

Ghisa malleabile nera o americana

Per ottenere sufficienti caratteristiche di resistenza meccanica è necessario realizzare un tenore di carbonio di 2,0 ÷ 2,8% e un tenore di zolfo al di sotto di 0,15% .

Questi valori non sono ottenibili con sicurezza fondendo al cubilotto e perciò la ghisa di partenza per la malleabile nera è per lo più prodotta in forni a riverbero o in forni elettrici. Il cubilotto è impiegato solo per certi tipi di getti. Ogni fonderia adotta un sistema sperimentato di fusione che consente di produrre una ghisa entro i limiti di composizione prestabilita e con le caratteristiche meccaniche richieste. Le fonderie, che hanno una produzione modesta, fondono il metallo in modo intermittente per colate singole.

Esse utilizzano forni elettrici ad arco o a induzione o forni a riverbero. La carica è composta dal boccame di ghisa bianca non trattata, dai getti di malleabile di scarto, da acciaio, ghisa in pani e ferroleghe.

I forni a riverbero sono alimentati da carbone polverizzato, gas metano od olio.

La temperatura di spillata dipende dalla fluidità richiesta dal metallo per realizzare gli spessori più sottili dei getti e per fare fronte alle necessità di trasporto del metallo fuso.

Normalmente nel forno a riverbero è fatta una sola fusione al giorno.

Quando è richiesta una produzione maggiore o quando è richiesto un rifornimento continuo di ghisa liquida per colare su linee meccanizzate, sono impiegati forni fusori elettrici o sitemi duplex.

L'impiego di sistemi elettrici di fusione per la ghisa malleabile comporta le stesse considerazioni della ghisa grigia.

La ghisa malleabile ottenuta con sistemi duplex è fusa in un cubilotto, forno ad arco o a induzione e quindi messa a punto come composizione o temperatura in forni ad arco, induzione o a riverbero. Correzioni di piccola entità possono essere effettuate nel secondo forno del sistema duplex, ma il controllo principale del processo è effettuato sul primo forno (fusorio).

Per le necessità della maggior parte delle fonderie europee si è dimostrato idoneo come secondo forno del processo duplex il forno a induzione a frequenza di rete della capacità di 2 ÷ 4 t.

I trattamenti di malleabilizzazione

— GENERALITA' SUL TRATTAMENTO DELLE GHISE MALLEABILI
— RICOTTURA DELLA GHISA MALLEABILE A CUORE BIANCO
— RICOTTURA DELLA GHISA MALLEABILE A CUORE NERO FERRITICA
— TRATTAMENTO DELLE GHISE MALLEABILI PERLITICHE
— FORNI DI RICOTTURA PER LA GHISA MALLEABILE
— LE ATMOSFERE DI RICOTTURA
— TRATTAMENTI SUPERFICIALI
— TRATTAMENTI GRAFITIZZANTI A BASSA TEMPERATURA
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Ultimo Severi

GENERALITA' SUL TRATTAMENTO DELLE GHISE MALLEABILI

Con il trattamento di malleabilizzazione la ghisa bianca di partenza, dura e fragile, si trasforma nella cosiddetta malleabile con le caratteristiche che competono a questo materiale nei diversi tipi e gradi.

Si è visto che la ghisa bianca destinata alla malleabilizzazione è una ghisa in cui tutto il carbonio si trova combinato come cementite (Fe_3C) e perlite. Dopo solidificazione e raffreddamento del getto il rapporto fra i due costituenti varia in relazione al tenore di carbonio e silicio. Quest'ultimo, come noto, fa diminuire la solubilità del carbonio nel ferro, provocando una traslazione verso sinistra del diagramma Fe-C. Successivamente si farà riferimento al diagramma Fe-C con 1% di silicio (fig. 27).

Anche il contenuto di carbonio della perlite varia con la percentuale di silicio (fig. 28), così che con 1% di silicio il carbonio scende a circa 0,65% (contro 0,9% della lega Fe-C pura). In queste condizioni, variando il contenuto di carbonio totale fra 2,3 ÷ 3,3%, la percentuale di perlite varia fra 72,5 ÷ 56% , e corrispondentemente la percentuale di cementite fra 27,5 ÷ 44%.

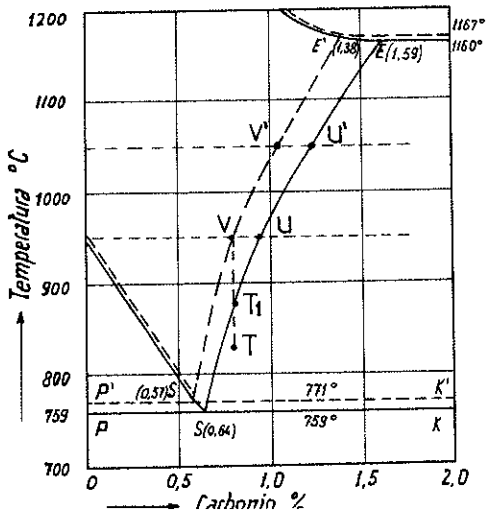


Fig. 27 - Diagramma parziale Fe-C con un °/o Si (Gonterman, Scholz, Wakefield).

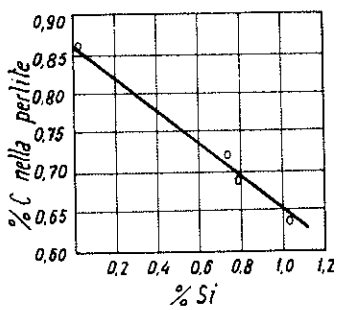


Fig. 28 - Diminuzione della percentuale di carbonio nella perlite con l'aumentare del silicio (Hayes, Wakefield).

E' altrettanto noto che a temperatura ambiente la struttura della ghisa bianca, ottenuta da solidificazione e raffreddamento secondo il sistema metastabile Fe-Fe_3C, permane indefinitivamente e che per operare una trasformazione occorre riscaldare al di sopra del punto critico Ac_1.

Il ciclo termico del trattamento è fondamentalmente uguale per le due categorie di malleabili, cioè cuore bianco e cuore nero (fig. 29), e comprende:

a – un riscaldo da temperatura ambiente alla temperatura alla quale avviene la trasformazione da sistema metastabile a sistema stabile;

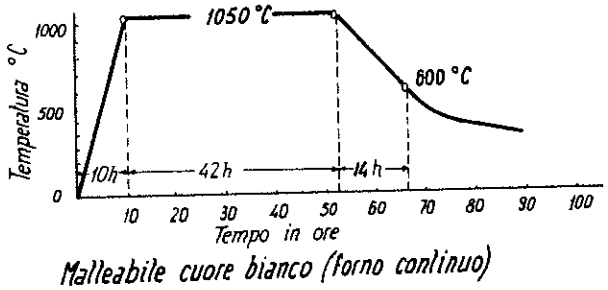
b – una permanenza a tale temperatura per il tempo necessario a completare la trasformazione;

c – un raffreddamento pilotato diversamente secondo il tipo di malleabile che si vuole ottenere: ferritica, perlitica, ecc.

La differenza fondamentale fra le categorie a cuore bianco e a cuore nero consiste nell'atmosfera che circonda il getto nel corso del trattamento, specie nella fase b): atmosfera decarburante per la ghisa malleabile a cuore bianco, che sottrae carbonio al getto; atmosfera il più possibile neutra per la ghisa malleabile a cuore nero, che mantiene invariata la composizione analitica. In entrambi i casi si verifica però, regolata da leggi analoghe, la soluzione del carburo di ferro con relativa formazione del carbonio di ricottura, cioè quella che successivamente verrà chiamata *grafitizzazione*.

Si farà un esame generale del ciclo, suddiviso in:

– riscaldo;
– grafitizzazione;
– raffreddamento dalla temperatura di ricottura.



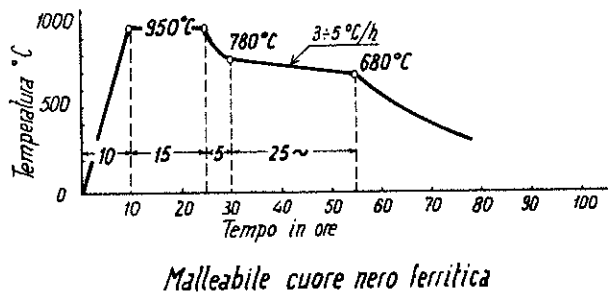


Fig. 29 - Diagramma tempi-temperature per ghisa malleabile a cuore nero e a cuore bianco.

Riscaldo

Quando durante il riscaldamento si raggiunge l'intervallo critico (linea PSK in fig. 27), con relativa trasformazione del ferro α in ferro γ, la cementite perlitica è rimessa in soluzione (0,65 ÷ 0,75% di carbonio, in relazione alla percentuale di silicio). Si riforma cioè l'austenite con percentuale di carbonio in soluzione dipendente dalla temperatura. La restante parte di carbonio permane ancora sotto forma di carburo Fe_3C.

Continuando ad aumentare la temperatura, i cristalli misti si arricchiscono di carbonio risalendo la linea SE del diagramma Fe-C. Raggiunta la temperatura massima prescelta, dopo un certo tempo si stabilisce un equilibrio secondo il sistema metastabile: coesistono dei cristalli misti a concentrazione dipendente dalla temperatura e dalla percentuale di silicio e carburi Fe_3C che formano il resto della massa. Per esempio a 1.223 K (950 °C) e 1.323 K (1.050 °C), con Si = 1% , l'austenite scioglierà rispettivamente circa 0,95 e 1,25% di carbonio.

Sotto l'influenza della temperatura che resta costante, dopo un certo tempo i carburi si decompongono in carbonio grafitico di ricottura e soluzione solida, cioè per un tenore sufficiente di silicio, si verifica il passaggio dal sistema metastabile al sistema stabile.

La decomposizione della cementite, cioè il passaggio al sistema stabile, è però accompagnata da un abbassamento della solubilità del carbonio nel ferro γ (linea tratteggiata dal diagramma Fe-C): alle temperatura considerate, i punti U, U´ (fig. 27) si spostano a sinistra sui valori di C di circa 0,8% e 1% rispettivamente.

Il processo è tanto più rapido e completo quanto il tenore di silicio è più alto. Le sue leggi saranno esaminate nel dettaglio al paragrafo seguente.

Grafitizzazione delle ghise bianche per malleabile

In determinate condizioni, mediante opportuna scelta della composizione chimica e della velocità di raffreddamento, la ghisa solidifica come una miscela di cementite e perlite (cementite + ferrite) e questo è il caso delle ghise bianche per malleabile (fig. 30).

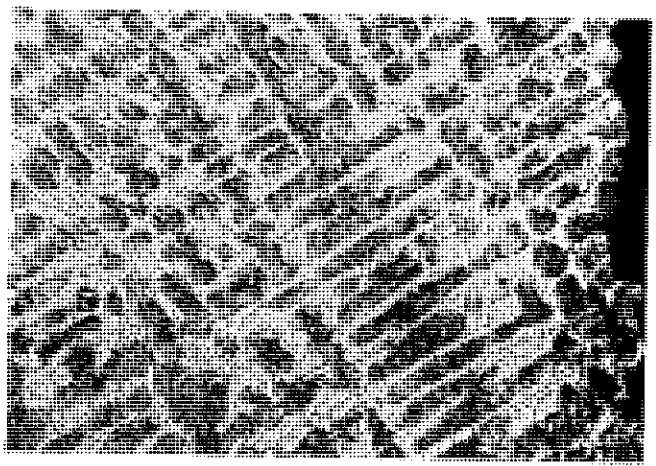


Fig. 30 X 100

A temperatura ambiente, l'immobilità degli atomi di carbonio impedisce la decomposizione della cementite, ma essa è pur sempre un composto metastabile e, se la temperatura è opportunamente aumentata, può decomporsi secondo $Fe_3C \rightarrow 3Fe+C$. Il processo ha inizio sopra i 1.073 K (800 °C) e prosegue alle temperature superiori.

L'andamento della grafitizzazione va di pari passo con la trasformazione della cementite (può essere seguito mediante metodi dilatometrici, con il microscopio quantimetrico, ecc.) e ha nel tempo l'andamento indicato in fig. 31.

La grafitizzazione è lenta all'inizio durante il periodo di formazione dei germi (incubazione). Poi accelera, per migrazione verso i germi esistenti piuttosto che per nascita di nuovi germi.

Quando circa la metà della cementite eutettica è grafitizzata, si osserva una inflessione della curva: la velocità di grafitizzazione, che fin qui era crescente, diventa decrescente. Questo punto di flesso corrisponde al momento in cui le sfere di soluzione solida che circondano ciascun nodulo cominciano a interferire, così che questo non riceve più atomi di carbonio da una superficie sferica completa. Quando la quantità di carbonio non ancora grafitizzato diviene uguale all'ascissa del punto U (fig. 27), la curva s'inflette fortemente e diventa asintotica all'asse dei tempi.

Il metallo si approssima sempre di più all'equilibrio limite corrispondente al punto V (fig. 27) del diagramma stabile Fe-grafite. Praticamente la grafitizzazione primaria si considera completata quando non si osservano più tracce di cementite eutettica, cioè quando il tenore di carbonio combinato è minore di quello corrispondente al punto U.

Alla fine la struttura sarà costituita da una soluzione di austenite satura a quella temperatura e da nuclei di grafite di ricottura. E' così terminato lo stadio di grafitizzazione ad alta temperatura, detto comunemente primo stadio.

La velocità, alla quale la grafite precipita, aumenta con la temperatura, ma la trasformazione del carbonio combinato in carbonio grafitico non può completarsi a causa della solubilità (che aumenta con la temperatura) del carbonio nel ferro γ.

E' perciò necessario, alla fine del primo stadio, abbassare la temperatura sotto il punto A_1 (circa 1.033 K = 760 °C per le ghise malleabili), cioè verso il campo del ferro α, nel quale la solubilità del carbonio è trascurabile.

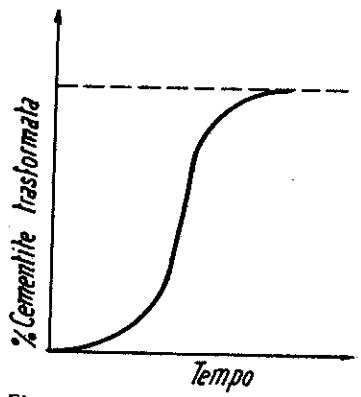


Fig. 31

Il raffreddamento dalla temperatura del primo stadio può essere fatto rapidamente oppure lentamente. Se avviene rapidamente, si ha ancora precipitazione di carburi (cementite secondaria o perlitica), analogamante a quanto si verifica durante il raffreddamento del getto dopo solidificazione.

Se avviene lentamente, tutto il restante carbonio della soluzione precipita sui nuclei preesistenti, completando definitivamente la grafitizzazione: la struttura finale consiste di ferrite e grafite di ricottura (fig. 32).

Il raffreddamento lento durante lo stadio a bassa temperatura è denominato secondo stadio di grafitizzazione.

Primo stadio di grafitizzazione

La grafitizzazione della cementite in una matrice austenitica avviene per nucleazione e successivo accrescimento dei noduli di grafite. La nucleazione può essere omogenea o eterogenea, ma in entrambi i casi avviene di preferenza nell'interfaccia fra cementite e austenite, là dove sono situati i centri di cristallizzazione. Raramente si osserva una nucleazione all'interno dell'austenite.

La nucleazione omogenea, cioè senza centri di supporto, avviene molto di rado. Prevale generalmente la nucleazione eterogenea, cioè con supporti estranei, la cui natura può essere molto diversa. Le inclusioni, per esempio: solide, non metalliche, altamente disperse, specialmente quelle del tipo esagonale, fungono da centri di nucleazione.

L'accrescimento dei noduli di carbonio di ricottura avviene per dissoluzione della cementite nell'austenite non più satura con successiva diffusione del carbonio nell'austenite e precipitazione di questo sui nuclei di grafite precedentemente formatisi.

Il processo di grafitizzazione comporta dunque: la soluzione della cementite con decomposizione dei suoi costituenti; la diffusione o migrazione del carbonio là dove possa facilmente cristallizzare; la crescita dei cristalli o noduli di grafite.

Tutti questi fenomeni sono influenzati dalla temperatura e dalla natura del metallo intesa nel senso più lato, cioè comprendendovi la composizione chimica ed eventuali trattamenti precedentemente subiti (inoculazioni, pretrattamenti, ecc.). E' verosimile che i fenomeni sopra elencati non siano influenzati tutti allo stesso modo da cambiamenti di temperatura o di composizione della ghisa. E' anche ovvio che nel complesso la velocità di grafitizzazione con il passar del tempo sia via via limitata dal più lento dei fenomeni.

Secondo Schwartz, all'inizio e per un tempo relativamente breve, la grafitizzazione è condizionata dalla velocità di cristallizzazione della grafite.

In seguito e per la maggior parte del tempo la grafitizzazione è governata dalla diffusione del carbonio. Verso la fine, il fattore limitativo sarebbe la velocità di dissociazione della cementite.

Nelle comuni leghe Fe-C il coefficiente di diffusione del carbonio nell'austenite è praticamente costante a una certa temperatura, a meno che non si introducano percentuali molto forti di elementi in soluzione solida. E' però molto importante la distanza che il carbonio deve percorrere per precipitare sui nuclei di grafitizzazione. Infatti il carbonio si diffonde nell'austenite secondo la legge che regola l'andamento della diffusione, la quale comporta che i tempi di diffusione siano proporzionali al quadrato della distanza media dai nuclei.

Siccome la nucleazione è essenzialmente eterogenea, cioè si appoggia a corpi estranei, può accadere che campioni di identica composizione chimica portati alla stessa temperatura grafitizzino in modo completamente diverso: precisamente con più rapidità quelli nei quali i supporti per la nucleazione eterogenea sono più fitti.

Si è molto disquisito circa la natura dei supporti estranei che fungono da centri di grafitizzazione. In generale si ammette che possano essere costituiti da particelle di silice o di allumina o di silico-alluminati respinti alla superficie del grano di cementite. Anche i solfuri possono costituire dei centri di cristallizzazione; anzi, a seconda che si tratti di solfuri di ferro o di manganese, determinano la forma del nodulo di grafite, sferica o sfrangiata rispettivamente.

Circa le cause della nucleazione omogenea, sono state pure avanzate diverse ipotesi, fra cui quella della diffusione del silicio o del manganese, con formazione di *lacune* in prossimità della cementite che favorirebbero la germinazione della grafite.

Inoltre una germinazione della grafite indipendente da supporti estranei può essere provocata da pretrattamenti speciali, come la tempra-rinvenimento, precedenti la ricottura. In tal caso la germinazione sarebbe legata ai prodotti di decomposizione della martensite oppure alla grande finezza dei carburi.

Qualunque sia la causa della nucleazione, essa porta alla comparsa in seno all'austenite di piccolissime particelle di una nuova fase precipitata. Questi nuclei non possono avere dimensioni piccole a piacere ma, per essere stabili, cioè per accrescersi, devono possedere dimensioni superiori ad un minimo (*dimensione critica*).

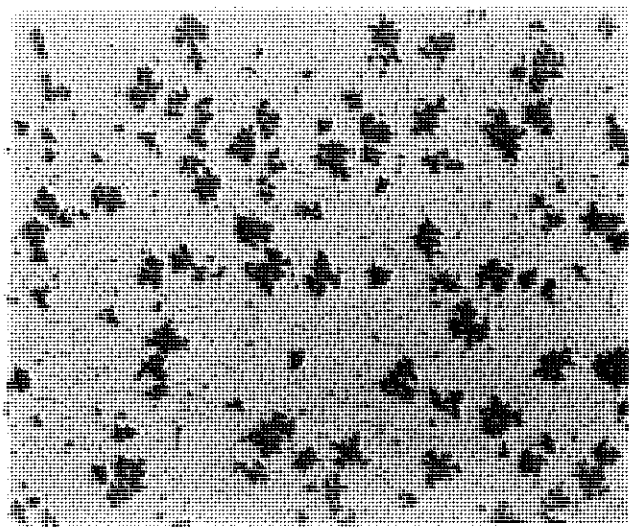


Fig. 32 X 100

La comparsa di una nuova fase determina una variazione di energia libera del sistema, alla quale corrisponde una energia di attivazione per la nucleazione, che è funzione del raggio del nucleo e assume il valore massimo in corrispondenza al raggio critico.

Tanto più è piccola l'energia di attivazione, tanto più facile è la formazione del nucleo e maggiore la velocità di nucleazione. I nuclei con raggio inferiore al valore critico tendono spontaneamente a ridisciogliersi, mentre quelli di raggio superiore tendono a crescere, poichè la loro crescita abbassa l'energia libera del sistema.

La nucleazione eterogenea è favorita dal fatto che la fase precipita attorno a un supporto già con un raggio sufficientemente elevato, ma nel contempo è condizionata dalla distanza fra i centri di cristallizzazione che ostacola fortemente, come detto precedentemente, il processo di diffusione necessario per alimentare la nucleazione.

Taluni elementi, in soluzione solida nell'austenite, agiscono sulle componenti dell'energia di attivazione. Così il silicio influenza favorevolmente la frequenza di nucleazione, in quanto abbassa l'energia di attivazione e nello stesso tempo il raggio critico del precipitato.

Una volta che i noduli si sono formati stabilmente, la loro crescita è regolata da una legge del tipo: $d^2 = KDt$ dove:

- d è il diametro della particella;
- D il coefficiente di diffusione del carbonio;
- t il tempo;
- K una costante adimensionale.

In fig. 33 è riportata la relazione fra il quadrato del diametro del nodulo in funzione del tempo per una ghisa trattata a diverse temperature. A conferma della precedente legge, si vede che, a parità di temperatura, la relazione è lineare, cioè le dimensioni dei noduli aumentano proporzionalmente alla radice quadrata dei tempi. Si nota altresì che, a parità di tempo, le dimensioni aumentano con la temperatura.

Una volta completata la grafitizzazione, il numero dei noduli non aumenta più ma, al contrario, con il passare del tempo può diminuire.

La fig. 34 rappresenta i risultati ottenuti da Laurent-Ferry: all'inizio della grafitizzazione il numero dei noduli cresce con il tempo con legge apparentemente quasi lineare e dopo un certo tempo comincia a diminuire in maniera evidente.

Si può supporre che la diminuzione del numero dei noduli risulti da una migrazione del carbonio dai noduli più piccoli meno stabili verso i noduli più grossi più stabili fino alla scomparsa di un certo numero dei noduli più piccoli. Il risultato è, come osservava Schwartz, una riduzione di energia superficiale dei noduli di grafite che rende più stabile il sistema.

La cinetica della grafitizzazione, cioè l'andamento della trasformazione della cementite in funzione del tempo per le ghise industriali è regolato da una legge di tipo esponenziale:

$$\frac{\gamma}{1\ y} = \frac{t^n}{K}$$

dove:

- y la quantità di cementite trasformata;
- t il tempo;
- n il fattore dipendente dal tipo di ghisa;
- K il fattore dipendente dalla temperatura.

Riportando su un diagramma a scala logaritmica i valori trovati sperimentalmente, questi si dispongono su rette quasi parallele al variare della temperatura e perciò sovvrapponibili per traslazione.

La fig. 35 ne dà un esempio. In questo caso n assume valori compresi fra 1,7 ÷ 1,8, ma può arrivare fino a 3, con una media sul 2,5. I valori maggiori corrispondono in generale alle temperature più basse e alle forme più sfrangiate dei noduli.

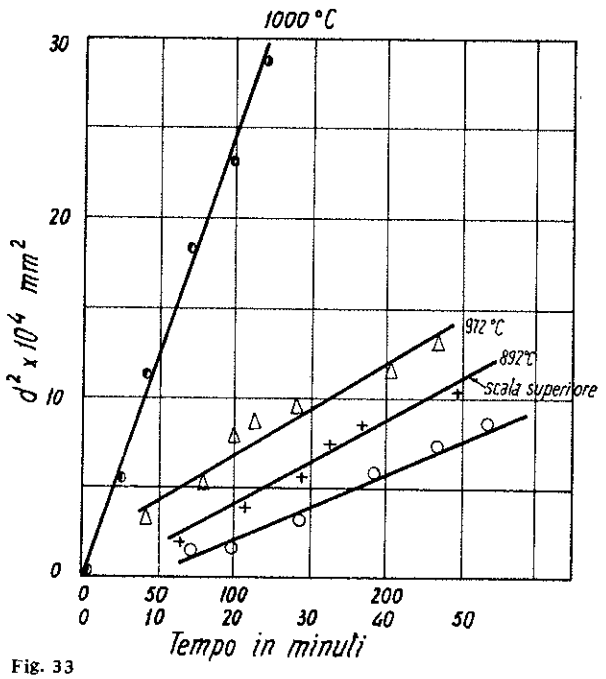


Fig. 33

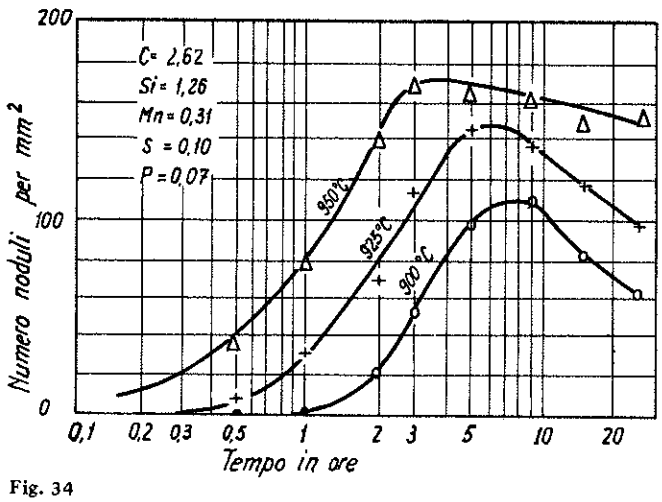


Fig. 34

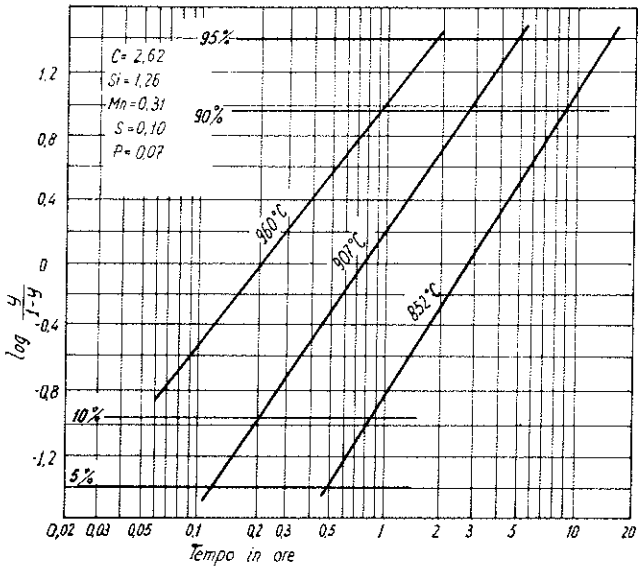


Fig. 35

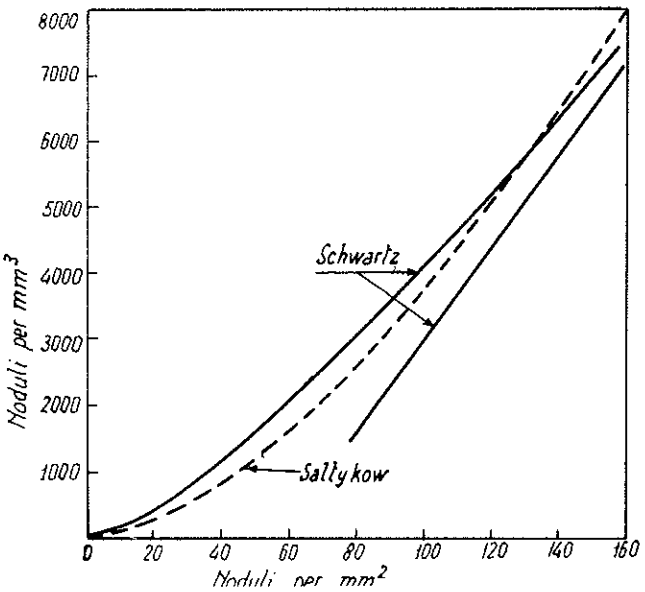


Fig. 36 - Grafico per la conversione da noduli/mm³ a noduli/mm².

Fattori che governano la velocità di grafitizzazione

Numero dei noduli

Il numero dei noduli è un fattore importantissimo che condiziona tutta la cinetica della grafitizzazione sia nel primo, sia nel secondo stadio. Esso è influenzato da vari fenomeni, taluni noti, taluni ancora sconosciuti, che sono in relazione con tutte le variabili del processo, dalla composizione della ghisa alla fusione, alla pratica di ricottura. Quasi tutti i fattori, che influenzano la velocità di grafitizzazione, fanno altresì variare il numero dei noduli, tanto che in molti casi è difficile appurare se la loro influenza si esplica direttamente, oppure attraverso la modifica del numero dei noduli stessi.

Schwartz e Barnett, studiando l'effetto del numero di noduli sulla grafitizzazione di alcune ghise non legate, trovarono empiricamente che le velocità di grafitizzazione erano grosso modo proporzionali alla radice quadrata del numero di noduli/mm². Una relazione equivalente trovò Saltykov:

$$t_1 = \frac{99}{\sqrt{Na}}$$

oppure: $\log t_1 + \frac{1}{3} \log N_V = 2{,}12$

dove:

- t_1 il tempo in ore per completare il primo stadio di grafitizzazione alla temperatura di 1.203 K (930 °C);
- Na il numero di noduli/mm²;
- N_V il numero di noduli/mm³.

Per risalire dal numero/mm² al numero/mm³ e viceversa si osservi la fig. 36. Cioè la relazione fra il logaritmo del tempo e il logaritmo del numero dei noduli è rappresentata da una retta la cui pendenza per le ghise sperimentate era $= -\frac{1}{3}$.

Analogamente Sandoz ha trovato, per ghise con C = 2,2% ; Si = 0,8 ÷ 0,9% ; Mn = 0,04 ÷ 0,14% ; S = 0,03% ; Cr = 0,2% una pendenza pari a 0,29, valida sia per il completamento della grafitizzazione sia per gli stadi intermedi (50% , 90% , ecc.), per i quali si ottiene un fascio di rette parallele.

La pendenza è una caratteristica del particolare tipo di ghisa. Modifiche non molto rilevanti della composizione della ghisa fanno spostare fra loro le rette senza variarne la pendenza, la quale rimane inoltre quasi uguale al variare della temperatura del trattamento (fra 1.173 ÷ 1.223 K = 900 ÷ 950 °C).

Viceversa l'aggiunta di elementi stabilizzatori di carburi (Cr, Te, ecc.) ne fa variare sia la posizione sia la pendenza. Per esempio un'aggiunta di 0,4% di cromo annulla la pendenza, il che significa che il numero di noduli non ha più influenza sulla velocità del primo stadio di grafitizzazione.

La fig. 37 mostra l'influenza del numero di noduli sul primo stadio di grafitizzazione a 1.200 K (927 °C) per ghise con tenore di silicio variabile fra 1 ÷ 2% , con o senza aggiunta di tellurio + alluminio.

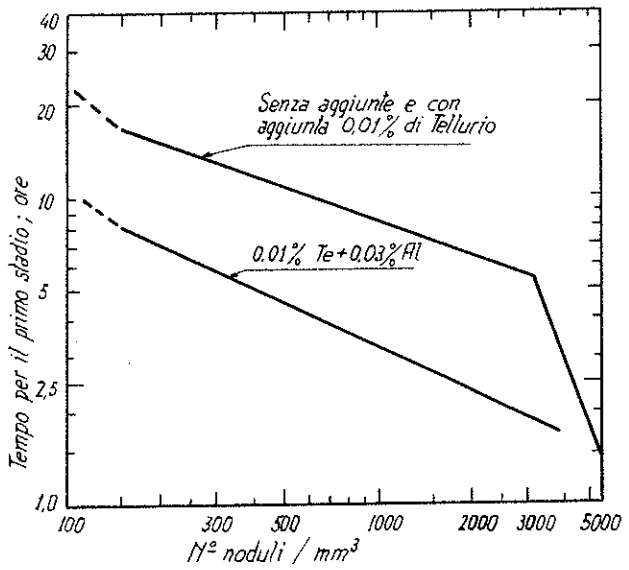


Fig. 37 - Effetto del numero dei noduli sul tempo necessario per completare il primo stadio a 1.200 K (927 °C) (Heine).

Effetto della temperatura del primo stadio

La temperatura, cui è condotto il primo stadio di grafitizzazione, ha un'influenza enorme sulla sua durata.

In base a dati sperimentati, Rehder aveva proposto una relazione lineare fra il logaritmo del tempo di grafitizzazione e la temperatura:

$$\log.\ \text{tempo (h)} = b\ 0{,}0076\ \text{temperatura}\ ^{\circ}C.$$

In seguito si è dimostrato che la trasformazione obbedisce a una legge del tipo:

$$\text{velocità di reazione} = K e^{-\frac{Q}{RT}}$$

dove:

- K il fattore dipendente dal tipo di ghisa;
- R la costante dei gas;
- T la temperatura assoluta;
- Q il calore di attivazione, che per le ghise commerciali assume valori fra 60.000 ÷ 70.000.

Si rileva immediatamente come un aumento di temperatura faccia aumentare la velocità di reazione con legge esponenziale.

In fig. 38 sono riportati, per una ghisa con l'analisi ivi indicata, i tempi (in scala logaritmica) per il raggiungimento di un determinato grado di grafitizzazione 10 ÷ 90%, in funzione dell'inverso della temperatura assoluta. Le rette sono fra loro parallele a conferma della validità della legge.

In fig. 39 è visibile la correlazione fra la frazione di cementite trasformata e il tempo (su scala logaritmica), a diverse temperature. Dopo 1 h la frazione trasformata a 1.180 K (907 °C) è 60% , mentre a 1.233 K (960 °C) è 90%.

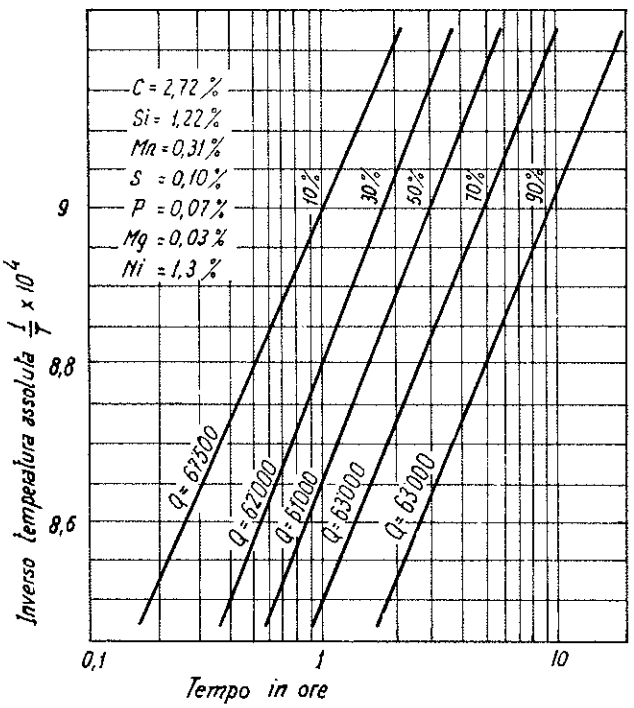


Fig. 38

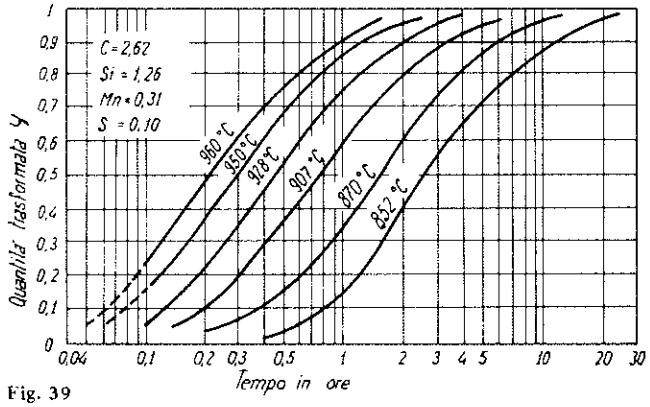


Fig. 39

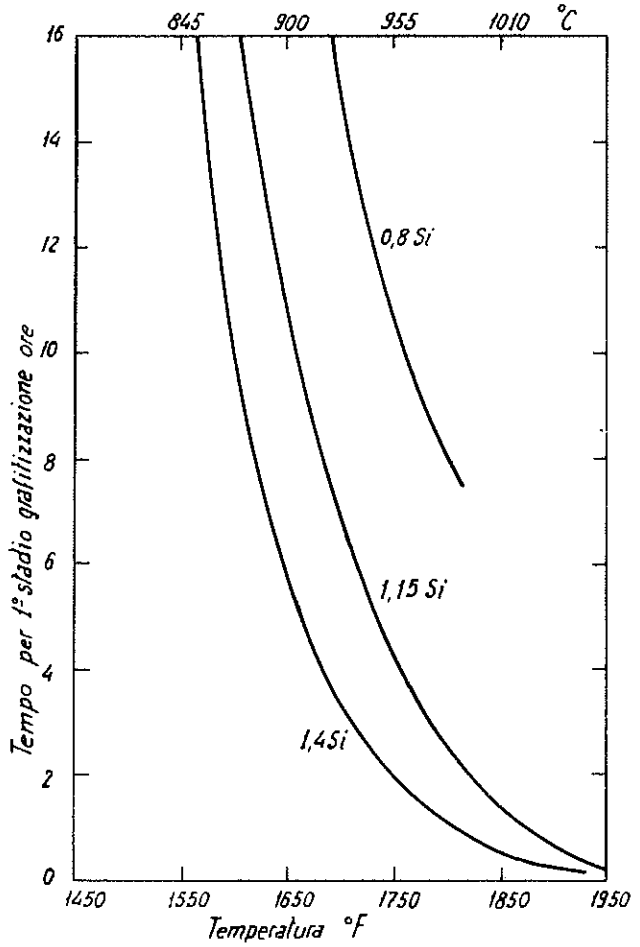


Fig. 40 - Relazione tempo-temperatura per il primo stadio per diverse percentuali di silicio (Heine).

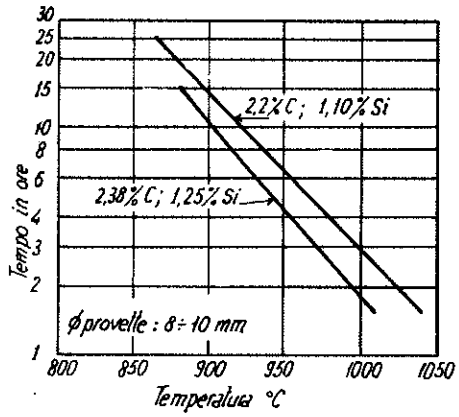


Fig. 41 - Influenza della temperatura sulla durata di trattamento per la prima grafitizzazione della ghisa malleabile a cuore nero (Rehder).

Le curve sono sensibilmente simmetriche rispetto al punto che corrisponde al 50% di grafitizzazione e quasi parallele e perciò sovrapponibili per traslazione.

In fig. 40 sono riportate le curve tempo-temperatura per ghise con diverso contenuto di silicio. Si nota un aumento molto rapido del tempo quando la temperatura scende sotto 1.200 K (927 °C). Con riferimento a questa temperatura e al contenuto di 1,4% di silicio si vede come un aumento di 301 K (28 °C) diminuisce il tempo di 1,25 h, mentre una diminuzione della stessa entità lo fa aumentare di 2,5 h. Ciò dimostra l'importanza di impiegare le temperature più alte possibile, prossime a 1.253 K (980 °C) per realizzare il minor tempo possibile specialmente per i getti a più forte spessore. In fig. 41 si vede un altro esempio di relazione tempo-temperatura per due ghise a diverso contenuto di carbonio e silicio.

La temperatura ha grande importanza per tutti i fenomeni che accompagnano e regolano la grafitizzazione. Le temperature più alte fanno aumentare: la velocità di dissoluzione della cementite; la diffusione del carbonio; il numero dei noduli.

Poichè la velocità di dissoluzione della cementite per ghise di composizione normale e per la maggior parte del ciclo di grafitizzazione è molto superiore alla velocità di diffusione e di precipitazione, l'aumento del numero di noduli abbinato a quello del coefficiente di diffusione assume particolare rilievo.

In fig. 42 è riportata la relazione fra numero di noduli e temperatura per le ghise con la composizione ivi indicata. L'aumento della temperatura, oltre ad aumentare il numero di noduli per lo stesso tipo di ghisa, tende a ridurne la differenza fra i diversi tipi.

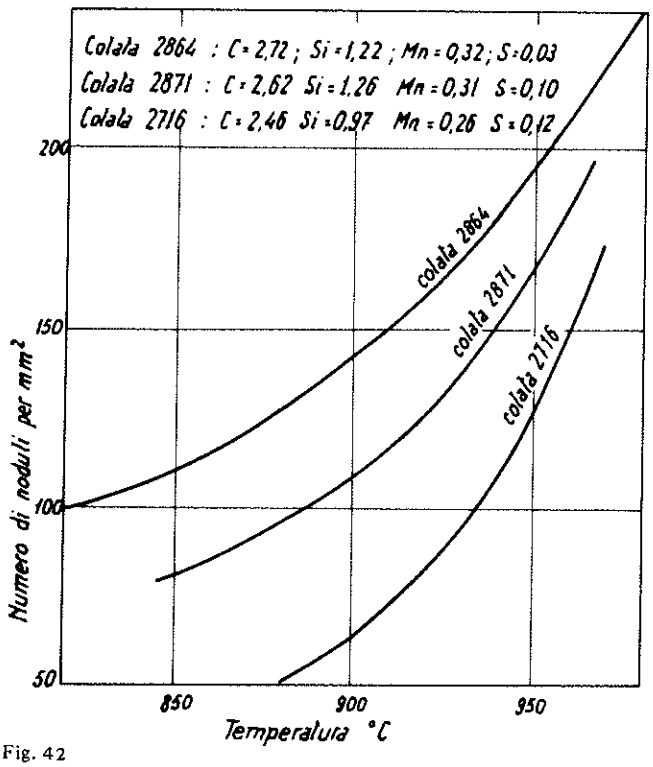


Fig. 42

Influenza della composizione della ghisa

Un gran numero di elementi esercitano la loro influenza sulla grafitizzazione. Silicio, alluminio, titanio, zirconio, rame sono notoriamente degli acceleranti. Il meccanismo mediante il quale agiscono in tal senso è controverso. Siccome taluni di questi elementi sono anche fortemente disossidanti, è stato fra l'altro ipotizzato che l'effetto sulla grafitizzazione sia una conseguenza della disossidazione. Ma probabilmente questo non è vero per tutti gli elementi: per esempio per il rame e il nichel.

Il manganese, a sua volta, pur essendo un disossidante, quando è presente in eccesso sulla quantità stechiometrica necessaria a bilanciare lo zolfo, ritarda la grafitizzazione (seppur leggermente nelle percentuali usuali).

Alcuni elementi, che verosimilmente agiscono per disossidazione, sono acceleranti in piccole quantità, ma ritardanti in percentuali maggiori, per esempio il titanio.

Altri elementi ritardano sistematicamente la grafitizzazione: cromo, molibdeno, vanadio e, in misura minore, il tungsteno. Tutti questi elementi formano dei carburi molto stabili.

L'influenza degli elementi alliganti sulla cinetica della grafitizzazione può esplicarsi attraverso una variazione del numero dei noduli sviluppati nel corso del processo oppure per azione intrinseca mediante una modifica della stabilità termodinamica dei carburi oppure per entrambe le vie. Così il bismuto, in percentuali residue superiori 20 ÷ 30 p.p.m. ha un effetto ritardante sia a causa della riduzione del numero di noduli, sia per ragione intrinseca, cioè diminuzione della metastabilità termodinamica della cementite, provocata dall'introduzione nel reticolo in soluzione solida di tracce di bismuto (bismuto-cementite). Lo stagno fa aumentare leggermente il numero dei noduli, sebbene la sua azione intrinseca sia ritardante.

La circostanza è complicata dal fatto che talvolta lo stesso elemento può far aumentare oppure ridurre il numero dei noduli a seconda delle condizioni in cui è stata condotta la fusione (ossidante oppure no), lo spessore del getto, la temperatura del metallo liquido al momento dell'aggiunta (tale è il caso, per esempio del bismuto), delle percentuali in cui è impiegato, ecc.

Come noto, il boro in minime percentuali fa aumentare fortemente il numero dei noduli (fig. 43) e per tale via è un accelerante della grafitizzazione. Nel contempo, quando presente in sufficiente quantità, è in grado di stabilizzare la cementite, nella quale sostituisce il carbonio per diffusione dall'austenite (boro, cementite).

Inoltre il comportamento di taluni oligoelementi che hanno affinità per lo zolfo può essere diverso, a seconda che si trovino in presenza di un rapporto Mn/S basso oppure alto, e in relazione alla loro affinità con lo zolfo nei confronti del manganese. Quando il rapporto Mn/S è inferiore a quello stechiometrico (1,7), essi possono spostare il ferro, riducendo l'influenza inibitrice del FeS. Quando il manganese è in eccesso, essi possono spostare e liberare il manganese, il quale può esplicare un'azione leggermente ritardante. Così stagno, piombo, zinco, cadmio, in presenza di

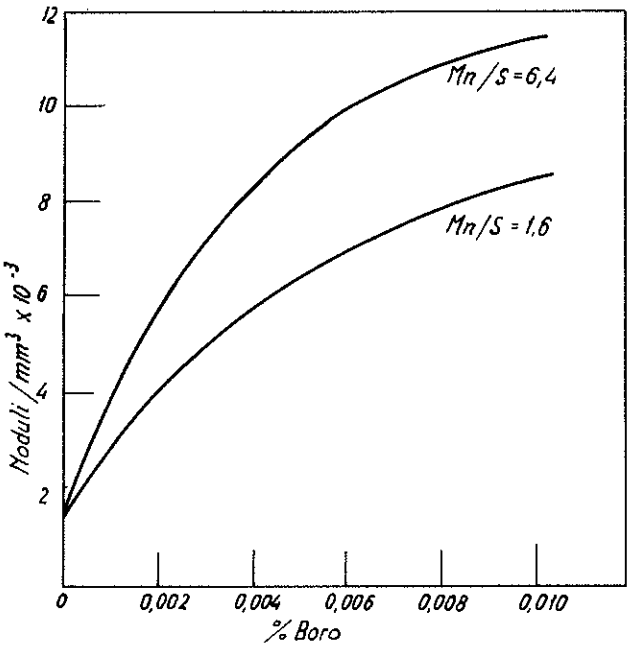


Fig. 43 - Effetto del boro sul numero di noduli sviluppato nel primo stadio di grafitizzazione (Sandoz).

un rapporto basso (per esempio: Mn/S = 1,3), hanno un effetto intrinseco trascurabile sul primo stadio di grafitizzazione. In presenza di un rapporto Mn/S alto tutti questi elementi ritardano leggermente la grafitizzazione. L'effetto ritardante è massimo verso la fine del processo, per cui sembra che sia associato con una stabilizzazione della cementite.

Per taluni elementi i risultati sperimentali sono contrastanti, per esempio lo zirconio.

Gli elementi, che si concentrano nella fase carburo, sono di regola dei ritardanti, mentre quelli che si ritrovano nella ferrite (o austenite) promuovono la grafitizzazione. Alla prima categoria appartengono V, Cr, Mo, Mn, P, S; alla seconda appartengono Si, Cu, Ni, Co, Al.

Gli elementi carburigeni

Data l'importanza dell'argomento, si ritiene opportuno esaminare più a fondo l'influenza sulla grafitizzazione delle ghise bianche (ghise base per malleabile) di due fra i maggiori inquinanti: cromo e vanadio.

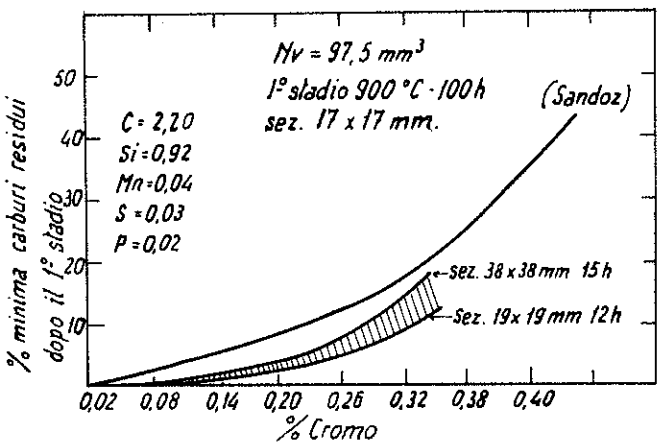


Fig. 44 - Effetto del cromo sui carburi primari residui (Singh).

Cromo

E' opinione generale che il cromo abbia effetti deleteri sulla ricottura, in quanto interdice la grafitizzazione. In fig. 44 la curva superiore indica la percentuale residua di carburi al variare del contenuto di cromo in una ghisa con basso tenore di carbonio e silicio (2,2% e 0,92% rispettivamente), trattata per 100 h a 1.173 K (900 °C).

Le ragioni, per cui il cromo inibisce la grafitizzazione, sono:

- il potenziale di grafitizzazione della ghisa bianca dipende dall'attività del carbonio. Perciò gli elementi che aumentano l'attività (silicio) promuovono la grafitizzazione e gli elementi che la diminuiscono (cromo) tendono a rallentarla;
- durante il processo di grafitizzazione si verifica una ripartizione preferenziale del cromo nella fase carburo, arricchendola progressivamente, riducendo la velocità di soluzione e rendendola termodinamicamente stabile così che la grafitizzazione non può ulteriormente procedere. L'effetto segregazione è più sensibile nelle sezioni spesse;
- il cromo riduce drasticamente il numero di noduli, rallentando così la velocità di grafitizzazione. Le ragioni per cui il cromo può ridurre il numero di noduli non sono note.

I risultati di recenti studi di Singh-Bagchi-Heine sono riportati in fig. 45, riferendosi a ghise con C = 2,5 ÷ 2,6% ,

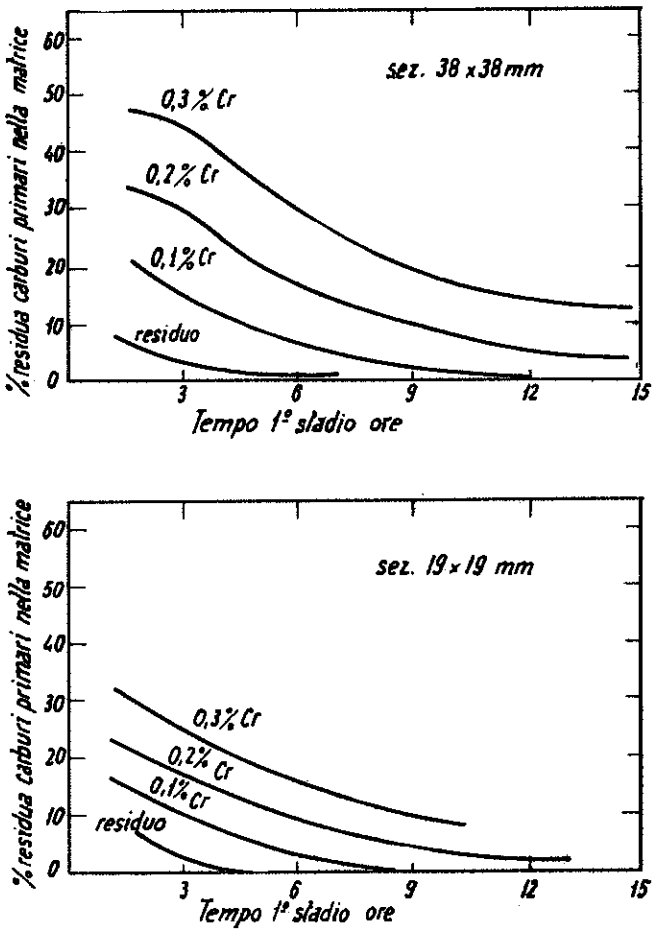


Fig. 45 - Effetto del cromo sul primo stadio a 1.228 ± 278 K (955 ± 5 °C) (Singh).

Si = 1,45 ÷ 1,55% , trattate a 1.228 K (955 °C). Si nota come con il passare del tempo la velocità di grafitizzazione tende a diminuire e le curve tendono a diventare parallele all'asse dei tempi, indicando la difficoltà di grafitizzazione delle ultime quantità di carburi primari. Analisi con la microsonda rivelano circa 5 parti di cromo nel carburo contro 1 nella matrice.

All'aumentare della percentuale di cromo si riscontra una riduzione del numero di noduli, 40-32-5 noduli/mm^2 rispettivamente per Cr = 0,10-0,20-0,30% contro 90 noduli/mm^2 della ghisa base senza aggiunte di cromo. La percentuale di carburi residui si può osservare in fig. 44 (zona tratteggiata).

La nocività del cromo e la sempre maggior difficoltà di reperimento di rottami esenti da inquinamento hanno incoraggiato ricerche tendenti a trovare espedienti per neutralizzare questo elemento.

Secondo Rehder, per una ghisa di composizione normale (C = 2,5% , Si = 1,5%), su uno spessore di 6 mm, per compensare un aumento di 0,01% del tenore di cromo sono necessari o un aumento di 279 K (6 °C) della temperatura del primo stadio oppure di 0,05% del tenore di silicio oppure un aumento del 10% del tempo di trattamento. Così un contenuto di 0,2% di cromo obbligherebbe ad aumentare la temperatura di 363 K (90 °C) al di sopra di 1.223 K (950 °C) oppure a prolungare la permanenza del 250% (figg. 46 e 47).

In pratica l'aumento sia del silicio sia della temperatura è limitato per il primo dal pericolo di grafite primaria nei getti di ghisa bianca e riduzione di duttilità dopo trattamento e per la seconda dal pericolo di deterioramento dei forni, di deformazioni e scagliatura dei getti, di degenerazione della forma della grafite.

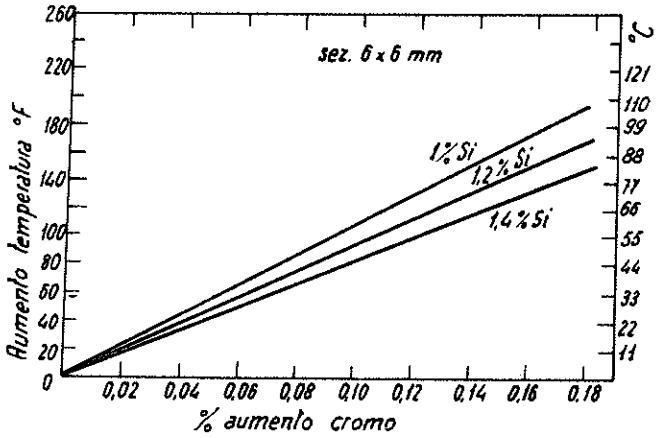


Fig. 46 - Relazione fra l'aumento percentuale di cromo e l'aumento percentuale della temperatura (a partire da 1.228 K = 955 °C), a tempo costante, per completare il primo stadio (Singh).

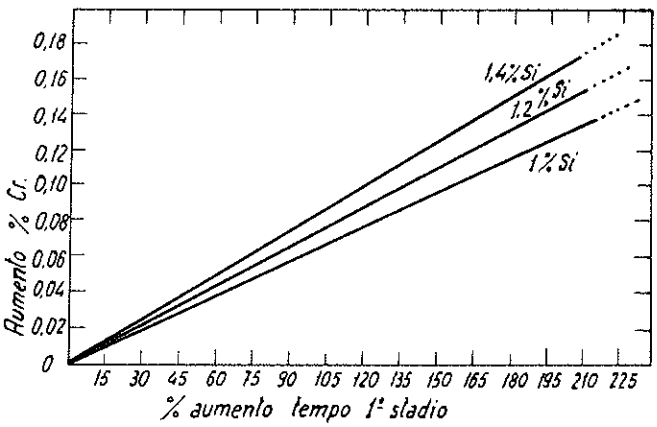


Fig. 47 - Relazione fra l'aumento percentuale di cromo e l'aumento percentuale di tempo per completare il primo stadio di grafitizzazione a 1.228 K (955 °C) (Singh).

Uno sguardo alla letteratura e ai principi metallurgici suggerisce i seguenti meccanismi, singolarmente o in combinazione, per contrastare gli effetti del cromo:

- Formazione di un composto con il cromo. Oltre che con ferro, carbonio, silicio, il cromo può formare composti con l'arsenico (CrAs, Cr_2As_3, ecc.); analoghi composti può formare con antimonio e gallio.
  Effetti positivi si sono riscontrati con aggiunta di As (0,15%), unitamente a B (0,0015%) e Al (0,005%) a una ghisa con Cr = 0,2%.
  L'aggiunta di antimonio a una ghisa con Cr = 0,28% ha dato i risultati indicati in fig. 48 (notare, però, che si trattava di provette colate in conchiglia).
  Effetti positivi si sono riscontrati anche con una aggiunta di gallio (0,2%) a una ghisa con Cr = 0,2%.
- Aumento dell'attività del carbonio nell'austenite. Gli elementi Si, Al, Sb, Sn, S, H_2, N_2 tendono ad aumentarla.
- Aumento del numero di noduli. Gli elementi che aumentano l'attività del carbonio aumentano pure il numero di noduli: B, Al, Ti, e, secondo taluni, anche l'idrogeno. Nello stesso senso agiscono un rapido raffreddamento dopo distaffatura a caldo e i pretrattamenti di cui si dirà in seguito.

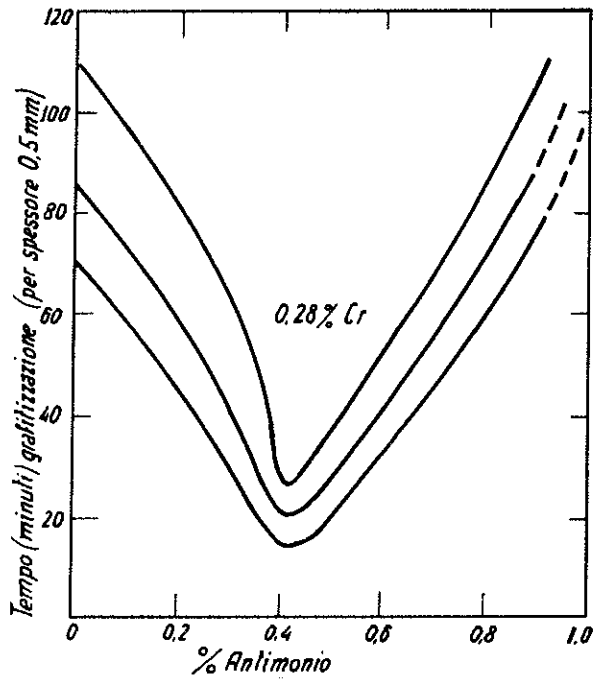


Fig. 48 - Tempo di grafitizzazione al variare del contenuto di Sb (per spessore di 12 mm, tempo ≅ 6 volte) (Krishtal).

Burgess-Hernandez riferiscono che ghise di normale composizione (C = 2,5 ÷ 2,6% ; Si = 1,3 ÷ 1,6% ; Mn = 0,38 ÷ 0,55% ; S = 0,12 ÷ 0,16%) contenenti fino a 0,15% di cromo possono essere ricotte con successo in cicli normali se si provvede a bilanciare opportunatamente il contenuto di B, Al e Mn. Le percentuali minime suggerite per B e Al sono 0,002% e 0,0035% rispettivamente. I migliori risultati erano ottenuti quando l'eccesso di manganese sul valore stechiometrico era circa 0,15% (con eccesso di manganese ≅ 0,2% il boro era aumentato a 0,005%) e quando il primo stadio di ricottura era condotto in atmosfera di azoto. Le loro ricerche interessavano, però, soprattutto il secondo stadio, in cui l'influenza del cromo è ancora più importante.

Risultati analoghi sono confermati dalle ricerche di Singh-Bagchi-Heine con aggiunte di B (0,003%), Al (0,0075%) a una ghisa contenente Cr = 0,2%. Probabilmente l'effetto favorevole dell'aggiunta combinata dei due elementi è attribuibile all'aumento del numero dei noduli, nonchè alla più uniforme distribuzione degli stessi. Infatti l'alluminio tende ad aumentarne il numero a cuore e il boro alla periferia del getto.

Riduzione dei carburi primari residui e aumento del numero di noduli in ghise con 0,2% di cromo si sono anche ottenuti con una aggiunta combinata di N_2 (0,007%), Ti (0,035%), B (0,015%), Al (0,005%). Wallace-Hellenburg riferiscono di ghise con Cr = 0,22% grafitizzate (peraltro con tempi piuttosto lunghi, 50 h, e con percentuale del 5% di carburi residui), facendo ricorso a un'aggiunta combinata di Ti (0,1%) e S (0,2%), nonchè al gorgogliamento per 10 min di azoto nel bagno. L'effetto di un rapido raffreddamento dopo solidificazione su ghise contenenti 0,2% di cromo è visibile in fig. 49 ove si può osservare il fortissimo aumento del numero di noduli, particolarmente nelle prime ore del trattamento di grafitizzazione.

Effetti analoghi, anche se meno vistosi, dovrebbero attendersi pure da pretrattamenti nell'intervallo di nucleazione.

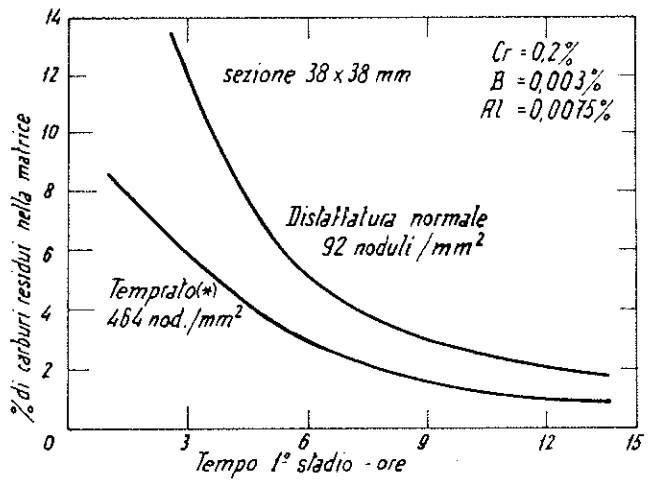


Fig. 49 - Effetto dell'aumento del numero dei noduli (ottenuto per tempra) sulla grafitizzazione a 1.228 K (955 °C) di ghise con cromo alto (Singh).

(*) Temprato in acqua dopo distaffatura al color rosso.

– Aggiunte di elementi che tendono ad alzare le temperature Ar_1, Ar_3: B, Cu, Ni, Sn, Sb, S. Fra questi si è constatato che il rame (0,5%), da solo oppure in concomitanza con B (0,003%) e Al (0,0075%), esercita un'influenza favorevole nel contrastare gli effetti del cromo. Utile si è pure dimostrato lo stagno, però in percentuali alte (0,45%) e unitamente a B (0,003%) e Al (0,01%).

Da questa rassegna si rileva che qualche progresso è stato fatto nel tentativo di neutralizzare il cromo e ridurre quindi l'impiego di costosi rottami selezionati. Il problema resta tuttavia aperto, poichè fatta eccezione per le aggiunte di boro e alluminio entrate nella pratica corrente di fonderia, le altre soluzioni sono poco pratiche oppure costose.

Vanadio

Il vanadio è un elemento meno noto e meno frequente del cromo, e la sua presenza deriva pure dalle impurità dei materiali di carica, specie alcune ghise in pani. Esso ritarda energicamente il primo stadio di grafitizzazione per azione intrinseca, probabilmente aumentando la stabilità termodinamica della cementite, senza influenzare in maniera apprezzabile il numero dei noduli di grafite, che rimane invariato.

All'inizio del primo stadio di grafitizzazione la percentuale di vanadio nella cementite primaria è circa 14 volte maggiore che nell'austenite.

Durante il primo stadio di grafitizzazione il contenuto in vanadio della cementite aumenta ulteriormente e la velocità di grafitizzazione diminuisce (fig. 50). L'effetto del vanadio è analogo per aggiunte in forno oppure in secchia. Esso può essere contrastato con aggiunte di rame, la cui percentuale necessaria è nel rapporto 10/1 rispetto al vanadio. Tuttavia, anche in presenza di rame il vanadio ritarda ancora la dissoluzione delle ultime tracce di cementite, la cui stabilità aumenta con il progredire della grafitizzazione, diventando praticamente indistruttibile (anche dopo 200 h).

Il rapporto carbonio/silicio

E' noto che la somma C+Si non deve superare un determinato valore (per esempio: 3,6 ÷ 4,2% secondo lo spessore

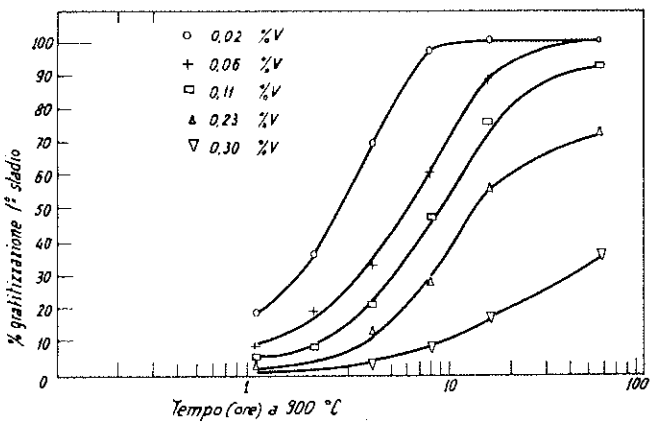


Fig. 50 - Effetto del vanadio (aggiunto in forno) sul primo stadio di grafitizzazione (Sandoz).

del getto), onde garantire una solidificazione esente da grafite primaria, che il tenore ottimale di carbonio per favorire la formazione dei noduli è fra 2,45 ÷ 2,60% (percentuali maggiori fanno deteriorare forma e distribuzione dei noduli, percentuali inferiori a 2,25% ritardano la formazione dei noduli) e che il tenore di silicio dovrebbe possibilmente stare sopra 1,4% (con una riduzione di 0,05% fa diminuire del 30% il numero dei noduli e aumentare del 20% il tempo di ricottura, come dimostra anche la fig. 51).

Taluni Autori hanno messo in rilievo anche l'importanza del rapporto fra questi due elementi agli effetti del tempo richiesto per la grafitizzazione. In fig. 52 è riportato l'andamento della relazione trovata da Taub-Avivi:

$$C/Si = 0,5 + 0,016\, t_i + 0,012\, t_i^{\,2}$$

dove: t_i è il tempo in ore richiesto per il completamento del primo stadio a 1.223 K (950 °C).

Dalla curva si rileva per esempio che per C = 2,55, Si = 1,45 il tempo richiesto sarebbe pari a 9 ÷ 10 h (scala superiore).

Una relazione semplificata dello stesso tipo è stata proposta da Laplanche:

$$t_i \text{ ore} = \frac{5 \times C\%}{Si\%}$$

Per valori di analisi come quelli sopra indicati (normali per una malleabile a cuore nero) i risultati concordano. Per valori del rapporto superiori a 3 (analisi della ghisa malleabile a cuore bianco), si ottengono tempi progressivamente più lunghi rispetto alla curva di Taub-Avivi.

Un esempio dell'influenza combinata di tenori crescenti in carbonio e decrescenti in silicio si vede anche in fig. 53. Le curve A, B, C corrispondono a ghise con la composizione riportata nella tabella V unitamente ai tempi per la completa grafitizzazione.

Tabella V

	% C	% Si	% Mn	% S	Tempo di grafitizzazione a 1.223 K (950°C): ore
A	2,26	1,22	0,19	0,06	4
B	2,72	0,73	0,19	0,06	16
C	3,71	0,39	0,19	0,06	60

Il pericolo di incubazione e la teoria della pellicola ritardante

E' stato talvolta osservato un ritardo nell'inizio della grafitizzazione, che si estende a tutto il periodo di riscaldo e alle prime ore (5 ÷ 10 o più h), dopo raggiungimento della massima temperatura di trattamento.

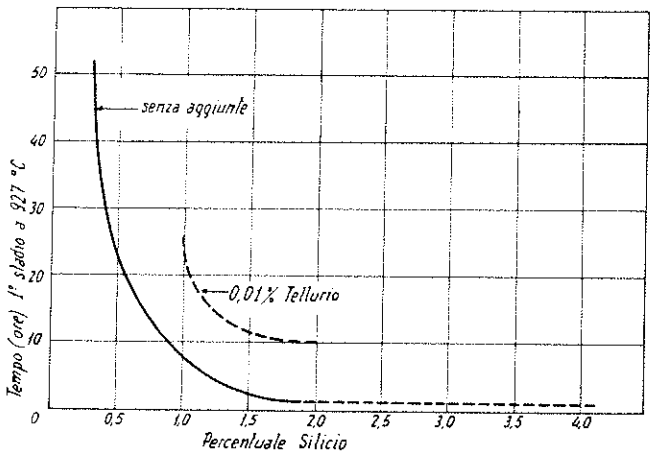


Fig. 51 - Effetto del contenuto di silicio sul tempo richiesto per il primo stadio di grafitizzazione a 1.200 K (927 °C) con e senza aggiunte di tellurio (Loper, Heine).

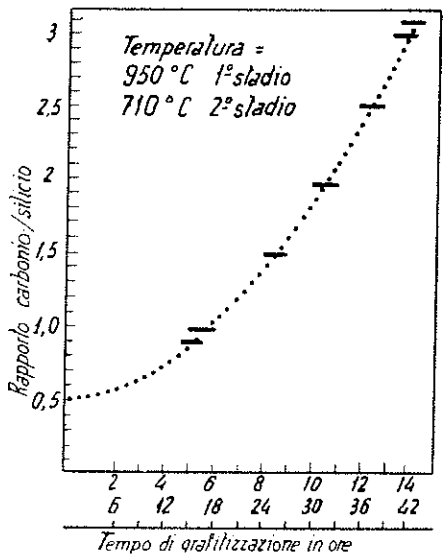


Fig. 52 - Relazione fra il rapporto carbonio/silicio e il tempo richiesto per la decomposizione della cementite (Taub, Avivi).

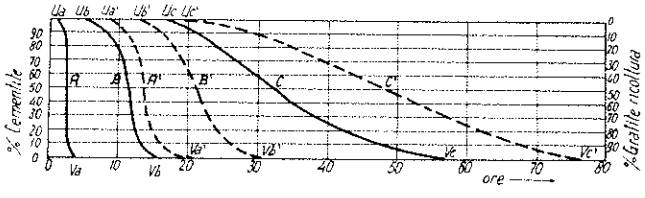


Fig. 53 - Influenza del tenore di silicio e zolfo sulla velocità di decomposizione dei carburi a 1.223 K (950 °C) (Stolz).
N.B. - A'-B'-C' hanno percentuali di S ≅ 5 volte a quello di A-B-C.

Questo cosiddetto *periodo di incubazione* si presenta in maniera più accentuata nella ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco. Fra le teorie proposte per spiegare il fenomeno la più nota è quella della *pellicola ritardante*, avvalorata anche da Schwartz.

Essa parte dall'osservazione che gli elementi zolfo, tellurio, selenio, boro, in notevoli percentuali ritardano la grafitizzazione. Si è formulata l'ipotesi che il fenomeno sia dovuto al fatto che i loro composti formano una pellicola inibitoria, che circonda le particelle di cementite primaria, rallentandone la soluzione e condizionando per questa via la velocità di grafitizzazione.

La pellicola non è stata materialmente osservata, ma alcune curve tempo-grafitizzazione per le ghise con alto contenuto di zolfo potrebbero spiegarsi su questa base. In presenza di un contenuto sufficiente di manganese il solfuro di ferro e gli analoghi composti solfuro di selenio, di tellurio, ecc., diventano instabili, scambiandosi con il manganese. Il solfuro di manganese ha caratteristiche di solubilità e fusibilità diverse da quelle dei predetti solfuri. Per esempio il solfuro di ferro ha punto di fusione a 1.446 K (1.173 °C) e forma inoltre con il ferro un eutettico (contenente 84,6% FeS) con punto di fusione a circa 1.258 K (985 °C). Sarebbe appunto questo eutettico che avviluppa i grani di cementite.

Viceversa il solfuro di manganese ha punto di fusione molto alto (1.883 K = 1.610 °C), per cui dà luogo a inclusioni che non interferiscono con la grafitizzazione.

Palmer ha mostrato il diverso comportamento alla grafitizzazione (misurato con dilatometro) di ghise contenenti lo zolfo come MnS oppure FeS. Nel primo caso la curva di dilatazione-tempo ha la forma di fig. 54a dove la grafitizzazione ha inizio subito. Nel secondo caso si ha un tratto AB che rappresenta il *periodo di incubazione* (fig. 54b).

Questo rende ragione della grande importanza che assume nelle ghise malleabili la giusta equilibratura del rapporto Mn/S. Il cerio e altre terre rare agiscono in maniera analoga al manganese, anzi spostano quest'ultimo dal solfuro, liberando così il manganese che può agire da ritardatore.

Lo stagno sposta lo zolfo dai suoi composti con il ferro e il manganese, così da formare attorno ai carburi una pellicola di solfuro di stagno, anche se è presente manganese in quantità sufficiente a bilanciare lo zolfo. In tal modo si ha l'azione ritardante combinata dello stagno e del manganese. Lo stesso effetto non può invece verificarsi in presenza di cerio, poichè il solfuro di cerio è più stabile del solfuro di stagno.

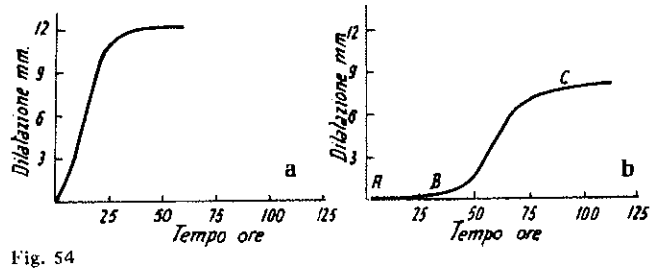


Fig. 54

Recentemente Burdese-Pradelli-Pirrao hanno osservato che l'azione ritardante del bismuto, quando presente in tenori residui superiori a 50 p.p.m., potrebbe essere dovuta a una pellicola di elemento, liquido alla temperatura di malleabilizzazione, la quale, localizzandosi ai bordi dei cristalli di cementite, (cioè nelle zone a più elevata energia, dove prevalentemente si verificano i fenomeni di nucleazione), impedirebbe la formazione di noduli di grafite, così come, disponendosi attorno ai noduli stessi, ne rallenterebbe la crescita. Le curve di fig. 55 mostrano con evidenza fenomeni di *incubazione* con l'aumentare del bismuto residuo (curve 3 ÷ 6).

Il periodo di incubazione, quando dovuto a presenza di solfuri, può essere ridotto mediante un aumento delle temperature di trattamento che determinano una più rapida distruzione della pellicola.

Effetto dei gas

Si ritiene generalmente che l'idrogeno nella ghisa, qualunque sia la sua provenienza (dalla fusione o dall'atmosfera di ricottura), tenda a ostacolare la grafitizzazione, in quanto riduce la velocità di diffusione del carbonio nel ferro.

L'idrogeno è liberato dai getti durante il riscaldamento in ricottura a temperatura piuttosto bassa, 623 ÷ 673 K (350 ÷ 400 °C), a condizione che l'atmosfera del forno a sua volta non contenga idrogeno.

L'ossigeno, sia proveniente dalla fusione sia dall'atmosfera di ricottura, può influenzare la grafitizzazione in sensi opposti: se contenuto sotto forma di inclusioni, può aumentare il numero di germi di grafitizzazione e per questa via accelerarla; se sciolto nella matrice, agisce da stabilizzatore dei carburi (la *oxocementite*, talvolta presente sulle superfici ossidate o nelle cavità di ritiro, è praticamente insolubile).

L'azoto è generalmente presente nella ghisa bianca in percentuali di 90 ÷ 140 p.p.m. Esso proviene dalla fusione (e in quantitativi maggiori per i forni ad arco e cubilotti). E' ereditato dai rottami di acciaio ad alto contenuto di azoto (Thomas), ed è apportato dai materiali impiegati per

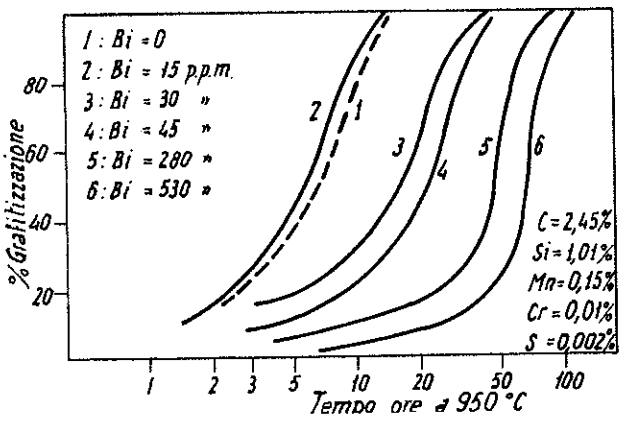


Fig. 55 - Curve di grafitizzazione (primo stadio) per ghisa bianca con crescente contenuto di bismuto (residuo) (Bordese, Pradelli, Pirrao).

la carburazione o per la desolforazione (calciocianamide), ecc. Pare che non sia solubile nella ghisa allo stato molecolare, bensì allo stato nascente. Carbonio, silicio ne riducono la solubilità mentre manganese, cromo, vanadio l'aumentano (fig. 56). Riduce drasticamente il numero dei noduli ed è un energico stabilizzatore della cementite e della perlite e perciò ritarda fortemente la grafitizzazione primaria. L'azoto forma dei carburi stabili con alluminio, boro, titanio, zirconio e in tal caso precipita nella matrice senza effetti. Di questi elementi il più diffusamente impiegato per neutralizzare l'azione dell'azoto è il boro, con il quale forma BN con effetti nucleanti.

A questo scopo il quantitativo optimum di boro è quello stechiometrico necessario all'azoto contenuto nella ghisa. L'eccesso di boro, diventa, come noto, uno stabilizzatore della cementite (fig. 57) e peggiora forma e distribuzione della grafite.

A seconda che l'azoto è sciolto nel ferro oppure ha formato dei nitruri, si usa denominare azoto solubile il primo e insolubile il secondo (in relazione ai due metodi di analisi, rispettivamente Kjeldahl e Beeghly). L'azoto che funge da stabilizzatore della cementite è esclusivamente quello solubile. In fig. 58 se ne vede l'effetto sul tempo di grafitizzazione.

Effetto della condotta di fusione

La condotta della fusione può influire indirettamente sulla grafitizzazione in ricottura, determinando diversi contenuti di gas, di inclusioni che poi fungono da germi di nucleazione della grafite, ecc.

Inoltre la carburazione del bagno con grafite o l'aggiunta di FeSi e altre leghe inoculanti prima della colata quando non giungono a provocare formazione di grafite primaria durante la solidificazione, possono favorire la grafitizzazione nella successiva ricottura.

Secondo taluni Autori anche il tipo di refrattario del forno avrebbe importanza e il rivestimento acido sarebbe quello più idoneo a favorire la grafitizzazione.

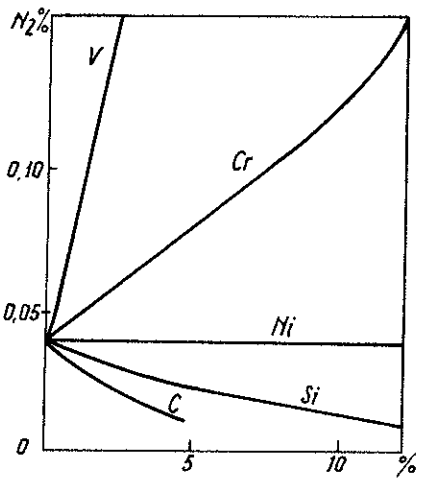


Fig. 56 - Influenza di alcuni elementi sulla solubilità dell'azoto nel ferro a 1.873 K (1.600 °C) (Lakomsky, Yavoiśky).

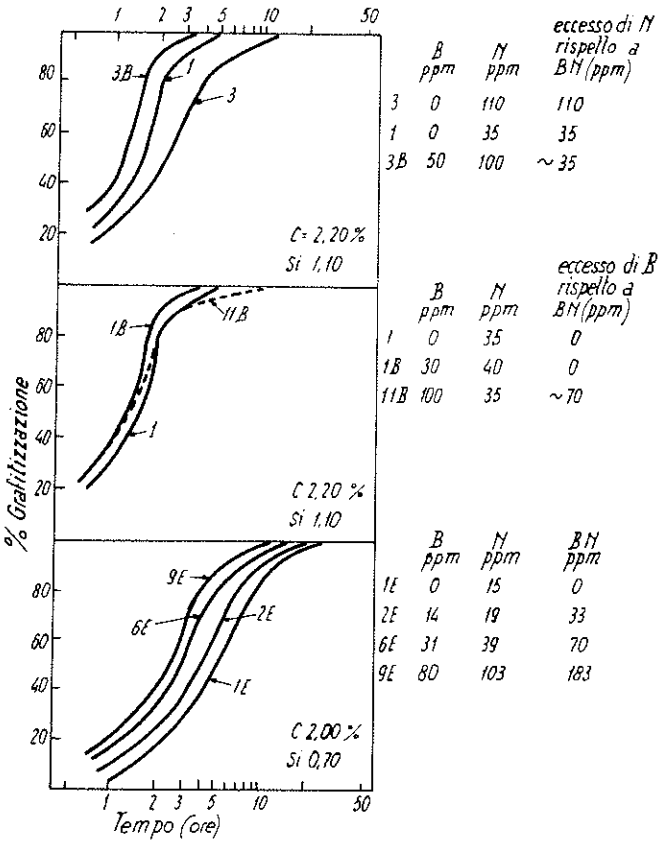


Fig. 57 - Curve di grafitizzazione relative al primo stadio (1.223 K = 950 °C) (Bordese, Norlera, Pradelli).

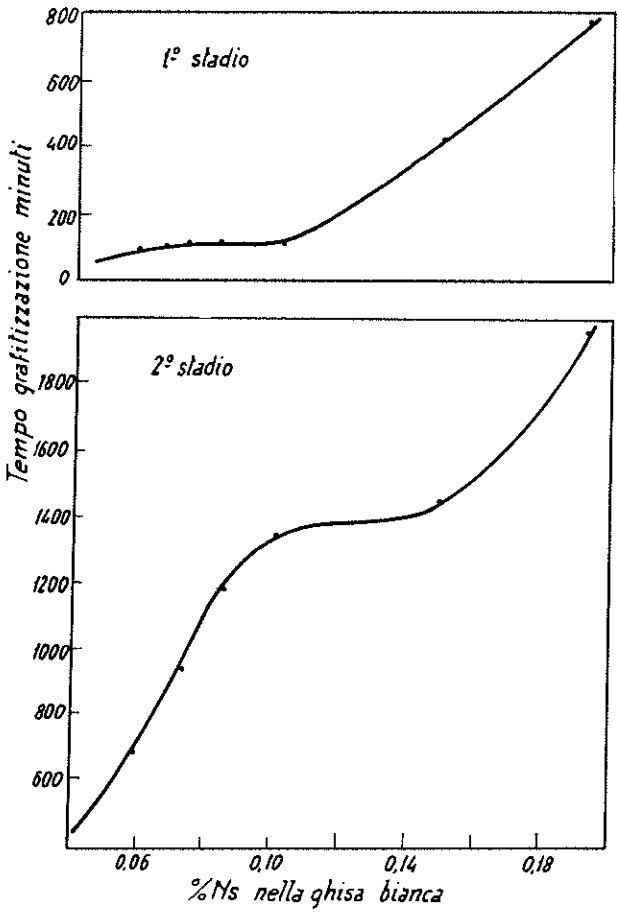


Fig. 58 - Effetto della percentuale di azoto solubile sul tempo per completare il primo e il secondo stadio di grafitizzazione (Strong).

Una condotta riducente, la presenza nella carica di ghisa nuova e più in generale le stesse condizioni che provocano la comparsa di grafite primaria (trotatura) nei getti di ghisa bianca portano alla formazione di un elevato numero di noduli e perciò alla grafitizzazione in tempi minori.

Viceversa, le cariche metalliche contenenti il 100% di ritorni, l'aumento del tempo di colata, un alto contenuto di azoto e una condotta ossidante della fusione, fanno aumentare i tempi per il primo stadio. Gli effetti delle variabili di fusione possono essere addirittura più importanti di quelli derivanti da eventuali aggiunte di elementi ritardatori (quale per esempio: il tellurio). Per contrastare tali influenze, si consigliano percentuali di silicio alte, superiori a 1,5%.

In particolare, per quanto concerne la fusione ossidante valutata in base al calo di fusione del silicio, si sono condotte osservazioni per stabilire una correlazione fra calo percentuale di silicio nella fusione al cubilotto e numero di noduli nella ghisa dopo ricottura, con i seguenti risultati:

- Calo % Si: 0 ÷ 12, 13 ÷ 25, 26 ÷ 38, 38,5 ÷ 40.
- Numero noduli/mm^3: 7.000, 3.700, 1.700, 350.

Il numero di noduli variava perciò in proporzione inversa all'ossidazione e quando il calo percentuale del silicio superava il 35%, i getti risultavano perlitici anche se il raffreddamento nell'intervallo critico era molto lento (276 K/h = 3 °C/h).

Si è pure osservato che la velocità di grafitizzazione di una ghisa fusa in condizioni ossidanti resta relativamente bassa anche se il contenuto di silicio è riportato ai livelli normali mediante aggiunta di FeSi prima della colata: tuttavia, se il contenuto di silicio è aumentato a valori superiori, il numero di noduli e la velocità di grafitizzazione risultano ripristinati.

Un cenno a parte merita l'effetto del surriscaldo, studiato da Sakwa-Braszczynsky-Margerie su ghise colate in sabbia agglomerata con silicato a temperatura fra 1.623 e 1.873 K (1.350 ÷ 1.600 °C) e ricotte a 1.223 K (950 °C).

Con l'aumentare della temperatura di colata, si è riscontrato un aumento del numero di noduli/mm^2 da 131 a 352 (curve 1 ÷ 6 fig. 59) e contemporaneamente un aumento della velocità di grafitizzazione e di dissoluzione della cementite (curve 1 ÷ 6 fig. 60).

Il fenomeno è attribuito all'aumento della velocità di precipitazione del carbonio sui germi o noduli di grafite e a un aumento della frequenza di germinazione.

Infatti indicando quest'ultima con I_v, si ha:

$$I_v = \frac{\Delta n_v}{\Delta t} = 10^{30} \cdot e^{-\frac{\Delta G}{KT}}$$

dove:

- n_v il numero noduli/mm^3;
- t il tempo;
- T la temperatura assoluta;
- K un fattore dipendente dalla ghisa;
- ΔG l'energia libera di attivazione della germinazione.

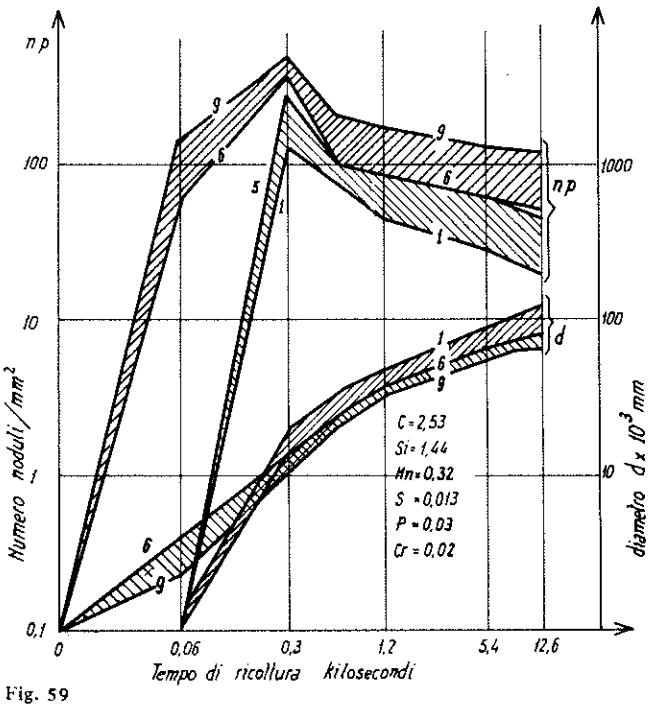


Fig. 59

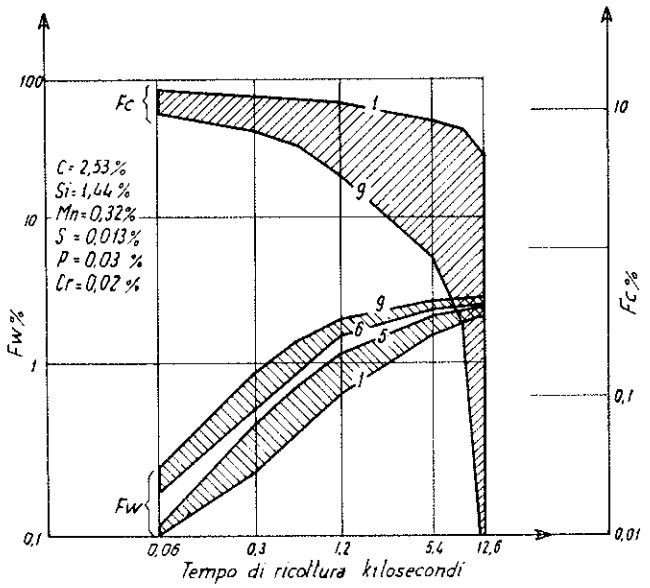


Fig. 60 - Variazione dell'area di grafite di ricottura Fw e di cementite Fc durante la ricottura a 1.223 K (950 °C) (Sakwa).

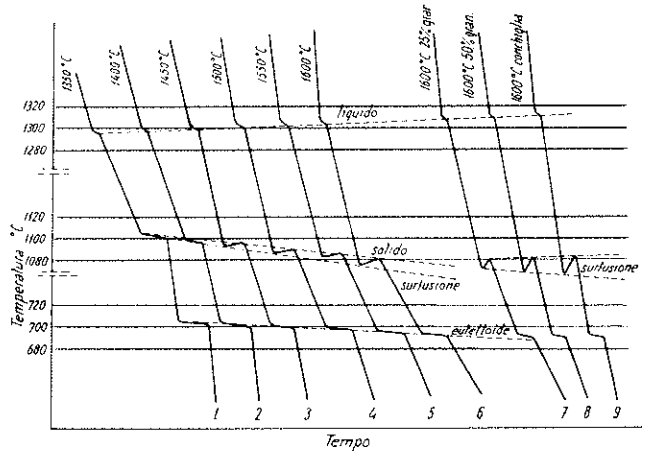


Fig. 61 - Curve d'analisi termiche (Sakwa).

Si è trovato, per le ghise colate a 1.623 K (1.350 °C) e 1.873 K (1.600 °C), rispettivamente ΔG = 50,2 e 48,6 Mj/kg. Perciò il surriscaldo attiva la germinazione della grafite diminuendo l'energia libera.

Si verifica inoltre che la proporzione di cementite eutettica diminuisce da 15,2 a 12,5% con il crescere del surriscaldo. Si può perciò supporre che per contro, a causa dell'aumento della sopraffusione, aumenti la proporzione di cementite aciculare proeutettoide, come mostrano le curve di analisi termica (fig. 61), con un aumento regolare della lunghezza corrispondente al deposito di austenite. Si formula così l'ipotesi che la germinazione sia attivata dalla quantità crescente degli aghi di cementite proeutettoide, che si sciolgono facilmente nella fase γ, creando dei punti favorevoli alla germinazione.

Influenza della velocità di raffreddamento durante la solidificazione del getto: effetto della sezione

A parità di temperatura di colata, la velocità di solidificazione dipende: dalla sezione del getto o meglio dal rapporto volume/superficie al quale può considerarsi inversamente proporzionale; dalla conduttività del materiale della forma (formatura a secco, al silicato, a verde, in conchiglia, ecc.).

L'effetto della forma del getto sul tempo di solidificazione è visibile in fig. 62. A parità di dimensioni i tempi sono notevolmente diversi. Al crescere dello spessore del getto (50 ÷ 70 mm) e a parità di altre condizioni, si verifica una drastica riduzione del numero dei noduli (si nota talvolta anche una forma diversa dei noduli in superficie rispetto al cuore del getto), tanto da far ipotizzare un *effetto di massa* antinucleante, (fig. 63). Infatti sezionando spessori sottili da getti grossi, il numero di noduli ritorna normale, per esempio 4.000 ÷ 5000/mm^3 contro 1.500 del getto di partenza.

Di conseguenza il tempo per grafitizzare grossi spessori è molto maggiore, a parità di condizioni, rispetto a quelli per gli spessori più sottili (per esempio 20 mm), come si rileva da fig. 64. Scheidewind e altri avevano trovato una relazione lineare fra il log $\frac{V}{A}$ e il logaritmo del tempo.

I fattori notoriamente atti ad aumentare il numero di noduli nelle sezioni sottili sono molto meno efficaci nelle sezioni spesse.

Sono state sperimentate allo scopo anche temperature di trattamento più alte (fino ad oltre 1.253 K = 980 °C) senza risultati significativi.

Solo l'aumento della percentuale di silicio provoca un aumento apprezzabile del numero di noduli (fig. 65) e per questa via una riduzione dei tempi di grafitizzazione. Tenori alti di silicio in concomitanza con grosse masse contrastano però con la necessità di evitare grafite primaria.

Per quanto concerne l'effetto della forma, recenti esperimenti di Sakwa-Margerie (citati precedentemente), condotti conglobando nella formatura al silicato della graniglia metallica in proporzioni crescenti e conchiglie, hanno dimostrato un aumento del numero dei noduli da 392 a

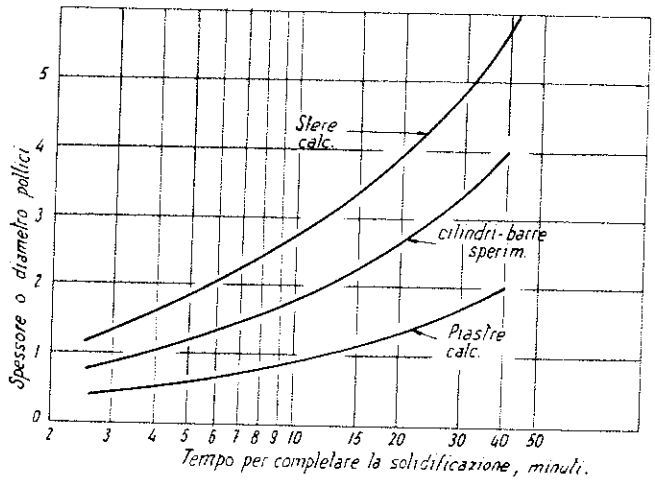


Fig. 62 - Relazione fra tempi di solidificazione e spessore del getto (colato a 1.753 K = 1.480 °C in sabbia a verde) (Heine, Mueller).

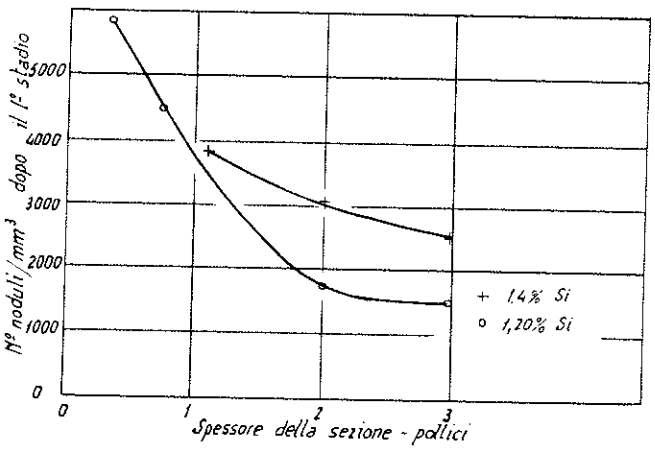


Fig. 63 - Effetto dello spessore sul numero di noduli alla fine del primo stadio di grafitizzazione (Heine, Mueller).

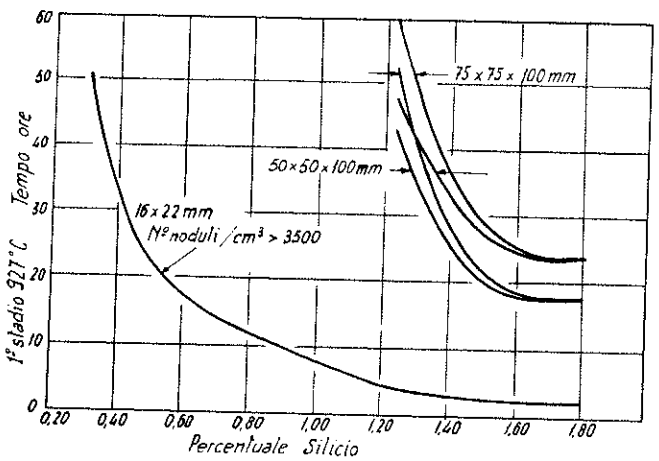


Fig. 64 - Relazione fra il tempo per il primo stadio a 1.200 K (927 °C) e percentuale di silicio per diversi spessori (Heine, Mueller).

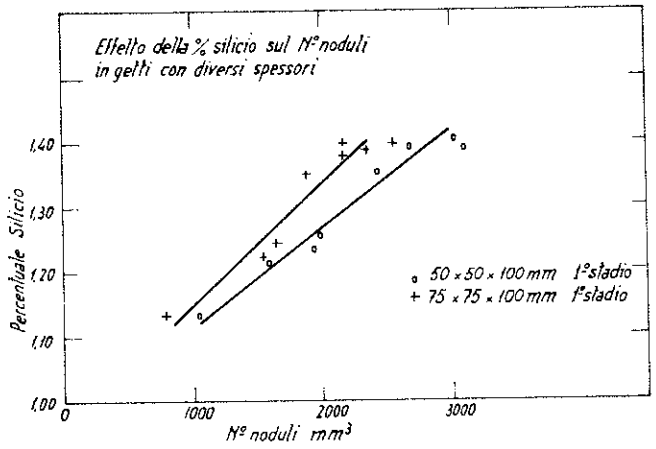


Fig. 65

468/mm^2 al crescere della velocità di solidificazione (fig. 59, curve 6 ÷ 9) e un aumento della velocità di grafitizzazione (fig. 60, curve 6 ÷ 9). La conduttività della forma produce dunque effetti analoghi a quelli di una riduzione di spessore del getto.

L'aumento della velocità di grafitizzazione è spiegato soprattutto da un aumento della velocità di messa in soluzione della cementite eutettica (che peraltro si mantiene sui valori minimi come nel caso del surriscaldo), dovuta all'affinazione della struttura. In conseguenza della distribuzione più fine dell'austenite e dei carburi si verifica un aumento della superficie di contatto dei due componenti e perciò si hanno maggiori possibilità di nucleazione. In questo caso il fattore limitativo della grafitizzazione non sarebbe la diffusione del carbonio nell'austenite, bensì la dissoluzione della cementite.

Velocità di riscaldo alla temperatura del primo stadio e pretrattamenti

Schneidewind e Reese, studiando l'influenza della velocità di salita alla temperatura di grafitizzazione, notarono che il tempo richiesto per la completa decomposizione della cementite diminuisce al diminuire della velocità di riscaldo e che è importante in modo particolare la velocità di salita al di sopra del punto critico. Ad esempio getti riscaldati nell'intervallo 1.123-1.203 K (850 ÷ 930 °C) con una velocità di 293 K/h (20 °C/h) grafitizzavano in un quinto del tempo richiesto dalla ricottura con salita di 413 K/h (140 °C/h) in quell'intervallo. La bassa velocità di riscaldo avrebbe l'effetto di aumentare il numero dei noduli di grafite.

Da questo punto di vista i moderni forni ad atmosfera controllata, con le alte velocità di riscaldo realizzabili, provocano l'effetto opposto rispetto ai vecchi forni in cui i getti erano imballati in cassette (entro sabbia o minerale di ferro).

Un forte aumento del numero dei noduli si può anche ottenere mediante un preriscaldo a temperatura subcritica. Negli esperimenti di Lorig e Samuels, ghise di composizione molto varia, (C = 2,05 ÷ 3,40; Si = 0,6 ÷ 1,6; Mn = ≅ 0,3; S = ≅ 0,08; P = ≅ 0,1), erano sottoposte a un riscaldo per alcune ore a temperature comprese fra 423 ÷ 863 K (150 ÷ 590 °C). Successivamente erano trattate a 1.233 K (960 °C) per tempi variabili.

Il risultato era una forte riduzione del tempo necessario alla completa dissociazione dei carburi. I noduli di grafite risultavano molto più numerosi (2 ÷ 3 volte rispetto alle ghise non pretrattate) e di conseguenza più piccoli (fig. 66).

L'effetto era particolarmente sensibile per le ghise con silicio più alto e fortissimo quando le ghise avevano subito un gorgogliamento con idrogeno (rapporto 10/1). Palmer ha in seguito rilevato che la presenza di idrogeno nell'atmosfera durante il pretrattamento a 623-773 K (350 ÷ 500 °C) tende ad annullare l'effetto.

Loper-Heine hanno sperimentato un pretrattamento in due fasi: 2 h a 588 K (315 °C) più 4 h a 923 K (650 °C) seguite da riscaldamento diretto a 1.203 K (930 °C), ottenendo, su ghise di svariatissime composizioni, con e senza aggiunta di elementi minori, un aumento di numero di noduli pari a 2 ÷ 5 volte nelle ghise contenenti (senza pretrattamento) più di 1.000 noduli/mm^3, e fino a 50 volte in quelle contenenti solo 100 noduli/mm^3, con riduzione di 50 ÷ 70% del tempo di grafitizzazione.

L'esperienza conferma che un mantenimento a temperature comprese fra 623 ÷ 873 K (350 ÷ 600 °C) (non importa se seguito da successivo raffreddamento o dalla salita diretta alla temperatura del primo stadio) può abbreviare il tempo di grafitizzazione e quindi trovare applicazioni pratiche. Viceversa non sono chiare le ragioni del fenomeno.

Si è formulata l'ipotesi che questo sia dovuto all'eliminazione, nel predetto intervallo di temperature, dell'idrogeno, il quale tende di per sè a provocare una grafitizzazione più grossolana e più lenta.

Siccome lo svolgimento dell'idrogeno dai getti in ricottura non spiega il meccanismo della nucleazione, si è supposto che l'idrogeno sia parzialmente presente nella ghisa come CH_4. La scomposizione locale del metano, conseguente all'eliminazione dell'idrogeno, libererebbe, durante il pretrattamento, atomi di carbonio che, depositandosi nel metallo (per esempio nelle microcricche), fungerebbero in seguito come germi per la grafitizzazione.

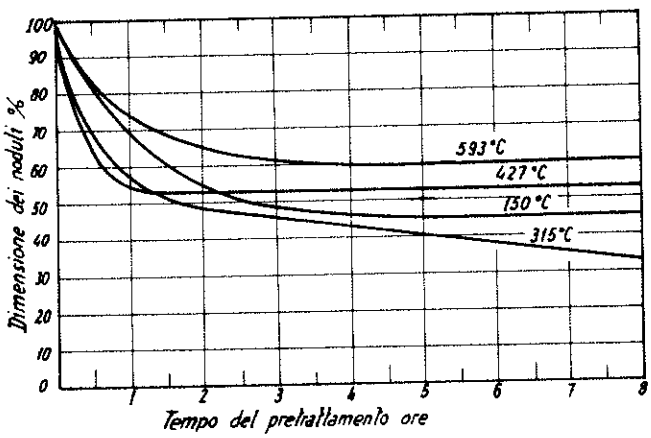


Fig. 66 - Effetto del pretrattamento sulla dimensione dei noduli in confronto alla stessa ghisa senza pretrattamento (Lorig, Samuel).

La fig. 67 riassume l'effetto dei parametri esaminati in questo paragrafo e nel precedente (cioè rapporto superficie/volume del getto, effetto dei raffreddatori, effetto del pretrattamento) sul numero di noduli/mm^2 di ghise malleabili ferritiche con varie analisi, ricotte a 1.223 ÷ 1.253 K (950 ÷ 980 °C).

Il numero di noduli di grafite può essere aumentato in maniera consistente facendo precedere il trattamento di ricottura da una tempra (da temperatura superiore a 1.023 K = 750 °C) sulla ghisa bianca, ottenendo così una struttura martensitica. Il numero dei noduli dopo ricottura si eleva all'ordine di decine di migliaia/mm^2 (fig. 68). Laurent e Ferry, che hanno studiato a fondo il fenomeno, hanno osservato che in questo caso i germi di grafite non compaiono ai margini dei carburi primari come nelle ghise non temprate, bensì nelle regioni dendritiche e perciò la germinazione sarebbe legata alla natura dei prodotti di decomposizione della martensite.

Inoltre la ghisa bianca temprata può essere grafitizzata completamente anche direttamente a temperature sub-critiche fra 793 e 973 K (520 e 700 °C).

A 973 K (700 °C) i tempi necessari sono ragionevolmente brevi e dipendono solo dal numero dei noduli:

$$th \cong \frac{2.000}{\sqrt{n_a}}$$

dove n_a è il numero dei noduli/mm^2.

In questo caso la germinazione è resa possibile dalla grande finezza dei carburi. Siccome non è pensabile di far subire ai getti una tempra in acqua come nei lavori di Laurent-Ferry, queste ricerche hanno per ora carattere solamente speculativo.

Influenza dell'atmosfera di ricottura

Si è già accennato all'influenza negativa dell'idrogeno eventualmente presente nell'atmosfera di ricottura. Lo stesso può dirsi di altri gas che si dissociano nei loro componenti: idrocarburi, acetilene, ecc.

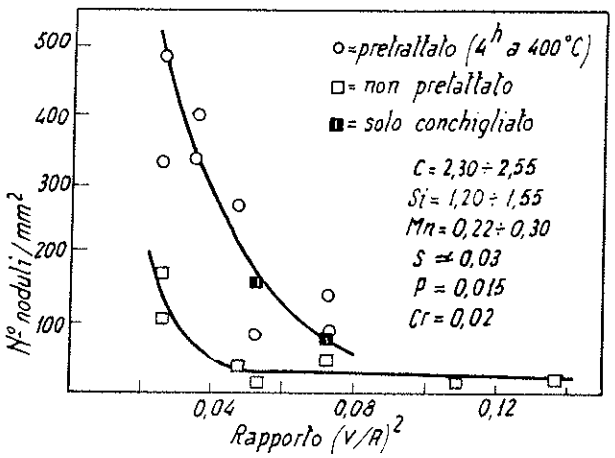


Fig. 67 - Numero dei noduli in relazione al rapporto volume/superficie del getto per campioni pretrattati e non, oppure conchigliati (Askeland).

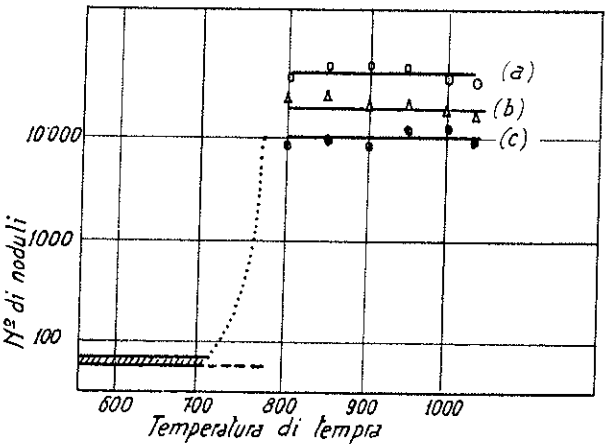


Fig. 68 - ○ Salita a 1.223 K (950 °C) in 6 h, 47.000 noduli per mm^2.
△ Salita a 1.223 K (950 °C) in 1h e 30 min, 21.000 noli per mm^2.
● Messo in forno a 1.223 K (950 °C), 10.000 noduli per mm^2.

Le atmosfere decarburanti (anche se non ossidanti per il ferro) tendono pure a contrastare la grafitizzazione, come si vedrà diffusamente trattando della ghisa malleabile a cuore bianco.

Il fenomeno è particolarmente accentuato nelle zone superficiali del getto, dove il carbonio è sottratto direttamente alla cementite, riducendo così la probabilità di formazione di nuclei di grafitizzazione (bordo senza noduli nelle ghise malleabili a cuore nero).

Anche le atmosfere carburanti ostacolano la grafitizzazione in superficie, impedendo la migrazione del carbonio.

Effetto del numero dei noduli sulle caratteristiche meccaniche

Come risulta da quanto esposto precedentemente, sono disponibili diversi mezzi (aggiunta di elementi, pretrattamenti, ecc.) per aumentare il numero dei noduli e per questa via ridurre i tempi necessari per la grafitizzazione.

E' lecito chiedersi a questo punto se e come l'aumento del numero di noduli influisca sulle caratteristiche meccaniche della ghisa malleabile.

Al riguardo i risultati sono piuttosto contrastanti.

Taluni propendono a ritenere che un aumento del numero dei noduli migliori o quanto meno non abbassi le caratteristiche. Altri denunciano un peggioramento al crescere del numero dei noduli. Infatti un alto numero di noduli è spesso accompagnato da allineamenti degli stessi (in configurazioni corrispondenti ai margini del reticolo originario di carburi), specie se l'aumento è ottenuto mediante aggiunte di boro o mediante raffreddamento rapido durante la solidificazione, impiego di raffreddatori, ecc.

E' probabile che esista una dimensione critica dei nuclei alla quale corrisponde un ottimo del numero dei noduli (50 ÷ 75 noduli/mm^2 secondo taluni Autori, 80 ÷ 150 secondo altri) e delle caratteristiche meccaniche.

Uno studio completo condotto recentemente da Askeland-Fleischman su ghise malleabili ferritiche, il cui numero di noduli appare in fig. 67, ha preso in esame tutte le caratteristiche, concludendo che:

- resistenza a trazione e limite di snervamento restano pressocchè inalterati;
- il modulo di elasticità aumenta (da 10.500 a 17.000 kg/mm^2) con l'aumento del numero di noduli (da 25 a 340);
- la resilienza aumenta leggermente;
- la resistenza a fatica migliora, purchè non si verifichino allineamenti di noduli;
- l'allungamento diminuisce notevolmente (fig. 69).

Un confronto eseguito su ghise con C = 3,05; Si = 0,70; Mn = 0,30; S = 0,15 (analisi per ghisa malleabile bianca), trattate a 1.313 K (1.040 °C) per 5 ÷ 8 h ha messo in rilievo un calo del 13% della resistenza a trazione e 28% dell'allungamento sulle ghise pretrattate per 4 h a 703 K (430 °C), (80 noduli/mm^2), rispetto a quello senza pretrattamento (40 noduli/mm^2).

Raffreddamento dalla temperatura di ricottura

Alla fine dello stadio ad alta temperatura, se la decomposizione della cementite eutettica è completata, la struttura della ghisa è costituita da soluzione solida γ e da carbonio di ricottura più o meno uniformemente distribuito nella matrice austenitica. Il contenuto in carbonio dell'austenite dipenderà dal grado di decarburazione, nel caso che l'atmosfera del primo stadio sia decarburante (ghisa malleabile a cuore bianco); in caso contrario (ghisa malleabile a cuore nero) sarà corrispondente al diagramma di equilibrio Fe-C per quella temperatura. Per esempio a 1.223 K (950 °C) il carbonio sarà circa 0,8 ÷ 0,9% a seconda che l'austenite sia satura rispetto al sistema Fe-grafite, (punto V in fig. 27) oppure rispetto al sistema Fe-Fe_3C (punto U).

Cioè i cristalli di austenite non sono necessariamente del tutto omogenei, potendo il loro contenuto in carbonio variare dalla massima saturazione, governata dal sistema metastabile all'interfaccia austenite-cementite, fino alla minima saturazione governata dal sistema stabile all'interfaccia austenite-grafite. Nella pratica i tempi di permanenza al primo stadio sono generalmente regolati con un certo margine di sicurezza per approssimarsi all'equilibrio stabile.

Nel corso del successivo raffreddamento, dall'austenite si separa cementite (secondaria) o grafite a secondo che il sistema segua il diagramma metastabile o quello stabile.

Durante il raffreddamento la nucleazione non è istantanea, ma si verificano fenomeni di sottoraffreddamento. Se la temperatura era, per esempio 1.223 K (950 °C), e se a un certo istante è scesa ad un valore T (fig. 70), il sottoraffreddamento rispetto al sistema metastabile sarà $\Delta Tcem = T_1$ Te il sottoraffreddamento rispetto al sistema stabile sarà $\Delta Tgraf = V\ \ T$.

All'abbassarsi della temperatura T, aumenta il rapporto:

$$\frac{\Delta Tcem}{\Delta Tgraf}$$

fra il raffreddamento rispetto al sistema metastabile e quello rispetto al sistema stabile. La velocità di nucleazione della nuova fase (grafite o cementite) al contorno del grano austenitico o su nuclei di supporto comunque disposti, aumenta al crescere del sottoraffreddamento. Supposta eterogenea la nucleazione, la velocità di nucleazione è data da un'espressione del tipo:

$$I_n = K e^{-\frac{\alpha}{\Delta T^2}}$$

cioè aumenta con legge esponenziale all'aumentare del quadrato di ΔT.

A parità di sottoraffreddamento la velocità di nucleazione della cementite è maggiore di quella della grafite.

Ciò non significa che la cementite nuclei sempre più rapidamente della grafite, poichè la velocità di nucleazione dipende, come visto sopra, da ΔT^2 e il sottoraffreddamento rispetto al sistema stabile è sempre maggiore del sottoraffreddamento rispetto al sistema metastabile, cioè è sempre $\Delta Tgraf > \Delta Tcem$ (fig. 70).

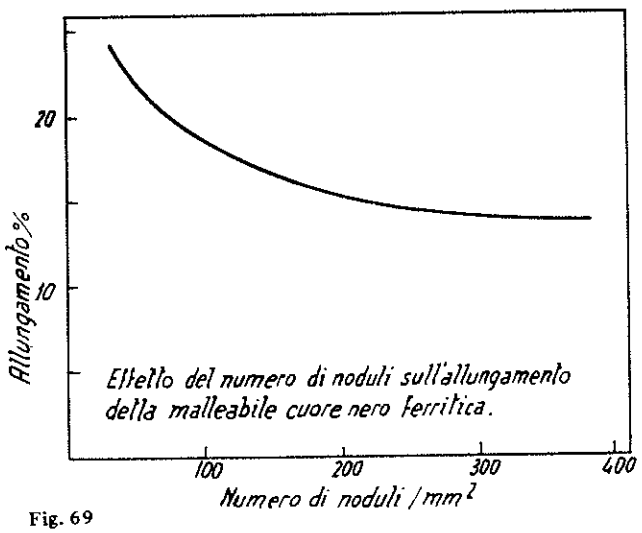


Fig. 69

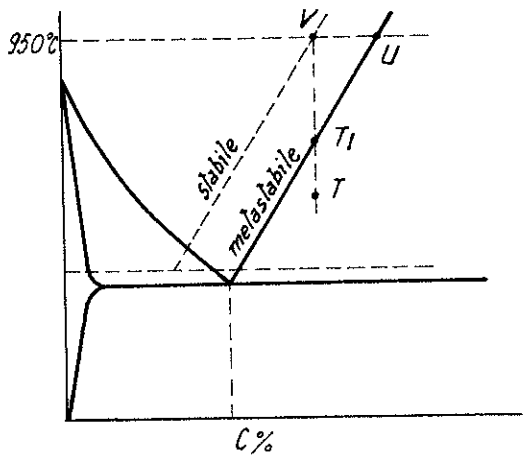


Fig. 70

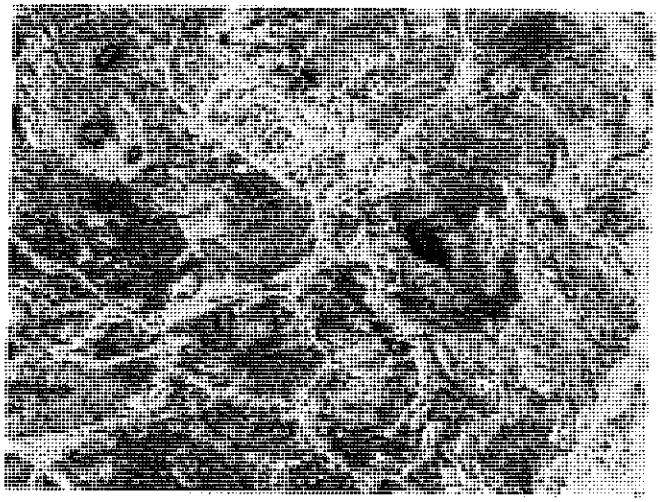


Fig. 71 X 300

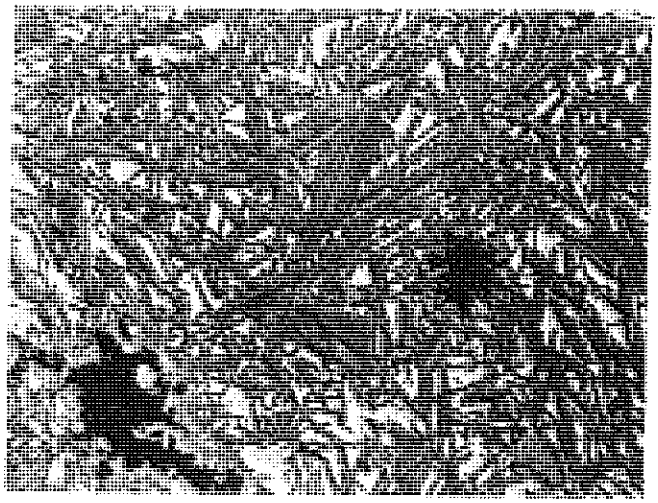


Fig. 72 X 600

Perciò esiste un valore di ΔT per il quale la velocità di germinazione della grafite è maggiore della velocità di germinazione della cementite, anzi restando nel campo di temperatura VT_1, la germinazione della cementite è impedita.

In conclusione, per temperature di nucleazione abbastanza basse, cioè sottoraffreddamenti elevati, predomina fortemente la nucleazione eterogenea della cementite. E poichè un rapido raffreddamento del sistema favorisce i sottoraffreddamenti più elevati, favorirà la precipitazione della cementite e il sistema tende a seguire il diagramma metastabile.

Viceversa un raffreddamento lento favorirà la separazione di grafite e il sistema segue il diagramma stabile.

La trasformazione della soluzione solida secondo il sistema stabile dà luogo a ferrite e a minuscoli grani di grafite (grafite eutettoide). La maggior parte di questi grani si incorpora poi con i noduli già esistenti, ingrossandoli. Una piccola parte dei grani può persistere come tale, distinguibili per le loro piccole dimensioni. Nello stesso tempo il contenuto di carbonio dell'austenite diminuisce fino al raggiungimento dell'intervallo critico Ar_1 (1.043 ÷ 1.023 K = 770 ÷ 750 °C), cui corrisponde un tenore di carbonio in soluzione nell'austenite di circa 0,57% . Per evitare la precipitazione di cementite, la velocità di raffreddamento non deve superare 373 ÷ 423 K/h (100 ÷ 150 °C/h), dipendentemente dal contenuto di silicio che favorisce la grafitizzazione.

Quando il raffreddamento dalla temperatura del primo stadio all'intervallo critico risulta più rapido, ha inizio la separazione di cementite contemporaneamente alla grafite.

Per velocità di raffreddamento ancora più alte (473 ÷ 573 K/h = 200 ÷ 300 °C/h dipendentemente dal tenore in silicio), i cristalli di austenite non hanno tempo sufficiente per ridurre il contenuto di carbonio a quello corrispondente all'equilibrio stabile.

Di fatto il contenuto di carbonio può restare in eccesso anche rispetto a quello corrispondente all'equilibrio metastabile.

In queste condizioni si ha separazione di cementite secondaria, la quale tende a migrare e a disporsi ai margini dei grani (luogo naturale di precipitazione, data l'alta energia superficiale), formando un reticolo di carburi molto dannoso sia per le caratteristiche meccaniche sia per la lavorabilità (fig. 71).

Se però il metallo è raffreddato istantaneamente (423 ÷ 473 K/min = 150 ÷ 200 °C/min) mediante tempra, la diffusione della cementite risulta impedita e l'austenite soprasatura si trasforma in martensite (fig. 72).

La formazione del reticolo di carburi deve in ogni caso essere evitata, per cui il raffreddamento dalla temperatura del primo stadio deve risultare o abbastanza lento da permettere la grafitizzazione del carbonio che si separa dall'austenite oppure più rapido da trasformare quest'ultima in perlite o strutture similari.

Il primo caso interessa le ghise malleabili ferritiche a cuore nero, così come anche le ghise malleabili a cuore bianco quando la decarburazione non sia stata sufficiente ad abbassare, su tutta la sezione, il tenore di carbonio al di sotto di quello corrispondente al punto di perlite.

Il secondo caso interessa le ghise malleabili perlitiche, sia a cuore nero sia con analisi per cuore bianco.

Al raggiungimento dell'intervallo critico avviene la trasformazione del ferro γ in ferro α, nel quale la solubilità del carbonio è praticamente nulla, così che il carbonio in soluzione nell'austenite precipita come cementite perlitica.

Nell'intervallo di temperatura tra i punti critici si verificano fenomeni di natura piuttosto complicata, legati alla composizione della ghisa e ancora una volta alla velocità di raffreddamento. Se questa è sufficientemente piccola, si ha precipitazione di grafite, sia dall'austenite, sia per decomposizione della perlite in ferrite+grafite con ottenimento di una matrice finale esclusivamente ferritica. E' il cosiddetto secondo stadio di grafitizzazione della ghisa malleabile a cuore nero ferritica, di cui si tratterà nell'apposito capitolo.

Per velocità di raffreddamento maggiori la matrice finale sarà perlitica con o senza presenza di ferrite, dipendente-

mente dalla velocità di raffreddamento e dalla composizione della ghisa.

E' il caso delle ghise malleabili perlitiche sia a cuore nero sia a cuore bianco, per le quali ultime in pratica è la sola struttura ottenibile (quando non sono completamente decarburate), dato il basso contenuto di silicio che rende molto difficile la decomposizione della perlite.

La conoscenza dei punti critici è molto importante ai fini di stabilire correttamente sia l'intervallo di raffreddamento per il secondo stadio delle ferritiche sia il trattamento sub-critico delle stesse, sia la temperatura di rinvenimento delle perlitiche.

Per una lega Fe-C pura esistono due temperature: 1.000 K (727 °C) (metastabile) e 1.011 K (738 °C) (stabile).

I diagrammi di stato Fe-C-Si fin dalla prima versione fornita da Greiner-Marsh-Stoughton mostrano che la trasformazione eutettoide si produce in un intervallo di temperature, il quale si dilata e si sposta verso temperature più alte, man mano che carbonio e silicio aumentano. L'intervallo, inoltre, assume limiti diversi a seconda che venga attraversato raffreddando oppure riscaldando il getto e, a seconda della velocità di attraversamento, si sposta rispettivamente verso il basso o verso l'alto (fig. 73).

Per quanto concerne l'influenza del silicio, Angus, Rehder e altri hanno trovato che l'intervallo critico si alza di 306 ÷ 310 K (33 ÷ 37 °C) per ogni 1% Si. La comparsa della perlite, secondo Rehder, Hutchinson, si manifesta a 1.011 ÷ 1.016 K (738 ÷ 743 °C).

I risultati ottenuti recentemente da Ekpoom-Heine per la trasformazione isotermica sono riportati in fig. 74 e in fig. 75 e sono confrontati con quelli corrispondenti a un raffreddamento a 693 K/h (420 °C/h) e a un riscaldamento a 933 K/h (660 °C/h).

Più precisamente, per una ghisa malleabile con C = 2,5% Si = 1,47% , Mn = 0,30% , S = 0,06% si è trovato quanto riportato in tab. VI.

Tabella VI

Descrizione	Raffreddamento 693 K/h (420°C/h)	Riscaldamento 933 K/h (660°C/h)	Trasformazione isotermica
Limite inferiore	987 K (714°C)	1.055 K (782°C)	1.004 K (731°C)
Limite superiore	1.006 K (733°C)	1.077 K (804°C)	1.044 K (771°C)
Punto di perlite	1.006 K (733°C)		1.016 K (743°C)

In pratica ciascuna fonderia dovrebbe determinare sperimentalmente l'intervallo critico delle proprie ghise. Per esempio per una ghisa avente la seguente composizione:

C = 2,47; Si = 1,46; Mn = 0,41; S = 0,17; P = 0,018; B = 0,002; Cu = 0,12; V = 0,07; Al = 0,001; Cr = 0,06 si sono ottenuti i seguenti valori:

Ac_1 = 1.028 K (755 °C); Acf = 1.048 K (775 °C); Ar_1 = 1.023 K (750 °C); Arf = 988 K (715 °C)

praticamente uguali per campioni non ricotti e ricotti con ciclo ferritico o perlitico.

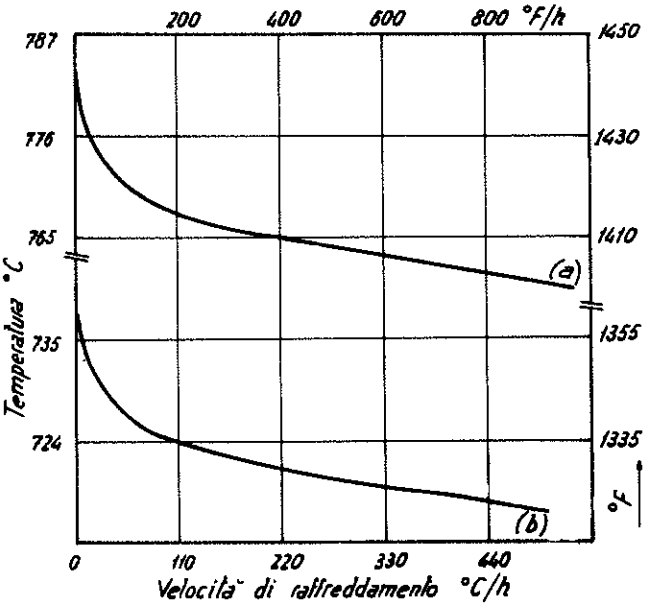


Fig. 73 - Abbassamento dell'inizio (a) e fine (b) della trasformazione dell'austenite in funzione della velocità di raffreddamento (Ekpoom, Heine).

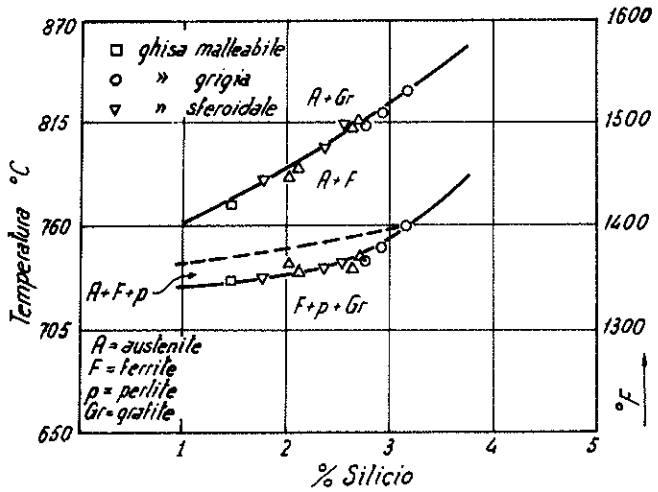


Fig. 74 - Intervallo della temperatura di trasformazione dell'austenite determinato per via micrografica su provini trattati isotermicamente e temprati. La linea tratteggiata indica l'apparizione della perlite (Ekpoom, Heine).

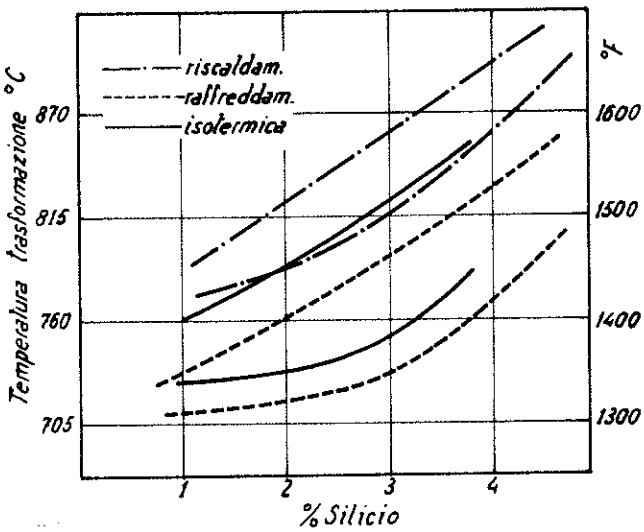


Fig. 75 - Confronto fra gli intervalli di temperatura e di trasformazione dell'austenite nel riscaldamento, raffreddamento e trasformazione isotermica (Ekpoom, Heine).

RICOTTURA DELLA GHISA MALLEABILE A CUORE BIANCO

Premessa

La ghisa malleabile a cuore bianco, come da definizione, è una ghisa bianca che ha subito un trattamento di decarburazione il quale ha ridotto il contenuto iniziale di carbonio ai valori corrispondenti alle caratteristiche desiderate. Così se predominano esigenze di duttilità, la decarburazione sarà pressocchè totale con una struttura ferritica (fig. 76), se predomina la resistenza, la struttura sarà perlitica (fig. 77), se predomina la lavorabilità, la struttura sarà ferritico-perlitica (fig. 78).

Il meccanismo della decarburazione comporta di per sè una disuniformità del contenuto di carbonio residuo nella sezione del getto con valori bassi in superficie e crescenti gradualmente verso il cuore. Inoltre là dove il contenuto di carbonio è superiore a quello corrispondente al punto di perlite, non essendo aminessa la presenza di cementite che deve essere tutta decomposta, sarà presente la grafite di ricottura tipica delle ghise malleabili.

Infatti la decarburazione non è il solo fenomeno che si verifica durante il trattamento della ghisa malleabile a cuore bianco. Contemporaneamente avviene una grafitizzazione che obbedisce alle leggi generali della grafitizzazione delle ghise bianche e che si sovrappone alla decarburazione. La grafite formatasi può essere eliminata più o meno completamente a seconda della durata del trattamento che corrisponde alle esigenze suaccennate.

Il presupposto della decarburazione è la presenza di una atmosfera che asporti il carbonio dalla superficie del getto. Contemporaneamente devono verificarsi due fenomeni:

- diffusione del carbonio verso la superficie;
- soluzione del carburo di ferro e/o della grafite per alimentare il flusso di carbonio verso la superficie.

Tutte queste reazioni si verificano a temperature comprese fra 1.173 e 1.323 K (900 ÷ 1.050 °C), alle quali la ghisa di partenza, costituita dalle fasi α-Fe e Fe_3C, si trasforma in un sistema costituito dalle fasi γ-Fe e Fe_3C, così che grafitizzazione e decarburazione avvengono in campo austenitico.

L'atmosfera di ricottura: composizione, leggi

Dalle origini della ghisa malleabile fino ai primi anni del secondo dopoguerra l'agente ossidante impiegato per la decarburazione della ghisa malleabile europea era costituito da ossido di ferro, generalmente minerale ematite. Ben inteso, la reazione non avveniva per il contatto del cemento (minerale) ossidante con la superficie del getto, bensì quasi esclusivamente in fase gassosa. In questo processo il minerale funge da portatore di O_2 e i prodotti della reazione sono CO e CO_2.

Lo studio per la sostituzione del minerale con una atmosfera gassosa controllata ha portato alla sperimentazione di diversi gas che possono reagire con il carbonio della ghisa. I costituenti di queste atmosfere sono essenzialmente O_2, CO_2, CO, H_2, H_2O, CH_4, N_2.

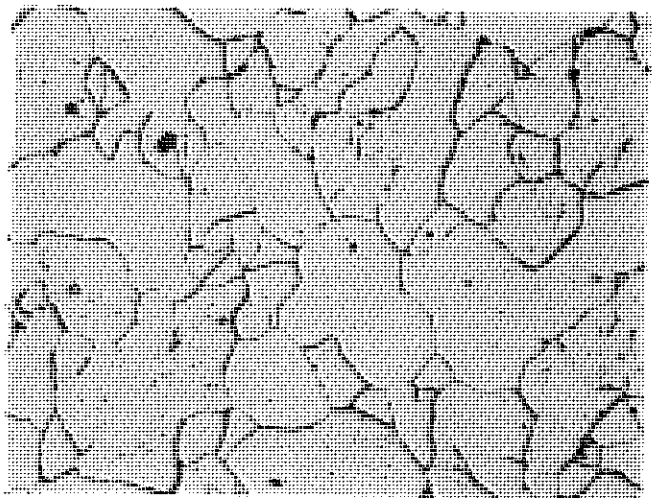


Fig. 76 X 100

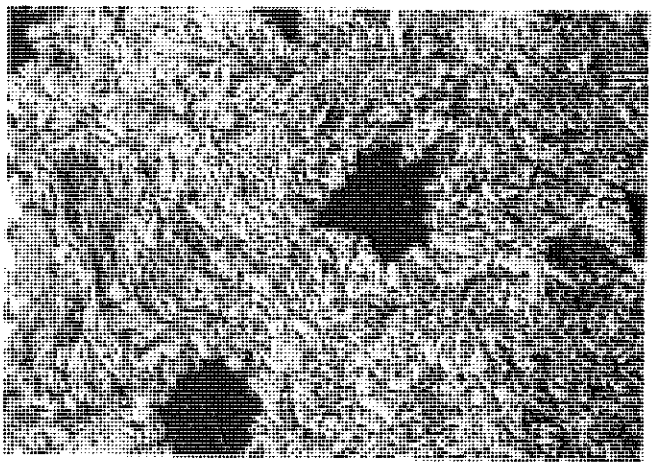


Fig. 77 X 250

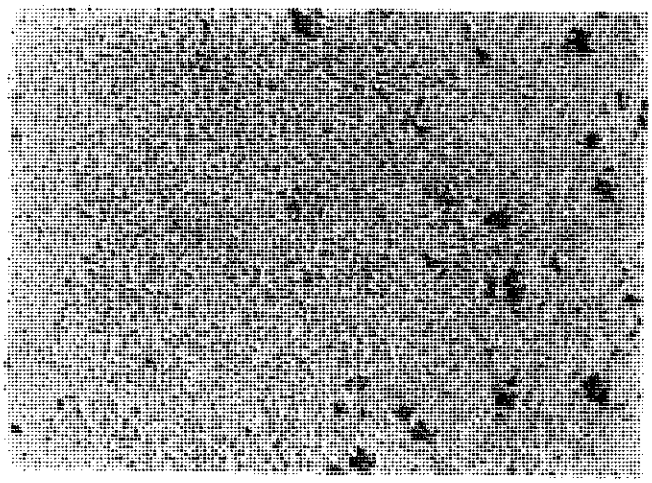


Fig. 78 X 50

Tutti questi componenti, escluso l'azoto, sono attivi nei riguardi della ghisa con la quale vengono a contatto, in quanto esplicano un'azione ossidante o riducente; carburante o decarburante. Quando una miscela di questi gas entra in un forno alla temperatura di ricottura, la concentrazione

dei suoi componenti subisce variazioni sensibili dovute alle reciproche reazioni per raggiungere l'equilibrio. A queste reazioni si aggiungono quelle fra i singoli gas e il metallo presente nel forno, per cui il sistema tende a un equilibrio finale che interessa la fase solida oltre che quella gassosa.

Le principali reazioni sono le seguenti:

([1]) $C + CO_2 \rightleftharpoons 2CO$ - endotermica (14.438 J/kg = 3.490 Cal/kg) carbonio

([2]) $C + H_2O \rightleftharpoons CO + H_2$ - endotermica (11.032 J/kg = 2.636 Cal/kg) carbonio

([3]) $C + 2H_2 \rightleftharpoons CH_4$ - endotermica (6.302 J/kg = 1.506 Cal/kg) carbonio

([4]) $CO + H_2O \rightleftharpoons CO_2 + H_2$

([5]) $Fe + CO_2 \rightleftharpoons FeO + CO$

([6]) $Fe + H_2O \rightleftharpoons FeO + H_2$

Le prime due di queste reazioni, quando procedono da sinistra a destra, corrispondono al passaggio del carbonio dalla fase solida (che può essere grafite oppure carbonio contenuto nella ghisa sia in soluzione che come precipitato) alla fase gassosa nell'atmosfera.

Quando invece procedono da destra a sinistra, corrispondono alla deposizione del carbonio come grafite o alla sua solubilizzazione nel ferro con conseguente carburazione dello stesso.

Analogamente, la quarta e la quinta reazione, quando procedono da sinistra a destra o viceversa, corrispondono rispettivamente all'ossidazione superficiale del ferro con formazione di FeO o alla riduzione dell'ossido.

La terza reazione (reazione del gas d'acqua), che ha luogo fra i componenti della miscela, ristabilisce l'equilibrio in fase gassosa alterato dalle reazioni precedenti.

L'andamento di queste reazioni dipende dalla composizione del gas esistente nel forno, dalla temperatura e dalla natura del metallo trattato. A equilibrio raggiunto, cioè quando non si verificano più variazioni nella composizione dell'atmosfera, devono essere soddisfatte appunto le condizioni di equilibrio, cioè:

$$(1a)\ K_1 = \frac{a^2\,CO}{a_C \cdot a_{CO_2}} = \frac{[CO]^2}{a_C \cdot [CO_2]}$$

$$(2a)\ K_2 = \frac{a_{CO} \cdot a_{H_2}}{a_C \cdot a_{H_2O}} = \frac{[CO]\,[H_2]}{a_C \cdot [H_2O]}$$

$$(3a)\ K_3 = \frac{a_{CH_4}}{a_C \cdot a^2_{H_2}} = \frac{[CH_4]}{a_C \cdot [H_2]^2}$$

$$(4a)\ K_W = \frac{a_{CO_2} \cdot a_{H_2}}{a_{CO} \cdot a_{H_2O}} = \frac{[CO_2]\,[H_2]}{[CO]\,[H_2O]}$$

$$(5a)\ K_5 = \frac{a_{FeO} \cdot a_{CO}}{a_{Fe} \cdot a_{CO_2}} = \frac{[CO]}{[CO_2]}$$

$$(6a)\ K_6 = \frac{a_{FeO} \cdot a_{H_2}}{a_{Fe} \cdot a_{H_2O}} = \frac{[H_2]}{[H_2O]}$$

dove:

- K le costanti di equilibrio
- a l'attività termodinamica dei costituenti
- [CO], [CO_2] le pressioni parziali in atmosfere

L'attività termodinamica del Fe e FeO è uguale all'unità. L'attività dei gas è sostituita dalle pressioni parziali. L'attività del carbonio è uguale all'unità solo per il carbonio in una data fase. Essa è una funzione della temperatura e della concentrazione del carbonio nel ferro, in pratica può essere considerata la tendenza del carbonio nella fase solida a prender parte alla reazione (Si, Mn, Al, Sb, Sn, aumentano l'attività del carbonio; il Cr la diminuisce). Questa attività riferita alla tensione di vapore della grafite presa come unità di misura a tutte le temperature. Inoltre le attività del carbonio in due fasi in equilibrio sono uguali.

Una formula per il calcolo dell'attività del carbonio in funzione della concentrazione e della temperatura è dovuta ai lavori di Ellis-Williams-Bodsworth:

$$([7])\ \log a_C = \log \frac{N_C}{1-N_C} + \frac{2.207}{T} - 0{,}64$$

dove:

- N_C la frazione molare del carbonio;
- T la temperatura assoluta.

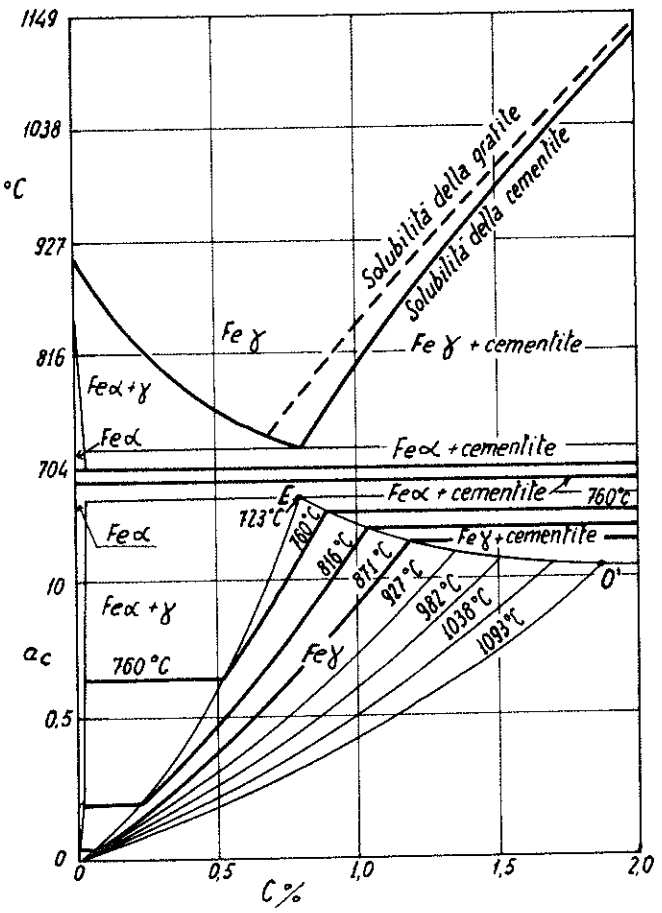


Fig. 79 - Affinità del carbonio (a_C) in relazione alla sua percentuale e alla temperatura.

Tabella VII - Valori di alcune costanti di equilibrio.

Temperatura	Equilibrio con il carbonio		$\frac{(CO_2)\ (H_2)}{(CO)\ (H_2O)}$	Equilibrio con il ferro ed i suoi ossidi *		Attività del carbonio nel ferro saturato con la cementite **
	$\frac{(CO)^2}{a_C\ (CO_2)}$	$\frac{(CH_4)}{a_C\ (H_2)^2}$		$\frac{(CO_2)}{(CO)}$	$\frac{(H_2O)}{(H_2)}$	
K(9°C)	K_1	K_3	K_W	K_5	K_6	a_C
700 (427)	0,000267	8,97000	9,020	1,210°	0,134°	6,18°°
755 (482)	0,002320	3,07000	5,630	1,100°	0,196°	4,08°°
811 (538)	0,015500	1,18000	3,750	1,010°	0,270°	2,88°°
866 (593)	0,078300	0,51600	2,660	0,885	0,333	2,14°°
922 (649)	0,333000	0,24500	1,970	0,750	0,381	1,66°°
977 (704)	1,180000	0,12600	1,510	0,651	0,430	1,37°°
1.033 (760)	3,660000	0,06980	1,200	0,575	0,478	1,24
1.089 (816)	10,100000	0,04060	0,980	0,518	0,528	1,18
1.144 (871)	24,900000	0,02510	0,820	0,472	0,575	1,13
1.200 (927)	57,200000	0,01610	0,697	0,435	0,624	1,09
1.255 (982)	120,000000	0,01070	0,604	0,405	0,670	1,06
1.311 (1.038)	238,000000	0,00740	0,530	0,380	0,718	1,05
1.366 (1.093)	440,000000	0,00527	0,472	0,357	0,757	1,04
1.422 (1.149)	783,000000	0,00383	0,423	0,338	0,800	
1.477 (1.204)	1.320,000000	0,00286	0,383	0,321	0,839	

Note: * - Al di sotto di 833 K (560°C) l'ossido di ferro stabile è la magnetite (Fe_3O_4) a cui corrispondono i dati contrassegnati con °. A temperature superiori è stabile la wüstite (FeOx), dove x è un valore di poco superiore all'unità dipendente dalla temperatura.

** - Al di sotto di 996 K (723°C) il ferro esiste sotto forma di ferro α a cui corrispondono i dati contrassegnati con °°; nel campo compreso fra 996 K (723°C) e 1.403 K (1.130°C) esiste il ferro γ.

L'andamento di a_C in funzione della concentrazione di carbonio e della temperatura si può osservare in fig, 79, dove è riportata anche per comodità una frazione del diagramma ferro-carbonio.

Si noterà come, a parità di contenuto di carbonio, l'attività diminuisce con l'aumentare della temperatura. Le linee OE e EO´ sono il luogo dei punti in cui il ferro γ è in equilibrio rispettivamente con ferro (α + γ) e con ferro + cementite. Alcuni valori per a_C sono pure riportati nelle tabb. VII e VIII.

Il calcolo delle costanti di equilibrio può essere fatto in base alle leggi della termochimica. In prima approssimazione:

(8) $RT \ln K = W + T\Delta S$

dove:

- W la tonalità termica della reazione Cal/mole;
- ΔS la variazione dell'entropia ..... Cal/°C/mole;
- T la temperatura assoluta °K;
- R la costante dei gas = 1,986 Cal.

Tabella VIII - Contenuto di carbonio e attività a_C nel ferro γ in equilibrio con il ferro α la grafite o il carburo di ferro, a varie temperature.

Descrizione		K (°C)							
		996 (723)	1.033 (760)	1.089 (816)	1.144 (871)	1.200 (927)	1.255 (982)	1.311 (1.038)	1.366 (1.093)
Equilibrio con il ferro α	%	0,800	0,520	0,248	0,082	--	--	--	--
	a_C	1,290	0,640	0,219	0,055	--	--	--	--
Equilibrio con la grafite	%	*0,650	0,754	0,917	1,084	1,260	1,439	1,628	1,821
	a_C	1	1	1	1	1	1	1	1
Equilibrio con la cementite	%	0,800	0,894	1,039	1,186	1,342	1,502	1,677	1,865
	a_C	1,290	1,240	1,180	1,130	1,090	1,060	1,050	1,040

Nota: * - Estrapolato.

Alcuni valori per le costanti di equilibrio o i loro reciproci sono riportati in tab. VII.

Ossidazione - Riduzione del ferro

Applicando la (8) alla (5) per t = 1.323 K (1.050 °C), si ha: $K_4 = \frac{(CO)}{(CO_2)} \cong 2,67.$

Se la somma delle pressioni parziali $CO + CO_2 = 1$ atm, risulta: $pCO = 0,73$ atm; $pCO_2 = 0,27$ atm.

Analogamente a 1.273 K (1.000 °C) si avrebbe:

$$R = \frac{CO}{CO_2} \cong \frac{0,715}{0,285} = 2,5.$$

Per la reazione (6) a 1.323 K (1.050 °C) si ha:

$$K6 = \frac{(H_2)}{(H_2O)} \cong 1,38.$$

Se $pH_2 + pH_2O = 1$ atm, risulta: $pH_2 = 0,58$; $pH_2O = 0,42$.

Analogamente a 1.273 K (1.000 °C) si avrebbe

$$R = \frac{H_2}{H_2O} \sim 1,5.$$

I valori di R testè trovati per entrambe le reazioni sono quelli di equilibrio a quella temperatura. Cioè per valori inferiori si verificherebbe ossidazione del ferro e, per valori superiori, riduzione degli ossidi.

Inoltre si può subito aggiungere che con lo stesso R l'atmosfera a temperature inferiori ossiderebbe il ferro e a temperature superiori ridurrebbe gli ossidi.

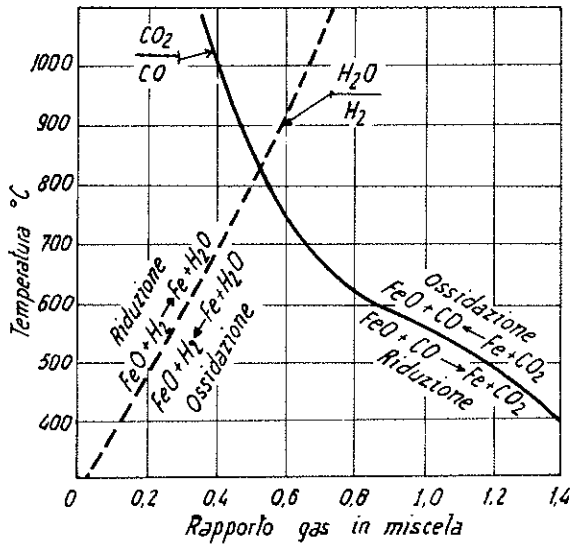


Fig. 80 - Equilibrio delle reazioni $Fe + CO_2 \rightleftharpoons FeO + CO$; $Fe + H_2O \rightleftharpoons FeO + H_2$ (Jenkins).

L'andamento delle reazioni e i relativi campi di ossidazione-riduzione sono visibili in fig. 80.

Se l'atmosfera contiene tutti e quattro i componenti attivi, CO, CO_2, H_2, H_2O, come normalmente si verifica nella ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco, occorre che entrambi i rapporti: $\frac{pCO}{pCO_2}$ e $\frac{pH_2}{pH_2O}$ siano superiori al valore di equilibrio per prevenire l'ossidazione del metallo. Senonchè i componenti reagiscono anche fra loro secondo la ([4]) $CO + H_2O \rightleftharpoons CO_2 + H_2$, la quale è nient'altro che la reazione del gas d'acqua, la cui costante di equilibrio è visibile in fig. 81. Se alla miscela di gas è aggiunto più vapore di quanto necessario per le condizioni di equilibrio, il vapore reagirà oltre che con il carbonio secondo la ([2]), anche con il CO fino a ristabilire l'equilibrio. Questo, alle alte temperature impiegate per la ricottura, si verifica in pratica molto rapidamente, tanto più che la reazione è catalizzata dalla presenza del ferro.

E' importante qui osservare che, per verificare se l'atmosfera è ossidante o riducente nei confronti del ferro, non occorre analizzare tutti e quattro i componenti, ma basta conoscere il rapporto CO/CO_2. Infatti se uno dei rapporti è nel campo riducente, automaticamente lo sarà anche l'altro, dovendo, per il rispetto delle condizioni di equilibrio, essere costante il prodotto dei rapporti (se $CO/CO_2 = 2,5$ con $K_W = 1,67$, deve essere $\frac{H_2}{H_2O} = 1,5$.

Le curve di equilibrio per $\frac{CO}{CO_2}$, $\frac{H_2}{H_2O}$, di cui sopra, sono valide teoricamente solo in presenza di ferro puro. In pratica, però, i comuni elementi alliganti nelle concentrazioni normali della ghisa malleabile, Si, Mn, S e forse anche Ni, Mo, Cr hanno influenza così piccola da poterle ritenere valide per la ricottura della ghisa malleabile.

Ricuocendo in atmosfera ossidante, la velocità con cui il ferro si ossida aumenta con la temperatura (fig. 82). Fino a 773 K (500 °C) l'ossidazione è trascurabile, ma a temperature superiori, specie sopra 973 K (700 °C) essa procede sempre più rapidamente. Ne consegue che, mentre durante il riscaldamento o il raffreddamento sotto 873 K (600 °C) la composizione dell'atmosfera non è importante, a temperature superiori vanno rigorosamente mantenute le condizioni di equilibrio nel campo sopra le curve di fig. 80. E anche in tal modo sarà inevitabile l'infiltrazione di una piccola quantità di ossigeno nella pelle del getto. In atmo-

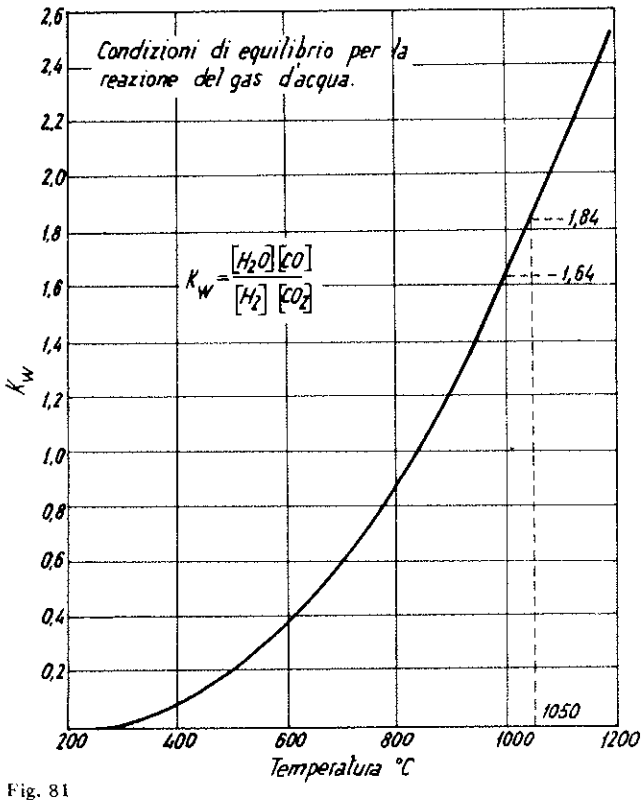


Fig. 81

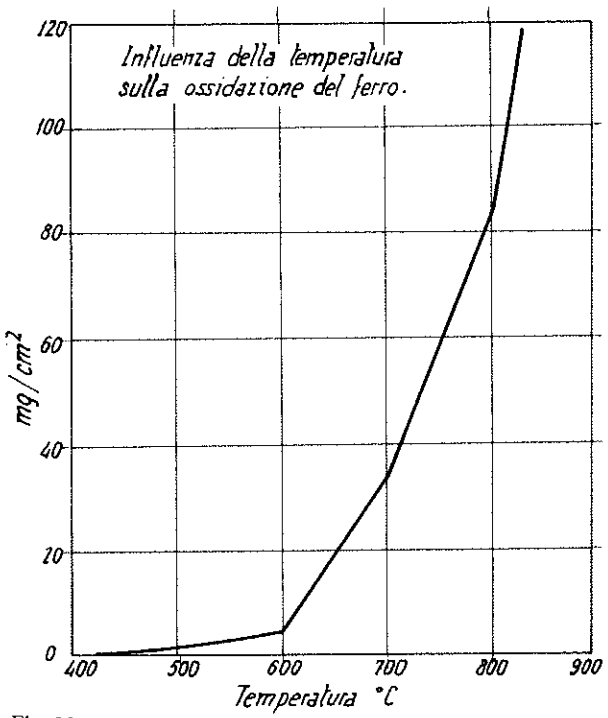


Fig. 82

sfera mantenuta sulla linea limite fra 973 ÷ 1.373 K (700 ÷ 1.100 °C) il ferro scioglierà 0,2 ÷ 0,4% di ossigeno.

Reazioni dell'atmosfera del carbonio

Dal calcolo della costante di equilibrio per la (1) a 1.323 K (1.050 °C) si ha: $K_1 = \frac{(CO)^2}{a_C\,(CO_2)} \cong 230$

Essendo alla stessa temperatura $\frac{CO}{CO_2} = \frac{0,73}{0,27}$ (condizione per non ossidare il ferro), cioè $\frac{(CO)^2}{CO_2} \cong 1,97$ risulta $a_C = 8,56\ 10^{-3}$. Applicando la (7), risulta $N_C \cong 8 \cdot 10^{-3}$, e perciò $\%\ C = \frac{21,49\ N_C}{1\ 0,785\ N_C} \cong 0,17\%$ (carbonio nel getto).

Alle reazioni (2) e (4) si è accennato.

Quanto alla (3), a 1.323 K (1.050 °C) si ha:

$K_3 = \frac{(CH_4)}{a_C\,(H_2)^2} \cong 0,007.$

Questa reazione non ha molta importanza nel processo di decarburazione della ghisa malleabile a cuore bianco, salvo alle basse temperature durante il riscaldamento, poichè il CH_4 si dissocia con l'aumentare della temperatura e solo quantità minime possono esistere alla temperatura di ricottura.

Si deve a Schenck lo studio dell'equilibrio CH_4/H_2 in presenza di ferro e carbonio. In fig. 83 la curva 1 corrisponde all'equilibrio secondo la reazione $2H_2 + C \rightleftharpoons CH_4$, e la curva 2 alla reazione (9) $2H_2 + Fe_3C \rightleftharpoons CH_4 + 3Fe$.

Tralasciando i dettagli, appare evidente che al di sotto di 973 K (700 °C) è possibile sia la decarburazione che la carburazione a seconda del rapporto $\frac{CH_4}{H_2}$. Al di sopra di 973 K (700 °C) questa possibilità è molto ridotta e al di sopra di 1.173 K (900 °C) praticamente si annulla.

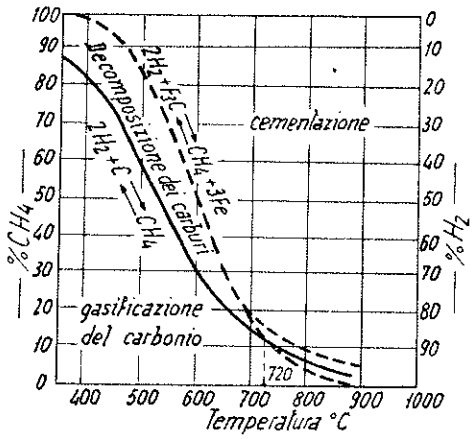


Fig. 83 - Curve d'equilibrio di gas metano e idrogeno in presenza di ferro e carbonio (Schenck).

L'andamento delle principali reazioni, che avvengono fra ghisa e atmosfera durante la ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco, è mostrato in fig. 84, dove sono anche indicati, in relazione alle percentuali di CO e CO_2, i campi di ossidazione-riduzione e carburazione-decarburazione del ferro.

La percentuale di carbonio nel ferro in equilibrio con un'atmosfera contenente CO, CO_2 in un determinato rapporto, percentuale che può essere calcolata in base alle costanti di equilibrio:

$$K_1 = \frac{(CO)^2}{a_C \cdot (CO_2)} \quad \text{e} \quad K_5 = \frac{(CO)}{(CO_2)}$$

dipende non solo dalla temperatura, ma anche dalla pressione. Infatti, al variare della somma delle pressioni parziali $pCO + pCO_2$ il rapporto $\frac{p^2CO}{pCO_2}$ e l'attività a_C variano in proporzione uguale e diretta (cioè se la somma delle pressioni parziali per esempio raddoppia, anche $\frac{p^2CO}{pCO_2}$ e a_C entrambi raddoppiano). Conseguentemente, al diminuire della pressione diminuisce N_C e quindi la percentuale di carbonio con cui l'atmosfera è in equilibrio. Per esempio un'atmosfera a 1.323 K (1.050 °C) con rapporto $\frac{CO}{CO_2} = 230$, e somma $pCO + pCO_2 = 1$ atm è in equilibrio con C = 1,6% nel getto. Con lo stesso rapporto, ma con somma $pCO + pCO^2 = 0,5$ atm, la percentuale di carbonio in equilibrio sarebbe C = 0,8%.

Ciò concorda con il fatto che la reazione di decarburazione con CO_2, ($C + CO_2 \rightarrow 2CO$), avviene con aumento di volume. In definitiva la decarburazione sarà più completa, a parità di altre condizioni, diminuendo le pressioni parziali di CO e CO_2.

Si osserva che anche la reazione $C + H_2O \rightarrow CO + H_2$ avviene con aumento di volume, per cui varranno le stesse leggi, al contrario della reazione $C + H_2 \rightarrow CH_4$ cui corrisponde una diminuzione di volume.

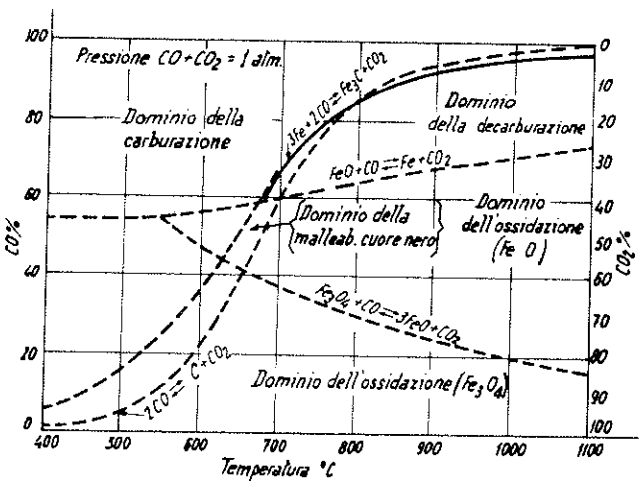


Fig. 84 - Curve d'equilibrio dei gas CO-CO_2 in presenza di carbonio, ferro e suoi ossidi (Johansson, Selh, Elestrom).

Per conoscere quali concentrazioni di carbonio alla superficie del getto saranno in equilibrio con una atmosfera di determinata composizione, si può anche far riferimento a un grafico in cui sono tracciate le curve di ugual concentrazione del carbonio, valide per una determinata somma delle pressioni parziali $pCO + pCO_2$.

In fig. 85 le curve sono valide per $pCO + pCO_2 = 1$ atm. Per pressioni inferiori le curve si spostano a sinistra, dando valori più bassi di carbonio (restando invariata la posizione delle curve di equilibrio ossidazione-riduzione).

In pratica i forni di ricottura sono condotti a pressione ambiente o a leggera sovrapressione (pochi millimetri in colonna d'acqua). Inoltre i sistemi di regolazione dell'atmosfera prevedono l'introduzione anche di aria e perciò di azoto il quale è inerte.

Se per esempio l'atmosfera contiene 75% di azoto e la somma $pCO + pCO_2 = 0{,}25$ atm, il contenuto di carbonio di equilibrio diventa 1/4. Per esempio con riferimento alla fig. 85, rapporto $\frac{CO}{CO_2} = 9$, temperatura 1.273 K (1.000 °C), si avrebbe in tal caso %C in equilibrio $\cong 0{,}025\%$ contro %C $= 0{,}1\%$ quando $pCO + pCO_2 = 1$ atm.

Per pressioni diverse da quelle summenzionate si può calcolare il rapporto $\frac{p^2CO}{pCO_2}$ e far riferimento al grafico di fig. 86 che dà direttamente la percentuale di carbonio in equilibrio alla superficie del getto, indipendentemente dalla somma delle pressioni parziali.

Soluzione e diffusione del carbonio

La reazione fra atmosfera e carbonio nei getti avviene essenzialmente in superficie, dove il carbonio è ossidato, determinando un gradiente di concentrazione che obbliga il carbonio a migrare dal cuore verso la superficie dove l'ossidazione prosegue.

La velocità, con cui procede la decarburazione in superficie, dipende dalla differenza fra contenuto di carbonio in equilibrio, determinato dalla composizione dell'atmosfera, e contenuto di carbonio presente nel ferro all'istante considerato: perciò sarà decrescente dall'inizio della ricottura, finchè, se l'atmosfera è mantenuta attiva, sarà raggiunto l'equilibrio.

Le miscele, che si trovano entro il campo di riduzione per il ferro, sono in equilibrio con contenuto di carbonio molto basso: per esempio a 1.323 K (1.050 °C) circa 0,05 ÷ 0,1% . All'inizio della ricottura i getti crudi con contenuto totale di carbonio compreso fra 2,7 ÷ 3,3%, avranno, a quella temperatura, circa 1,6 % di carbonio sciolto nell'austenite e la restante parte sotto forma di carburi primari. La velocità iniziale di decarburazione sarà determinata dalla differenza fra carbonio nell'austenite (1,6%) e carbonio di equilibrio con l'atmosfera (0,05%).

Ovviamente l'atmosfera si arricchirà di CO a spese del carbonio del getto e dovrà essere continuamente rinnovata o rigenerata: in caso contrario la reazione si esaurirebbe.

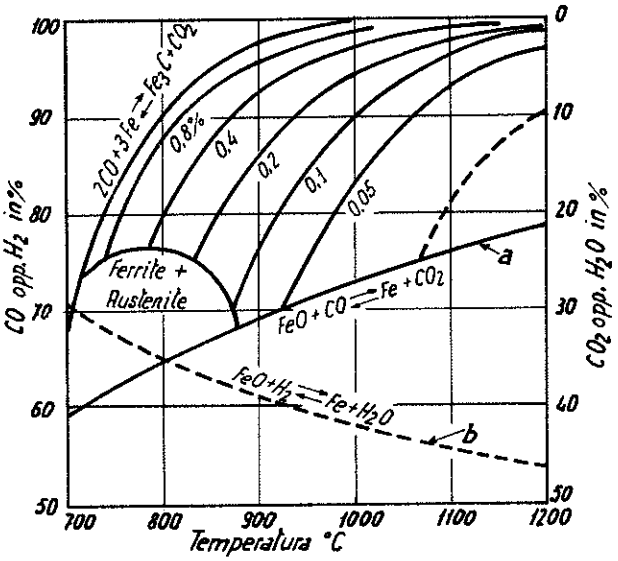


Fig. 85 - Condizioni di equilibrio per la malleabilizzazione della ghisa a cuore bianco (Baucloh).

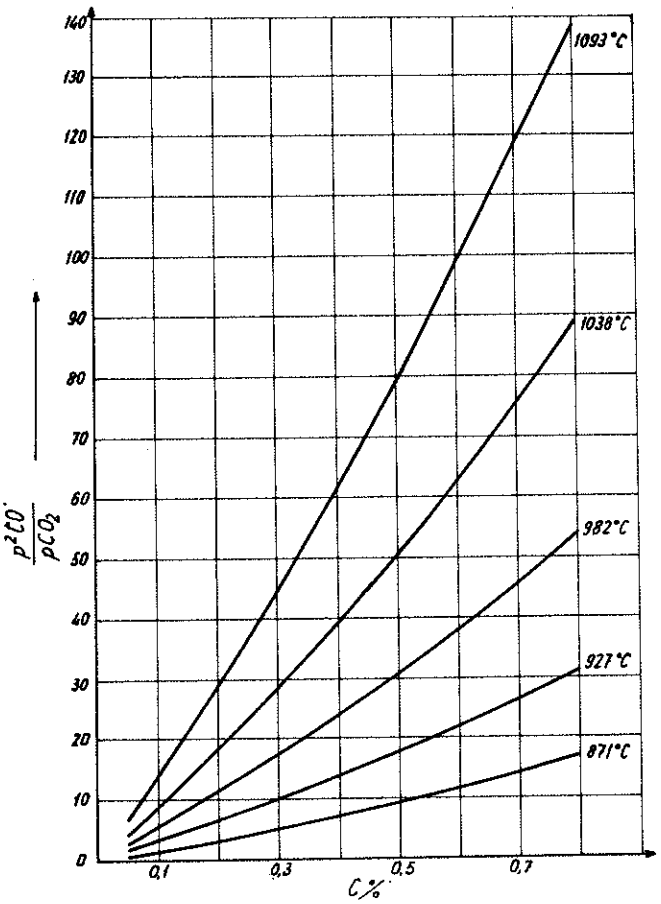


Fig. 86 - Percentuale di carbonio nel getto in equilirbio con l'atmosfera a diverse temperature.

Nonostante la rigenerazione dell'atmosfera, la velocità di decarburazione diminuirà complessivamente a causa dell'aumentata distanza che la migrazione del carbonio deve coprire.

Non appena il contenuto in carbonio dei cristalli di austenite prossimi alla superficie diminuisce, hanno inizio due fenomeni:

- i cristalli di carburi primari immersi nell'austenite cominciano a sciogliersi nel ferro, tendendo a risaturare di carbonio l'austenite;
- i cristalli di austenite a una certa distanza dalla superficie, che conservavano il contenuto originario di carbonio, cominciano a cederne una parte ai cristalli impoveriti prossimi alla superficie.

La decarburazione della ghisa bianca di base, in assenza di grafitizzazione, avviene dunque per spostamento di una interfaccia ledeburite + austenite austenite satura. Teoricamente esistono tre superfici di separazione (fig. 87):

- separazione fra mezzo esterno e zona A interamente austenitica, con il tenore di carbonio crescente dall'esterno verso l'interno;
- separazione fra zona A e zona B contenente frammenti di cementite, e con tenore di carbonio combinato inferiore a quello di partenza, dove pure il carbonio combinato aumenta procedendo da 2 a 3;
- separazione fra zona B e zona C contenente ledeburite e austenite corrispondenti alla struttura iniziale.

Lo spostamento delle interfacce 2 e 3 nel tempo è rappresentato schematicamente in fig. 87. Si nota che per $t < t_1$ manca la zona A; per $t > t_2$ manca la zona B. Lo spostamento della curva 3 nel tempo è dato da una relazione parabolica del tipo:

$$x = K\,t$$

dove K è funzione solamente della temperatura e del coefficiente di diffusione, il quale è indipendente dalla velocità di soluzione della cementite.

Lo spostamento della curva 2, viceversa, è fortemente influenzato dalla velocità di soluzione della cementite nell'austenite: un aumento di quest'ultima sposta la curva verso sinistra.

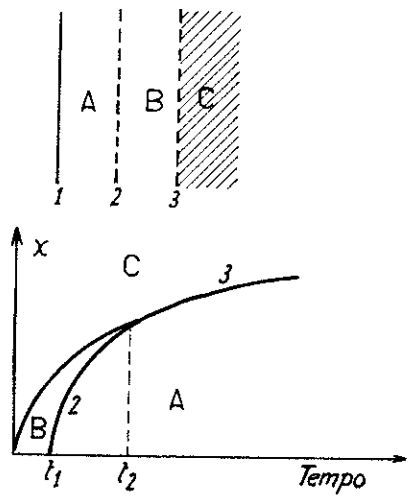


Fig. 87

Le osservazioni fatte sulle leghe Fe-C mostrano che sia t_1 sia t_2 sono tempi brevi. Inoltre dal diagramma di fig. 87 risulta pure che, dopo tempi sufficientemente lunghi, tutte le leghe Fe-C, a parità di contenuto di carbonio, si comportano nello stesso modo, indipendentemente dalla velocità di soluzione della cementite.

Nella ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco, contemporaneamente alla decarburazione, si verifica pure una parziale grafitizzazione, poichè la velocità di soluzione della cementite è normalmente superiore alla velocità di migrazione del carbonio verso la superficie. Perciò a un certo punto interverrà anche la decarburazione della grafite.

La decarburazione di un sistema Fe-grafite procede in modo analogo a quello visto sopra. Esistono delle interfacce, peraltro meno definite, che separano il mezzo esterno da una zona puramente austenitica, quest'ultima da una zona contenente fiocchi rarefatti di grafite e infine una zona contenente la grafite di partenza.

A causa della scarsa solubilità della grafite nell'austenite, la curva 2 di fig. 87 è però molto spostata a destra. Anche in questo caso tuttavia, dopo tempi sufficientemente lunghi, tutte le ghise hanno un comportamento analogo e l'andamento del fenomeno è regolato solo dal coefficiente di diffusione del carbonio nell'austenite.

In pratica nella decarburazione della ghisa bianca per malleabile si verifica il sovrapporsi dei due fenomeni. Si ha lo spostamento della parete ledeburitica che a un certo punto scompare poichè la restante cementite si è trasformata completamente in grafite e successivamente quest'ultima si ridiscioglie a sua volta decarburandosi.

Se la decarburazione in superficie si è svolta regolarmente, cioè in presenza di atmosfera sufficientemente attiva, che ne è il presupposto, la struttura finale comprenderà uno strato superficiale decarburato con assenza di fiocchi di grafite, cui seguiranno strati a tenori crescenti di carbonio e contenenti fiocchi di grafite pure in numero crescente, entrambi, tenore di carbonio e quantità di grafite, in funzione inversa del tempo di ricottura.

Nella decarburazione della ghisa malleabile a cuore bianco la soluzione della cementite obbedisce alle leggi generali che la regolano nei confronti della grafitizzazione con solo leggere varianti dovute alla presenza di un'atmosfera attiva. Ma la velocità di soluzione non riveste in questo caso un'importanza altrettanto fondamentale quanto per la ricottura della ghisa malleabile a cuore nero, poichè la decarburazione è generalmente limitata non dalla soluzione dei carburi, bensì dalla diffusione del carbonio.

Una elevata velocità di soluzione dei carburi può, al contrario, non essere desiderata per determinate applicazioni, quando occorre decarburare a fondo, limitando al massimo la grafitizzazione. In tal caso la soluzione dovrebbe procedere quasi di concerto con la diffusione. Esistono delle possibilità in tal senso, di cui si tratterà in seguito.

Converrà comunque fare attenzione agli elementi noti come stabilizzatori di carburi (in primo luogo il cromo), soprattutto quando possano originare dei carburi complessi, che sono i più difficilmente solubili.

Nei limiti di normale composizione della ghisa malleabile a cuore bianco il fattore determinante e limitativo resta la diffusione del carbonio. Per tutti gli scopi pratici la velocità di diffusione del carbonio nel ferro non può essere migliorata mediante l'aggiunta di leganti. Fra tutti gli elementi sperimentati solo il molibdeno sembra accelerare la diffusione, in quantità peraltro eccessive (1 ÷ 2%) e perciò antieconomiche per ottenere risultati apprezzabili.

Per contro anche gli elementi che ritardano la decomposizione dei carburi e la grafitizzazione non ostacolano in maniera evidente la diffusione (salvo forse lo zolfo, che sembra leggermente inibitore).

Il valore della costante di diffusione per la ghisa malleabile è però alquanto diverso da quello relativo del carbonio nell'austenite pura. Probabilmente è influenzato dalla presenza nella soluzione solida di elementi come silicio, fosforo, manganese, ecc., e dalla stessa presenza della cementite e/o grafite.

Perciò il fatto che non sia governabile non significa che sia uguale per tutte le ghise, nè costante durante tutto il tempo del trattamento. Fra l'altro pare che la migrazione del carbonio nella ferrite avvenga con velocità maggiore che nell'austenite e si è anche avanzata l'ipotesi che esistano delle differenze nella struttura atomica e nelle costanti di reticolo dell'austenite in equilibrio rispettivamente con cementite e/o grafite, che a sua volta determinano differenze nella velocità di diffusione attraverso la soluzione solida.

Il coefficiente di diffusione è legato in maniera preponderante alla temperatura. Per un calcolo orientativo è stata suggerita la seguente formula:

$$(^{10})\ D = D_0 e^{\frac{Q}{R}\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0}\right)} \cong 0{,}42\, e^{-\frac{18.100}{T}}$$

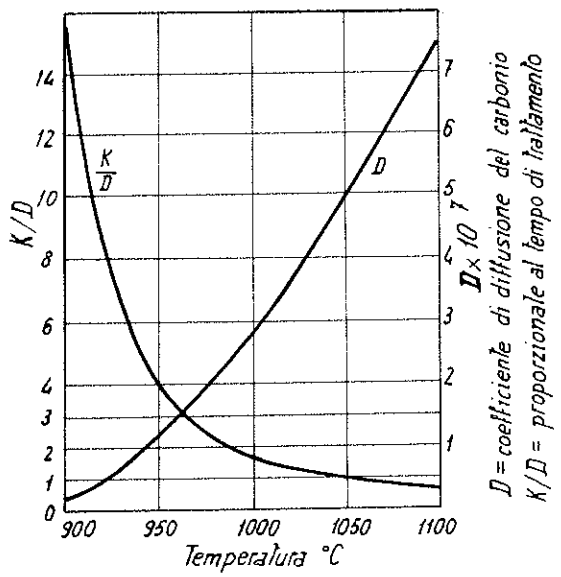


Fig. 88 - Influenza della temperatura di trattamento sulla diffusione del carbonio e sul tempo di trattamento (Schulte).

dove:

- D_0 il coefficiente indicato da Adda-Philibert per la diffusione nel ferro γ: $D_0 = 4{,}2 \cdot 10^{-6}$ a 1.573 K (1.300 °C);
- Q il calore di attivazione della diffusione = 36.200 Cal;
- R la costante dei gas perfetti ≅ 2 Cal/mole;
- T la temperatura assoluta.

A 1.323 K (1.050 °C) il valore del coefficiente così calcolato sarebbe: $D \cong 5{,}510^{-7}$.

In fig. 88 è riportato l'andamento del coefficiente D in funzione della temperatura (secondo Schulte): si nota che un aumento di 373 K (100 °C) da 1.223 a 1.323 K (950 a 1.050 °C) fa più che quadruplicare D. I valori calcolati con la (^{10}) concordano ragionevolmente con quelli del diagramma per temperature fra 1.248 ÷ 1.323 K (975 ÷ 1.050 °C), nel quale intervallo sono dello stesso ordine di grandezza di quelli calcolati in base a dati sperimentali, come si vedrà più oltre.

Relazione fra tempo di ricottura, temperatura e spessore di decarburazione

Il tempo per decarburare un getto fino a una certa profondità è funzione di molte variabili: attività dell'atmosfera in superficie, temperatura del trattamento, tenore iniziale di carbonio e tenore finale desiderato, spessore del getto, composizione della ghisa.

Si suppone che l'atmosfera sia sufficientemente attiva ai limiti delle curve di equilibrio in modo da non condizionare il processo. Per quanto riguarda la composizione della ghisa, se ne congloba l'effetto nel coefficiente di diffusione, per cui esamineremo particolarmente l'effetto dello spessore e della temperatura di ricottura.

La velocità di decarburazione rallenta al diminuire del gradiente di concentrazione di carbonio nel getto, il quale a sua volta diminuisce con il progredire della decarburazione. Perciò, a una determinata temperatura, se si riferisce il peso di carbonio eliminato per unità di superficie al tempo, la relazione sarà di tipo parabolico:

$$\frac{W^2}{t} = K$$

dove:

- W la perdita di carbonio per unità di area;
- t il tempo di decarburazione;
- K la costante che tiene conto del coefficiente di diffusione.

In tab. IX è riportato il rapporto $\frac{W^2}{t}$ per campioni di diverso spessore e a diverse temperature (Jenkins-Williams) e il valore di K. Si vede come il valore di K non è uguale per tutto il periodo della ricottura e sarà esposta in seguito una ipotesi esplicativa. L'andamento di W nel tempo è indicato in fig. 89.

Tabella IX - Relazione spessore-temperatura-tempo-peso di C asportato/unità superficie.

Tempo di ricottura h	Spessore del getto: 6 mm								Spessore del getto: 12 mm							
	$\frac{W^2}{t}$		Perdita di carbonio in peso				$\frac{W^2}{t}$		Perdita di carbonio in peso				Percentuale di carbonio residuo		Costante diffusione D (cm^2/s) x 10^7	
			W mg/cm²		$\frac{W}{t}$ mg/cm²/h				W		$\frac{W}{t}$					
	1.248 K (975°C)	1.323 K (1.050°C)	1.248 K (975°C)	1.323 K (1.050°C)	1.248 K (975°C)	1.323 K (1.050°C)	1.248 K (975°C)	1.323 K (1.050°C)	1.248 K (975°C)	1.323 K (1.050°C)	1.248 K (975°C)	1.323 K (1.050°C)	1.248 K (975°C)	1.323 K (1.050°C)	1.248 K (975°C)	1.323 K (1.050°C)
5	61	81	16	20	3,2	4	65,5	101	18	22,5	3,6	4,5	2,42	2,20	3,10	4,51
10	57	77,5	24	28	2,4	2,8	64	88	25	29,5	2,5	2,9	2,09	1,87	2,99	3,83
15	53	67,5	28	32	1,9	2,1	63	81	31	35	2,0	2,3	1,83	1,59	3,06	3,47
20	51,5	60	32	34,5	1,6	1,7	61,5	74	35	38,5	1,7	1,9	1,70	--	2.93	--
25	47,5	54	34,5	36,5	1,4	1,5	57	67	38	41	1,5	1,6	1,55	--	2,91	--
30	43	49	36	38	1,2	1,3	52	65	39,5	44	1,3	1,5	--	--	--	--
40	36	42	38	41	0,95	1,0	45	54	42,5	46	1,0	1,1	--	--	--	--
50	32	35,5	40	42	0,8	0,85	41	47	45	48,5	0,9	1,0	--	--	--	--

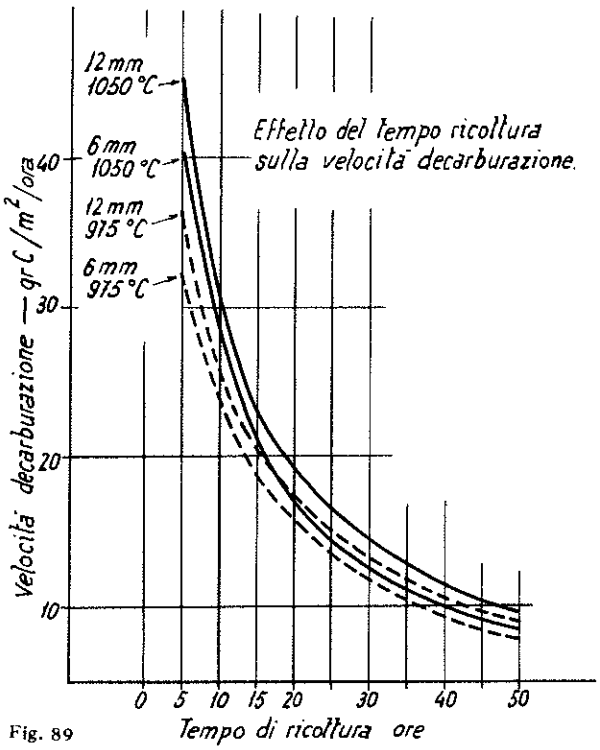


Fig. 89

La quantità di carbonio da asportare, come pure la distanza che il carbonio deve percorrere per portarsi in superficie, sono entrambi proporzionali allo spessore del getto. Inoltre, per la riduzione del carbonio fino a un determinato valore, il peso di carbonio da eliminare è proporzionale allo spessore del getto, per cui sarà anche:

$$\frac{d^2}{t} = K$$

dove d = spessore del getto.

In base a dati sperimentali sono state tracciate delle curve tempo-spessore: per esempio le curve di fig. 90 rappresentano i limiti di tempo necessari per decarburare fino a un tenore residuo C = 0,5%; mediamente vale la relazione:

$$(^{11})\quad t = 1{,}3 \cdot d^2$$

dove: t espresso in ore; d espresso in mm.

In fig. 91a si rileva il tempo medio occorrente, con il trattamento in atmosfera gassosa a 1.323 K (1.050 °C), per ricuocere diversi spessori di getto, e in fig. 91b il corrispondente carbonio residuo.

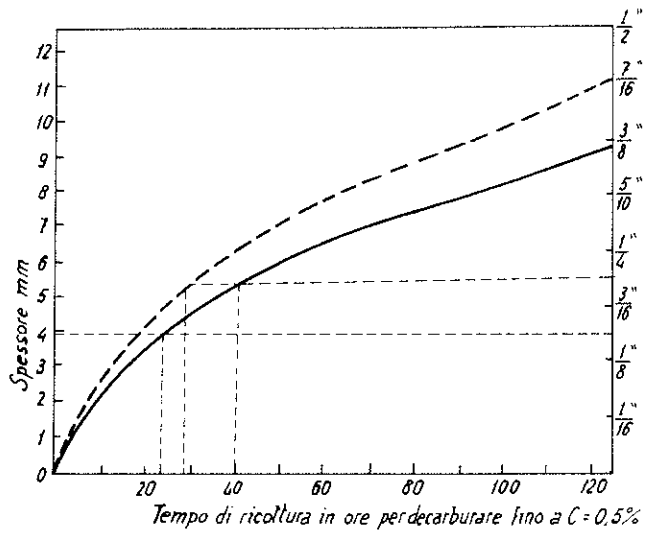


Fig. 90

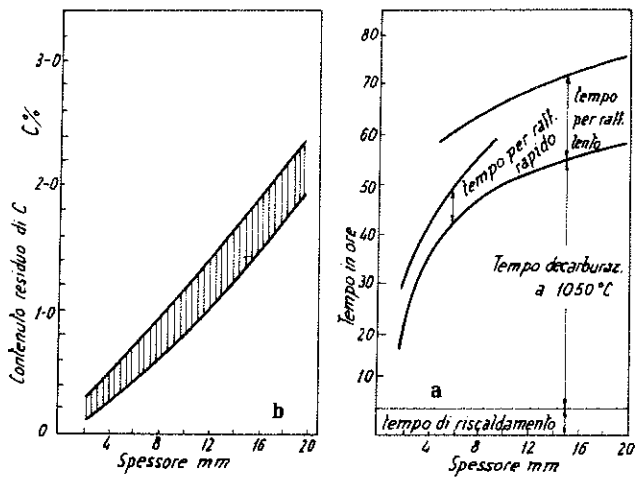


Fig. 91 - Tempo di ricottura e carbonio residuo in funzione dello spessore del getto (Schulte).

In fig. 92 si vede il grado percentuale di decarburazione ottenibile, in funzione del tempo, con ricottura a 1.323 K (1.050 °C), atmosfera con rapporto $\frac{CO}{CO_2} = 3$, per provette di diametro 10 mm, con l'analisi ivi indicata.

Se l'atmosfera è sufficientemente attiva, la decarburazione è regolata dalla velocità di diffusione del carbonio, la quale a sua volta dipende soprattutto dalla temperatura. Perciò il solo mezzo pratico per aumentare la velocità di decarburazione è l'aumento della temperatura di trattamento, beninteso nei limiti consentiti dalla resistenza termica dei materiali costruttivi dei forni e dall'influenza che la temperatura ha sulle possibili deformazioni dei getti.

Il campo generalmente adottato è sui 1.323 K (1.050 °C), (massimo 1343 K = 1.070 °C): temperature più alte di circa 373 K (100 °C) rispetto al vecchio processo con il minerale, dove limiti superiori a 1.223 K ÷ 1.243 K (950 ÷ 970 °C) erano impediti dal pericolo di sinterizzazione del minerale stesso.

La fig. 88 offre un'idea dell'influenza della temperatura sul tempo necessario per la decarburazione. Il rapporto K/D è un coefficiente proporzionale al tempo di ricottura.

Si nota che un ugual grado di decarburazione si può ottenere a 1.323 K (1.050 °C) in circa un quarto del tempo richiesto a 1.223 K (950 °C).

La fig. 93 mette a confronto la profondità di decarburazione con il tempo necessario (e viceversa) a temperatura 1.273 e 1.323 K (1.000 e 1.050 °C) in atmosfera con rapporto $\frac{CO}{CO_2} = 4$, per provette di diametro 10 mm, con l'analisi ivi indicata. Il rapporto fra i tempi, pari a 2:1 per profondità 1 mm, aumenta progressivamente per profondità maggiori.

In fig. 94 sono messi a confronto i tempi occorrenti per decarburare fino a carbonio residuo 0,5% diversi spessori di getto in funzione della temperatura.

Una formula per calcolare a priori il tempo necessario per decarburare un getto sarebbe necessariamente molto complessa, essendo il tempo funzione delle molteplici variabili elencate precedentemente.

Ransley ha proposto una espressione semplificata:

$$(^{12})\ t = \frac{W^2}{2C_0SD}$$

dove:

- t la durata del trattamento in secondi;
- W il peso totale di carbonio diffuso in superficie, g/cm²;
- C_0 il contenuto iniziale di carbonio in g/cm³;
- S la solubilità del carbonio alla temperatura considerata, g/cm³;
- D la costante di diffusione in cm²/s.

Per piastre di spessore d (piccolo rispetto alle altre dimensioni) l'espressione si può trasformare nella seguente:

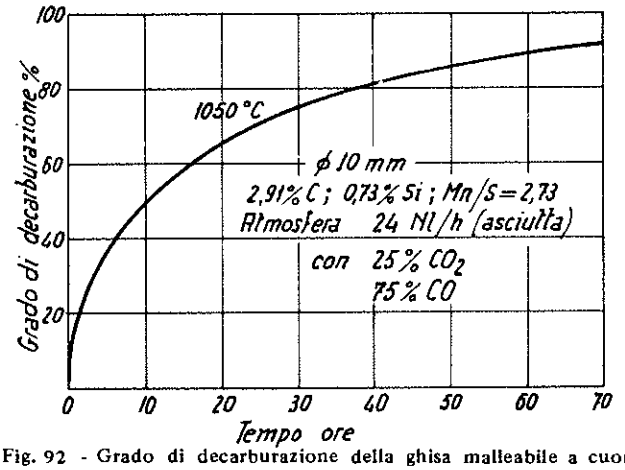


Fig. 92 - Grado di decarburazione della ghisa malleabile a cuore bianco in relazione al tempo (Burke, Bell, Bourne).

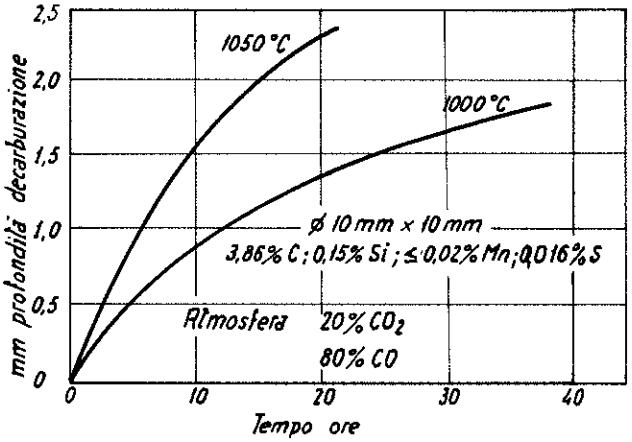


Fig. 93 - Profondità della decarburazione per la ghisa malleabile bianca, in relazione alla temperatura e al tempo (Burke, Bell, Bourne).

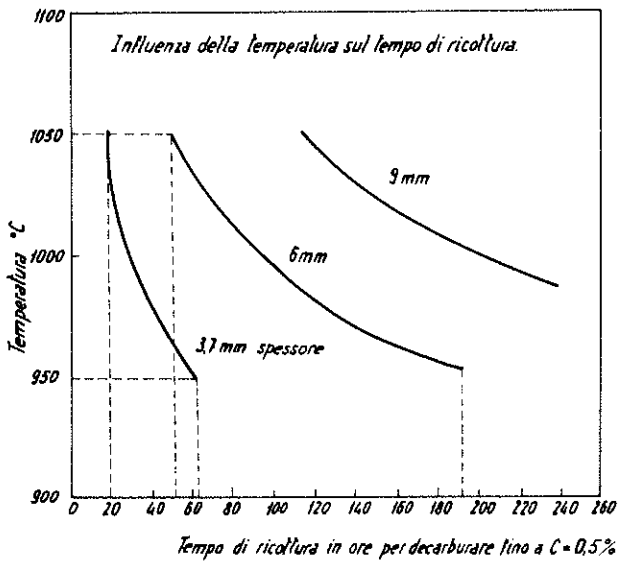


Fig. 94

$$(^{13})\ t = \frac{(\%\ Co - \%\ C)^2\ d^2}{2{,}8810^6 \cdot \%\ Co \cdot \%\ S \cdot D}$$

dove:

- t il tempo in ore;
- d lo spessore della piastra in mm; per getti cilindrici sostituire allo spessore il raggio in mm;
- % Co, % C la percentuale di carbonio iniziale e residuo rispettivamente;
- %S la solubilità percentuale del carbonio alla temperatura considerata;
- D la costante di diffusione;

oppure, per $D = 0{,}35\ e^{\frac{-18.100}{T}}$ (valore prudenziale):

$$(^{14})\ t_{ore} = \frac{(\%\ Co - \%\ C)^2 \cdot dmm^2 \cdot 10^{-6} \cdot e^{\frac{18.100}{T}}}{\%\ Co \cdot \%\ S}$$

(T = temperatura assoluta).

Alla temperatura di 1.323 K (1.050 °C), S = 1,57%, per un contenuto iniziale $C_O = 3{,}3\%$, e residuo C = 0,5% la (^{14}) si trasforma nella (^{11}): $t_{ore} = 1{,}3\ d^2\,mm$.

La relazione di tipo esponenziale fra tempo e temperatura spiega l'importanza di questa ai fini dell'accorciamento dei tempi di decarburazione. La relazione di tipo quadratico fra tempo e spessore conferma che il processo è particolarmente idoneo per getti sottili. Per spessori superiori a 10 mm la decarburazione completa si otterrà in tempi molto lunghi, e perciò dovrà essere riservata solo ai casi strettamente necessari.

Influenza della composizione chimica della ghisa sulla decarburazione

Si è in certi casi affermato che la composizione chimica della ghisa ha un effetto modesto sulla decarburazione della ghisa malleabile a cuore bianco. Ciò è vero solo se sono rispettati i limiti normali di composizione, al di fuori dei quali si manifestano effetti sulla soluzione della cementite dovuti all'eccessiva stabilizzazione dei carburi, oppure effetti dovuti alla eccessiva grafitizzazione, la quale, come si vedrà, ritarda la decarburazione. Perciò vanno mantenuti sotto controllo sia gli elementi carburigeni, sia quelli grafitizzanti.

Fra i carburigeni il più frequente è il cromo, la cui presenza è dovuta all'inquinamento del rottame di acciaio impiegato nella fusione della ghisa e perciò difficile da controllare. Gli effetti non sono, per la decarburazione della ghisa a cuore bianco, così catastrofici come per la grafitizzazione della ghisa a cuore nero. Tuttavia, al di sopra di un livello di guardia che si aggira sullo 0,10%, la sua presenza comincia a ritardare in maniera crescente anche la decarburazione. Si verifica inoltre una interazione con lo spessore del getto, che lo rende vieppiù temibile al crescere di quello.

Esperienze condotte su provette di spessore crescente da 4 ÷ 16 mm, colate con ghisa di normale composizione (C = 3,10% ; Si = 0,73% ; Mn = 0,37% ; S = 0,16%), con tenori di Cr variabili fra 0,05 ÷ 0,44% , ricotte in atmosfera controllata con cicli ripetuti, ciascuno della durata di 34 h a 1.313 K (1.040 °C), hanno confermato che:

- tenori di Cr fino a 0,12% sono praticamente senza effetto per tutti gli spessori: un solo ciclo di ricottura è sufficiente;
- tenori di 0,24 ÷ 0,44% di Cr ritardano la decarburazione, che tuttavia può essere completata in due cicli per spessori di 4 mm; per spessori di 8 mm la cementite scompare solo dopo il secondo ciclo con Cr = 0,24%, e dopo il terzo ciclo per Cr = 0,36% ; per spessori di 12 mm la struttura ledeburitica scompare solo dopo il quarto ciclo con Cr = 0,24% , e solo dopo il quinto per Cr = 0,36%.

Si può quindi concludere che, per tenori fino a 0,25%e spessori fino a circa 10 mm l'effetto del cromo può essere neutralizzato da un congruo prolungamento del tempo di ricottura: trattamenti di grafitizzazione durante il successivo raffreddamento e/o di globulizzazione della perlite, di cui si farà cenno in seguito, possono eventualmente concorrere a migliorare la struttura finale in relazione soprattutto alla lavorabilità. Con tenori di cromo superiori a 0,25%e spessori maggiori di 10 mm, i getti sono praticamente inutilizzabili, specie se devono subire una successiva lavorazione meccanica.

Gli elementi che ritardano la grafitizzazione influiscono negativamente sulla decarburazione solo nelle concentrazioni che riducono la velocità di soluzione dei carburi a valori inferiori alla velocità di diffusione del carbonio in soluzione, sì da condizionare la velocità di decarburazione in superficie.

Dal punto di vista della pura decarburazione sarebbe preferibile che la soluzione dei carburi procedesse di pari passo con la diffusione, in modo da evitare una precoce formazione di grafite, la cui successiva ridissoluzione nel ferro γ è relativamente lenta. Le temperature di trattamento più alte, in quanto aumentano la solubilità massima del carbonio nell'austenite, agiscono in questo senso. In senso contrario agiscono gli elementi grafitizzanti, come il silicio, che sposta a sinistra le linee del diagramma Fe-C. Gli elementi fortemente grafitizzanti ostacolano perciò la decarburazione. Nella pratica si verifica che le ghise, le quali grafitizzano più lentamente, risultano, a parità di altre condizioni, più decarburate.

Fra gli elementi normali presenti nella ghisa malleabile l'osservazione vale in particolare per zolfo e silicio.

Per quanto concerne lo zolfo percentuali relativamente alte (0,2 ÷ 0,3%) quali possono trovarsi nelle ghise fuse al cubilotto, non ostacolano la decarburazione, anche se non completamente equilibrate dal manganese. Al contrario, poichè lo zolfo stabilizza la cementite solo se presente come FeS, un eccesso di manganese sullo stechiometrico per bilanciare lo zolfo ripristina la grafitizzazione nel corso del primo stadio di ricottura e conseguentemente rallenta la decarburazione. Secondo taluni ricercatori (Jenkins) la massima grafitizzazione si avrebbe esattamente sul punto di equilibrio Mn = 1,7S; ma nella pratica ciò si verifica raramente, tanto che, quando occorre grafitizzare, si mantiene prudenzialmente un certo eccesso di manganese.

Quando lo zolfo è presente come FeS, si produce una decarburazione senza decomposizione dei carburi. I cristalli misti sono decarburati dalla fase gassosa e la cementite si scioglie nel ferro γ man mano che il carbonio viene sottratto e questo processo continua finchè la cementite è sparita e finchè il metallo, allora costituito unicamente da ferro γ, è completamente decarburato. In definitiva avviene decarburazione senza grafitizzazione.

Al di sotto di 1.173 K (900 °C) il FeS, oltre che impedire la grafitizzazione, rallenta anche la decarburazione: man mano che la temperatura sale, la pellicola di FeS diventa meno vischiosa, e a 1.223 ÷ 1.323 K (950 ÷ 1.050 °C) i getti sottili (8 ÷ 10 mm) possono essere completamente decarburati, con un trattamento sufficientemente lungo, ottenendo ottima duttilità.

Ma i getti di più grosso spessore, quando la decarburazione penetra solo per 4 ÷ 5 mm, anche dopo una lunga ricottura conservano ancora al cuore della cementite che ne abbassa le caratteristiche meccaniche e ne impedisce la lavorazione alla macchina utensile.

Si può aggiungere che nella ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco si verifica, specie alle temperature più alte, anche una piccola migrazione dello zolfo verso la superficie, dove è ossidato, oppure, in presenza di atmosfera contenente idrogeno, asportato come H_2S. Questa desolforazione superficiale, eliminando i solfuri che potrebbero costituire dei germi di grafitizzazione, è probabilmente in parte responsabile dell'assenza di carbonio di ricottura nella zona subsuperficiale della ghisa malleabile a cuore bianco.

Quanto al silicio, dato l'energico potere grafitizzante, il suo contenuto dovrebbe essere regolato su valori bassi (0,5 ÷ 0,6%) per ottenere la massima decarburazione (taluno suggerisce perfino 0,3 ÷ 0,4%), ma questi valori raramente si conciliano con la colabilità del getto.

Durante la ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco si raggiunge uno stadio in cui la cementite risulta completamente eliminata e l'ulteriore decarburazione deriva dalla ridissoluzione dell'eventuale grafite precipitata.

Siccome la soluzione di un precipitato è inversamente proporzionale alle dimensioni delle sue particelle, è probabile che una grafite fortemente dispersa con noduli piccoli possa mantenere una decarburazione più rapida di quella consentita da una grafite a noduli meno numerosi e più grossolani.

Perciò gli elementi (esempio: il boro) o i trattamenti che favoriscono l'aumento del numero dei noduli facilitano la successiva decarburazione se il contenuto totale di grafite non aumenta (in generale però all'aumento del numero dei noduli si accompagna notoriamente anche un aumento della grafitizzazione).

Per le fonderie che operano con temperature e tempi standardizzati è possibile stabilire delle formule che permettano, in relazione all'analisi della ghisa, prevedere l'entità dello spessore decarburato, come la seguente:

$$(^{15}) \text{ Spessore ... mm} = 3{,}45 - 0{,}5\%\ C - 0{,}15\%\ Si - 0{,}25\ \frac{Mn}{S}$$

la quale per una composizione media: C = 3%; Si = 0,6%; S = 0,2% ; Mn = 0,45% prevede uno spessore decarburato = 1,3 mm.

Questa cifra è dell'ordine di grandezza di quanto si può ottenere con un rapido ciclo di ricottura, 30 ÷ 40 h a 1.303 ÷ 1.323 K (1.030 ÷ 1.050 °C). L'alternativa è: spessori decarburati piccoli oppure tempi lunghi.

Nella ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco in generale è preferibile limitare la decarburazione allo spessore strettamente necessario e completare la malleabilizzazione della restante parte del getto con la grafitizzazione, in modo da eliminare completamente i carburi che lo renderebbero duro e fragile.

Beninteso che alla fine del trattamento non esisterà un salto netto di contenuto di carbonio fra la parte decarburata e quella grafitizzata, come si vedrà in seguito.

Si è detto dei mezzi per limitare la grafitizzazione a tutto vantaggio della decarburazione, ma ciò non significa che la grafitizzazione sia un fenomeno da evitare. Al contrario, per la maggioranza degli impieghi cui i getti sono destinati, è opportuno regolare l'analisi e la condotta del trattamento affinchè la grafitizzazione avvenga nel migliore dei modi (tipo di grafite, numero dei noduli, ecc.).

Grafitizzazione della ghisa malleabile a cuore bianco

Quando lo spessore del getto supera i 10 mm, per evitare cicli di ricottura eccessivamente lunghi è necessario ottenere una grafitizzazione almeno parziale: decarburazione e grafitizzazione procederanno simultaneamente, competendo l'una con l'altra nella distruzione dei carburi. In superficie prevarrà la decarburazione e al cuore la grafitizzazione.

Al contrario della decarburazione, la quale procede dalla superficie verso il cuore del getto, la grafitizzazione ha inizio più o meno uniformemente su tutta la sezione. Gli stadi del processo sono gli stessi illustrati trattando della grafitizzazione delle ghise bianche, alle cui leggi fondamentali deve sottostare: formazione dei nuclei di grafite; precipitazione della grafite dall'austenite sopra questi nuclei; soluzione del carbonio libero nell'austenite ora non più satura; diffusione del carbonio dalle zone ricche di carbonio verso i nuclei di grafite.

Sfortunatamente i lavori sulla cinetica della grafitizzazione delle ghise bianche per malleabile riguardano quasi esclusivamente la ghisa malleabile a cuore nero. Da un esame preliminare delle formule proposte, prescindendo da elementi o trattamenti nucleanti, appare evidente l'importanza del silicio, o meglio del rapporto Si/C, che nel caso della ghisa malleabile a cuore bianco, essendo inferiore rispetto alla ghisa a cuore nero, comporta tempi decisamente più lunghi.

I risultati delle indagini di Palmer sulla grafitizzazione a 1.203 K (930 °C) in argon, di ghise con analisi per malleabile a cuore bianco sono riportati in fig. 95 dove la curva inferiore a destra è dovuta ai lavori di Rehder sulla ghisa a cuore nero. Apparentemente le due curve sembrano congiungersi, per cui l'influenza della percentuale di carbonio non sem-

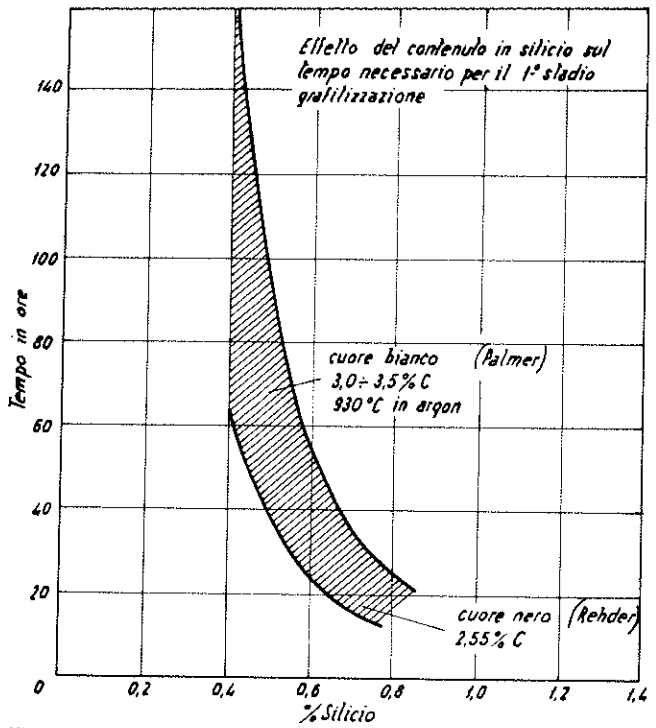


Fig. 95

bra essere così alta come farebbe pensare la formula del CE per la solidificazione delle ghise ($Si = \frac{C}{3}$).

Molto marcata appare invece l'influenza del silicio, che per valori bassi provoca forti dispersioni.

Per la ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco in atmosfera controllata si adottano temperature superiori di circa 373 K (100 °C) rispetto alla ghisa a cuore nero e l'effetto della temperatura è pure determinante sulla velocità di grafitizzazione, compensando la mancanza di silicio, per il quale tuttavia dal punto di vista della grafitizzazione non è consigliabile scendere sotto certi limiti (per esempio: 0,5%).

Riprendendo i diagrammi tempo-temperatura-percentuale di carbonio grafitizzato forniti da Laurent-Ferry per una ghisa di composizione prossima a quella di una malleabile a cuore bianco ed estrapolando a 1.323 K (1.050 °C) con una retta avente pari inclinazione della retta 1.221 K (948 °C) (fig. 96), si trova che la grafitizzazione dovrebbe essere praticamente completata dopo 1 ÷ 2 h.

Recenti esperienze condotte presso il C.T.I.F. (Parent-Moreaux-Margerie) relative a ghise di svariate composizioni nel campo delle ghise malleabili a cuore bianco hanno fornito i valori riportati in tab. X, dove l'influenza che emerge più chiaramente è quella del silicio, seguita dal rapporto Mn/S.

Si dovrebbe dedurne che nella ricottura delle ghise malleabili a cuore bianco la grafitizzazione ha buone probabilità, nonostante la composizione di questa ghisa, di precedere la decarburazione o comunque di completarsi prima.

Nella pratica di fonderia si verifica che ghise provenienti dallo stesso mezzo fusorio (esempio: cubilotto), con analisi abbastanza diverse (C = 2,95 ÷ 3,10% ; Si = 0,50 ÷

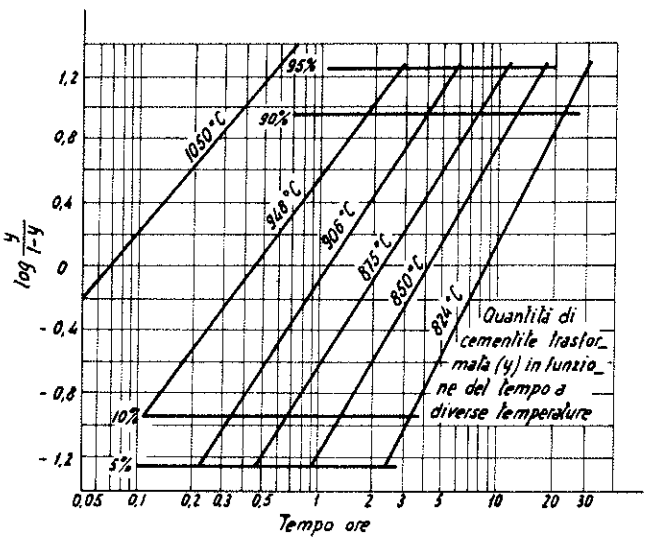


Fig. 96

0,85% ; Mn = 0,37 ÷ 0,55% ; S = 0,17 ÷ 0,25%), trattate a 1.273 K (1.000 °C) in argon, grafitizzano in tempi diversi soprattutto in relazione al contenuto di silicio, (2 h i campioni con silicio alto; 4 h e oltre i campioni con silicio basso), ma anche in dipendenza da fattori di nucleazione imponderabili molto difficili da individuare. Provette del diametro di 12 mm di ghisa fuse con processo duplex forno arco-forno ad induzione (C = 2,94 ÷ 3,07% ; Si = 0,62 ÷ 0,46% ; Mn = 0,28% ; S = 0,19% ; P = 0,03% ; Cr = 0,035% ; Ce = 0,019% ; Al = 0,012% ; Ni = 0,05% ; V = 0,006 ÷ 0,013% ; Co = 0,018% ; Mo = 0,014%), trattate a 1.323 K (1.050 °C) in azoto risultano grafitizzate al 35% dopo 0,5 h; all'80% dopo 1 h; al 99% dopo 1,5 h.

Questi esperimenti hanno il difetto di essere condotti in atmosfera neutra (azoto o argon) e perciò non rispecchiano le condizioni reali di ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco. L'atmosfera decarburante influisce sulla grafitizzazione, come si vedrà, ritardandola.

Decarburazione e grafitizzazione coesistono, interferiscono e si limitano a vicenda. L'influenza della decarburazione sulla grafitizzazione è un fenomeno abbastanza evidente. Il carbonio è parzialmente sottratto e cambierà continuamente, così che nell'interno dello stesso getto esisteranno diverse condizioni. Il contenuto di silicio sarà uniforme, ma il contenuto di carbonio sarà più alto al centro e più basso sul bordo esterno e, man mano che la decarburazione progredisce, essa ovviamente provocherà dei riflessi sulla velocità di grafitizzazione.

Tabella X - Tempo di grafitizzazione a 1.323 K (1,050°C) (in azoto) per diverse analisi di ghisa malleabile a cuore bianco.

Descrizione	1	2	3	4	5	6	7
% Silicio	0,95	0,95	0,46	0,46	0,46	0,26	0,26
% Manganese	0,30	0,32	0,31	0,29	0,75	0,76	0,77
% Zolfo	0,09	0,27	0,09	0,28	0,22	0,01	0,23
Tempo di grafitizzazione 100% a 1.323 K (1.050°C)	18 min	25 min	1h e 6min	1h e 3min	1h e 16min	2h e 34min	3h e 3min

Non altrettanto chiare sono le cause del ritardo provocato dalla grafitizzazione sulla decarburazione, dato che teoricamente alle temperature di ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco, la concentrazione del carbonio nel ferro γ saturo in rapporto alla grafite non è tanto diversa da quella che si ha nel ferro γ saturo in rapporto alla cementite da poter spiegare un cambiamento della velocità di decarburazione. Si sono avanzate diverse ipotesi, ma forse la causa va semplicemente ricercata nel fatto ben noto che la velocità di soluzione della grafite è inferiore a quella della cementite.

Infatti l'influenza della grafitizzazione non si fa sentire all'inizio della ricottura (quando è ancora poca la grafite e molta la cementite indisciolta), bensì più tardi quando l'entità della grafitizzazione è notevole (e i carburi sono ormai sciolti).

Si è visto che per un getto di determinato spessore ricotto a una certa temperatura la perdita di carbonio per unità di superficie è legata al tempo di ricottura della relazione:

$$\frac{W2}{t} = K.$$

Orbene, K è una costante che non rimane propriamente tale durante tutto il processo di ricottura (tab. IX).

Il punto dove inizia a diminuire notevolmente dipende dalla composizione della ghisa e dalla temperatura e coincide approssimativamente con l'intensificarsi della grafitizzazione, il cui svolgimento può essere affrettato da agenti grafitizzanti e/o da elevate temperature.

Perciò, se si tracciano delle curve che pongono in rapporto lo spessore di un getto con il tempo necessario per ridurre il contenuto medio di carbonio residuo a un determinato valore, tali curve assumono la forma di una doppia parabola corrispondentemente ai due regimi di decarburazione: il primo in cui la diffusione del carbonio verso la superficie è alimentata dalla soluzione della cementite, e il secondo in cui è alimentata dalla ridissoluzione della grafite.

In tab. IX si rileva perciò che il coefficiente di diffusione D, calcolato con la ([1 2]), nel periodo iniziale della ricottura raggiunge valori prossimi a quelli della diffusione del carbonio nell'austenite e, se si riportano su un grafico i valori del logaritmo decimale della costante di diffusione in funzione dell'inverso della temperatura assoluta, si trova una relazione lineare (fig. 97). Il coefficiente D in seguito diminuisce e le cifre fra parentesi corrispondono al periodo in cui la grafitizzazione fa sentire i suoi effetti.

L'influenza della grafitizzazione sulla decarburazione può talvolta far sì che il massimo della decarburazione non sia necessariamente il risultato delle maggiori temperature di ricottura, poichè queste ultime favoriscono il prematuro inizio della grafitizzazione, la quale riduce la velocità di decarburazione.

Per un particolare tipo di ghisa Jenkins-William constatarono che la ricottura entro i limiti 1.248 ÷ 1.298 K (975 ÷ 1.025 °C) esercitava poco effetto sulla velocità di eliminazione del carbonio, poichè, sebbene la reazione con l'atmosfera in superficie e la soluzione del carbonio nel ferro aumentassero con la temperatura, l'accresciuta velocità di grafitizzazione e il conseguente effetto sulla velocità di diffusione, annullavano questi vantaggi, come risulta dalla fig. 98 dove è riportata la perdita di carbonio per unità di superficie in funzione del tempo.

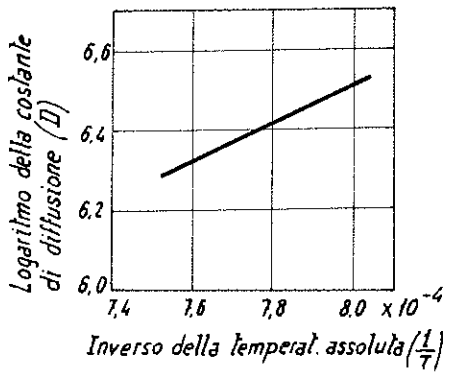


Fig. 97

Nella figura si nota anche che al di sopra di 1.298 K (1.025 °C), dopo lunghi periodi di ricottura e verso la fine della stessa, si verifica un leggero aumento del grado di decarburazione nei confronti di quello che si ha alle temperature inferiori, dovuto probabilmente al fatto che la maggiore grafitizzazione totale è insufficiente a controbilanciare l'aumentata velocità di decarburazione superficiale e di diffusione del carbonio, nonchè la più rapida soluzione della grafite nel ferro γ.

I suddetti risultati rappresentano probabilmente un caso limite, citato per mettere in risalto le limitazioni che la grafitizzazione può imporre alla decarburazione. In condizioni normali si ritiene che un aumento di temperatura da 1.248 ÷ 1.298 K (975 ÷ 1.025 °C) raddoppi quasi la velocità di decarburazione (fig. 88) e l'esperienza pratica lo conferma.

Il meccanismo della grafitizzazione della ghisa malleabile a cuore bianco in atmosfera decarburante risentirà, oltre che gli effetti della decarburazione in sè stessa, anche quelli dovuti al tipo di atmosfera.

Dei gas che compongono le atmosfere impiegate nella ricottura gassosa solo l'idrogeno ha un effetto marcato sulla grafitizzazione e questo gas è sempre presente, in concentrazioni fino al 40 ÷ 50% , a causa dell'impiego di vapore acqueo che offre considerevoli vantaggi per una decarburazione rapida e uniforme.

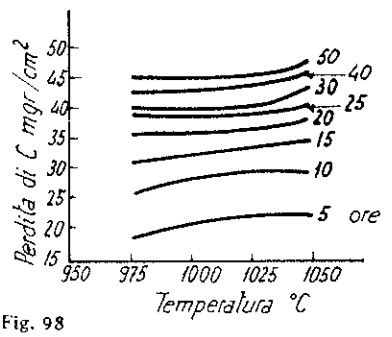


Fig. 98

Tabella XI - Influenza del rapporto $\frac{Mn}{S}$ e della temperatura di ricottura sulla grafitizzazione della ghisa malleabile a cuore bianco.

Analisi %	Temperatura di ricottura K (°C)	Composizione dell'atmosfera di ricottura	
		CO_2 = 20%; CO = 80%	CO_2 = 8%; CO = 37%; H_2O = 10%; H_2 = 45%
C = 3,22 Si = 0,53 Mn = 0,27 S = 0,24 P = 0,055 $\frac{Mn}{S}$ = 1,12	1.203 (930)	Piccole quantità di carburi primari dopo 71 h	Considerevoli quantità di carburi primari dopo 73 h
	1.323 (1.050)	Piccolissime quantità dopo 30 h Completamente grafitizzato dopo 42 h	Piccole quantità dopo 54 h Completamente grafitizzato dopo 66 h
C = 3,25 Si = 0,52 Mn = 0,66 S = 0,24 P = 0,055 $\frac{Mn}{S}$ = 2,75	1.203 (930)	Tracce di carburi dopo 55 h	Tracce di carburi dopo 66 h
	1.323 (1.050)	Tracce di carburi dopo 30 h Completamente grafitizzato dopo 42 h	Tracce di carburi dopo 30 h Completamente grafitizzato dopo 42 h

L'influenza dell'idrogeno sulla grafitizzazione è stata studiata da Palmer con le seguenti conclusioni (tab. XI):

- riscaldando in atmosfere contenenti idrogeno, la nucleazione fra 623 ÷ 873 K (350 ÷ 600 °C) è fortemente ostacolata;
- i getti contenenti solfuro di ferro libero (rapporto: Mn/S < 1,7), in atmosfere contenenti idrogeno, richiedono molto più tempo per completare il primo stadio di grafitizzazione. Viceversa l'influenza dell'idrogeno è solo leggera se lo zolfo è completamente bilanciato dal manganese (rapporto: Mn/S > 1,7) e, in tal caso, alle alte temperature meno pronunciata che alle basse.
  In definitiva si può concludere che a 1.323 K (1.050 °C) l'influenza ritardatrice dell'idrogeno è quasi trascurabile se si tratta di una ghisa con rapporto Mn/S bilanciato. Del resto si è già parlato dell'influenza negativa del solfuro di ferro sulla dissociazione dei carburi e sulla grafitizzazione: la presenza di idrogeno quindi la esalta alle basse temperature.

Le ragioni dell'effetto inibitore dell'idrogeno in presenza di FeS non sono note. Viceversa è possibile proporre una parziale spiegazione sull'influenza dell'idrogeno nell'atmosfera contro la nucleazione a 623 ÷ 873 K (350 ÷ 600 °C), se si accetta l'ipotesi che quest'ultima sia favorita da sviluppo di idrogeno dalla ghisa a quella temperatura, sviluppo che la presenza di idrogeno nell'atmosfera viceversa ostacolerebbe per ragioni di equilibrio.

L'esperienza dimostra peraltro che la grafitizzazione della ghisa malleabile a cuore bianco nella ricottura in atmosfera controllata contenente idrogeno è molto inferiore, a parità di analisi e con rapporto Mn/S basso, rispetto a quella che si verifica nella ricottura in minerale. In questo caso il passaggio attraverso l'intervallo di nucleazione avviene forzatamente a piccola velocità a causa della forte inerzia termica della massa minerale più getti. Inoltre nella ricottura in minerale l'idrogeno (dovuto alla presenza di eventuale umidità del minerale) è presente solo nelle prime ore del trattamento. Si verificano perciò le condizioni per una più veloce grafitizzazione.

La ghisa malleabile a cuore bianco contiene spesso percentuali piuttosto alte di zolfo (0,2 ÷ 0,3%) o a causa dei mezzi fusori disponibili (cubilotto) oppure deliberatamente in vista di una migliore formazione del truciolo di lavorazione meccanica (specie nell'operazione di filettatura, esempio: raccordi). Si è pure visto come sia preferibile, ai fini della decarburazione, che lo zolfo non sia completamnete bilanciato dal manganese. In tal caso si ha grafitizzazione scarsa o nulla e per valori Mn/S < 1 i noduli di grafite diventano sferici. Morrogh ha dimostrato che la grafite che precipita attorno all'inclusione esagonale del FeS assume forma sferoidale o a rosette, mentre quella che cristallizza attorno all'inclusione cubica del MnS ha forma di aggregato a fiocchi.

In fig. 99a la retta delimita il campo inferiore dove la grafite ha forma sfrangiata. Al di sopra della curva la forma è sferica e fra le due la forma è intermedia. Lo stesso fenomeno è illustrato in fig. 99b per la ghisa malleabile a cuore bianco secondo Roesch.

La forma sferoidale della grafite è accompagnata da ottime caratteristiche se la decarburazione è sufficiente. Invece la malleabilizzazione ottenuta solo mediante decarburazione è un processo lungo e, se non completata, nelle sezioni più spesse del getto si avrà presenza di carburi con relativi effetti sulle caratteristiche meccaniche e soprattutto sulla lavorabilità.

Perciò in generale è preferibile che alla decarburazione superficiale si accompagni la grafitizzazione del cuore del getto.

Per ottenere la massima duttilità sarebbe desiderabile che il contenuto di zolfo fosse basso. Ciò non è sempre possibile senza aumentare i costi di fusione e non sempre è consentito per ragioni di lavorabilità. La compensazione dello zolfo mediante equivalente aggiunta di manganese non può dare completamente la stessa malleabilità come un contenuto basso di zolfo, ma è un mezzo per migliorare la qualità dei getti.

Considerata l'influenza inibitrice delle atmosfere contenenti idrogeno, acquista grande importanza in questo pro-

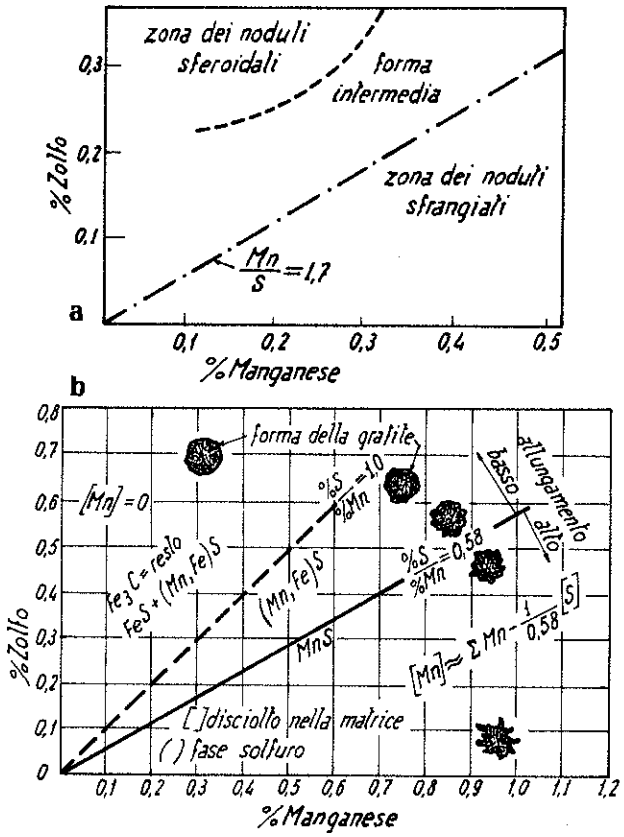


Fig. 99 - a: forma della grafite in relazione ai contenuti di zolfo e manganese (Morrogh).

b: influenza del contenuto di zolfo e manganese sulla forma della grafite nella ghisa malleabile a cuore bianco (Si = 0,4 ÷ 0,7% ; P ≤ 0,08%) (Roesch).

cesso la regolazione del rapporto Mn/S. E ciò tanto più in quanto la ricottura gassosa, data la bassa inerzia termica, offre la possibilità di cicli brevi nel riscaldamento e nel raffreddamento dei getti, per applicare i quali è necessaria una composizione *equilibrata* della ghisa.

Il ciclo di ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco in atmosfera controllata

Il ciclo normale di ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco comprende un riscaldamento fino alla temperatura di regime (massima), una permanenza a tale temperatura per un tempo proporzionato allo spessore dei getti e alla struttura desiderata, un raffreddamento pure determinato come sopra.

Riscaldamento

Il riscaldo dei getti è in genere condotto direttamente da temperatura ambiente alla temperatura di ricottura senza soste intermedie. La velocità di salita non è così importante come nel trattamento della ghisa malleabile a cuore nero.

Nel processo gassoso la permanenza alle temperature intermedie 623 ÷ 873 K (350 ÷ 600 °C) per innescare una nucleazione della grafite non dà in pratica risultati apprezzabili, in parte per l'influenza inibitrice dell'idrogeno nell'atmosfera, in parte probabilmente perchè le alte temperature successivamente raggiunte ne mascherano l'effetto sul tempo richiesto per il primo stadio di grafitizzazione.

Inoltre i getti sono generalmente caricati a *forno caldo*, cioè a 773 ÷ 823 K (500 ÷ 550 °C) nei forni intermittenti (temperatura alla quale è scaricata la carica precedente) e a 573 ÷ 673 K (300 ÷ 400 °C) nei forni continui.

Il tempo di riscaldo varia da 5 ÷ 10 h dipendentemente dal peso della carica e dalla potenza del forno che è sfruttata in pieno, quindi con velocità 373 ÷ 473 K/h (100 ÷ 200 °C/h), enormemente più alta di quella che era possibile realizzare con il processo al minerale, dove erano richieste 24 ÷ 48 h.

In origine si temeva per lo shock termico subito dai getti crudi e fragili sia all'ingresso nel forno sia durante la salita a temperatura. In pratica però non si riscontrano formazioni di cricche dovute al riscaldo, forse perchè per il singolo getto il riscaldo è nel complesso uniforme.

Nelle cariche pesanti (fino a 5 ÷ 7 t) impiegate nei forni intermittenti si riscontrano invece differenze di temperatura fra le diverse parti della carica (in particolare fra la parte superiore e quella inferiore), con un ritardo di 4 ÷ 5 h prima che la temperatura si sia uniformata al raggiungimento del valore di regime.

Permanenza a temperatura di regime (massima)

La temperatura di ricottura ha il massimo effetto sia sulla decarburazione sia sulla grafitizzazione. Perciò per ridurre i tempi conviene sia la più alta possibile, compatibilmente con la costruzione e la manutenzione del forno, e con le deformazioni dei getti, che impongono un limite non superiore a 1.343 K (1.070 °C). Un compromesso è generalmente situato fra 1.303 ÷ 1.323 K (1.030 ÷ 1.050 °C).

A 1.323 K (1.050 °C) i tempi di permanenza variano fra 20 ÷ 60 h, sufficienti per decarburare fino a 0,5% di carbonio medio residuo spessori di getto da 4 ÷ 6 mm. Per spessori maggiori si possono adottare cicli proporzionalmente più lunghi, oppure i getti sono sottoposti a cicli standard ripetuti, dipendentemente dall'assortimento della produzione, come si vedrà in seguito. Comunque, per spessori maggiori di 10 mm non si fa assegnamento sulla sola decarburazione, ma anche sulla grafitizzazione.

La grafitizzazione è rallentata dalla presenza di idrogeno nell'atmosfera. Tuttavia, se la composizione della ghisa non differisce troppo da quella standard (a causa di silicio troppo basso, zolfo alto non equilibrato da manganese, presenza elevata di elementi carburigeni, ecc.), la decomposizione dei carburi primari e così la grafitizzazione al cuore del getto dopo 20 ÷ 30 h di permanenza a 1.323 K (1.050 °C) saranno completate.

Alla fine della permanenza alla temperatura di regime, la struttura sarà costituita da austenite con 1,3 ÷ 1,4% di carbonio in soluzione, e la restante parte di carbonio sotto forma di noduli di grafite (carbonio di ricottura).

Raffreddamento dalla temperatura di ricottura

I getti ben decarburati, fino a 0,3% di carbonio, possono essere raffreddati alla massima velocità consentita dall'impianto del forno, per esempio da 1.323 K (1.050 °C) a 673 K (400 °C) in 5 ÷ 6 h. I forni dotati di circolazione for-

zata dell'atmosfera con refrigerante permettono, in funzione del peso della carica, velocità medie di 423 K/h (150 °C/h) e nell'intervallo 1.323 ÷ 1.073 K (1.050 ÷ 800 °C) velocità fino a 523 K/h (250 °C/h) (andamento esponenziale).

Per i getti non completamente decarburati, negli spessori dove il carbonio in soluzione nell'austenite supera quello dell'eutettico perlite (0,8 ÷ 0,65% dipendentemente dalla percentuale di silicio), il forte sottoraffreddamento provocato da velocità di raffreddamento di questo ordine di grandezza può far sì che le trasformazioni avvengano seguendo il sistema metastabile con conseguente precipitazione di cementite proeutettica.

Se la velocità di raffreddamento supera quella critica per la tempra, il carbonio è precipitato sotto forma di carburi relativamente piccoli entro i cristalli di ferro, non avendo tempo sufficiente per migrare dal centro verso i margini dei grani.

Con velocità di raffreddamento minori ma ancora elevate è impedita la grafitizzazione secondaria e si forma invece, ai margini dei grani, un reticolo di cementite secondaria. A parità di raffreddamento da temperature sull'ordine di 1.323 K (1.050 °C) rispettivamente di ghise per malleabile a cuore bianco, (percentuale di Si relativamente bassa, rapporto C/Si alto), e di ghise per malleabile a cuore nero, la comparsa del reticolo è molto più evidente per la prima; infatti la maggior sensibilità alla nucleazione della cementite, in caso di sottoraffreddamento, rispetto alla grafite è esaltata dalla bassa percentuale di silicio. La tendenza alla formazione di reticolo può essere contrastata con aggiunte di boro (0,003% , che fa aumentare il numero di noduli), e/o alluminio; un aumento del numero di noduli (per esempio: da 30 ÷ 250/mm^2) ottenuto mediante pretrattamento nucleante (4 h a 703 K = 430 °C) non dà risultati.

Si nota anche che la formazione di un reticolo di carburi durante il raffreddamento dalla temperatura di ricottura all'intervallo di trasformazione è ancora più accentuata se lo zolfo è presente come FeS anzichè come MnS. Il reticolo di carburi ha effetto deleterio sulle caratteristiche meccaniche e particolarmente sulla lavorabilità.

Per garantire la grafitizzazione secondaria secondo il sistema stabile, occorre ridurre il sottoraffreddamento rispetto al sistema metastabile, e perciò non superare 373 K/h (100 °C/h) nell'intervallo 1.323 ÷ 973 K (1.050 ÷ 700 °C). Per tener conto dell'inerzia termica della massa e delle disuniformità di temperatura da punto a punto della carica, sarà prudente programmare una discesa a velocità non superiore a 313 ÷ 323 K/h (40÷50 °C/h). E' questo l'ordine di grandezza sul quale sono dimensionati i forni continui, che non hanno dispositivi per il raffreddamento forzato.

Operando in questo modo, si evita il deposito di cementite secondaria, ma non si completa il secondo stadio di grafitizzazione nell'intervallo critico 1.023 ÷ 983 K (750 ÷ 710 °C), poichè i tempi richiesti per le ghise di composizione adatta alla ghisa malleabile a cuore bianco sono molto più lunghi di quelli occorrenti per la ghisa a cuore nero. Così le sezioni più spesse del getto conterranno ancora notevoli quantità di carbonio combinato.

Se si vuole ottenere duttilità e lavorabilità, è necessario raffreddare attraverso l'intervallo critico a velocità abbastanza piccole 278 ÷ 283 (5 ÷ 10) meglio 276 ÷ 278 K/h (3 ÷ 5 °C/h). Ancora a causa delle inevitabili differenze di temperatura tra punto e punto della carica, specie per le grosse cariche (5 ÷ 7 t) dei forni intermittenti, il raffreddamento lento va esteso a un intervallo maggiore, per esempio 1.023 ÷ 953 K (750 ÷ 680 °C) per assicurarsi che tutte le parti della carica passino attraverso l'intervallo di trasformazione alla velocità giusta. La struttura finale con questo trattamento è costituita da perlite lamellare piuttosto grossolana, con durezze 155 ÷ 170 HB.

La perlite lamellare può essere desiderabile se è richiesta un'alta resistenza all'usura, ma non è la struttura più idonea per duttilità e lavorabilità, per migliorare le quali si ricorre a un trattamento di globulizzazione della perlite.

A questo scopo è effettuato un raffreddamento rapido finchè tutta la carica del forno si è raffreddata sotto l'intervallo critico, circa 953 K (680 °C), così che la trasformazione avvenga a una velocità di raffreddamento abbastanza rapida per produrre della perlite lamellare fine o anche della sorbite. Successivamente la carica è riscaldata nuovamente e uniformata a 1.023 K (750 °C) e raffreddata (velocità 278 ÷ 283 K/h = 5 ÷ 10 °C/h) fino a 953 K (680 °C) circa. Da questa temperatura il raffreddamento può continuare alla massima velocità. Il risultato è la trasformazione della perlite da lamellare a globulare, tendenzialmente fine, che presenta maggiore lavorabilità e duttilità.

Lo stesso risultato può essere conseguito mediante raffreddamento rapido da 1.323 ÷ 953 K (1.050 ÷ 680 °C) (meglio 873 K = 600 °C, se la carica è pesante per i soliti problemi di inerzia termica) e mantenimento a 963 ÷ 983 K (690 ÷ 710 °C) per 10 ÷ 12 h, seguito da raffreddamento rapido (fig. 100). Meglio ancora, risalita a 1.073 K (800 °C) mantenimento per egualizzare la temperatura, discesa a 963 ÷ 973 K (690 ÷ 700 °C), mantenimento per 10 ÷ 12 h, ecc.

Il punto importante di entrambi questi trattamenti (attraversamento lento dell'intervallo critico, oppure trattamento isotermico subcritico) è che l'intervallo di trasforma-

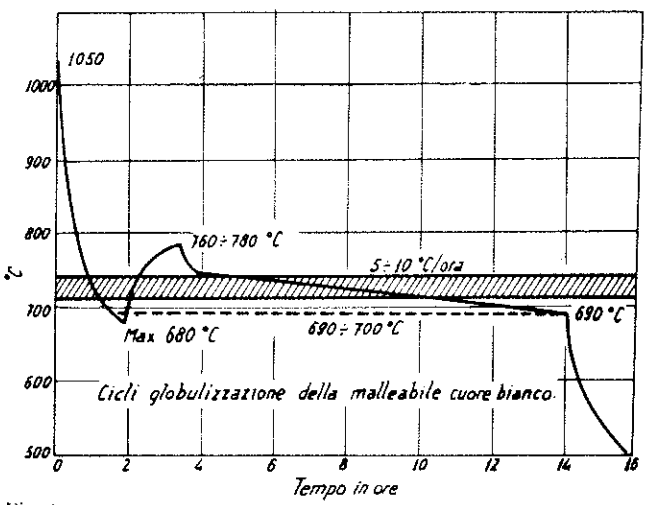


Fig. 100

zione sia attraversato, durante il raffreddamento iniziale da 1.323 K (1.050 °C), con velocità abbastanza forte da ottenere una dispersione fine della perlite. La perlite lamellare grossolana è meno facile da globulizzare.

Quando è necessario grafitizzare una parte del carbonio in soluzione a 1.323 K (1.050 °C), la velocità di raffreddamento da quella temperatura a 1.073 K (800 °C) deve essere limitata a 313 ÷ 323 K/h (40 ÷ 50 °C/h), dopo di che si inizia il raffreddamento rapido per provocare la coalescenza della perlite.

Occorre tenere presente tuttavia che la globulizzazione della perlite riesce più difficile quando il contenuto di carbonio combinato è troppo basso, il che è più frequente nelle zone di transizione fra cuore e superficie del getto. Perciò per ottenere una perfetta globulizzazione non conviene spingere troppo a fondo nè la decarburazione nè la grafitizzazione.

Inoltre vi sono indizi per ritenere che il solfuro di ferro libero abbia un effetto ritardante sul processo di globulizzazione. Ancora una volta un rapporto equilibrato Mn/S sembra offrire dei vantaggi.

Struttura della ghisa malleabile a cuore bianco ricotta e trattamenti successivi

La decarburazione non ha inizio solo alla massima temperatura di trattamento (per esempio: 1.323 K = 1.050 °C), ma si verifica anche alle temperature intermedie, superiori a 1.073 K (800 °C), sia nel riscaldamento che nel raffreddamento.

Quando si opera una decarburazione al di sotto di 1.179 K (906 °C), i cristalli di austenite sono trasformati in ferrite non appena essi sono decarburati fino a un tenore di carbonio più basso del limite di saturazione dell'austenite a quella temperatura. La ferrite così formata tratterrà in soluzione un contenuto di carbonio molto minore rispetto all'austenite da cui si è formata. A 1.073 K (800 °C), per esempio il minimo contenuto possibile nell'austenite è circa 0,4%, mentre la ferrite non scioglierà più di 0,05%.

Poichè l'equilibrio fra austenite e ferrite apparentemente si stabilisce molto velocemente e poichè sembra che il carbonio migri attraverso la ferrite con velocità maggiore che nell'austenite, si formerà uno strato ben definito di ferrite.

La concentrazione del carbonio raggiunge il valore minimo contenuto nell'austenite nella zona limite fra il bordo ferritico e lo strato austenitico. Di qui verso il cuore del getto la concentrazione del carbonio aumenterà ancora gradualmente.

Questo tipo di struttura comprendente un bordo completamente ferritico, oltre il quale si passa con una linea netta di demarcazione a un contenuto più alto di carbonio con un salto da 0,1 a 0,5%, si verifica dopo prolungata permanenza a temperatura bassa in condizioni decarburanti ed è tipica della ricottura in minerale, dove la velocità di riscaldamento e di raffreddamento è forzatamente molto piccola.

Nella ricottura gassosa in atmosfera controllata i tempi di permanenza fra 1.073 ÷ 1.173 K (800 ÷ 900 °C) sono molto brevi (in confronto alla ricottura in minerale), perciò il bordo di ferrite è molto piccolo. Al di là di questo la distribuzione del carbonio non è uniforme, ma è gradualmente crescente dall'esterno verso il centro del getto, senza bruschi cambiamenti (fig. 101).

La struttura normale di una ghisa malleabile a cuore bianco comprenderà quindi esternamente una zona ferritica (fig. 102), seguita da una zona ferritico-perlitica.

Il cuore, per spessori non molto sottili, sarà costituito da perlite più o meno compatta e lamellare (fig. 103) oppure più o meno globulizzata (fig. 104) a seconda del trattamento. I noduli di grafite, assenti in superficie, compaiono piccoli e radi per farsi più densi al cuore, dove può manifestarsi una struttura a *occhio di bue*, con ferrite attorno ai noduli di grafite in matrice perlitica (fig. 105). L'eventuale presenza di noduli di grafite in superficie è indice di ricottura in atmosfera scarsamente decarburante. La grafitizzazione del getto raramente è completa, a causa del lungo tempo richiesto per il completamento del secondo stadio dalle ghise con analisi adatta alla ghisa malleabile a cuore bianco. Ancora in relazione all'analisi, nonchè al trattamento decarburante, il numero dei noduli è ge-

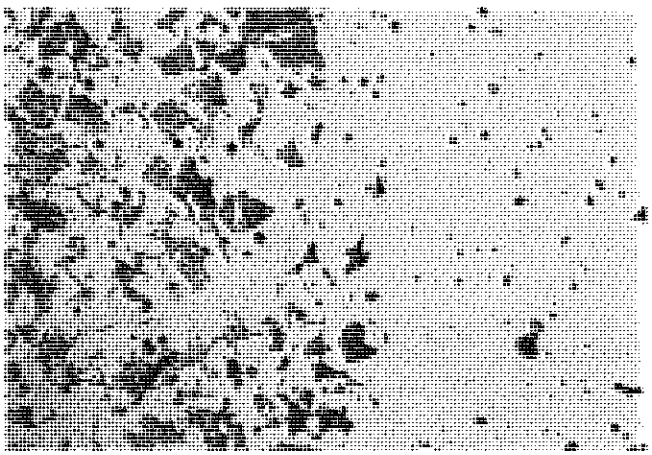


Fig. 101 X 100

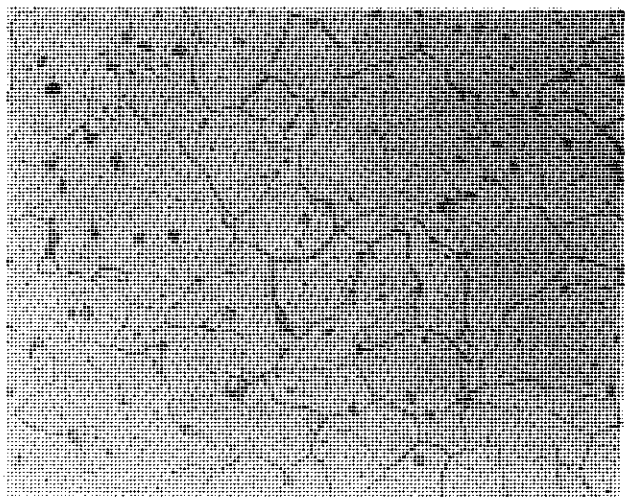


Fig. 102 X 250

neralmente molto inferiore a quello di una ghisa malleabile a cuore nero e raramente supera 100 noduli/mm^2. Viceversa le dimensioni sono più grandi, con forma tondeggiante o compatta se il contenuto di zolfo è alto e non bilanciato, oppure sfrangiata come nella ghisa a cuore nero se il rapporto Mn/S > 1,7.

Una completa uniformità del contenuto di carbonio di equilibrio (determinato dalla composizione dell'atmosfera) su tutta la sezione del getto è teoricamente possibile solo in tempi infinitamente lunghi. Tuttavia per spessori sottili, fino a 6 ÷ 9 mm, una uniformità entro limiti pratici si può ottenere in tempi economicamente possibili. Per esempio una provetta di spessore 6 mm con un tenore originario 2,8% di carbonio, dopo 70 h di ricottura a 1.323 K (1.050 °C) può contenere 0,1% di carbonio in superficie e 0,15 ÷ 0,20% al cuore. Per tenori di carbonio di partenza più alti i tempi saranno più lunghi in proporzione.

Per determinate applicazioni può essere interessante uniformare il contenuto di carbonio sull'intera sezione. Questo può essere ottenuto interrompendo l'alimentazione dell'atmosfera decarburante quando il contenuto medio di carbonio è sceso al valore desiderato. Le zone periferiche dei getti e le sezioni più sottili avranno in quel momento un contenuto di carbonio più basso, mentre le zone centrali dei getti più spessi conserveranno un contenuto più alto di quello richiesto. Mediante un mantenimento prolungato in atmosfera stagnante queste differenze, grazie al processo di diffusione del carbonio, possono essere ridotte. Si stabilisce un equilibrio fra carbonio alla superficie dei getti e atmosfera e, mediante analisi di questa, si può prevedere il risultato finale, tenendo presente che il livello di carbonio nell'atmosfera aumenta man mano che il carbonio diffonde verso la superficie, elevandone il contenuto.

Analogo risultato di livellamento del carbonio si può ottenere trattando *a diffusione* i getti in atmosfera neutra dopo aver raggiunto una determinata profondità di decarburazione.

Questo procedimento può fornire contenuti di carbonio quasi uniformi su tutta la sezione, se si hanno differenze di spessore limitate.

Un sistema più rapido e più efficace per uniformare il contenuto di carbonio sull'intera sezione consiste nel decarburare totalmente il getto e, successivamente, ricarburare in atmosfera controllata con un determinato potenziale di carbonio (fig. 106).

E' naturalmente possibile decarburare parzialmente il getto e in seguito ricarburare la superficie al valore di carbonio richiesto (fig. 107).

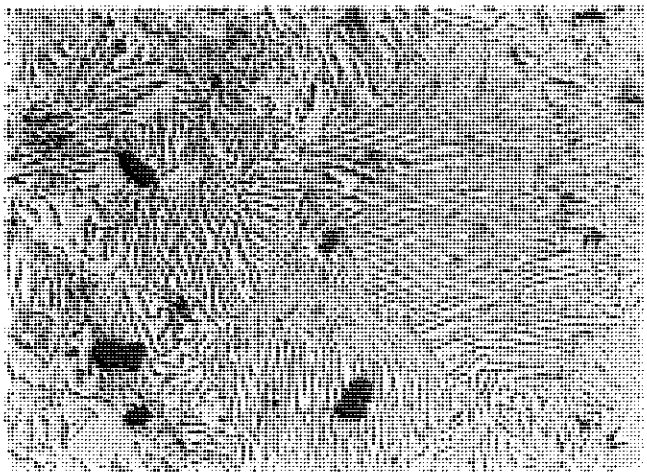


Fig. 103 X 500

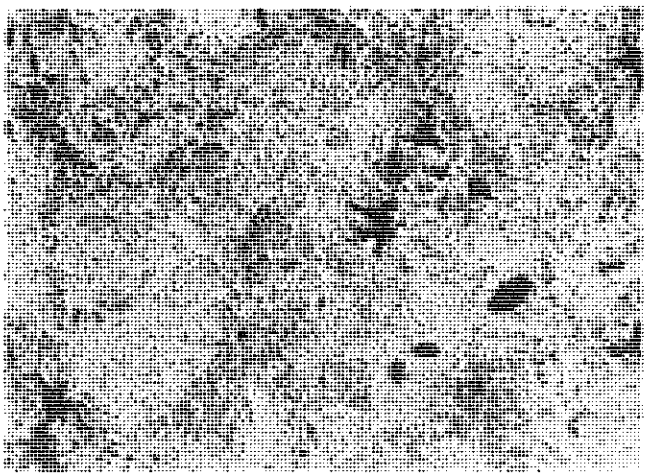


Fig. 104 X 250

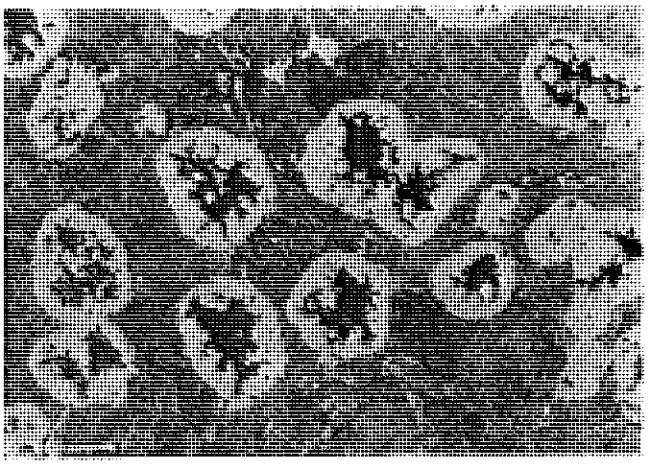


Fig. 105 X 100

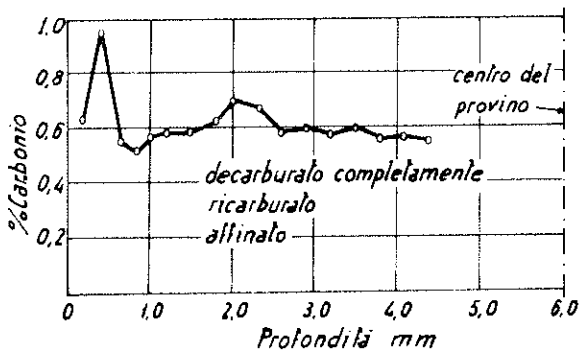


Fig. 106 - Distribuzione di carbonio sulla sezione di provino di ghisa malleabile a cuore bianco decarburata e ricarburata (Mueller).

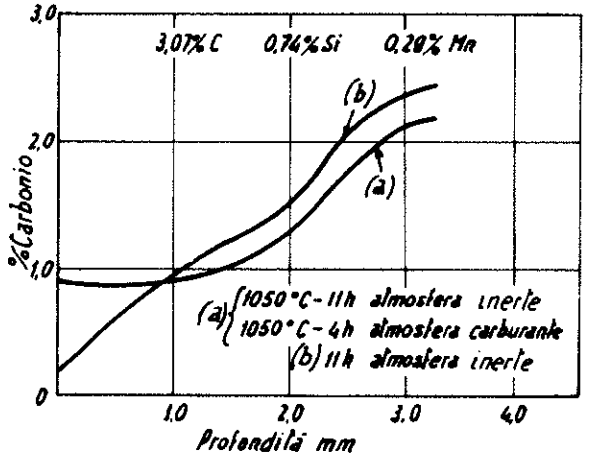


Fig. 107- Distribuzione del carbonio sulla sezione di ghisa malleabile a cuore bianco decarburata e ricarburata (Mueller).

RICOTTURA DELLA GHISA MALLEABILE A CUORE NERO FERRITICA

Il trattamento termico della ghisa malleabile a cuore nero ferritica avviene essenzialmente in due stadi: un primo stadio in campo austenitico in cui tutti i carburi massicci sono distrutti, con precipitazione di noduli di grafite, fino al raggiungimento dell'equilibrio fra ferro γ e carbonio a quella temperatura; un secondo stadio entro o appena sotto l'intervallo critico, in cui il restante carbonio in soluzione nell'austenite è precipitato come grafite sopra i noduli formatisi nel corso del primo stadio.

Il ciclo di ricottura ha quindi l'andamento indicato in fig. 108. In fig. 109 sono riportate le variazioni della concentrazione in carbonio della matrice in funzione della temperatura sul diagramma Fe-C. Il ciclo comprende: un riscaldo alla temperatura del primo stadio; una permanenza alla temperatura del primo stadio; un raffreddamento controllato o secondo stadio; un raffreddamento finale fino alla temperatura ambiente.

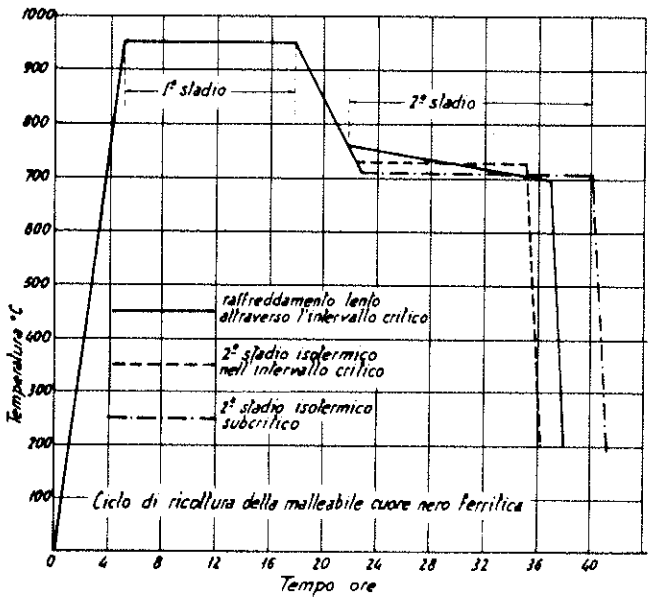


Fig. 108

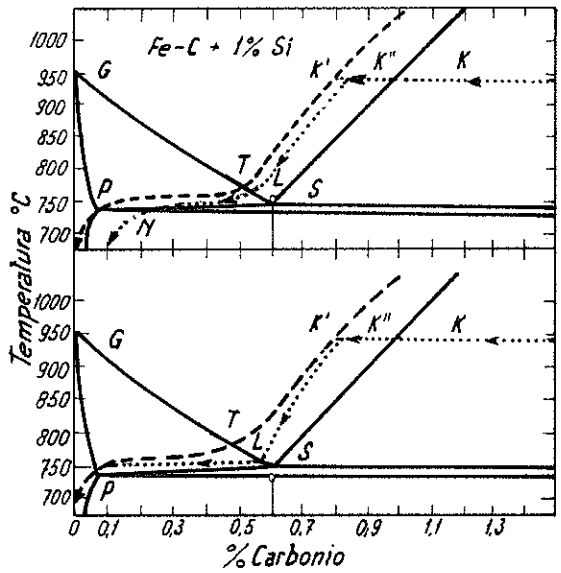


Fig. 109- Variazione della concentrazione in carbonio della matrice in funzione della temperatura secondo il raffreddamento durante la grafitizzazione secondaria (Laplanche).

Nel seguito si fa riferimento prevalentemente ai trattamenti in atmosfera controllata, considerando superata la ricottura ottenuta con imballaggio dei getti in sabbia, con i relativi lunghi cicli imposti dall'inerzia termica, con le limitazioni di temperatura. ecc.

Riscaldo

Il riscaldo alla temperatura del primo stadio è fatto generalmente alla massima velocità consentita dalla potenza del forno, benchè un riscaldo più lento (nelle fasce di temperature indicate per favorire la nucleazione) potrebbe consentire una riduzione del primo stadio di grafitizzazione.

Per i forni continui con atmosfera controllata, in cui si operano i cicli più rapidi, si citano tempi di solito sulla media di 5 h (473 K/h = circa 200 °C/h) variabili fra un massimo di 8 h e un minimo sino a 2 h. Si ritiene sconsigliabile scendere sotto le 4 ÷ 5 h di riscaldo per evitare crepe nei getti crudi sottoposti a shock termico e una grafitizzazione con troppo pochi nuclei. Per le stesse ragioni la temperatura del forno all'entrata non deve superare i 973 K (700 °C).

Nei forni intermittenti con grosse cariche e soprattutto se i getti sono imballati in sabbia, il riscaldo è forzatamente molto più lungo (fino a oltre 40 h).

Primo stadio di grafitizzazione

Sull'argomento della grafitizzazione delle ghise bianche per malleabile è già stato trattato diffusamente in precedenza. Sarà qui sufficiente richiamare i principi basilari per l'applicazione pratica al trattamento della ghisa malleabile a cuore nero.

Un requisito fondamentale dal punto di vista economico è che il trattamento sia il più breve possibile in vista del contenimento dei consumi energetici e soprattutto dei costi di investimento per l'installazione dei forni.

I mezzi a disposizione per ridurre i tempi del primo stadio appartengono essenzialmente a due categorie: composizione della ghisa; temperatura del trattamento.

Le ghise che richiedono i minimi tempi di grafitizzazione hanno il contenuto di silicio il più alto possibile (compatibilmente con l'ottenimento di una struttura nei getti esente da grafite primaria), o meglio il più alto rapporto Si/C, e un rapporto Mn/S equilibrato. Devono essere assenti gli elementi stabilizzatori della cementite, fra i quali il più comune è il cromo, il cui contenuto è consigliabile non superi 0,05% . Opportune aggiunte di elementi grafitizzanti, come boro e/o alluminio, servono a neutralizzare gli effetti dannosi di elementi carburigeni, di gas disciolti nella ghisa, dell'ossidazione, ecc.

L'influenza della temperatura sulla durata del primo stadio è notevole. Nel campo delle temperature più comunemente impiegate, a parità di composizione chimica, un aumento di 283 K (10 °C) fa aumentare del 10% la velocità di migrazione degli atomi di carbonio nel ferro γ e del 23% la velocità globale di grafitizzazione. Ragioni economiche e tecniche limitano però la temperatura massima raggiungibile: maggiori requisiti richiesti all'impianto; più elevati consumi di energia; pericolo di maggiori deformazioni del getto. In pratica non conviene superare 1.253 ÷ 1.273 K (980 ÷ 1.000 °C), poichè al di sopra di questa temperatura il carbonio tende a precipitare ai margini dei grani di austenite e i noduli di grafite diventano poco compatti, anzi eccessivamente sfrangiati, con deterioramento delle caratteristiche meccaniche. Le temperature più frequentemente adottate si aggirano attorno a 1.223 K (950 °C).

Più o meno direttamente i mezzi che permettono di abbreviare il tempo di grafitizzazione comportano anche un aumento del numero di noduli, anzi per lo più il risultato è ottenuto proprio a causa di tale aumento. E' consigliabile che il numero di noduli sia regolato entro limiti ben definiti.

I tempi di permanenza alla temperatura del primo stadio sono a loro volta funzione della composizione della ghisa, della temperatura e delle caratteristiche del forno. I tempi più brevi (5 h) si citano per ghise con contenuto di silicio superiore a 1,5% , ricotte in forni continui; quelli più lunghi (fino a 50 h) per ghise con silicio basso ricotte in forni intermittenti con materiale imballato in cassette. Una buona media per i forni continui con atmosfera controllata si può considerare sulle 10 ÷ 14 h a 1.223 K (950 °C). In pratica è buona norma mantenere un tempo circa 50% superiore a quello strettamente indispensabile. Per contro tempi molto più lunghi di quanto utile vanno evitati, per limitare l'esposizione della superficie del getto a un'atmosfera che non è mai perfettamente neutra.

Le velocità di raffreddamento dalla temperatura del primo stadio a quella del secondo stadio si aggirano normalmente sui 313 ÷ 373 K/h (40 ÷ 100 °C/h) con punte eccezionali fino a 773 K/h (500 °C/h) (da evitare per il pericolo di formazione di reticolo di carburi) e con dei minimi di 278 ÷ 283 K/h (5 ÷ 10 °C/h) per la ricottura in cassette.

Se il raffreddamento fino al limite superiore dell'intervallo critico è piuttosto rapido, la soluzione solida γ può diventare soprasatura rispetto alla grafite e persino rispetto alla cementite. In tal caso si anticiperebbe la separazione di cementite secondaria e in seguito di perlite.

In generale però nella ricottura delle ghise malleabili ferritiche il raffreddamento fino all'intervallo critico è sufficientemente lento da permettere alla soluzione solida di abbandonare gradualmente il carbonio in eccesso fino a raggiungere la concentrazione dell'eutettoide stabile.

Al raggiungimento dell'intervallo critico hanno inizio le reazioni che vanno sotto il nome di secondo stadio di grafitizzazione.

Secondo stadio di grafitizzazione

Il secondo stadio di grafitizzazione comprende le trasformazioni che si producono nel raffreddamento attraverso l'intervallo critico e appena sotto di quello. Come noto, si parla di intervallo e non di punto critico poichè, trattandosi di un sistema almeno ternario (per le rilevanti quantità di silicio), vi sono due punti critici: Ar_1 stabile e Ar_1 metastabile, separati fra di loro da 303 ÷ 313 K (30 ÷ 40 °C).

In questo intervallo dove coesistono le fasi $\alpha + \gamma +$ Cgraf (fig. 110), la situazione è piuttosto complicata. Qui il carbonio residuo non grafitizzato non è sufficiente per saturare la soluzione solida metastabile. Nel contempo il carbonio è praticamente insolubile nel sistema stabile e l'allotropo stabile del ferro è la ferrite. Restando tempo sufficiente in questo intervallo, la soluzione solida esistente sopra Ar_1 stabile si decomporrà secondo la reazione reversibile $\gamma \rightarrow \alpha +$ Cgraf.

Grafitizzazione diretta e indiretta nel secondo stadio

A ogni valore della temperatura compresa nell'intervallo critico corrisponde una determinata proporzione di ferrite in equilibrio con l'austenite e la grafite. Allo stadio iniziale, la precipitazione della ferrite deve avere inizio nella zona di contatto fra la grafite e l'austenite per due motivi: primo, perchè in tale zona l'austenite ha il valore minimo di stabilità chimica, essendo minimo il suo tenore in carbonio a contatto con la grafite quale conseguenza della precedente grafitizzazione secondo E'S' (diagramma Fe-C); secondo, perchè nella zona di contatto è anche minima la stabilità fisica (parlando di *precipitazione della ferrite* si intende l'arretramento del fronte di ricristallizzazione verso l'austenite).

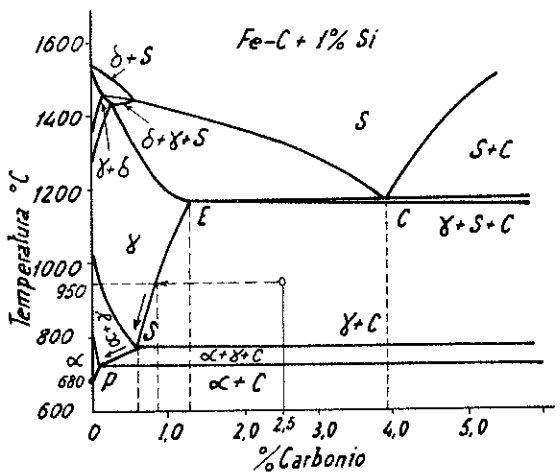


Fig. 110 - Processo di trasformazione durante il trattamento della ghisa malleabile ferritica a cuore nero (Mueller).

La velocità, con la quale il fenomeno si svolge, dipende, allo stadio iniziale, dalla germinazione della ferrite durante quello che è detto (analogamente alla grafitizzazione nel primo stadio) *periodo di incubazione*.

Dopo il periodo di incubazione la velocità è determinata dai fenomeni di diffusione. La reazione di ferritizzazione-grafitizzazione, infatti, implica la diffusione dei diversi elementi nelle fasi α e γ e nelle zone di contatto ($\gamma - \alpha$) e (α - grafite).

Analogamente a quanto si verifica in tutte le reazioni complesse, il cui andamento dipende da una serie di reazioni singole, anche in questo caso la velocità di ferritizzazione-grafitizzazione è determinata dalla reazione singola più lenta fra quelle in gioco.

La più rapida delle reazioni singole da considerare nel nostro caso sembra sia la diffusione del carbonio nel ferro α. Infatti la costante di diffusione e di autodiffusione $D\alpha$ nel ferro α è molto superiore alla costante $D\gamma$ nel ferro γ. Sembra pertanto che la strozzatura nella reazione di ferritizzazione-grafitizzazione con decomposizione diretta dell'austenite sia la diffusione nel ferro γ.

Durante il periodo di raffreddamento nella parte superiore dell'intervallo ($\alpha + \gamma$ + Cgraf.) è possibile la sola decomposizione diretta dell'austenite. Più sotto può avvenire la formazione di perlite, il che però non impedisce anche la continuazione della ferritizzazione diretta.

Di conseguenza nella parte inferiore dell'intervallo (e in tutta la fase α nella quale è ancora possibile la diffusione del carbonio) possono verificarsi contemporaneamente le due differenti reazioni, quella diretta e quella indiretta di ferritizzazione-grafitizzazione, sicchè si può affermare che la grafitizzazione indiretta è il risultato di due reazioni successive:

$$\gamma \rightarrow (\alpha + Fe_3C) \text{ perlite, e perlite} \rightarrow (\alpha + \text{Cgraf.}).$$

In generale, la prima, cioè quella in cui si verifica la decomposizione dell'austenite in perlite, si svolge più rapidamente della seconda e con velocità tanto maggiore quanto minore sarà la temperatura di trasformazione.

La reazione di grafitizzazione indiretta può così scomporsi in tre componenti che sono: la disgregazione-dissoluzione del carburo; il trasporto del carbonio in soluzione verso il cristallo di grafite per diffusione nella fase α; l'autodiffusione nella fase α.

La velocità di reazione complessiva si riduce gradualmente per due motivi: primo, perchè il gradiente di concentrazione si riduce in funzione della distanza tra il carburo e la grafite; secondo perchè l'attività del carbonio alla superficie del carburo diminuisce in conseguenza della globulizzazione del carburo e contemporanea riduzione della superficie di contatto $Fe_3C - \alpha$. Gli ultimi residui di cementite globulare si decompongono con difficoltà.

Affinchè le reazioni che portano al sistema stabile possano completarsi durante l'attraversamento dell'intervallo critico, occorre che il raffreddamento sia abbastanza lento da consentirne il tempo. Se il raffreddamento è molto rapido, la reazione procede nel campo metastabile e la cementite è espulsa sotto forma di perlite. A temperature sotto l'intervallo critico questa perlite può grafitizzare a velocità decrescenti con la temperatura e molto basse a causa della limitata solubilità e velocità di diffusione del carbonio nella ferrite e della piccola differenza fra ferrite satura rispetto alla grafite e ferrite satura rispetto alla cementite.

Riassumendo, le reazioni del secondo stadio possono così sintetizzarsi:

- austenite → ferrite + grafite (secondo stadio diretto);
- austenite → perlite → ferrite + grafite (secondo stadio indiretto).

A parità di raffreddamento, la velocità di grafitizzazione nel corso del secondo stadio è influenzata da altri fattori, fra i quali preminenti il numero di noduli preesistenti e la composizione della ghisa.

Trasformazioni della struttura nell'intervallo 1.053 ÷ 953 K (780 ÷ 680 °C)

L'andamento delle trasformazioni che si producono nell'intervallo critico può essere rivelato dai cambiamenti strutturali che si verificano nella ghisa quando sia mantenuta (dopo il primo stadio) per un certo tempo a temperature comprese per esempio fra 1.053 ÷ 953 K (780 ÷ 680 °C), cioè in un campo largamente più esteso dell'intervallo critico.

Dopo 3 h si trova che:

- la ferrite comincia ad apparire a 1.013 K (740 °C) in piccole tracce ai margini dei grani;
- a 1.003 K (730 °C) si formano delle strutture a *occhio di bue* attorno ai noduli di grafite e, con il diminuire della temperatura la superficie di queste zone ferritiche aumenta finchè a 993 K (720 °C) restano solo scarse vestigia della soluzione solida;
- da 993 K (720 °C) fino a 978 K (705 °C) rimane solo ferrite. In questo intervallo la grafitizzazione è molto rapida;
- al di sotto di 973 K (700 °C) si ha solo ferrite e perlite, la quale ultima tende a sferoidizzare per tensione superficiale. A queste basse temperature la ferrite mostra ancora tendenza a formare *occhi di bue*, ma in misura minore che per esempio a 998 K (725 °C).

Aumentando i tempi di permanenza a 5 h, le reazioni si spostano verso temperature più alte. La ferrite comincia ad apparire a 1.033 K (760 °C), dapprima in tracce e poi come *occhio di bue* e reticolo ai margini dei grani e a 1.013 K (740 °C) rappresenta il 20% della matrice (la restante parte è soluzione solida). A 1.003 K (730 °C) la ferrite è ormai riunita in grani contigui, costituendo il 90% (la restante parte è soluzione solida e perlite).

Esaminando l'influenza della velocità di raffreddamento dopo il primo stadio a partire da 1.043 K (770 °C) e attraverso l'intervallo critico (in questo caso 1.013 ÷ 983 K = 740 ÷ 710 °C), si osserva che:

- per velocità maggiori di 323 K/h (50 °C/h fino a 1.013 K (740 °C) non si ha formazione nè di ferrite nè di perlite, bensì solo soluzione solida;

– per velocità decrescenti da 323 ÷ 283 K/h (50 ÷ 10°C/h) la ferrite compare a 1.033 ÷ 1.013 K (760 ÷ 740 °C) dipendentemente dalla velocità di raffreddamento e prima con le velocità minori, inizialmente in tracce, poi con struttura a *occhio di bue* e reticolo, finchè a 983 K (710 °C) e con 283 K/h (10 °C/h) rappresenta l'80% della matrice.
La perlite appare a 983 K (710 °C) in tracce con 323 K/h (50 °C/h) e in percentuali maggiori al diminuire della velocità di raffreddamento; non compare mai sopra a 1.003 K (730 °C).

Dal complesso delle osservazioni si rileva che la ferrite compare all'inizio sempre come piccoli punti attorno ai noduli di grafite, cioè là dove è minima la distanza che gli atomi di carbonio devono percorrere per precipitare sui centri di cristallizzazione. Questi punti si congiungono poi per formare l'occhio di bue, il quale cresce diventando multistrato e finalmente si congiunge con quelli vicini scomparendo.

L'occhio di bue si forma solo quando il raffreddamento è sufficientemente lento ed è costituito molto spesso da grani disposti a raggiera come dei petali, talvolta da anelli concentrici, che crescono radialmente. Questo tipo di struttura si forma facilmente nel raffreddamento dal primo stadio, ma nelle ghise raffreddate una prima volta e poi nuovamente riscaldate sopra Ac_1 si riforma solo se la permanenza è più lunga di quanto necessario per risaturare di carbonio l'austenite.

Se l'intervallo critico è attraversato tanto rapidamente da impedire la crescita degli occhi di bue e il campione è mantenuto sotto A_1 stabile, la ferrite tende a circondare il nodulo di grafite.

Tuttavia i grani di ferrite contengono degli sferoidi di cementite come risultato della parziale distruzione e completa sferoidizzazione delle lamelle di perlite a una certa distanza dal nodulo.

La velocità di raffreddamento (nei limiti considerati) dal primo stadio a Ar_1 stabile (1.013 K = 740 °C) non influenza la temperatura a cui compaiono le vene di ferrite e gli occhi di bue, ma influenza invece la grossezza dei grani di ferrite e delle lamelle di perlite. Velocità più alte danno luogo a ferrite più fine e perlite più grossolana e contemporaneamente si producono due diversi ordini di grandezza dei noduli di grafite: grandi e piccoli con raffreddamento lento, grandi e piccolissimi con raffreddamento rapido.

La soluzione solida decomposta (martensite o troostite) scompare sotto 998 K (725 °C) se il raffreddamento è lento (283 K/h = 10 °C/h) e sotto 983 K (710 °C) se è più rapido (323 K/h = 50 °C/h), evidenziando fenomeni di sopraraffreddamento.

In fig. 111 si vede la variazione del carbonio combinato non ancora grafitizzato in funzione della temperatura in campioni portati all'equilibrio a 1.173 K (900 °C) (0,83 % di carbonio combinato) e raffreddati poi uniformemente da 1.098 ÷ 923 K (825 ÷ 650 °C) a diverse velocità da 378 a 275 K/h (105 a 2 °C/h) (velocità quest'ultima che determina l'equilibrio a tutte le temperature).

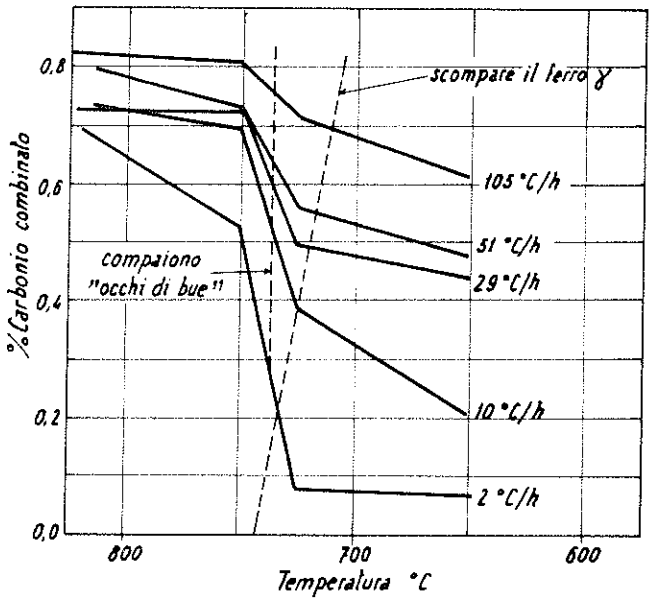


Fig. 111 - Percentuale di carbonio combinato nella ghisa malleabile a varie temperature, per diverse velocità di raffreddamento (Schwartz, Barnett).

Sono indicate con tratteggio le temperature alle quali scompare la soluzione solida, e quella a cui compare la struttura a occhio di bue.

Per le piccole quantità di carbonio grafitizzabili nei dintorni dell'intervallo critico si può supporre che la variazione di concentrazione del carbonio in funzione del tempo sia circa:

$$\frac{dC}{dt} = -\beta C$$

Si è trovato sperimentalmente che sopra 1.023 K (750 °C) $\beta \cong 0{,}135$, cioè circa 1/7 del carbonio combinato è grafitizzato ogni ora. Nell'intervallo si ha 1.023 ÷ 998 K (750 ÷ 725 °C) $\beta \cong 1$, cioè è sufficiente 1 h per grafitizzare tutto il carbonio; al di sotto di 998 K (725 °C) si ha $\beta \cong 0{,}012$. In altri termini, nell'intervallo A_1 metastabile – A_1 stabile (dove si forma la struttura a occhio di bue) la grafitizzazione è la più rapida possibile: sopra A_1 stabile è solo 1/10 della massima e sotto A_1 metastabile si riduce a 1/100.

Fattori che governano la velocità del secondo stadio

Influenza del numero dei noduli

Aumentando il numero dei noduli, diminuisce la distanza che gli atomi di carbonio provenienti dalla decomposizione dell'austenite devono percorrere per depositarsi su quei centri di cristallizzazione perciò è facilitata la diffusione e quindi ridotto il tempo di grafitizzazione. In fig. 112 si vede come può variare la velocità di raffreddamento atta a consentire la completa grafitizzazione in funzione del numero di noduli/mm^3.

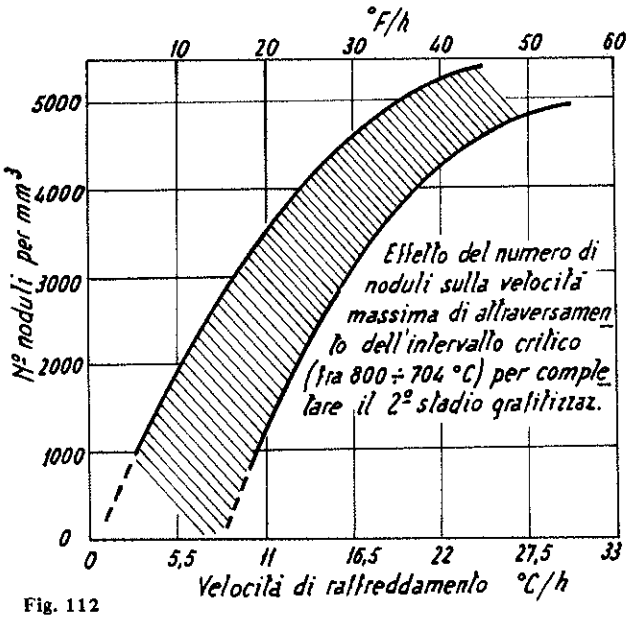


Fig. 112

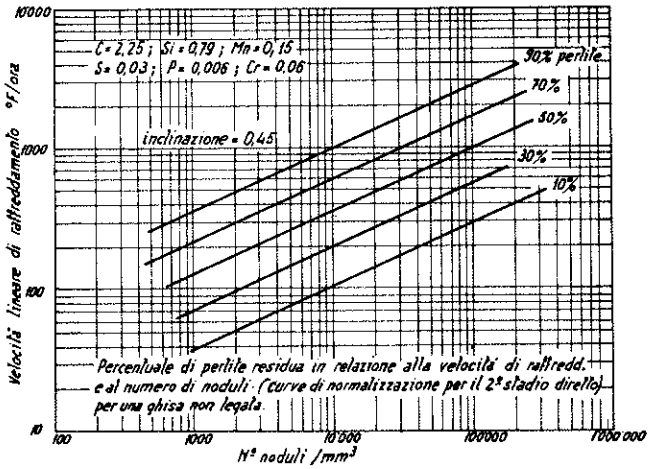


Fig. 113

Saltykov ha proposto una relazione che lega il tempo necessario per completare il secondo stadio diretto di grafitizzazione al numero di noduli esistente nella ghisa:

$$t_2 \cong \frac{26}{VN_a} \text{ dove } N_a = N^\circ \text{ noduli/mm}^2$$

dove:

- t_2 è il più breve tempo totale (in ore) necessario a ferritizzare completamente la struttura con un raffreddamento lineare attraverso l'intervallo critico (in questo caso 1.033 ÷ 993 K = 760 ÷ 720 °C).

Il secondo stadio diretto di grafitizzazione è stato studiato anche da Sandoz, valutando la proporzione di perlite residua nella matrice di una ghisa con la composizione indicata in fig. 113 come funzione della velocità di raffreddamento lineare fra 1.173 ÷ 923 K (900 ÷ 650 °C), dopo il primo stadio di grafitizzazione.

Su scala bilogaritmica la relazione è lineare e all'aumentare del numero di noduli diminuisce la perlite residua per una determinata velocità di raffreddamento.

Da notare che si tratta di noduli preesistenti, poichè il numero di noduli durante il secondo stadio rimane costante.

Sottoponendo la stessa ghisa a pretrattamenti quali la permanenza a 573 ÷ 693 K (300 ÷ 420 °C) per 2 h oppure temprando da 1.093 ÷ 1.113 K (820 ÷ 840 °C), si aumenta fortemente il numero di noduli. In fig. 114 compare la relazione semilogaritmica fra percentuale di perlite residua e velocità lineare di raffreddamento al variare del numero di noduli partendo dalla ghisa base avente 1.000 noduli/mm³ (circa 44 noduli/mm²).

Nel pretrattamento in due fasi (2 h a 588 K = 315 °C più 4 h a 923 K = 650 °C), all'aumento del numero di noduli fa riscontro una velocità di grafitizzazione (e perciò di raffreddamento nell'intervallo critico) circa doppia (vedi grafitizzazione delle ghise bianche).

Sulla stessa ghisa di fig. 114, greggia di colata e pretrattata, si è studiata l'influenza del numero di noduli sulla grafitizzazione subcritica. La fig. 115 mostra la percentuale di grafitizzazione della perlite in funzione del tempo a 923 K (650 °C) per diversi numeri di noduli. Si può osservare che variazioni anche molto forti del numero di noduli influenzano pochissimo la velocità di grafitizzazione della perlite, il che dimostrerebbe che questo processo non è influenzato dalla diffusione.

Esiste una relazione ben definita fra durezza del getto e percentuale di carbonio combinato che, a sua volta, è il negativo della grafitizzazione. La fig. 116 mostra che anche la durezza è pressocchè indipendente dal numero di noduli.

In conclusione il secondo stadio diretto di grafitizzazione è molto sensibile al numero di noduli della ghisa (più ancora del primo stadio). La relazione fra logaritmo del numero noduli e logaritmo del tempo per realizzare un determinato grado di grafitizzazione è lineare. Un alto numero di noduli dopo il primo stadio è sempre associato a elevata velocità di grafitizzazione nel secondo stadio indipendentemente dal fatto che tale numero sia stato ottenuto con un primo stadio normale oppure abbinato a pretrattamenti nucleanti. Si ritiene che per realizzare la massima velocità di grafitizzazione nel secondo stadio corrispondente a un determinato contenuto di silicio, sia necessaria la presenza di 2.500 ÷ 3.000 noduli/mm³.

La grafitizzazione subcritica (secondo stadio indiretto) è indipendente dal numero dei noduli.

Influenza della composizione della ghisa

Si fa qui una rapida rassegna degli elementi che influenzano il secondo stadio di grafitizzazione.

Come per il primo stadio, si può distinguere fra azione intrinseca o diretta oppure indiretta attraverso una variazione del numero di noduli. Così pure taluni elementi esercitano un'azione diversa a seconda che sono in presenza di un rapporto Mn/S alto oppure basso, in relazione alla loro affinità con lo zolfo nei confronti del manganese.

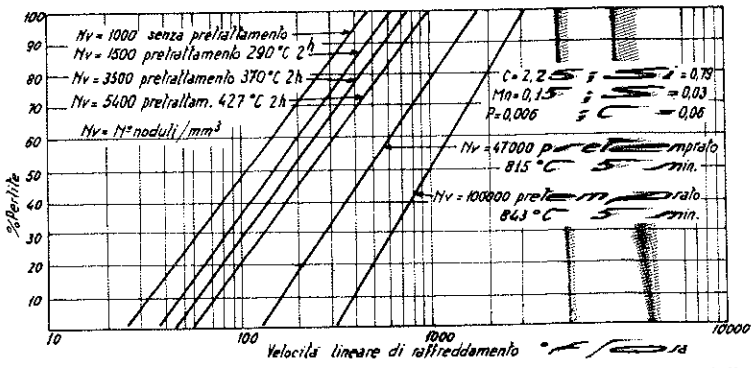


Fig. 114- Effetto dei pretrattamenti sul secondo stadio di grafitizzazione di una ghisa non legata (Sandoz).

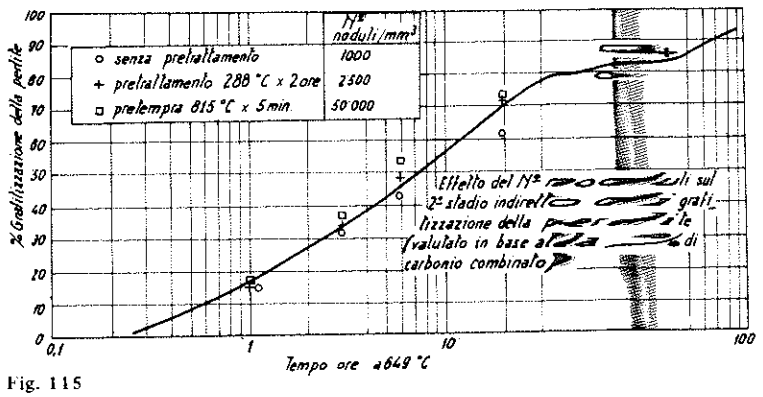


Fig. 115

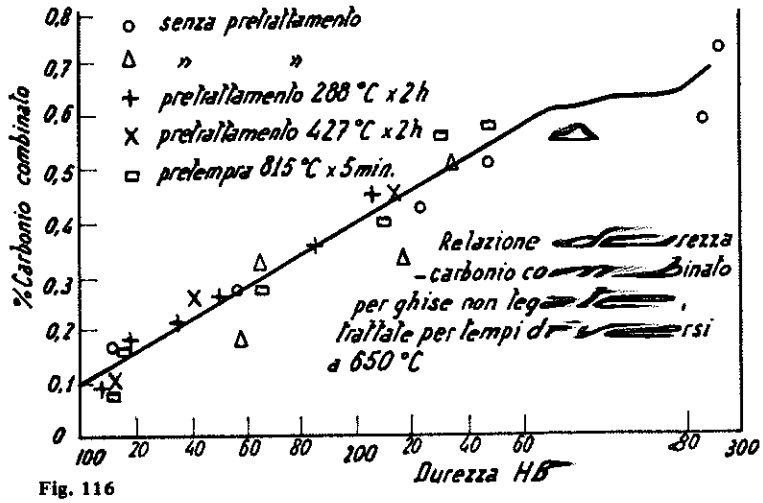


Fig. 116

Carbonio e silicio

Entrambi questi elementi aumentano il numero dei noduli e perciò favoriscono il secondo stadio di grafitizzazione. In fig. 117 si vede l'influenza del contenuto di silicio sulla velocità di raffreddamento atta a completare il secondo stadio. Aumentando il silicio è possibile adottare velocità più elevate. La dispersione che vi si nota è dovuta ad altri fattori che interferiscono. L'area tratteggiata si riferisce a ghise prodotte in condizioni metallurgiche normali nella pratica di fonderia.

Ad esempio per una ghisa con 2.000 noduli/mm³ (60/mm²) e con Si = 1,5%, è possibile adottare una velocità di raffreddamento di 286 K/h (13 °C/h). Se la percentuale diminuisce a 1,2% la velocità deve scendere a 280 K/h (7 °C/h) o meno. Se il contenuto di silicio e il numero di

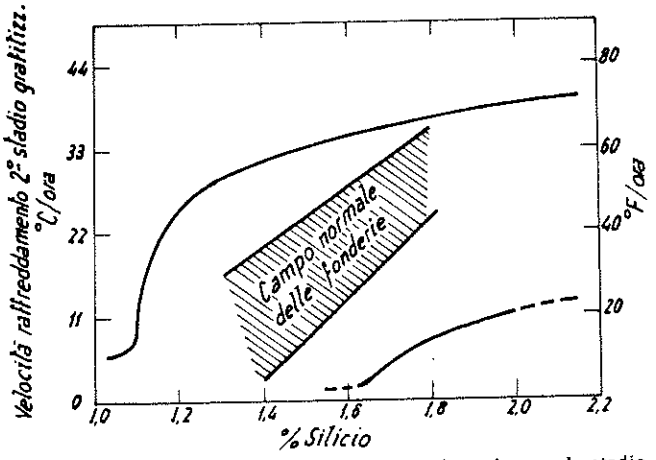


Fig. 117- Velocità di raffreddamento consentita nel secondo stadio (1.073 ÷ 977 K = 800 ÷ 704 °C) in relazione al contenuto di silicio. L'estensione del campo è dovuta agli altri fattori metallurgici (Heine).

noduli sono nei limiti appropriati, l'effetto dello spessore del getto sulla durata del secondo stadio è poco sensibile.

Come per il primo stadio, anche per il secondo il rapporto C/Si è importante per abbreviare il tempo di trattamento. La relazione trovata da Taub-Avivi per primo stadio può, secondo gli autori, essere applicata al secondo (trattamento subcritico a 983 K = 710 °C), triplicando il tempo occorrente per il primo stadio (fig. 45, scala inferiore).

A sua volta Laplanche dà per la durata del secondo stadio a 1.013 K (740 °C):

$$t_2 \text{ (ore)} = 12{,}5 \cdot \frac{\%\ C}{\%\ Si}$$

Manganese e zolfo

Entrambi avvicinano le curve Acm e Agr di equilibrio del carbonio con la cementite e con la grafite rispettivamente, così che alla temperatura A_1 coincidono.

Entrambi ritardano il secondo stadio quando il loro rapporto è diverso da quello stechiometrico 1,7.

Quando lo zolfo è in eccesso sul manganese, anche con un mantenimento prolungato in prossimità di A_1 difficilmente si ottiene la completa grafitizzazione, ma solo la coalescenza della perlite.

Un ritardatore ancora più energico della grafitizzazione eutettoide è il manganese in eccesso sul valore stechiometrico, tanto da essere appositamente impiegato per la produzione delle ghise malleabili perlitiche. In fig. 118 se ne può

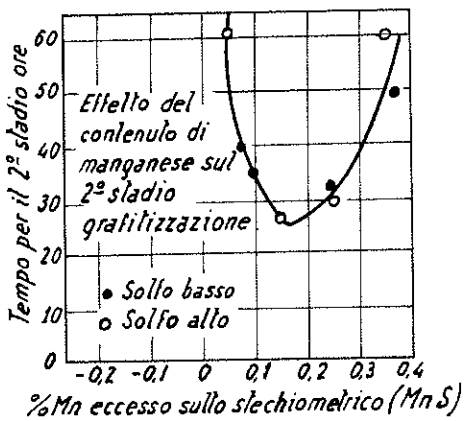


Fig. 118

osservare l'effetto sulla durata del secondo stadio sia quando è in difetto sia in eccesso.

Perciò per la produzione delle ghise ferritiche l'eccesso di manganese sul valore stechiometrico necessario a bilanciare lo zolfo deve essere controllato entro stretti limiti (per esempio: Mn = 1,7 · S + 0,1 ÷ 0,2) per garantire una completa grafitizzazione, soprattutto quando si adottano cicli brevi.

Gli elementi minori

Alcuni elementi minori hanno sul secondo stadio un effetto ancora più pronunciato che sul primo. Per altri l'effetto si inverte al variare delle percentuali. La seguente è una rassegna degli elementi i cui effetti sono noti.

Cromo

Il cromo ha sul secondo stadio di grafitizzazione effetti ancora più drastici che sul primo stadio, circa il doppio secondo taluni autori (fig. 119). Campioni di ghisa con Cr = 0,1 ÷ 0,3% (C = 2,4 ÷ 2,5% ; Si = 1,4 ÷ 1,5%), trattati isotermicamente a 989 K (716 °C) dopo 30 h sono ancora completamente perlitici, l'unico risultato ottenuto essendo la sferoidizzazione della perlite, la cui coalescenza è facilitata. In assenza di cromo la stessa ghisa ferritizza totalmente dopo 8 h.

Con l'aumentare della percentuale di cromo la temperatura di trasformazione dell'austenite aumenta (fig. 120).

Ricerche hanno dimostrato gli effetti favorevoli di una aggiunta combinata di boro e alluminio per contrastare l'influenza del cromo sul secondo stadio (come già accennato nel capitolo sulla grafitizzazione delle ghise bianche per malleabile).

Entrambi, alluminio e boro, nelle percentuali aggiunte fino a 0,003% ÷ 0,005% favoriscono la grafitizzazione nel secondo stadio e si manifesta una evidente interazione tra i due elementi che ne esalta l'azione.

Anche un aumento di silicio risulta utile allo scopo (10 parti di silicio per una di cromo).

Vanadio

Ritarda fortemente il secondo stadio per azione intrinseca, probabilmente influenzando la tendenza della ferrite e della perlite a nucleare. Effetti ancora maggiori si notano se sono rimaste tracce di carburi dal primo stadio.

Può essere controbilanciato con aggiunte di rame (10 parti di rame per una di vanadio), il quale agisce probabilmente attraverso il numero di noduli (fig. 121).

Tellurio

Il tellurio è un elemento ritardatore.

Fosforo

Il fosforo è un ritardatore; alza linearmente il limite superiore dell'intervallo eutettoide.

Cerio e lantanio

Sono ritardatori; desolforando liberano il manganese, che agisce da ritardatore.

Magnesio

In percentuali maggiori di 0,1% è ritardatore; desolforando libera il manganese come sopra.

Antimonio

Ritarda per azione intrinseca il secondo stadio diretto, qualunque sia il rapporto Mn/S (fig. 122). Sul secondo stadio indiretto non ha effetti.

Bismuto

Ritarda intrinsecamente il secondo stadio diretto se il rapporto Mn/S è alto e più ancora se basso (fig. 123).

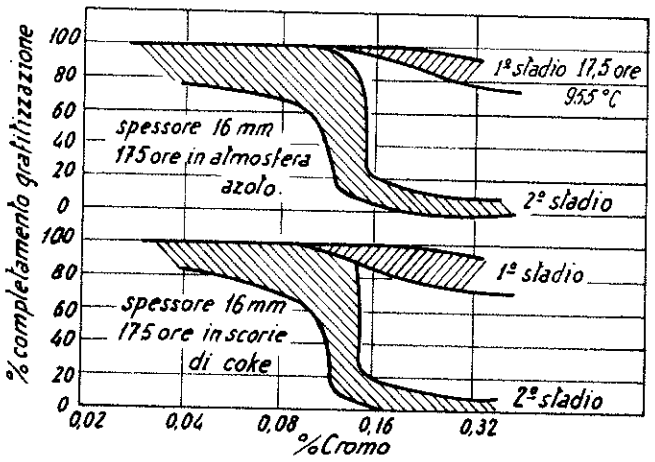


Fig. 119 - Ricottura di ghise con contenuto di cromo alto (Burgess).

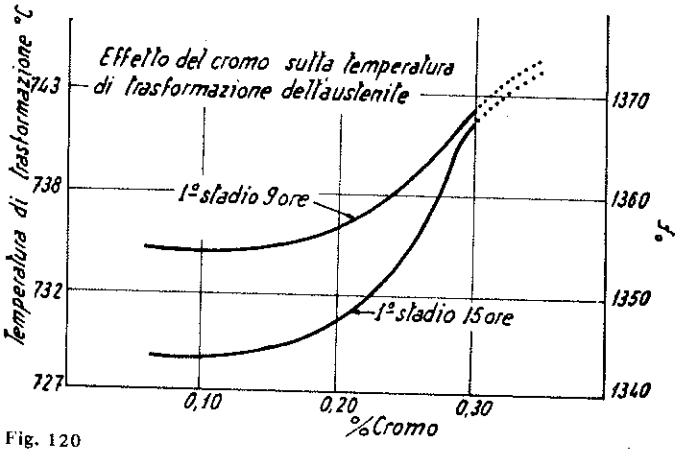


Fig. 120

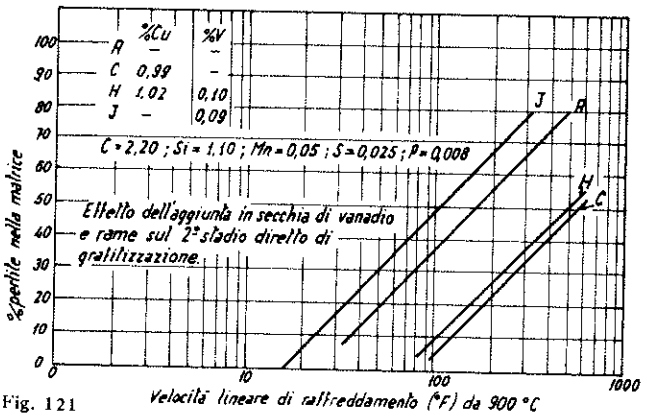


Fig. 121

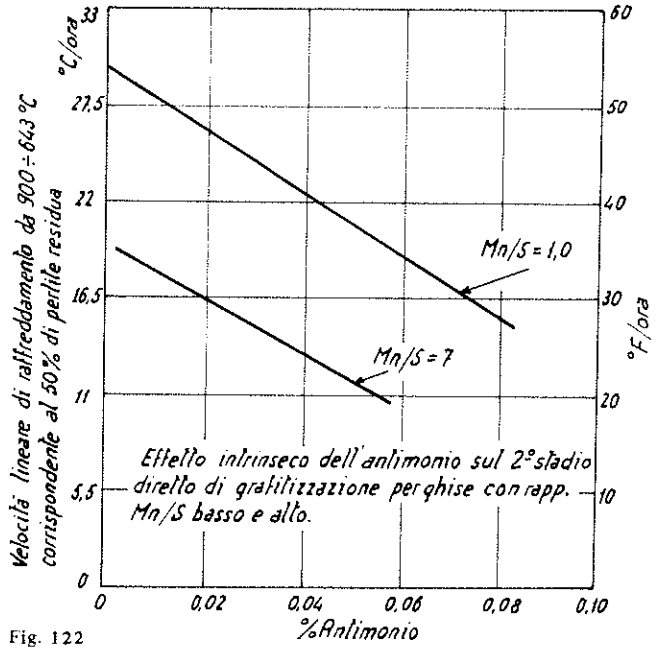


Fig. 122

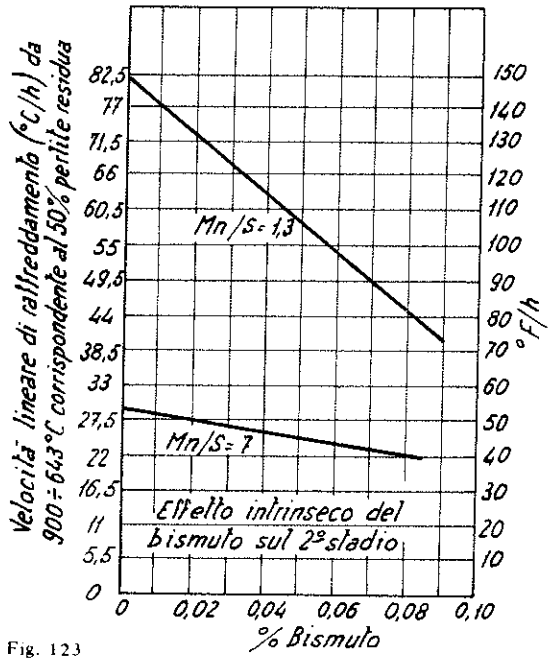


Fig. 123

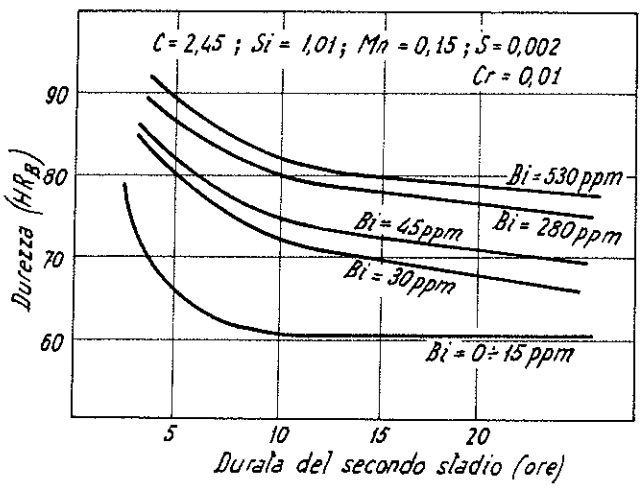


Fig. 124 - Variazione della durezza (HR_B) nel corso del secondo stadio isotermico a 973 K (700 °C) in funzione del contenuto residuo di bismuto (Burdese, Pradelli, Firrao).

Tabella XII - Effetti del bismuto sul secondo stadio diretto.

No. campione	Bismuto residuo p.p.m.	Durata del secondo stadio isotermico a 973 K (700°C)	
		12 h	24 h
		% ferrite	% ferrite
1	0	100	100
2	15	100	100
3	30	50	75
4	45	30	60
5	280	0	10

L'azione perlitizzante, valutata sulla base della durezza in relazione al bismuto residuo, si può osservare in fig. 124 e in tab. XII.

Le micrografie relative al trattamento dopo 24 h mostrano una forte diminuzione del numero di noduli per il campione con 280 p.p.m. di bismuto residuo nei confronti del campione con 15 p.p.m.

Stagno

Nel secondo stadio diretto, con rapporto Mn/S basso agisce come accelerante fino a 0,02% ; a 0,08% diventa ritardante.

Con rapporto Mn/S alto è sempre ritardante (fig. 125), per cui si può presumere che il suo effetto sia intrinseco, non potendosi pensare a interazioni con lo zolfo (con il quale ha minor affinità in confronto al manganese).

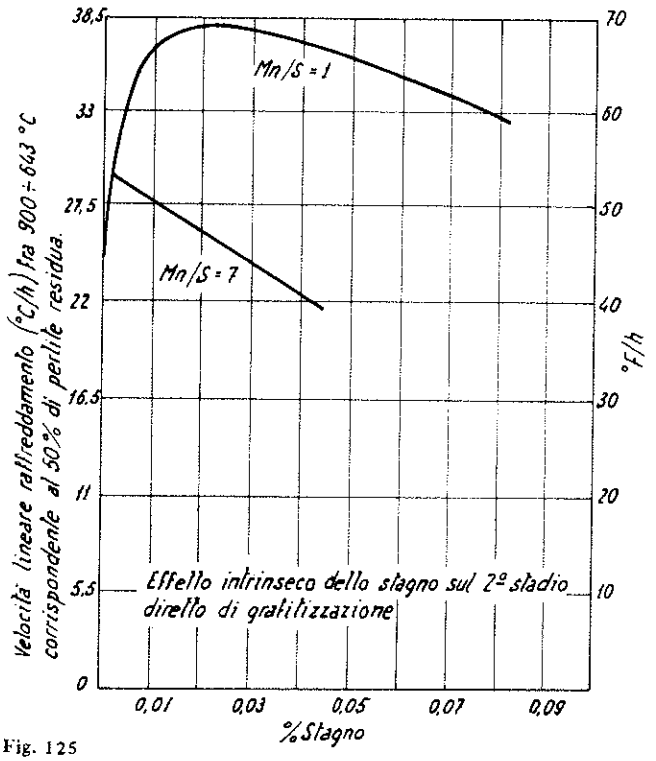


Fig. 125

E' stata confermata la sua azione ritardante anche sul secondo stadio indiretto, nel corso del quale stabilizza la perlite (fig. 126). Si fa l'ipotesi che il rallentamento della reazione indiretta sia dovuto a un accumulo di stagno all'interfase grafite/ferrite (e conseguente riduzione della sua diffusione nella fase α). Questo accumulo, disturbando il trasporto del carbonio dal carburo alla grafite, potrebbe frenare la crescita dei noduli e quindi impedire la decomposizione della perlite.

Piombo

Nei riguardi del secondo stadio diretto ha effetti analoghi a quelli dello stagno (fig. 127), ma non ne ha sul secondo stadio indiretto.

Molibdeno

In percentuale superiore a 0,1% esplica azione ritardante; sposta a sinistra il punto eutettoide, così che con 6,5% di molibdeno la perlite contiene solo 0,33% di carbonio.

Tungsteno

Il tungsteno ha un'azione trascurabile, oppure leggermente ritardante.

Boro

Azione fortemente accelerante fino a 0,03% ; a percentuali maggiori diventa ritardante. Il boro promuove il secondo stadio diretto intrinsecamente se il rapporto Mn/S è basso e non intrinsecamente (cioè mediante aumento del numero di noduli), se il rapporto è alto (fig. 128). Ciò suggerisce l'esistenza di una interazione boro/zolfo. Pare che l'azione del boro nel secondo stadio si esplichi annullando gli effetti negativi dell'azoto.

Titanio

Azione accelerante fino a 0,01% ; leggermente ritardante per percentuali maggiori di 0,02%.

Zinco

Promuove intrinsecamente il secondo stadio diretto, interagendo con manganese e zolfo (fig. 129). E' possibile che per contenuti maggiori di 0,02% l'azione si inverta.

Cadmio

Con rapporto Mn/S basso azione accelerante (è possibile che per percentuali maggiori di 0,003 l'azione si inverta); con rapporto Mn/S alto ritarda (fig. 130). Nei riguardi del secondo stadio indiretto non sono stati rilevati effetti.

Arsenico

L'arsenico ha un'azione accelerante fino a 0,4%.

Caldio e sodio

Il calcio e il sodio hanno un'azione accelerante.

Berillio

Il berillio ha un'azione accelerante.

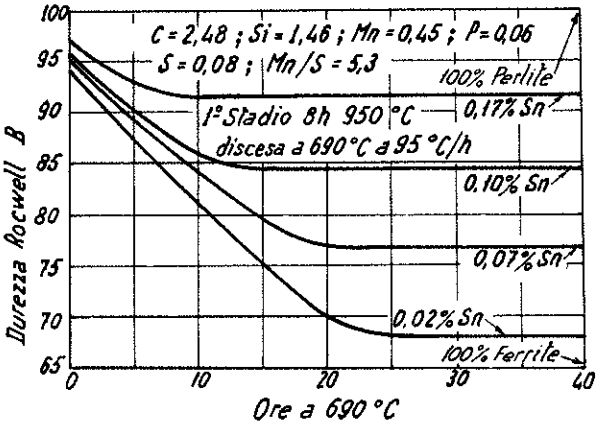


Fig. 126 - Valori della durezza in funzione del tempo di trattamento a 963 K (690 °C), per diversi contenuti di stagno (Raccanelli).

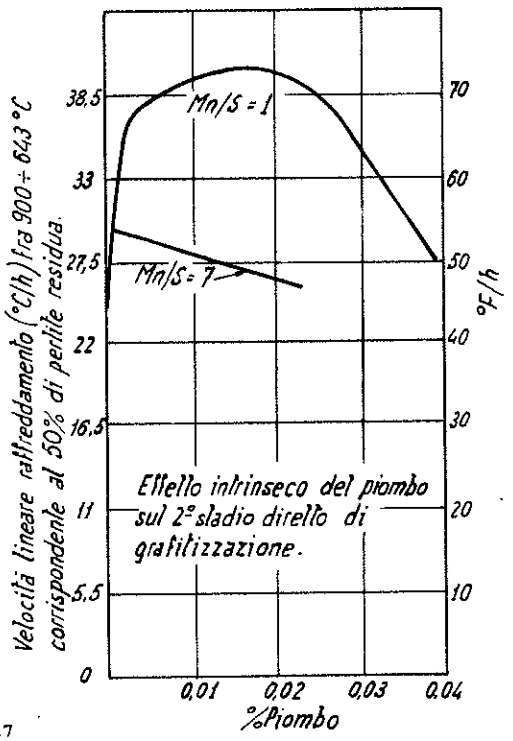


Fig. 127

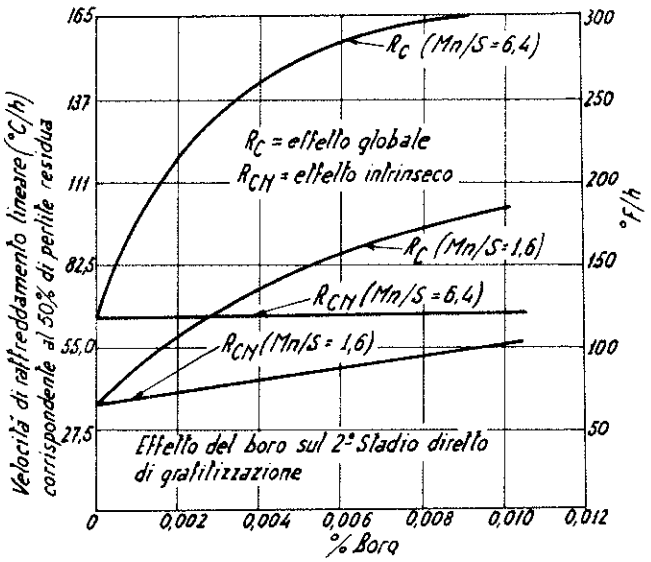


Fig. 128

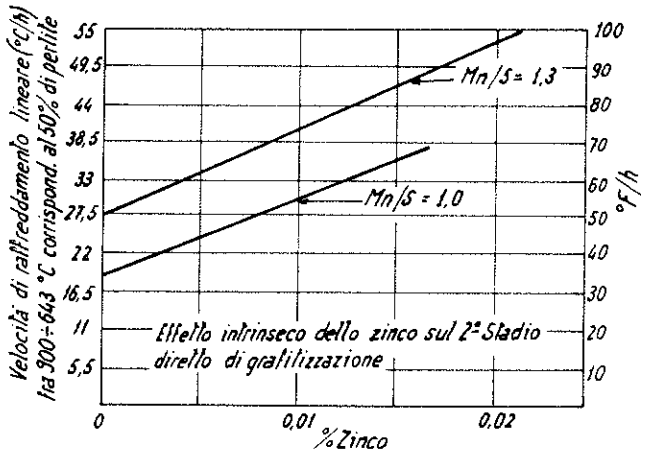


Fig. 129

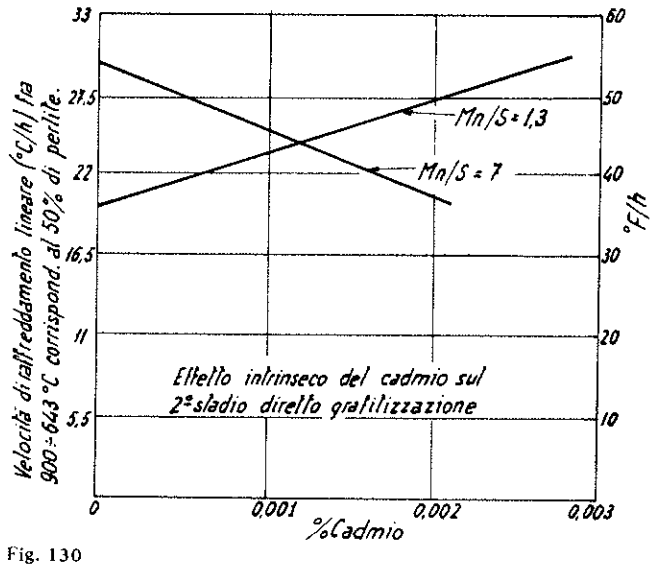


Fig. 130

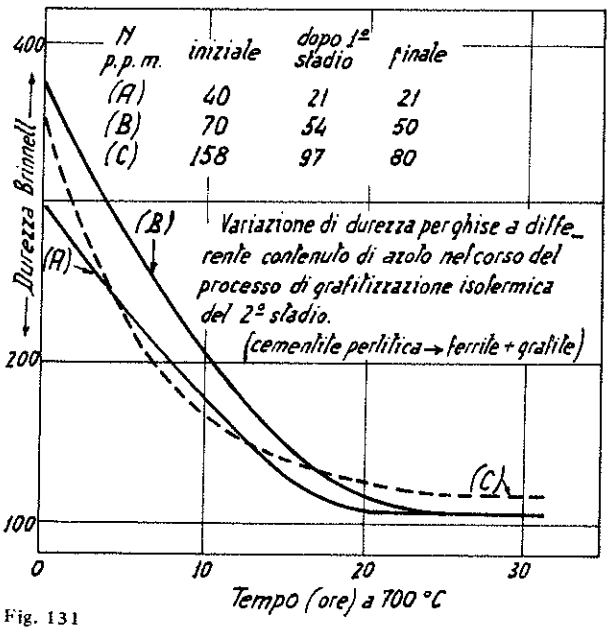


Fig. 131

Zirconio

Lo zirconio ha un'azione fortemente accelerante in percentuali maggiori di 0,02%.

Cobalto

Il cobalto ha un'azione leggermente accelerante.

Rame

Nel secondo stadio ha un'influenza circa metà di quella del silicio (l'1% di rame riduce del 25% il tempo di grafitizzazione). Aggiunte fino al 2% abbassano il limite inferiore dell'intervallo critico di 280 ÷ 284 K (7 ÷ 11 °C) per ogni 1% di rame.

Nichel

Azione simile a quella del rame. L'azione grafitizzante nel secondo stadio è meno marcata che sul primo.

Il nichel sposta a sinistra il punto di perlite del diagramma Fe-C, in modo che con 6,5% di Ni la perlite contiene 0,6% di carbonio; abbassa i punti di trasformazione: 1% di Ni abbassa Ac_1 di 11 e Ar_1 di 295 K (22 °C).

Idrogeno

L'idrogeno ha un'azione ritardante.

Azoto

Azione ritardante pronunciata sul secondo stadio diretto. Secondo Borlera - Pradelli, con velocità di raffreddamento 335 K/h (62 °C/h) da 1.223 ÷ 973 K (950 ÷ 700 °C), 50 p.p.m. di azoto sono sufficienti per impedire quasi totalmente la grafitizzazione e occorre ridurre la velocità a 309 K/h (36 °C/h) per osservare l'apparizione di ferrite. L'effetto è spiegato con l'abbassamento del punto critico A_1. L'azione si esplica anche sul secondo stadio indiretto (fig. 131), come conseguenza della stabilizzazione della cementite e delle strutture perlitiche.

Influenza di alcune variabili del processo produttivo

Si considerano come sfavorevoli alla grafitizzazione nel secondo stadio i seguenti fattori:

- presenza di materiale arrugginito nella carica metallica;
- condotta ossidante della fusione;
- bassa velocità di solidificazione (spessori grossi);
- presenza di H_2, CO, H_2O nell'atmosfera di ricottura;
- una temperatura troppo alta durante il primo stadio di ricottura.

I fattori favorevoli sono considerati i seguenti:

- presenza di ghisa in pani nella carica;
- operazioni di disossidazione della colata;
- basso contenuto di gas nella ghisa (particolarmente azoto);
- alta velocità di solidificazione (spessori sottili, struttura a grano fine);
- pretrattamenti, salita lenta al primo stadio, ecc.

Tutti i suaccennati fattori hanno effetti simili a quelli sul primo stadio di grafitizzazione (tranne la temperatura di questo), agendo in genere attraverso una variazione del numero di noduli.

Effetto di trattamenti ripetuti

Talvolta è necessario ripetere il trattamento di ricottura, causa la presenza di carburi primari e/o perlite residui. E' noto che la decomposizione dei carburi è un fenomeno additivo, cioè si sommano i tempi di trattamenti successivi: lo stesso avviene per la perlite. Tuttavia, se devono essere eliminati dei carburi primari, il riscaldamento sopra l'intervallo critico rimette in soluzione l'austenite e deve essere ripetuto il secondo stadio. Se invece è richiesta soltanto l'eliminazione di una piccola quantità di perlite, potrà essere sufficiente riscaldare e mantenere appena sotto l'intervallo critico. Questo è possibile solo se è disponibile un forno che permetta uno stretto controllo della temperatura, per esempio un forno continuo.

In caso contrario conviene ripetere il ciclo di ricottura, riducendo ovviamente la permanenza nel primo stadio al tempo strettamente necessario per omogeneizzare l'austenite.

I ripetuti attraversamenti dell'intervallo critico aumentano in modo considerevole la ricuocibilità della ghisa nel secondo stadio. Contemporaneamente si verifica un'apprezzabile diminuzione della durezza. Le cause del fenomeno non sono chiare, nè può spiegarsi mediante il maggior tempo disponibile per la diffusione e omogeneizzazione, poichè una permanenza prolungata sopra la temperatura critica (che pure garantisce una perfetta omogeneizzazione) non ottiene lo stesso effetto.

In tab. XIII si riportano i valori delle massime velocità ammissibili per il secondo stadio e le durezze risultanti per una serie di ricotture consecutive.

Si osserva che per il secondo ciclo si può quasi raddoppiare la velocità di raffreddamento nell'intervallo critico, oppure, a parità di velocità, l'efficacia del secondo ciclo diventa 1,6 volte quella del primo.

Tabella XIII - Ricotture ripetute.

Numero cicli	1	2	3	4	5	6
Massima velocità per ferritizzare la matrice: K/h (°C/h)	284 (11)	294 (21)	302 (29)	306 (33)	309 (36)	310 (37)
Durezza Brinell	112	102	95	91	89	89

Condotta pratica del secondo stadio

Quando il secondo stadio di grafitizzazione è realizzato attraversando lentamente l'intervallo critico, la velocità da adottare dipende, oltre che dalle caratteristiche della ghisa, anche da quelle del forno, in relazione all'inerzia termica del sistema, all'uniformità di temperatura ottenibile, ecc.

Le massime velocità di raffreddamento sono consentite dai forni continui con atmosfera controllata: mediamente 278 ÷ 279 K/h (5 ÷ 6 °C/h) con punte a 283 K/h (10 °C/h). Le minime velocità spettano ai forni intermittenti con materiale imballato in cassette: mediamente 276 K/h (3 °C/h).

L'intervallo di raffreddamento parte in generale da 1.028 ÷ 1.033 K (755 ÷ 760 °C) (con punte a 1.043 ÷ 1.053 K = 770 ÷ 780 °C), per scendere a 968 ÷ 973 K (695 ÷ 700 °C) (con punte a 923 K = 650 °C). Affinchè il risultato del trattamento sia garantito, è consigliabile scendere sotto 978 K (705 °C). Per contro, non conviene scendere sotto 943 K (670 °C), onde evitare il pericolo di ossidazione intergranulare.

In luogo del raffreddamento controllato attraverso l'intervallo critico, il secondo stadio può essere completato mediante mantenimento isotermico all'interno dell'intervallo critico (per esempio: 993 ÷ 1.013 K = 720 ÷ 740 °C) oppure appena sotto l'intervallo.

Nel primo caso si potrebbero realizzare i tempi più brevi, poichè dentro l'intervallo, come detto più sopra, la velocità di grafitizzazione è massima. Esiste però la difficoltà di centrare esattamente la temperatura, per tutti i getti in ogni parte della carica, entro l'intervallo critico, i cui limiti si spostano con la composizione della ghisa e la velocità di raffreddamento.

Il secondo caso si riferisce al trattamento subcritico, cioè al di sotto di A_1 metastabile, per esempio 973 ÷ 983 K (700 ÷ 710 °C).

La grafitizzazione segue allora il secondo stadio indiretto, cioè per decomposizione della perlite formatasi durante il raffreddamento rapido nell'intervallo critico.

Si osserva dapprima una coalescenza della perlite, in modo che ciascun grano di perlite si trasforma in un grano di ferrite, nel quale sono dispersi dei globuli di cementite. I grani che toccano un nodulo di grafite si vuotano progressivamente di cementite per migrazione. Il fenomeno ha inizio in prossimità di ciascun nodulo, poi la sparizione dei globuli di cementite determina una zona che si allarga sino a congiungersi con le zone adiacenti.

Il tempo necessario per la completa grafitizzazione indiretta è però in generale più lungo (e tanto più quanto più bassa è la temperatura), per le ragioni a suo tempo esposte.

Raffreddamento dal secondo stadio di grafitizzazione

Completata la grafitizzazione con il secondo stadio, si deve operare il raffreddamento finale sino alla temperatura ambiente. Le modalità di tale raffreddamento influiscono sulla resilienza del prodotto finale. Normalmente, terminato il ciclo, i getti sono estratti dal forno e raffreddati all'aria.

Le temperature, da cui si effettua il raffreddamento e la velocità, possono provocare fenomeni di infragilimento.

In fig. 132 (curva 1) appare la relazione fra la temperatura da cui è operato il raffreddamento e la resilienza.

Questa è massima quando il raffreddamento ha inizio a temperature superiori a 923 K (650 °C); al contrario è minima se il raffreddamento ha inizio dall'intervallo 673 ÷ 473 K (400 ÷ 200 °C). Ne consegue che, se non è possibile iniziare il raffreddamento al di sopra di 873 K (600 °C), è preferibile lasciar raffreddare lentamente i getti fino a temperatura ambiente, ma in nessun caso si dovrà raffreddare da 673 ÷ 473 K (400 ÷ 200 °C).

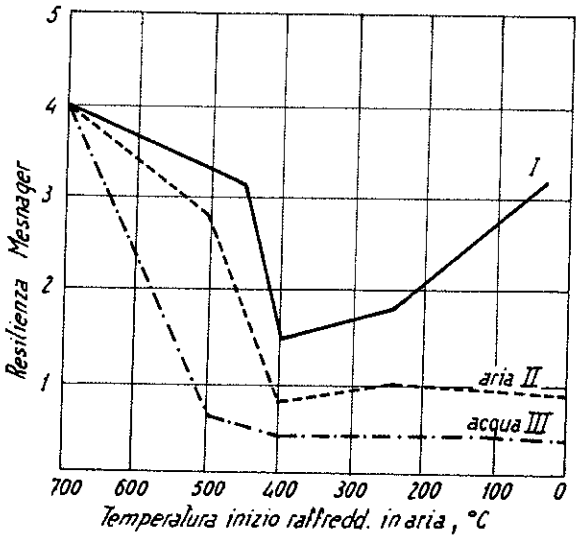


Fig. 132 - Influenza della temperatura di inizio raffreddamento sulla resilienza. Curve II, III: malleabile raffreddata come sopra, poi riscaldata fra 573 ÷ 773 K (300 ÷ 500 °C) ed infine raffreddata in aria o in acqua (Kikuta).

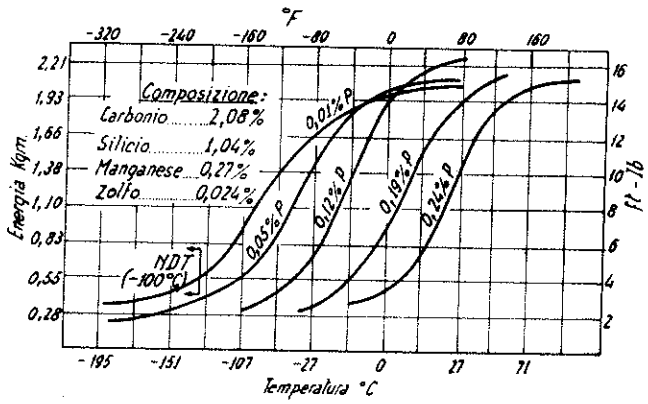


Fig. 133 - Resilienza (Charpy intaglio a V) della ghisa malleabile a cuore nero in funzione della temperatura e del contenuto di fosforo. La temperatura di transizione (N, V, T) diminuisce con il diminuire del fosforo.

L'infragilimento è un fenomeno insidioso, poichè le altre caratteristiche meccaniche restano quasi invariate e non è rivelato dalla struttura micrografica, nè da misure di durezza.

Si parla di piccole differenze riscontrate mediante tecniche di corrosione, misure di microdurezze sui grani di ferrite, elettrodiffrazione, misure di modulo elastico, ecc., ma in definitiva il solo mezzo per svelarlo restano le prove d'urto (Izod, Charpy, ecc.) e al limite anche queste ultime non del tutto attendibili, viste le dispersioni delle curve di resilienza della ghisa malleabile.

La frattura del getto fragile si presenta chiara acciaiosa, a grana fine, con andamento intergranulare (cioè al contorno dei grani come se questi fossero scollati) al contrario della frattura tenace che è scura e transgranulare.

La fragilità è attribuita a variazioni di solubilità del carbonio, silicio, fosforo, manganese, azoto e ossigeno nel ferro al di sotto di 923 K (650 °C), a segregazioni del silicio all'interno delle dendriti esaltate dalla presenza di fosforo, ma il meccanismo non è definitivamente accertato.

Viceversa è ben accertata l'influenza negativa del fosforo in presenza di silicio alto. Le curve di fig. 133 rappresentano la relazione fra resilienza e temperatura al variare del contenuto in fosforo, al cui aumento corrisponde un innalzamento della temperatura di transizione (NDT), ~ 278 K (~ 5 °C) per ogni 0,01% di fosforo. Perciò, per evitare il pericolo di fragilità, il tenore di fosforo deve essere ridotto in proporzione all'aumento del silicio (fig. 134).

Se un getto raffreddato lentamente nell'intervallo di fragilizzazione è successivamente riscaldato a temperature comprese fra 573 ÷ 823 K (300 ÷ 550 °C) e raffreddato poi in aria o in acqua, la sua fragilità aumenta ulteriormente (fig. 132, curve 2-3).

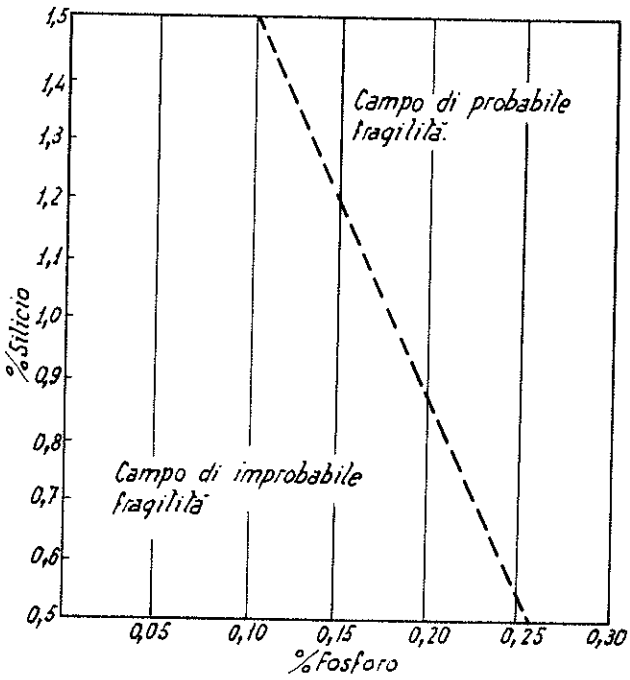


Fig. 134 - Influenza dei tenori di silicio e di fosforo sulla tendenza all'infragilimento (Marshall, Bean).

La fragilità da zincatura

In presenza di silicio, fosforo e manganese alti, anche se il raffreddamento alla fine del secondo stadio è condotto correttamente, fenomeni di infragilimento possono presentarsi ugualmente se il getto è successivamente riscaldato e raffreddato rapidamente dall'intervallo di temperatura sopra menzionato (fig. 135).

La fragilità da riscaldamento dopo ricottura si può verificare quando operazioni di finitura obbligano a riscaldare il getto nell'intervallo di fragilizzazione, quali trattamenti di zincatura a caldo, piombatura, stagnatura, smaltatura, ecc., o anche una molatura troppo energica. Poichè la temperatura più pericolosa per l'infragilimento si colloca sui 723 ÷ 733 K (450 ÷ 460 °C), che è appunto la temperatura di zincatura (dalla quale il getto deve poi essere raffreddato in acqua), il fenomeno è comunemente denominato *fragilità da zincatura*.

Se il getto assoggettato ai predetti trattamenti fosse raffreddato lentamente dalla temperatura di fragilizzazione, la fragilità potrebbe essere evitata, ma questo non è consentito, per esempio dalla tecnica di zincatura a caldo.

Una tempra in aria o in acqua della temperatura di 923 ÷ 973 K (650 ÷ 700 °C) successivamente al raffreddamento completo del secondo stadio elimina la fragilità provocata da precedenti trattamenti e preserva il metallo da successivi infragilimenti, per cui tale tempra può considerarsi contemporaneamente curativa e preventiva. Affinchè questo trattamento sia efficace, occorre che la velocità di raffreddamento sia superiore a un determinato valore critico, che si aggira sui 473 K/h (200 °C/h) (fig. 136).

Altro sistema per ripristinare la tenacità del materiale infragilito consiste in un mantenimento a temperatura inferiore a quella dell'intervallo di fragilizzazione per un tempo tanto più lungo quanto maggiore è il contenuto degli elementi che favoriscono la fragilità. Questo trattamento è però molto meno efficace del precedente.

Il pericolo della fragilizzazione può essere completamente evitato con aggiunte di molibdeno; percentuali sullo 0,1% sono sufficienti (fig. 137).

Inoltre va ricordato che anche il rame diminuisce la suscettibilità alla fragilizzazione (fig. 138).

Con l'impiego dei moderni forni in atmosfera controllata, soprattutto quelli continui, il raffreddamento dal secondo stadio è normalmente condotto da appena sotto Ar_1 con sufficiente velocità da evitare fenomeni di infragilimento, almeno per quei getti che non devono essere successivamente riscaldati.

TRATTAMENTO DELLE GHISE MALLEABILI PERLITICHE

Generalità

Le ghise malleabili perlitiche contengono una certa percentuale di carbonio (0,2 ÷ 1%) combinato, e pertanto la matrice risulta perlitica.

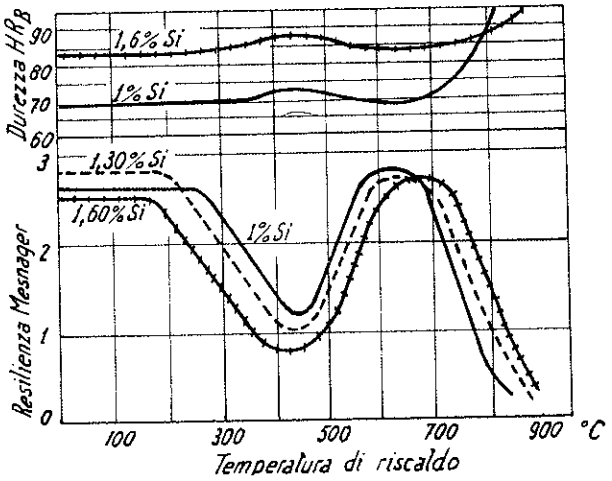


Fig. 135 - Fragilità anomala provocata da riscaldo fra 573 ÷ 773 K (300 ÷ 500 °C) su una ghisa malleabile a cuore nero normale. L'intervallo fragilizzante aumenta con i tenori di silicio e di fosforo (Laplanche).

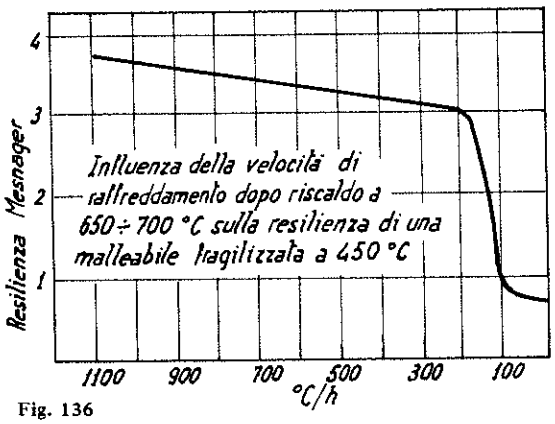


Fig. 136

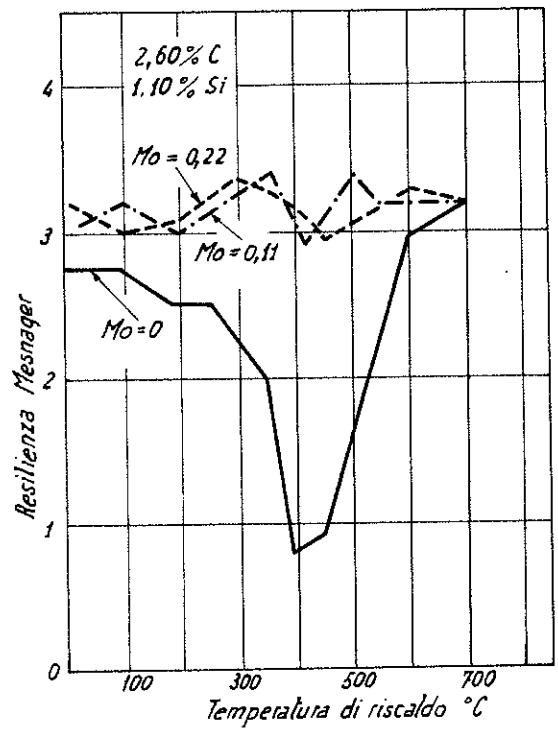


Fig. 137 - Influenza del molibdeno sulla resilienza di una ghisa malleabile riscaldata per 20 min nell'intervallo di fragilizzazione (Lorig, Smith).

Per effetto della presenza di carbonio combinato e in ragione quasi proporzionale alla sua percentuale, le caratteristiche di resistenza e durezza della ghisa malleabile perlitica aumentano rispetto alla ferritica. Le proprietà del materiale dipendono dalla struttura che assume la matrice (martensitica, bainitica, sorbitica, perlitica globulare, perlitica lamellare, ecc.), dalla natura dei carburi, dalle loro dimensioni o distribuzione.

Se per esempio la matrice è martensitica, la durezza può arrivare a 550 Brinell; mediante rinvenimento a bassa temperatura (703 ÷ 753 K = 430 ÷ 480 °C), può essere trasformata in un materiale con resistenza 780 ÷ 830 N/mm^2 (80 ÷ 85 kg/mm^2) durezza 300 Brinell. Con rinvenimenti a più alta temperatura il materiale diventerà più duttile e lavorabile, fino a durezza 160 ÷ 170 Brinell (fig. 139). Inoltre, se i carburi hanno forma globulare e distribuzione uniforme, la ghisa sarà più tenace e lavorabile di quando la forma è lamellare (specie nei gradi con resistenza > 410 N/mm^2 = 42 kg/mm^2); avrà, a parità di durezza, resilienza più alta, e risponderà anche meglio a eventuali trattamenti successivi di tempra superficiale.

Il settore delle ghise malleabili perlitiche è dunque molto vasto e si estende dai tipi a più alta resistenza su accennati a quelli che per caratteristiche confinano con le ferritiche.

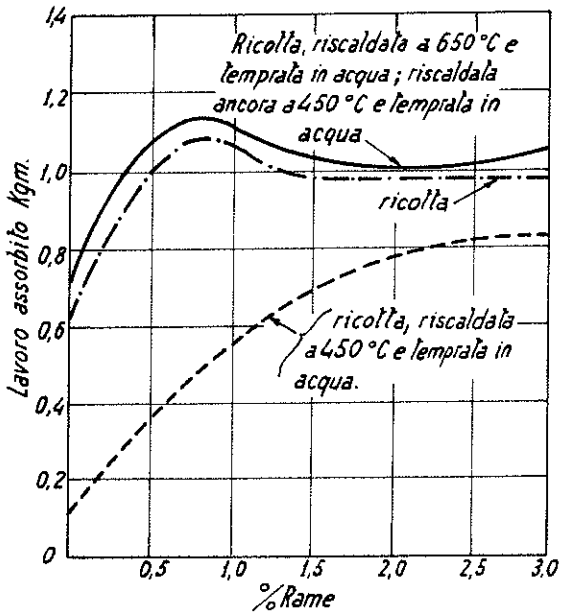


Fig. 138 - Influenza del rame sulla tenacità all'intaglio della ghisa malleabile a cuore nero (Lorig, Smith).

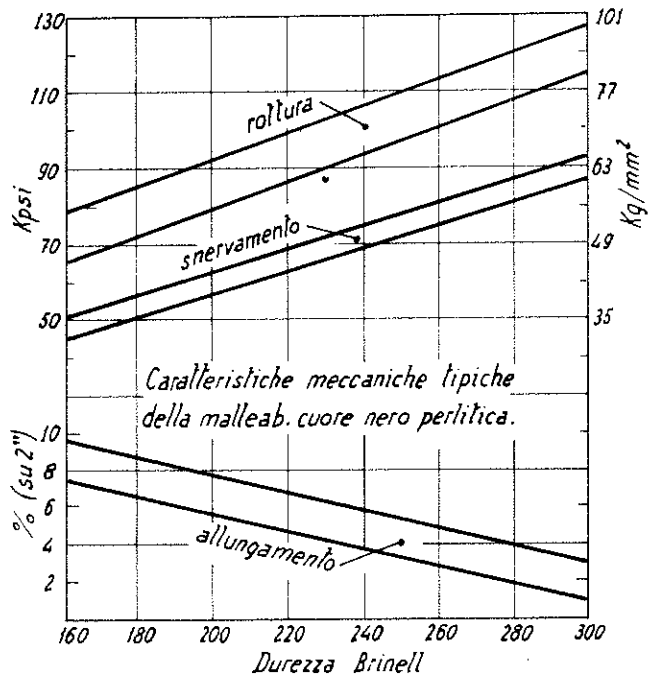


Fig. 139

Il ciclo perlitizzante

Come per tutte le ghise malleabili, i carburi primari della ghisa bianca di partenza devono essere distrutti e perciò il ciclo di trattamento per la produzione di ghise malleabili perlitiche richiede in ogni caso una permanenza ad alta temperatura in campo austenitico per il tempo necessario (che si indicherà ancora come primo stadio).

Se l'atmosfera del forno è neutra (malleabile a cuore nero), alla fine di questo periodo il carbonio in eccedenza rispetto alla percentuale solubile nell'austenite a quella temperatura si ritroverà sotto forma di noduli di grafite. Se l'atmosfera è decarburante (malleabile a cuore bianco), il carbonio eccedente può essere solo in parte eliminato. Di conseguenza il settore delle ghise malleabili perlitiche non comprende solo quelle a cuore nero (peraltro più diffuse), ma anche quelle a cuore bianco.

Per queste ultime ovviamente il tempo necessario alla grafitizzazione nel primo stadio sarà più lungo a causa della bassa percentuale di silicio.

Inoltre, mentre la struttura delle perlitiche a cuore nero sarà uniforme dal cuore alla periferia del getto, quella delle perlitiche a cuore bianco conterrà una percentuale di carbonio, sia grafitico sia combinato, decrescente dal cuore alla superficie decarburata.

Completata la dissoluzione dei carburi primari, il getto deve essere raffreddato con velocità sufficiente a impedire la grafitizzazione del carbonio in soluzione nell'austenite e la conseguente ferritizzazione. I costituenti, formati nella matrice della ghisa malleabile allorchè l'austenite è così raffreddata, sono: perlite, sorbite, bainite, martensite.

Se il *raffreddamento* è velocissimo, per esempio prodotto da una tempra in mezzo liquido, la struttura risultante sarà martensitica. Con un raffreddamento meno rapido, per esempio in aria alla velocità di 673 K/h (400 °C/h), la struttura sarà sorbitica o perlitica fine; con raffreddamento ancora meno rapido, si avrà perlite grossolana, con presenza di tracce di grafite a causa dell'effetto decarburante dei noduli di grafite sui grani adiacenti.

L'andamento delle trasformazioni in funzione del tempo e della temperatura (curve TTT) si vede in fig. 140 (inizio delle trasformazioni per tempra da 1.123 K = 850 °C) e fig. 141 (inizio e fine delle trasformazioni per tempra da 1.158 K = 885 °C). La perlite si forma in un intervallo fra 993 ÷ 768 K (720 ÷ 495 °C), il quale varia con la composizione della ghisa (per esempio la percentuale di silicio) e il trattamento di austenitizzazione. Al diminuire della temperatura le lamelle diventano più ravvicinate e più fini, e la durezza aumenta.

La trasformazione dell'austenite a bainite avviene sotto 793 K (520 °C) fino a 523 ÷ 433 K (250 ÷ 160 °C) (dipendentemente dalla composizione). La struttura della bainite è aciculare e si distingue, anche per le ghise malleabili, in bainite superiore e inferiore. Durezza e finezza aumentano con il diminuire della temperatura, benchè la bainite formatasi alle temperature più alte possa essere meno dura di una struttura perlitica molto fine. La bainite superiore ha un orientamento cristallografico preferenziale al contrario della bainite inferiore; fra i due tipi vi sono altresì delle differenze nella formazione e ubicazione dei carburi.

La trasformazione in martensite avviene sotto l'intervallo della bainite, fra 523 ÷ 433 K (250 ÷ 160 °C). La martensite è una soluzione solida soprasatura di carbonio in una struttura tetragonale del ferro ed è la fase più dura formata dalla trasformazione dell'austenite.

La formazione di questa struttura non dipende dal tempo, bensì dal raffreddamento e la sua percentuale è funzione solo della temperatura cui la ghisa è raffreddata.

Tutte le trasformazioni hanno inizio ai margini dei noduli di grafite e dei grani di austenite proeutettoide (luoghi dove energeticamente è favorita la formazione di una nuova fase più voluminosa).

La velocità di raffreddamento da adottare dipende dalle caratteristiche finali che il prodotto deve presentare e dalla composizione della ghisa. Per esempio una ghisa legata risulterà perlitica anche con raffreddamento normale. Viceversa, per ottenere la stessa struttura da una ghisa di composizione standard, il raffreddamento avrà la velocità di una tempra.

Dalla temperatura del primo stadio sino all'inizio del raffreddamento rapido o tempra, la diminuzione di temperatura è di solito abbastanza regolare, tale da permettere al carbonio combinato di grafitizzare lungo la linea Agr del diagramma Fe-C stabile. La temperatura, cui ha inizio la tempra, determina il contenuto di carbonio combinato del prodotto finale, il cui limite non supera peraltro il valore di equilibrio a 1.143 K (870 °C) (fig. 142), riducendosi nel corso della tempra se non è sufficientemente rapida. In ogni caso questa deve avvenire da temperatura superiore all'intervallo critico.

I prodotti di decomposizione dell'austenite possono essere ulteriormente trattati (rinvenimento della martensite, globulizzazione della perlite, ecc.) per sviluppare le caratteristiche di resistenza, allungamento, durezza e lavorabilità che spettano ai vari gradi di malleabile perlitica.

Questo trattamento finale viene denominato rinvenimento e consiste nel riportare la ghisa a una temperatura sufficientemente alta da consentire le trasformazioni in un tempo ragionevole e con velocità controllata, evitando però la ferritizzazione, e quindi al di sotto dell'intervallo critico, 823 ÷ 993 K (550 ÷ 720 °C).

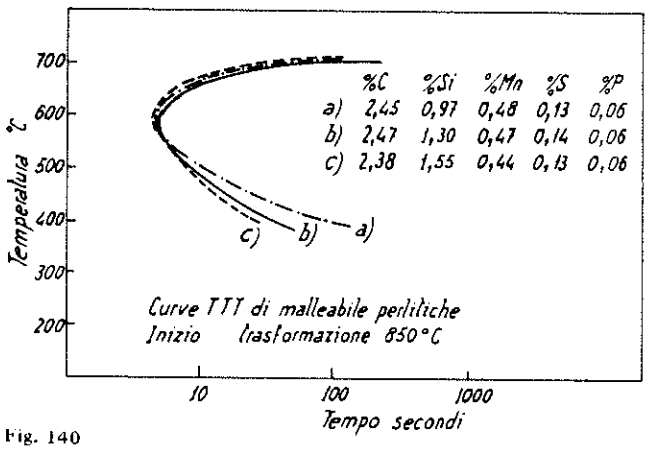


Fig. 140

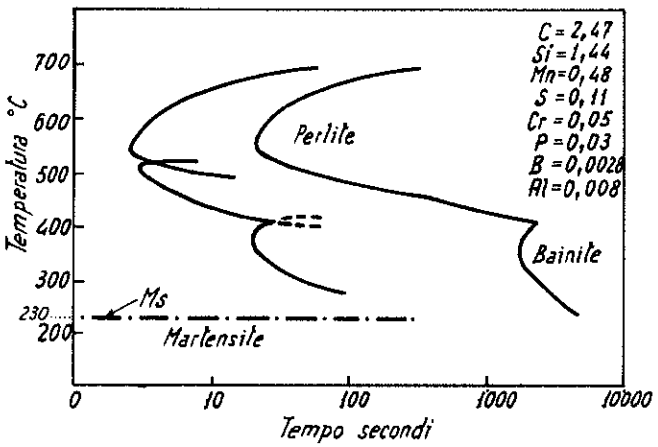


Fig. 141 - Curve TTT per ghisa malleabile a cuore nero raffreddata dopo 60 min a 1.158 K (885 °C) (Gupta, Wallace).

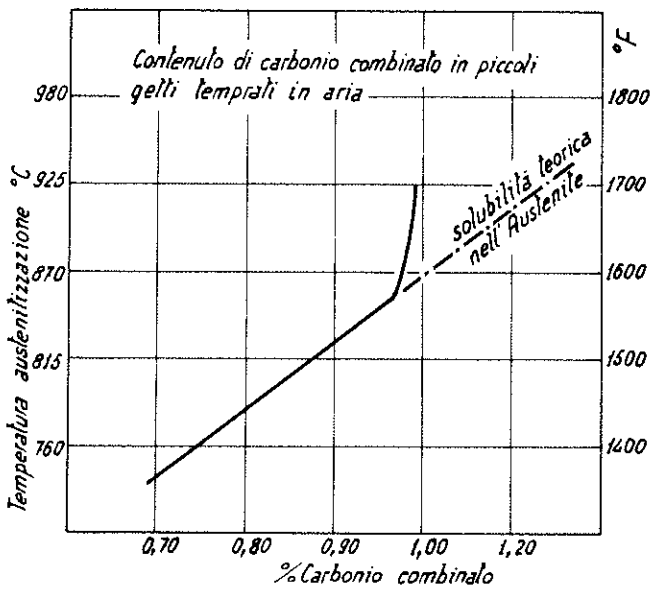


Fig. 142

Un metodo alternativo alla perlitizzazione diretta dopo il primo stadio consiste nel trasformare una struttura ferritica, ottenuta da un ciclo completo per le ghise omonime, in perlitica. E' necessario a questo scopo riscaldare nuovamente la ghisa sopra l'intervallo critico (1.073 ÷ 1.143 K = 800 ÷ 870 °C), per rimettere in soluzione il carbonio grafitizzato nel corso del precedente secondo stadio e riformare così l'austenite.

Il meccanismo di ricarburazione nel riscaldamento differisce da quello della decarburazione durante il raffreddamento.

Il carbonio combinato compare ai margini dei grani che erano ferritici e con rapida migrazione forma nella matrice dei reticoli di austenite. Con il passare del tempo, il carbonio si diffonde verso l'interno dei grani, finchè l'intera matrice è saturata di carbonio combinato nella percentuale determinata dalla linea Agr del sistema Fe-C stabile. Più alta è la temperatura, più alto è il punto di saturazione e più veloce è la diffusione del carbonio. La ricombinazione del carbonio dai noduli di grafite è molto rapida, favorita dalla distribuzione uniforme dei noduli stessi e dalle brevi distanze che gli atomi di carbonio devono percorrere.

Se i getti sono riscaldati uniformemente per il tempo necessario a raggiungere l'equilibrio, la situazione è uguale a quella che si determina durante il raffreddamento dal primo stadio a quella temperatura e si può quindi iniziare il raffreddamento rapido o tempra, come nel precedente sistema.

Nel raffreddamento diretto dal primo stadio a quella temperatura è opportuno raggiungere l'equilibrio per evitare la formazione di reticolo ai margini dei grani e difetto di uniformità. In questo caso il mancato raggiungimento dell'equilibrio darà luogo, per la stessa ragione, a grani il cui contenuto in carbonio è alto ai margini e basso al centro. Questa disuniformità può essere dannosa oppure utile, a seconda delle caratteristiche che la matrice deve possedere.

Infine, anche in questo caso si opererà un rinvenimento.

Per l'ottenimento di una struttura perlitica, le fasi del ciclo di trattamento sono:

- uno stadio ad alta temperatura (primo stadio);
- una eventuale riaustenitizzazione;
- un raffreddamento rapido attraverso l'intervallo critico (tempra);
- un rinvenimento (quando necessario).

Prima di procedere a una rassegna più dettagliata delle modalità di esecuzione di queste fasi, sarà opportuno premettere alcune osservazioni sulla composizione chimica della ghisa, che a sua volta determina le modalità di trattamento.

Influenza della composizione chimica: le ghise malleabili perlitiche legate

La ghisa di partenza per la produzione di malleabili perlitiche è una ghisa bianca nella maggioranza dei casi a cuore nero, talvolta a cuore bianco.

Le caratteristiche ottenibili dipendono dal processo di fusione della ghisa, dai mezzi di trattamento disponibili, dal ciclo di trattamento adottato, dalla composizione della ghisa e anche dalla eventuale presenza di elementi leganti.

Così una ghisa ad alto contenuto di silicio e con elevato numero di noduli di grafite richiederà un tempo minore per il primo stadio, ma nel contempo sarà più sensibile a piccoli cambiamenti nel ciclo di rinvenimento con risultati meno uniformi (inoltre sembra che un elevato numero di noduli diminuisca la temprabilità, fig. 143, forse a causa di fenomeni di diffusione durante il raffreddamento che tendono a ridurre la percentuale di carbonio combinato).

Ghise bianche con basso contenuto di carbonio danno luogo generalmente a un materiale più duttile; ghise con maggior contenuto di carbonio dovrebbero, a parità di altre condizioni, consentire una migliore lavorabilità a causa della maggior quantità di grafite. Forma e distribuzione dei noduli di grafite possono essere controllate con aggiunta di elementi che aumentano la temprabilità e ritardano la grafitizzazione durante il rinvenimento.

Le ghise malleabili perlitiche legate contengono uno o più elementi chimici, in quantità maggiori di quelle normalmente presenti nelle ghise di composizione standard (aggiunti in forno o in secchia), i quali fanno sì che con normale ciclo di ricottura la matrice non può ferritizzare.

Gli elementi di lega comunemente impiegati hanno scarso effetto sul primo stadio di grafitizzazione, ma sono stabilizzatori di carburi nell'intervallo eutettoide o subeutettoide. Questi elementi inoltre possono provocare effetti collaterali, quali indurire la matrice, favorire la sferoidizzazione della perlite, aumentare la profondità di tempra, stabilizzare la struttura a temperature di esercizio abbastanza alte, ecc.

L'elemento di gran lunga più utilizzato è il manganese, i cui effetti sulla stabilizzazione della perlite (fig. 118) si manifestano a cominciare da un eccesso di 0,2% sul valore stechiometrico per bilanciare lo zolfo. Praticamente si mantiene un eccesso di 0,3 ÷ 0,6% . Per la produzione dei gradi a più alta resistenza (690 ÷ 780 N/mm² = 70 ÷ 80

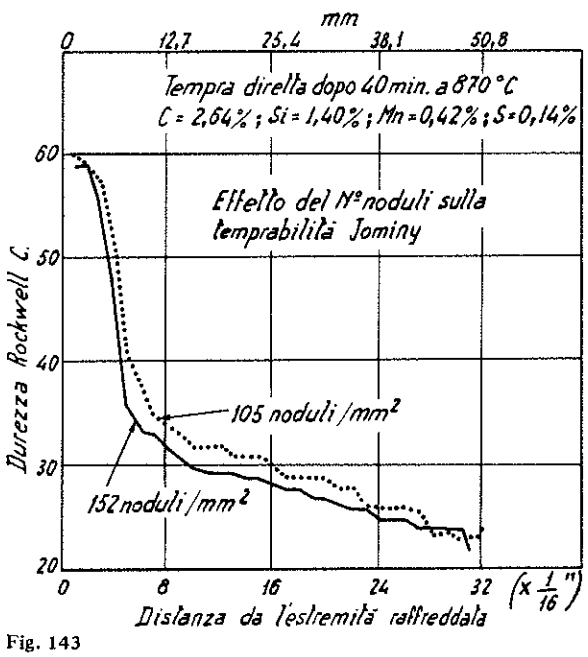


Fig. 143

kg/mm^2) il contenuto di manganese sale talvolta a 1 ÷ 1,2% ma non conviene superare un eccesso di 0,6 ÷ 0,7% , al di sopra del quale l'effetto stabilizzatore sui carburi nel primo stadio diventa sensibile a causa della formazione di carburo doppio di Fe e Mn più stabile della cementite pura Fe_3C. Inoltre un forte eccesso di manganese tende a ridurre la duttilità.

In fig. 144 si può osservare l'effetto del rapporto Mn/S sulla durezza della ghisa malleabile: con rapporto Mn/S > 6, la matrice è stabilmente perlitica anche se il raffreddamento nell'intervallo critico è lento.

Anche il molibdeno in percentuale fino a 0,4% può essere impiegato a questo scopo, benchè la sua azione perlitizzante sia meno energica di quella del manganese.

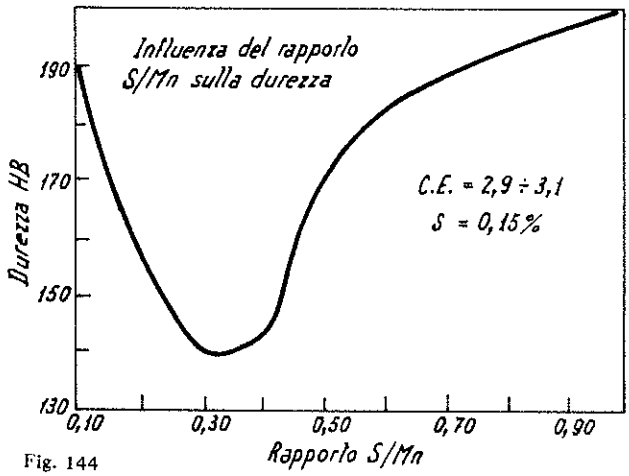
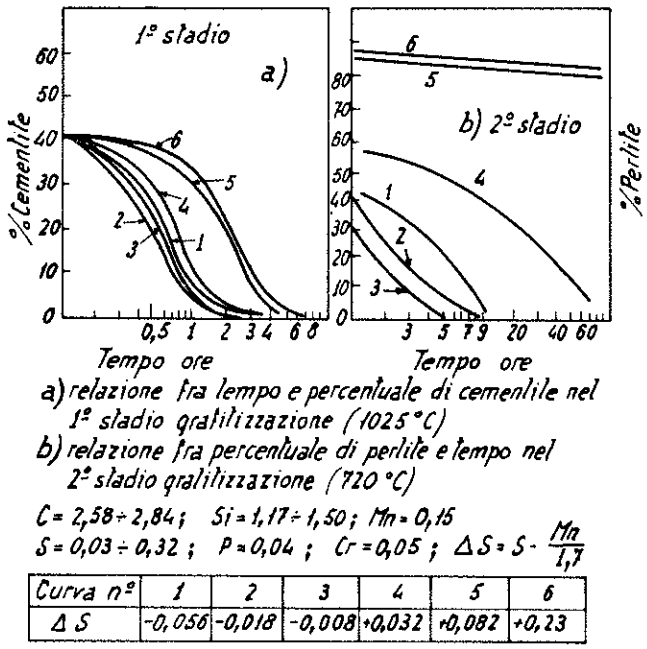


Fig. 144

Il cromo stabilizza fortemente la perlite. Perfino una variazione del contenuto da 0,03 a 0,05% ha effetti sensibili, ma esso viene evitato per le note ragioni.

Nella categoria delle ghise legate si possono comprendere anche quelle con zolfo in eccesso sul manganese stechiometrico. In queste ghise la perlite nell'intervallo eutettoide è praticamente indissolubile e arriva a contatto diretto dei noduli, denotando che a quella temperatura la cementite è altrettanto stabile quanto la grafite. L'influenza ritardante dello zolfo permette di applicare dei rinvenimenti più lunghi senza apprezzabili perdite per grafitizzazione di carbonio combinato con maggior uniformità di risultati. Un eccesso di 0,3% di zolfo dà luogo a percentuali più alte di carbonio combinato.

Siccome lo zolfo stabilizza fortemente anche i carburi primari, si possono colare in ghisa malleabile getti a più grosso spessore (fino a 50 mm), senza pericolo di grafitizzazione primaria. Per contro, sono richiesti tempi più lunghi per la grafitizzazione nel primo stadio, per cui l'aggiunta di zolfo è abbinata a quella di elementi grafitizzanti (silicio e/o boro). Come sempre, non si può parlare di zolfo oppure manganese separatamente, bensì del rapporto fra i due elementi o dell'eccesso dell'uno sull'altro. In fig. 145 si vede l'influenza dell'eccesso di zolfo sul tempo necessario alla grafitizzazione nel corso del primo e secondo stadio: a partire da un eccesso di 0,08% la dissociazione della cementite nel primo stadio è fortemente rallentata. Contemporaneamente nel secondo stadio la perlite risulta stabilizzata su valori superiori a 85%.



a) relazione fra tempo e percentuale di cementite nel 1° stadio grafitizzazione (1025 °C)
b) relazione fra percentuale di perlite e tempo nel 2° stadio grafitizzazione (720 °C)

C = 2,58 ÷ 2,84 ; Si = 1,17 ÷ 1,50 ; Mn = 0,15
S = 0,03 ÷ 0,32 ; P = 0,04 ; Cr = 0,05 ; $\Delta S = S - \frac{Mn}{1,7}$

Curva n°	1	2	3	4	5	6
Δ S	-0,056	-0,018	-0,008	+0,032	+0,082	+0,23

Fig. 145 - Influenza dell'eccesso di zolfo sul tempo per il primo e secondo stadio (Girshovich, Shevchuk).

A partire da un rapporto Mn/S = 1,7 e al crescere del tenore di zolfo, i noduli di grafite diventano sempre più compatti, fino ad assumere forma sferoidale, causa l'influenza dei solfuri complessi di ferro sulla grafitizzazione nel primo stadio (fig. 146).

In fig. 147 è riportata la percentuale di grafite di tipo sferoidale in funzione del rapporto S/Mn e dell'eccesso di zolfo. Si nota che, per le composizioni delle ghise indicate, la grafite è praticamente sferoidale quando l'eccesso di zolfo raggiunge 0,08 ÷ 0,10%.

Per effetto della forma della grafite e delle strutture ottenute nel rinvenimento, le caratteristiche meccaniche risultano migliorate nei confronti di una ghisa con composizione standard.

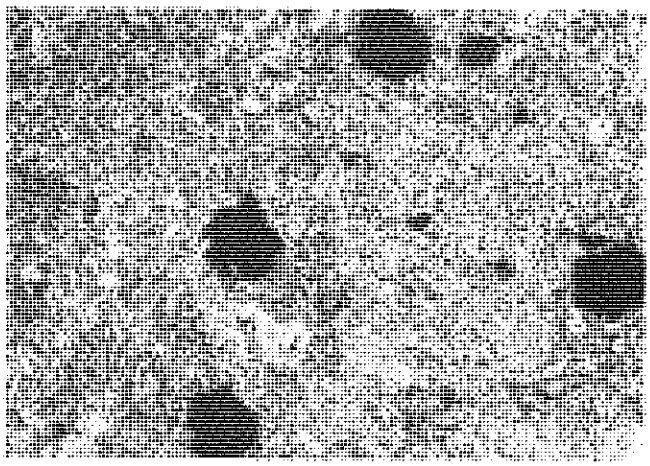


Fig. 146 X 100

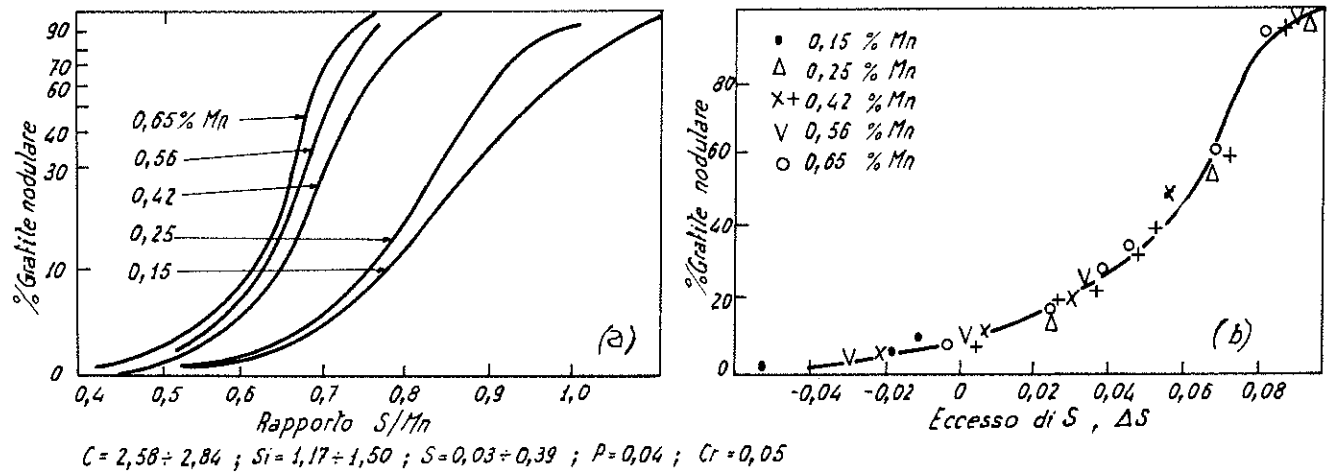


Fig. 147 - Influenza del rapporto S/Mn (a), e del contenuto di zolfo libero (b) sulla forma della grafite (Girshovich, Shevchuk).

L'azione perlitizzante dell'eccesso di zolfo si manifesta anche nel trattamento standard per ghisa malleabile ferritica.

In fig. 148 è rappresentato l'effetto dell'eccesso di zolfo sulle ghise con la composizione di fig. 145. Si nota un leggero aumento dell'allungamento per $\Delta S = -0{,}04 \div +0{,}02$ (dovuto probabilmente alla sferoidizzazione della grafite) e poi l'azione perlitizzante ha il sopravvento. Il fenomeno può essere sfruttato per la produzione di ghise malleabili perlitiche con il ciclo delle ferritiche.

Nella pratica corrente l'aggiunta supplementare di elementi leganti (essenzialmente manganese, come già detto) serve soprattutto a uno o più dei seguenti scopi:

- Prevenire la grafitizzazione del carbonio combinato quando, per sviluppare una determinata struttura (per esempio: la completa globulizzazione della perlite), è necessario un rinvenimento piuttosto lungo a temperature alle quali può verificarsi anche grafitizzazione.
- Promuovere l'uniformità del prodotto. La grafitizzazione alle temperature cui sono condotti i rinvenimenti è influenzata da molti fattori che possono variare da fusione a fusione o anche da un getto all'altro di diverso spessore colati contemporaneamente. Introducendo un elemento ritardante la grafitizzazione, gli altri fattori diventano meno importanti e i tempi alquanto più lunghi a beneficio di una maggiore uniformità di risultati.

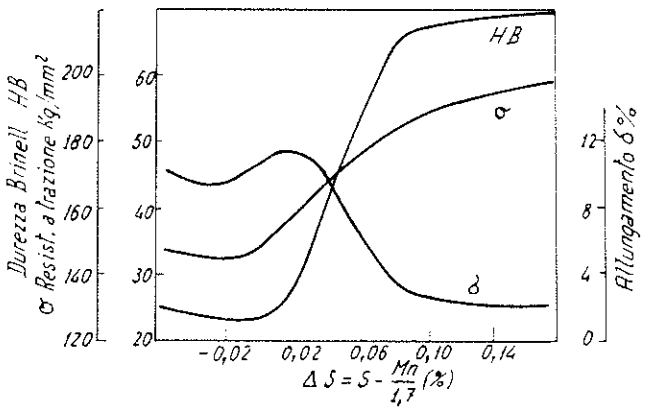


Fig. 148 - Durezza, resistenza a trazione, allungamento in relazione all'eccesso di zolfo (Girshovic, Shevchuk).

- Permettere di ricuocere contemporaneamente getti con analisi standard e getti con analisi modificata con un trattamento unico, alla fine del quale i primi risultano ferritici e i secondi perlitici. Anche questo è un sistema per produrre delle ghise malleabili perlitiche, come si vedrà in seguito.

Fasi del ciclo di trattamento delle malleabili perlitiche

Primo stadio di grafitizzazione

Valgono in tutto e per tutto le leggi diffusamente trattate nei capitoli *grafitizzazione delle ghise bianche* e *primo stadio di grafitizzazione* delle ghise malleabili ferritiche.

Qui si può soltanto ricordare che, quando si fa uso di elementi alliganti onde stabilizzare la perlite, il ciclo di grafitizzazione può risultare alquanto più lungo rispetto alle ghise malleabili ferritiche.

Austenitizzazione

I getti completamente malleabilizzati che devono essere trasformati in malleabile perlitica sono riscaldati a una temperatura sufficientemente alta sopra l'intervallo critico per sciogliere una quantità controllata di carbonio dai noduli di grafite, affinchè nella struttura, dopo il successivo rapido raffreddamento, vi sia una quantità di carbonio combinato sufficiente a sviluppare le caratteristiche richieste.

Più alta è la temperatura, più rapida sarà la reazione e maggiore il tenore di carbonio combinato. Tuttavia temperature eccessivamente elevate sono generalmente evitate per contenere i consumi energetici e le esigenze di atmosfere protettive, per ridurre il pericolo di cricche durante la successiva tempra. Una accurata regolazione dei tempi e della temperatura permette di controllare la percentuale di carbonio combinato. Se il tempo non è sufficiente a omogeneizzare la struttura, il carbonio combinato comparirà prevalentemente in prossimità dei noduli di grafite ai margini dei grani.

La temperatura di austenitizzazione dipende anche dal tipo di tempra successivo: la tempra in aria richiede in genere temperature più alte.

La riaustenitizzazione fa parte anche del ciclo di trattamento delle perlitiche che sono assoggettate a doppia tempra (aria-olio), come si vedrà.

Raffreddamento: tempra in aria e in mezzo liquido

Salvo le ghise sufficientemente legate da risultare perlitiche anche con una normale velocità di raffreddamento attraverso l'intervallo critico, in tutti gli altri casi sarà necessario ricorrere a una tempra, in aria oppure in mezzo liquido.

Tempra in aria

La tempra in aria è un mezzo economico per raffreddare i getti attraverso l'intervallo eutettoide abbastanza rapidamente da mantenere in tutta la struttura i carburi secondari. La quantità di perlite risultante dipenderà dalla temperatura alla quale ha inizio la tempra e dalla velocità della stessa. Le temperature più alte e le maggiori velocità di tempra danno luogo a maggiori quantità di perlite.

La temperatura di tempra si aggira fra 1.143 ÷ 1173 K (870 ÷ 900 °C). La velocità di raffreddamento è generalmente maggiore di 353 K (80 °C) e possibilmente oltre 373 K/min (100 °C/min). La struttura da tempra è perlitica lamellare con relative limitazioni per le caratteristiche finali del prodotto.

La durezza dopo tempra si aggira fra 270 ÷ 330 HB, dipendentemente dalla velocità di tempra e dalla sezione del getto (i valori maggiori per gli spessori più sottili).

Un soffio d'aria diretto su un piccolo strato di getti li raffredderà più rapidamente e perciò la quantità di perlite sarà maggiore e più uniformemente distribuita. I risultati migliori si ottengono negli impianti dove le cariche sono ribaltate sulle apposite tavole vibranti o in tamburi rotanti. Per contro, una grossa carica di getti nelle stesse condizioni raffredderà più lentamente per la grande massa termica. Nel centro della carica e nelle sezioni più spesse dei getti possono svilupparsi delle zone ferritiche nelle adiacenze dei noduli di grafite (struttura a occhio di bue).

Perciò la tempra in aria per grosse cariche è difficilmente praticabile senza ricorrere a elementi in lega per stabilizzare la perlite. Viceversa, la tempra in aria può essere efficacemente incorporata nel ciclo dei forni continui, dato il piccolo peso delle singole cariche. Un esempio del campo di durezze risultante da una tempra in aria da 1.163 K (890 °C) su una carica di circa 450 kg di getti è riportato in fig. 149.

Appropriate aggiunte di elementi leganti possono spostare le curve TTT abbastanza a destra da garantire una matrice completamente perlitica anche nella tempra in aria di grosse masse di getti (fig. 150). Dopo tempra, le ghise legate non solo possiedono una matrice più uniforme (ed esente da strutture a occhio di bue), bensì anche con carburi più fini, rispondendo così più rapidamente ai successivi trattamenti di rinvenimento o sferoidizzazione.

Tempra in mezzo liquido

E' impiegata quando la massima velocità di tempra realizzabile con l'aria non è sufficiente.

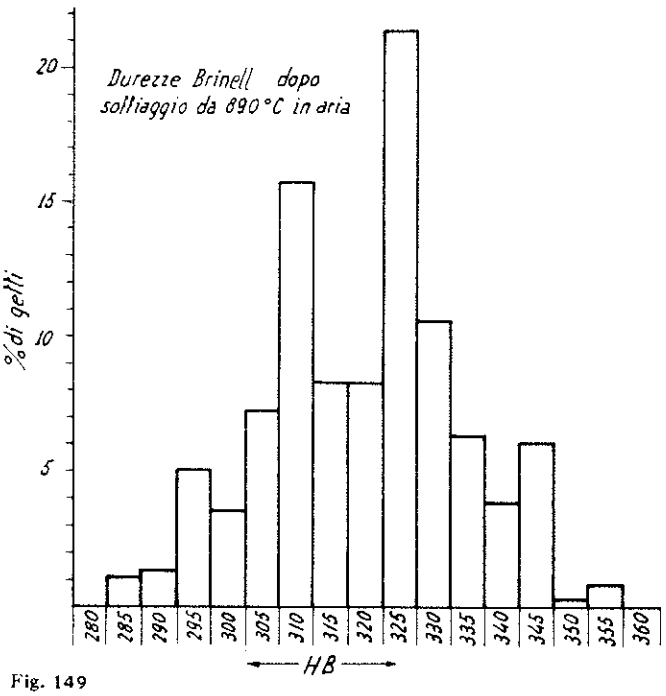


Fig. 149

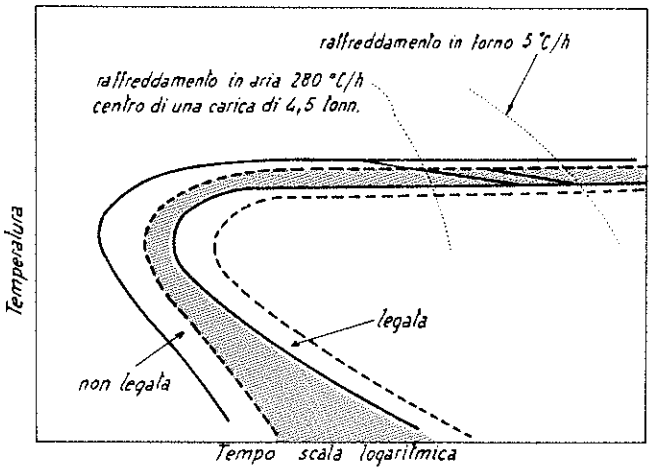


Fig. 150 - Curve TTT per ghise malleabili perlitiche. La presenza di leganti sposta le curve a destra.

Acqua e soluzioni saline sono generalmente troppo drastiche per il trattamento delle perlitiche. Con l'aggiunta di 0,5% di carbossilmetilcellulosa all'acqua, la velocità di tempra si approssima a quella di un comune olio minerale. La soluzione non è nè tossica nè infiammabile. Tuttavia i più diffusamente impiegati per la tempra della ghisa malleabile sono gli oli, il cui potere temprante è circa 1/3 di quello dell'acqua. Per garantire l'uniformità di tempra e a tutti gli effetti, è opportuno che il mezzo liquido sia agitato e termoregolato (per gli oli 323 ÷ 353 K = 50 ÷ 80 °C).

La quantità di martensite risultante dipende dal potere temprante dell'olio, dalla temperatura di tempra, dal tempo di permanenza a quella temperatura, dallo spessore dei getti e dalla composizione della ghisa.

La temperatura di tempra si aggira sui 1.073 ÷ 1.143 K (800 ÷ 870 °C). La struttura risultante, completamente martensitica, ha durezze comprese fra 400 ÷ 600 HB.

Le condizioni che portano alle caratteristiche più alte

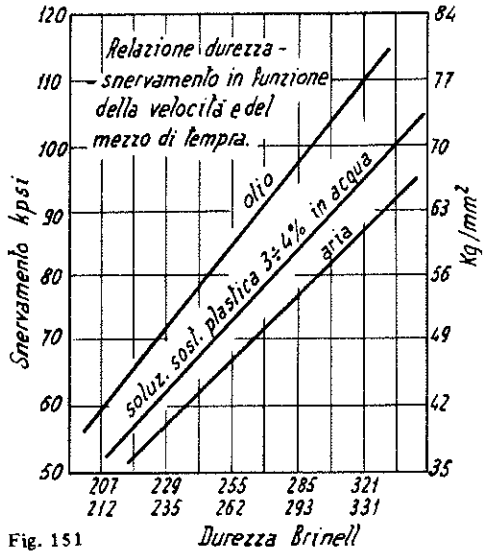


Fig. 151

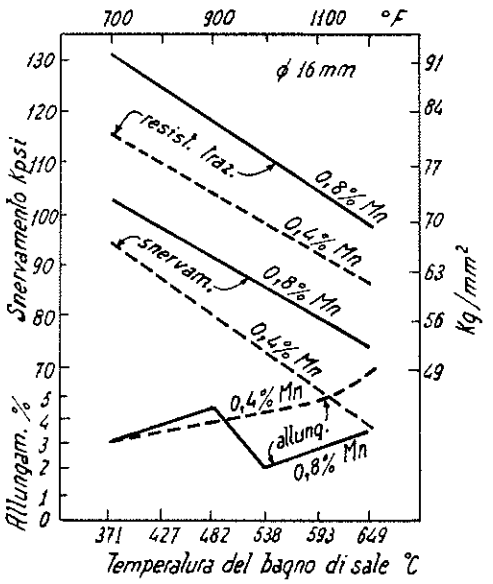


Fig. 152- Caratteristiche meccaniche tipiche ottenute da ghisa malleabile ferritica (tratteggiata) e perlitica (continua) trattate isotermicamente a temperature subcritiche.

(percentuale di carbonio combinato più alta, aggiunte di leganti e maggiore velocità di tempra) inducono anche delle tensioni nei getti con pericolo di cricche in quelli a disegno più complicato.

Perciò la temperatura del mezzo temprante è regolata al più alto punto consentito. In taluni casi si giunge a estrarre dal liquido il getto non appena la temperatura al cuore di questo è scesa sotto l'intervallo critico (tempra *intermedia*).

La tempra in mezzo liquido è molto diffusa per la produzione delle ghise malleabili perlitiche a più alta resistenza e durezza, ma trova applicazione anche per i gradi più bassi, specie per getti a più forte spessore.

In confronto con la tempra in aria, essa dà luogo a una struttura più uniforme e a grani più fini, che risponde meglio al successivo rinvenimento, il quale perciò risulta alquanto più breve. Inoltre a parità di durezza, le ghise malleabili perlitiche temprate in mezzo liquido hanno allungamento, limite di snervamento e rapporto snervamento/rottura più alti rispetto a quelle temprate in aria (fig. 151) e, secondo taluni autori, anche temperature di transizione più basse.

E' possibile applicare anche a ghise malleabili perlitiche la tempra isotermica. La fig. 152 illustra le caratteristiche ottenibili mediante tempra isotermica da 1.143 K (870 °C) in bagni di sale a varie temperature (643 ÷ 923 K = 370 ÷ 650 °C). Le caratteristiche dipendono dalla temperatura del bagno e dalla percentuale di manganese.

Rinvenimento

Generalmente le ghise malleabili perlitiche temprate in aria o in mezzo liquido sono rinvenute, salvo quando si richiede una durezza molto alta senza riguardi a lavorabilità e resilienza. Scopo del rinvenimento è quello di ridurre durezza e resistenza a favore della duttilità e lavorabilità (sferoidizzazione più o meno completa della perlite).

I fattori che governano il rinvenimento sono in primo luogo temperatura e tempo, ma altri intervengono, quali: composizione della ghisa, distribuzione dei noduli di grafite, finezza delle lamelle di perlite del materiale temprato, ecc. In relazione al quest'ultimo fattore e quando il grado di sferoidizzazione è importante, la velocità di tempra deve essere abbastanza spinta da produrre la trasformazione dell'austenite a perlite a bassa temperatura. Le sezioni che si trasformano a temperature più alte perchè la tempra non è abbastanza energica e/o perchè più spesse hanno una perlite più grossolana, difficile da sferoidizzare.

Per quanto concerne la composizione chimica, va ricordato quanto riferito a suo tempo circa la sua influenza sulla velocità di grafitizzazione nel secondo stadio delle ferritiche, nel senso che alcuni elementi sfavorevoli a quella reazione possono risultare utili nella produzione delle perlitiche, contrastando la grafitizzazione nell'intervallo di temperatura che interessa il secondo stadio. Si allude qui non agli stabilizzatori energici dei carburi primari (che vanno comunque evitati, quali cromo e vanadio), bensì agli elementi la cui influenza sul primo stadio non è rilevante, per esempio bismuto, stagno, piombo, ecc.

Viceversa, per ottenere risultati uniformi dal rinvenimento, il tenore di silicio va mantenuto entro limiti molto stretti. A parità di trattamento è infatti possibile ottenere scarti di durezza 30 ÷ 40 HB per una variazione di 0,1% di silicio (per esempio: da 1,25 ÷ 1,35%), soprattutto nel campo delle durezze basse. Percentuali di boro residuo maggiori di 0,003% possono provocare forti differenze di durezza dalla superficie al cuore (per esempio: da 200 ÷ 140 HB), il quale ferritizza.

L'impiego di elementi stabilizzatori idonei alla produzione di ghise malleabili perlitiche, quali manganese, molibdeno, zolfo, fa sì che la reazione di sferoidizzazione predomini su quella di grafitizzazione, che viene così contenuta al minimo.

Con le ghise legate sono richiesti tempi alquanto più lunghi per la sferoidizzazione, ma in compenso e in confronto alle ghise non legate, è garantita una maggiore uniformità della matrice perlitica, anche nel caso di grosse cariche con getti di sezione molto diversa.

Le ghise che presentano una struttura perlitica grossolana, per esempio da tempra in aria, sono rinvenute a temperature relativamente alte (923 ÷ 988 K = 650 ÷ 715 °C). Il tempo di permanenza a queste temperature è, per le ghise non legate, critico, poichè durante il rinvenimento si verifica anche una grafitizzazione con riduzione del carbonio combinato.

La durezza del getto temprato in aria è molto sensibile allo spessore del getto, con valori maggiori sugli spessori più sottili. Anche le durezze dopo rinvenimento presentano, a parità di altre condizioni, una certa dispersione di valori. In fig. 153 si vede la relazione durezza-tempo per una ghisa temprata in aria e rinvenuta a 973 K (700 °C). In fig. 154 è riportato un esempio del campo di durezze di una carica (circa 450 kg) temprata in aria da 1.163 K (890 °C) e rinvenuta per 10 h a 983 K (710 °C).

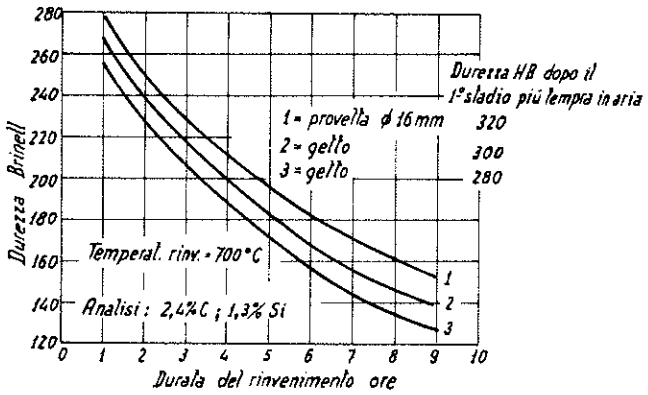


Fig. 153 - Curve durezza-tempo di rinvenimento per la ghisa malleabile a cuore nero temprata in aria.

Le ghise con struttura martensitica da tempra in mezzo liquido possono essere rinvenute a temperature da circa 503 K (230 °C) (cioè dal punto Ms) fino a sotto l'intervallo eutettoide, onde ottenere una matrice costituita da martensite rinvenuta, bainite, sorbite, o da perlite globulizzata. Data la pronta risposta al rinvenimento delle ghise così temprate, è necessario uno stretto controllo del ciclo tempo-temperatura.

Mediante un rinvenimento a bassa temperatura si ottiene una ghisa perlitica con alta resistenza e durezza. Aumentando la temperatura, il metallo diventa più tenero e le caratteristiche si approssimano a quelle delle ghise temprate in aria. In fig. 155 si vede la relazione fra durezza e temperatura di rinvenimento a parità di tempo (2 h). La velocità di rinvenimento è massima all'inizio del ciclo e diminuisce con il progredire del tempo. Onde garantire l'uniformità del prodotto, è consigliabile che il tempo di rinvenimento non sia inferiore a 2 h.

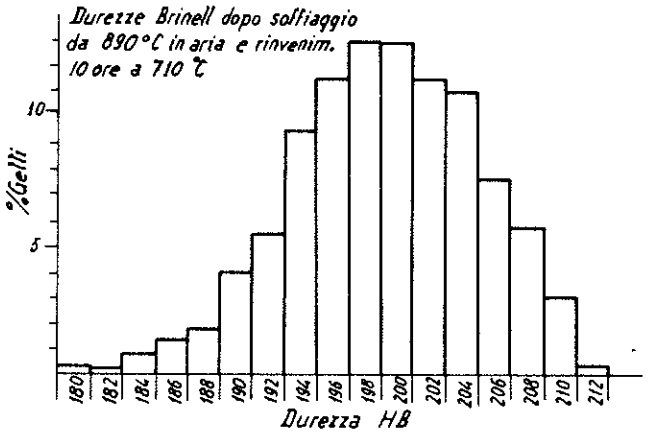


Fig. 154

In fig. 156 e fig. 157 sono confrontate le caratteristiche ottenute sullo stesso materiale temprato in aria oppure in mezzo liquido.

Le correlazioni fra tempi e temperature di rinvenimento da una parte e caratteristiche di resistenza a trazione e percentuale di allungamento dall'altra, risultanti da tempra in aria e tempra in olio, sono riportate in fig. 158. Si osserva come alle temperature più basse la ghisa temprata in olio è meno sensibile al rinvenimento; la tendenza si inverte alle temperature più alte, per cui i tempi vanno ridotti (fig. 159).

E' anche da ricordare che il rinvenimento è, come la dissociazione dei carburi, una reazione *additiva*, cioè, se alla fine del trattamento la trasformazione della struttura non ha raggiunto il grado desiderato (durezza troppo alta), si può ripetere l'operazione alla stessa temperatura o a temperature inferiori per tempi supplementari. Se la trasformazione avesse oltrepassato i limiti (durezza troppo bassa), occorrerà ovviamente riaustenitizzare il getto e rinvenirlo nuovamente, tenendo presente che in questo caso il rinvenimento deve essere condotto a temperatura inferiore e/o per tempi più brevi.

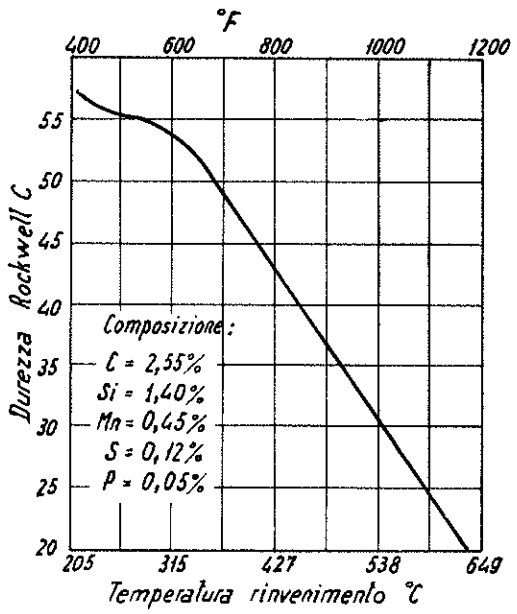


Fig. 155 - Effetto del rinvenimento sulla durezza di una ghisa perlitica temprata in olio. Provetta del diametro di 25 mm riscaldata a 1.143 K (870 °C) per 30 min e temprata in olio; rinvenuta a 2 h alle temperature indicate. Durezza dopo tempra = 58 HR_C.

Quanto alla misura della durezza, in base alla quale si va-

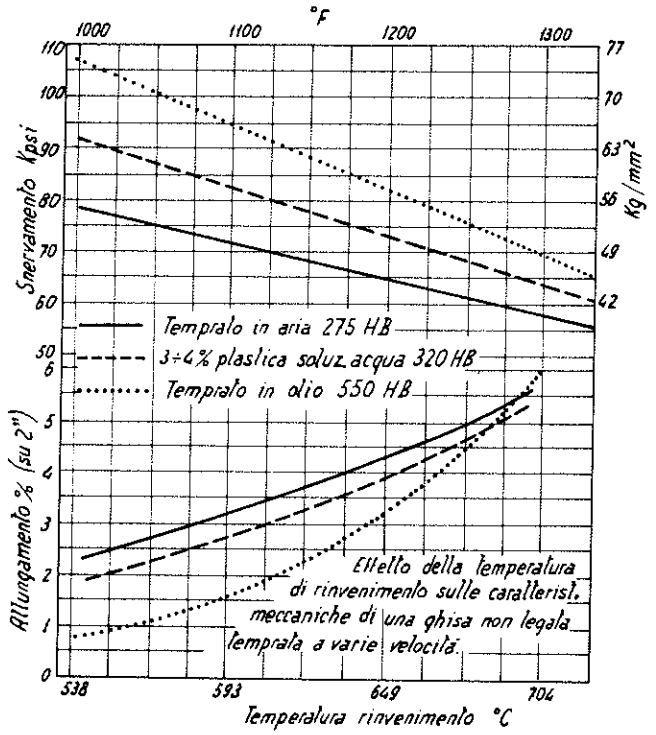
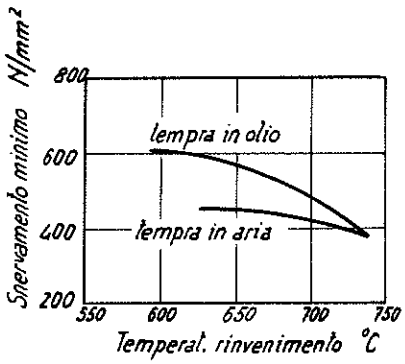


Fig. 156



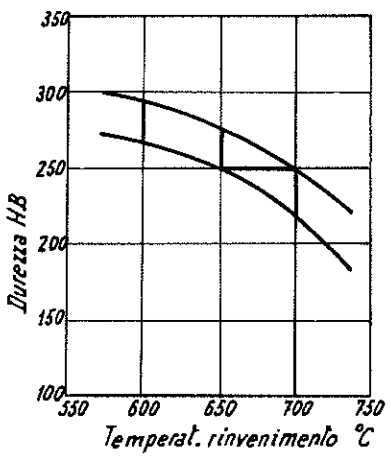


Fig. 157- Relazione fra temperatura di rinvenimento-durezza-snervamento.

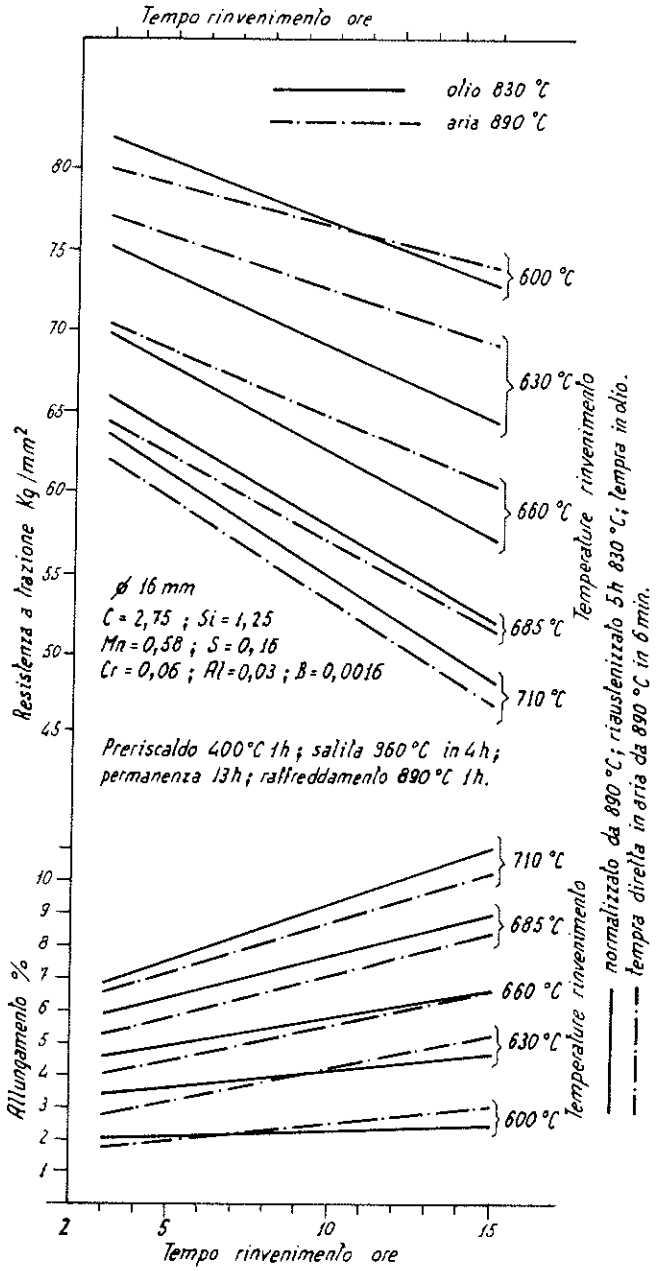


Fig. 158- Relazione fra temperatura e mezzo temprante-tempi e temperature di rinvenimento-caratteristiche meccaniche risultanti.

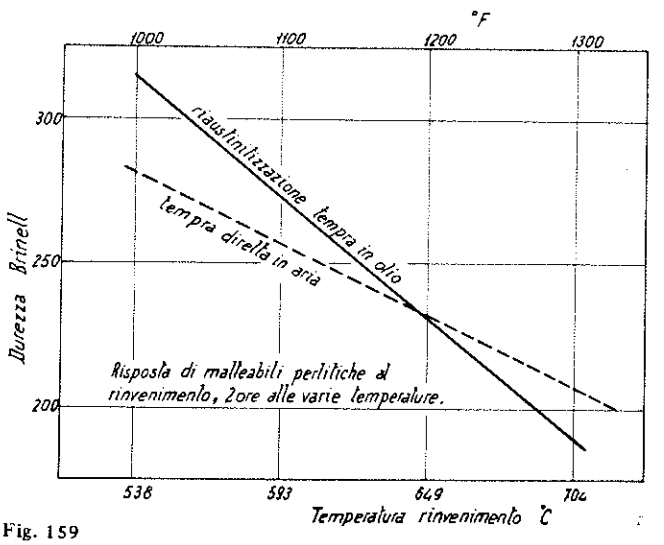


Fig. 159

luta spesso la riuscita del trattamento e la rispondenza alle norme, si rileva che, a parte le accennate differenze di durezza fra cuore e superficie e fra parti sottili e spesse dello stesso getto, anche con trattamenti perfettamente riusciti sono normali scarti di durezza di 10 ÷ 20 HB fra superficie e cuore. Queste differenze sono dovute alla presenza di un bordo decarburato e/o perlitico più o meno accentuato oppure a operazioni di granigliatura o coniatura, ecc., che induriscono la superficie.

Cicli di ricottura delle ghise malleabili perlitiche

Da quanto precede appare che diversi procedimenti possono essere adottati per il trattmaento delle ghise malleabili perlitiche, in relazione alle caratteristiche richieste, agli impianti disponibili, e alla composizione della ghisa.

La seguente è una rassegna dei processi impiegati.

Tempra in aria e rinvenimento

Un ciclo tipico per ghisa di composizione standard comprende (fig. 160a):

- 15 h a 1.213 ÷ 1233 K (940 ÷ 960 °C) (primo stadio di grafitizzazione);
- raffreddamento fino a 1.173 K (900 °C);
- tempra in aria;
- rinvenimento per 7 ÷ 12 h a 953 ÷ 988 K (680 ÷715 °C).

Il ciclo è breve ed economico e si presta egregiamente alle produzioni di massa di getti sottili nei forni continui.

Il piccolo peso delle singole cariche permette un raffreddamento relativamente veloce di tutti i getti, anche se la tempra è praticata sull'intera massa (cioè senza scomporre la carica) purchè il getto d'aria sia potente e ben distribuito. La matrice ottenuta è perlitica (fig. 161) con perlite prevalentemente globulare piuttosto grossolana e durezza 180 ÷ 240 HB.

Se lo spessore dei getti è rilevante e/o la massa da raffreddare è notevole, può non essere garantita una sufficiente velocità di raffreddamento al cuore dei getti, con pericolo di formazione di zone ferritiche nel corso del successivo rinvenimento. In questi casi e per i gradi di resistenza superiore a 490 N/mm^2 (50 kg/mm^2), è opportuno aumentare l'eccesso di manganese sopra il valore stechiometrico (per esempio: Mn = 1,7 · S + 0,3 ÷ 0,6), onde aumentare la temprabilità e stabilizzare la perlite.

Un ciclo tipico per ghisa legata al manganese è il seguente:

- 24 h a 1.213 K (940 °C) (primo stadio);
- raffreddamento in aria a 753 ÷ 863 K (480 ÷ 590 °C);
- rinvenimento 34 h a 978 K (705 °C).

La struttura è costituita da perlite fine globulare (fig. 162); in fig. 163 sono riportate le caratteristiche meccaniche.

Tempra in olio e rinvenimento

Un ciclo tipico è il seguente (fig. 160b):

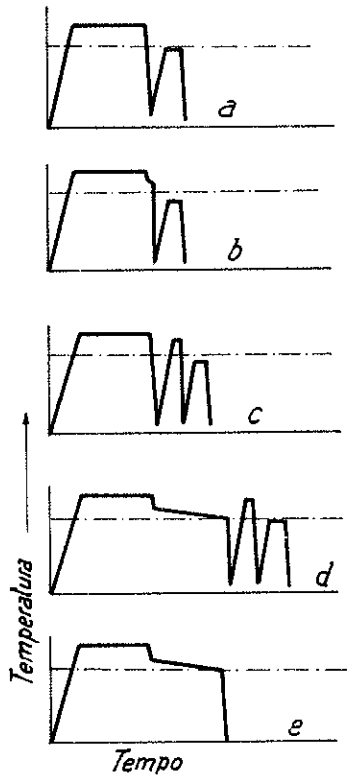


Fig. 160 - Cicli di trattamento delle ghise malleabili perlitiche.

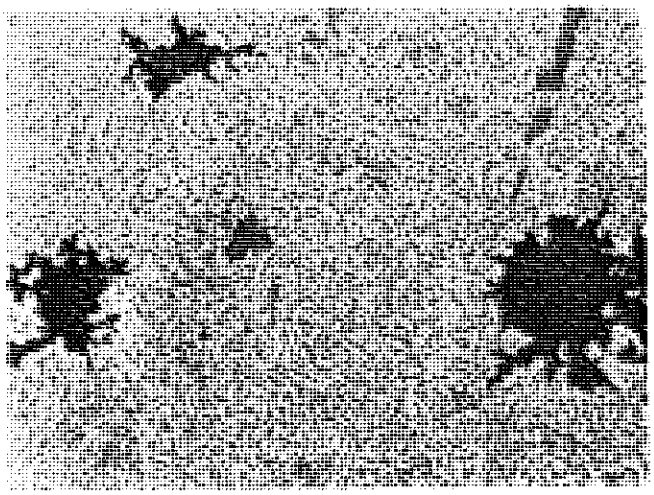


Fig. 161 X 250

- 24 h a 1.203 ÷ 1.223 K (930 ÷ 950 °C) (primo stadio);
- raffreddamento e omogeneizzazione a 1.113 ÷ 1.123 K (840 ÷ 850 °C);
- tempra in olio;
- rinvenimento 3 ÷ 6 h a 923 ÷ 963 K (650 ÷ 690 °C).

A completamento del primo stadio la temperatura è abbassata prima della tempra per ridurre il rischio di tensioni interne e cricche nei getti.

La matrice risulta martensitica con perlite globulare molto fine (fig. 164).

Il processo si presta ottimamente alla produzione di perlitiche ad alta resistenza (590 ÷ 780 N/mm^2 = 60 ÷ 80 kg/mm^2), generalmente in forni continui.

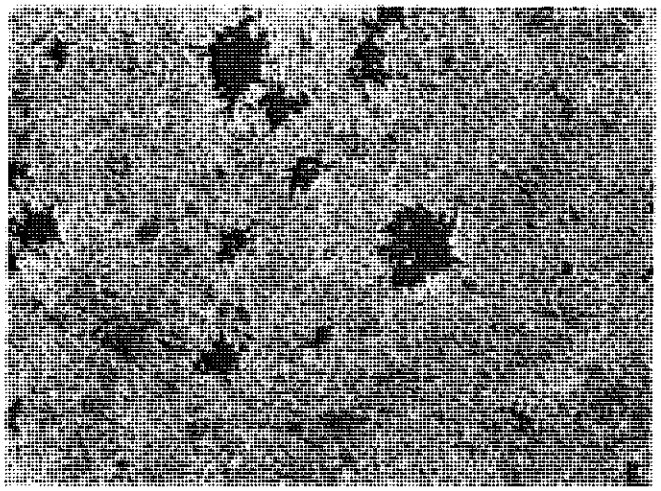


Fig. 162 X 250

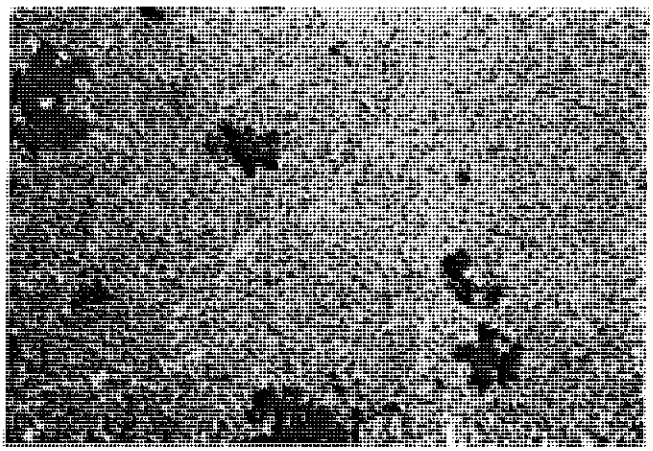


Fig. 164 X 500

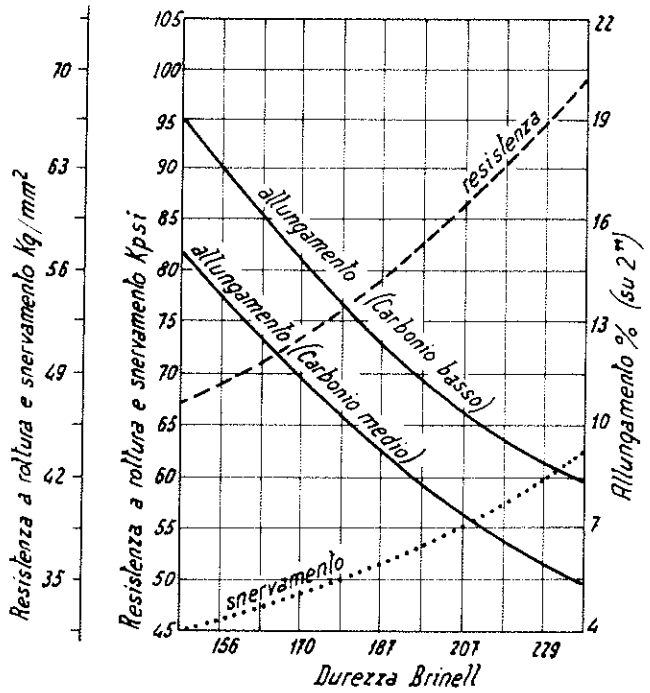


Fig. 163 - Caratteristiche meccaniche tipiche di una ghisa malleabile perlitica legata al Mn, temprata in aria e globulizzata.

Tempra doppia aria-olio e rinvenimento

Un ciclo tipico è il seguente (fig. 160c):

- 12 ÷ 15 h a 1.213 ÷ 1.233 K (940 ÷ 960 °C) (primo stadio);
- raffreddamento a 1.173 K (900 °C);
- tempra in aria;
- riscaldamento a 1.103 ÷ 1.143 K (830 ÷ 870 °C) e mantenimento per 1,5 ÷ 2 h (austenitizzazione);
- tempra in olio;
- rinvenimento per 3 ÷ 6 h a 913 K (640 °C).

Il processo si presta soprattutto alla produzione di getti con spessore rilevante ad alta resistenza: infatti garantisce l'uniformità e profondità di una tempra molto energica (si può ottenere una struttura completamente martensitica su spessori oltre 30 mm, senza elementi leganti), e contemporaneamente limita i rischi di distorsioni e cricche nei getti.

L'asportazione degli attacchi di colata può essere fatta dopo la prima tempra (in aria), così che eventuali indurimenti locali possono essere eliminati dal successivo rinvenimento.

La matrice è martensitica oppure con perlite globulare molto fine come nel processo precedente, ma il controllo del carbonio combinato è più preciso, e le caratteristiche complessivamente risultano migliori (fig. 165).

La soluzione impiantistica per realizzare questo processo è la più complessa e costosa, ma anche la più flessibile, permettendo tutte le possibili alternative.

Il processo si può applicare sia alle ghise di composizione standard, sia a quelle più o meno legate. Un esempio di ciclo tipico per le ghise legate è il seguente:

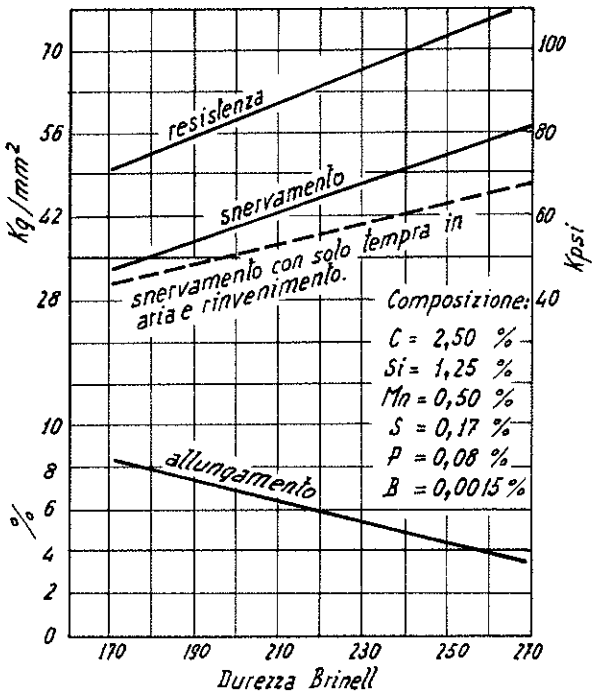


Fig. 165 - Caratteristiche di una ghisa malleabile perlitica temprata in aria dopo il primo stadio, riaustenizzata, temprata in mezzo liquido, rinvenuta.

– 35 h a 1.213 K (940 °C) (primo stadio);
– raffreddamento a 1.118 K (845 °C);
– tempra in aria;
– riscaldamento a 1.133 K (860 °C) e mantenimento per 45 min;
– tempra in olio;
– rinvenimento a 978 K (705 °C) per 15 h.

In fig. 166 sono riportate le caratteristiche di una ghisa legata al manganese e in fig. 167 quelle per una ghisa legata con zolfo. Le strutture sono martensitiche oppure con perlite globulare fine.

Ricottura completa, riaustenitizzazione, tempra, rinvenimento

Si tratta del processo di conversione di una ghisa malleabile ferritica in perlitica. E' adottato dalle fonderie che producono forti quantità di ghisa malleabile ferritica oltre alle perlitiche e soprattutto quando per il primo stadio sono disponibili solo forni intermittenti con grosse cariche, per le quali è difficilmente realizzabile la tempra diretta dopo il primo stadio.

Il ciclo è più lungo, ma presenta alcuni vantaggi, quali per esempio la possibilità di realizzare l'asportazione degli attacchi di colata (con mola, per tranciatura o con macchina utensile) ed eventuali operazioni di raddrizzatura e coniatura su un materiale meno duro e più tenace; inoltre riduce il pericolo di cricche nei casi di tempra veloce.

In relazione al sistema di tempra prescelto, si presentano diverse alternative. Per la tempra in aria, il ciclo può essere il seguente (fig. 160d):

– ricottura completa ferritizzante;
– riaustenitizzazione;
– tempra in aria;
– rinvenimento (eventuale);

La riaustenitizzazione può essere condotta controllando il riscaldamento all'interno dell'intervallo critico (entro

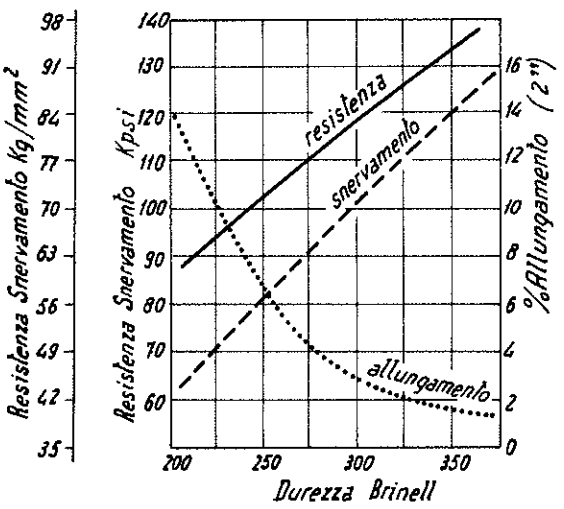


Fig. 166 - Caratteristiche di una ghisa malleabile perlitica ad alta resilienza, legata al Mn, temprata in olio e rinvenuta.

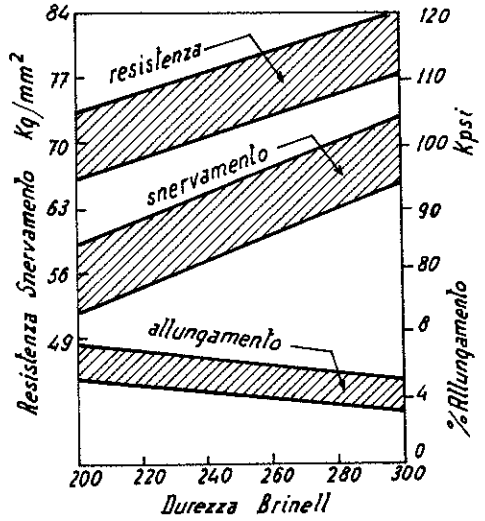


Fig. 167 - Caratteristiche di una ghisa malleabile perlitica legata con zolfo, temprata in olio e rinvenuta.

stretti limiti, 281 K = ± 8 °C), in modo che il carbonio grafitico si ridisciolga nell'austenite che si riforma inizialmente ai margini dei grani.

Questo trattamento consente di ottenere solo i gradi più bassi di durezza a causa della limitata quantità di carburi. Le caratteristiche meccaniche, tuttavia, sono buone e uniformi. L'esecuzione o meno di un successivo rinvenimento dipende dalla velocità di tempra; se il materiale non è rinvenuto, la struttura risulta perlitica lamellare.

Poichè l'intervallo critico si sposta con la composizione della ghisa, il controllo del processo è piuttosto delicato. Se la temperatura è troppo alta, il carbonio diffonde nei grani di ferrite e il getto risulta più duro e fragile e in tal caso si rende necessario un rinvenimento che aumenta duttilità e lavorabilità. Va però osservato che, in ogni caso, il rinvenimento di un getto perlitico ottenuto per riaustenitizzazione di un getto ferritico richiede, a parità di durezza, temperature inferiori di quelle necessarie nei processi di perlitizzazione diretta dal primo stadio.

A causa della difficoltà di controllare la temperatura entro limiti così stretti, è preferibile riscaldare e mantenere per il tempo necessario (1 ÷ 2 h) a temperatura sopra l'intervallo critico (1.123 ÷ 1.173 K = 850 ÷ 900 °C). La temperatura governa la percentuale di carbonio che si ricombina: infatti la velocità di soluzione del carbonio dai noduli di grafite è regolata da un fattore diffusivo, per cui, a parità di tempo, la quantità di carbonio combinato è proporzionale alla temperatura.

Per ottenere più alta durezza e resistenza è preferibile, dopo riaustenitizzazione, eseguire una tempra in olio. Un ciclo tipico è il seguente:

– ricottura completa ferritizzante;
– austenitizzazione, 1,25 h a 1.093 K (820 °C);
– tempra in olio;
– rinvenimento, 2 h a 923 K (650 °C).

A parità di altre condizioni, la tempra in olio anche in questo caso si esegue da temperature inferiori rispetto alla

tempra in aria. Inoltre si effettua sempre un rinvenimento. La quantità di carbonio combinato può essere regolata aggiustando la temperatura di austenitizzazione o il ciclo di rinvenimento o entrambi. Basse temperature di austenitizzazione e lunghi tempi di rinvenimento a temperature piuttosto alte diminuiscono la resistenza e migliorano duttilità e lavorabilità. Con opportuna scelta di tempo e temperatura di austenitizzazione, in modo che l'austenite non sia satura-ta di carbonio completamente, si riduce il pericolo di cricche da tempra; la ferrite non trasformata assorbe infatti le tensioni.

Partendo da ghisa di adatta composizione, con questo processo si possono produrre tutti i gradi delle ghise malleabili perlitiche. In fig. 168 si vede un esempio delle caratteristiche ottenibili. Nei confronti con la tempra diretta dal primo stadio esistono più strette limitazioni per il massimo spessore temprabile, dovute, pare, al maggior numero di noduli presenti nelle ferritiche alla fine del secondo stadio. Inoltre, a parità di durezza, si ottengono più alta resistenza e minor allungamento (tab. XIV).

Tabella XIV - Confronto delle caratteristiche con provette del diametro di 16 mm, durezza 187 HB (Burgess)

Descrizione	Numero noduli/mm²	Snervamento N (kg)	Resistenza trazione N (kg)	Allungamento %
Processo ricottura, ecc.	102	440 (45)	560 (57)	5,5
Processo tempra doppia, ecc.	67	405 (41,5)	520 (53)	8,0

Ciclo di ricottura normale

Si intende un trattamento che comprende un primo stadio per la grafitizzazione ad alta temperatura e un secondo stadio in cui, nell'intervallo critico, avviene direttamente la perlitizzazione del restante carbonio, senza l'intervento di un raffreddamento particolarmente rapido (fig. 160e). Si tratta cioè di un ciclo di ricottura delle ghise malleabili ferritiche alla fine del quale, se il raffreddamento attraverso l'intervallo critico non è sufficientemente lento, la struttura può risultare più o meno perlitica.

Siccome per una ghisa con composizione standard adatta alla produzione di malleabile ferritica un raffreddamento normale non garantisce la perlitizzazione, si ricorre all'aggiunta degli elementi leganti, cui si è ripetutamente accennato. In questo caso i getti possono essere trattati assieme a quelli aventi composizione standard con ciclo adatto alla ferritica. I getti non legati risulteranno completamente ferritizzati, mentre quelli legati saranno perlitici.

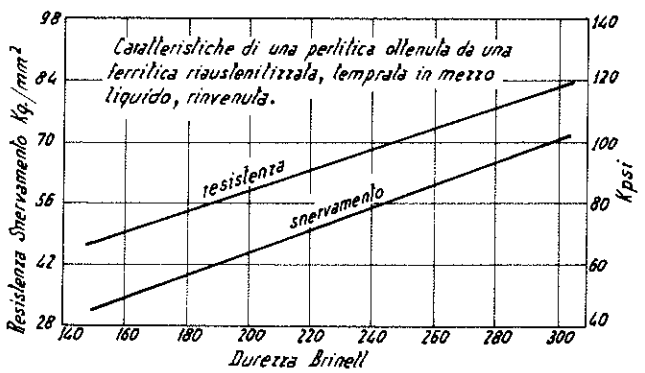


Fig. 168

La matrice risulta perlitica lamellare (fig. 169), talvolta con strutture a occhio di bue. I getti possono anche essere successivamente rinvenuti per sferoidizzare la perlite oppure un trattamento di globulizzazione può essere inserito nel ciclo originale.

Il processo, che è storicamente il più antico, è applicato in genere dalle fonderie che producono solo modeste quantità di ghisa malleabile perlitica, e che non dispongono di adatti impianti di tempra, nè di forni per austenitizzazione, rinvenimento, ecc.

FORNI DI RICOTTURA PER LA GHISA MALLEABILE

Generalità

Una classificazione dei forni di ricottura per ghisa malleabile può essere fatta secondo diversi punti di vista e precisamente: sotto il profilo costruttivo (forni a tunnel, a camera, a elevatore, a campana, ecc.), oppure sotto il profilo dell'uso cui sono destinati (grafitizzazione e/o decarburazione; secondo stadio di grafitizzazione; tempera; rinvenimento; ecc.) o ancora sotto il profilo delle temperature di esercizio (alta temperatura, 1.173 ÷ 1.343 K = 900 ÷ 1.070 °C; bassa temperatura, 873 ÷ 1.073 K = 600 ÷ 800 °C), che comportano importanti differenze di progetto e di materiali per la costruzione.

In pratica tutti questi tipi di forni sono impiegati sia per la ghisa malleabile a cuore bianco sia per la ghisa malleabile a cuore nero, per cui sembra opportuno esaminarli anzitutto in maniera generale, e specificare in un secondo tempo le particolari applicazioni ai due tipi di prodotto.

Se è ritenuta superflua una descrizione dettagliata, essendo questi forni destinati a diversi altri impieghi nel settore metallurgico e perciò generalmente noti. Verranno così messi in evidenza solo quei punti che ne caratterizzano l'applicazione al trattamento della ghisa malleabile.

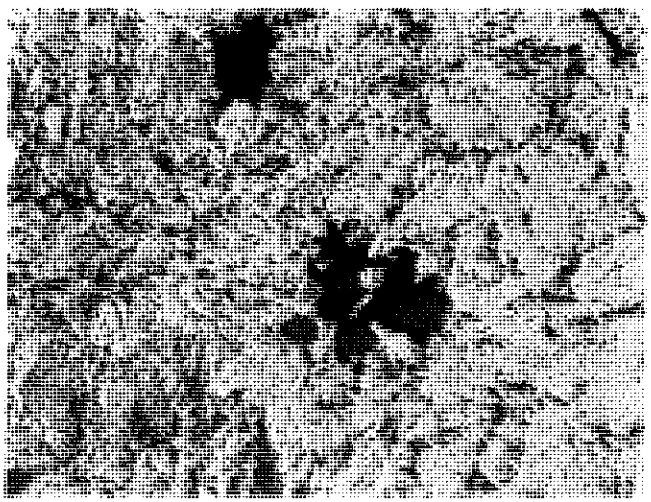


Fig. 169 X 500

Forni continui

Detti anche a tunnel o a passaggio, si distinguono in forni a spinta e forni con suola a rulli. Nei forni a spinta i getti sono caricati in cestelli le cui dimensioni standard sono 0,5x0,5x1 m di lunghezza, appoggiati su vassoi o griglie di fondo, sospinti su due rotaie di scorrimento grazie a uno spintore a comando generalmente oleodinamico. Le griglie di fondo servono ad assorbire la spinta di trasporto. Le rotaie, a seconda della temperatura di esercizio e dell'atmosfera nel forno, possono essere in acciaio alto legato al Ni-Cr; per la decarburazione della ghisa malleabile a cuore bianco 1.303 ÷ 1.343 K (1.030 ÷ 1.070 °C), fra griglia e rotaia sono interposte delle sbarre di spinta accessorie o slitte. Nei forni per ghisa malleabile a cuore nero si sono affermate le rotaie ceramiche (carborundum), caratterizzate da alta durezza e basso coefficiente di attrito, con durata superiore a quelle metalliche.

Nei forni con suola a rulli i cestelli avanzano con il movimento dei rulli stessi costruiti in acciaio inossidabile fuso del diametro di 100 ÷ 150 mm, con parte centrale centrifugata, distanziati fra di loro 200 ÷ 300 mm, e comandati esternamente mediante pignoni e catene, con supporti eventualmente raffreddati a circolazione d'acqua; cestelli e vassoi sono in questo caso meno sollecitati e non si ha l'usura delle rotaie; tuttavia i costi di installazione sono decisamente più elevati ed inoltre sussiste il pericolo di flessione che aumenta con la lunghezza dei rulli e con la temperatura, per cui devono essere mantenuti continuamente in movimento.

Il loro impiego è generalmente limitato a forni per temperature fino a 1.073 ÷ 1.123 K (800 ÷ 850 °C) per tempra e rinvenimento. In questo campo di temperature esistono anche forni nei quali i getti sono convogliati senza contenitori, ma semplicemente deposti su nastro trasportatore continuo.

A seconda della capacità, i forni continui possono essere a una o più vie, con cestelli eventualmente sovrapposti fra loro; i più diffusi sono quelli a una o due vie per piccole-medie capacità. La produttività di questi forni, dipendentemente dal ciclo di trattamento e dal numero delle vie, varia in genere da 250 ÷ 500 t/mese, di getti trattati con lunghezze fino a oltre 30 m; esistono anche impianti fino a 700 ÷ 1.000 t/mese.

I forni sono in genere muniti di dispositivi di chiusura a saracinesca sia sull'entrata che sull'uscita, eventualmente raffreddati a circolazione d'acqua. Per quelli funzionanti ad alta temperatura, dove più critico è il controllo dell'atmosfera (decarburazione della ghisa a cuore bianco, primo stadio per la ghisa a cuore nero), è preferibile la presenza di una camera di chiusura a doppia porta (o vestibolo), spesso realizzata mediante movimento dal basso (con elevatori), che rende più agevole la chiusura attraverso una tenuta a sabbia.

Il riscaldamento può essere elettrico, a gas o misto; gli elementi scaldanti sono collocati sulle pareti o, per alcuni tipi di tubi radianti anche sopra e sotto i binari trasportatori. Essi sono raggruppati in zone suddivise fra di loro e autoregolate indipendentemente, in relazione alle diverse erogazioni di potenza e alle temperature richieste nelle parti del forno in cui si opera rispettivamente il riscaldamento, il mantenimento e il raffreddamento delle cariche.

Il raffreddamento può essere naturale e in tal caso lo spessore di rivestimento refrattario nelle zone interessate è dimensionato in proporzione; oppure moderatamente forzato, realizzabile mediante circolazione di aria fresca nei tubi radianti (in qualche caso le pareti dei vestiboli sono raffreddate a circolazione d'acqua).

Il forno continuo può essere progettato per realizzare il trattamento completo ad alta e bassa temperatura oppure per una sola delle fasi; in tal caso possono essere utilizzati in serie con un forno intermittente o con un altro forno continuo con disposizioni impiantistiche tendenti a realizzare la soluzione più conveniente in relazione al flusso del materiale, al ritorno dei contenitori, alla sorveglianza dell'impianto, alla disponibilità di spazio, ecc.

I forni continui destinati esclusivamente al trattamento ad alta temperatura sono preferibilmente equipaggiati, sul lato uscita, con dispositivo per realizzare la tempra in aria oppure olio.

Forni intermittenti

Vi sono tre tipi principali di forni intermittenti impiegati per la ricottura della ghisa malleabile:

- il forno a camera caricato orizzontalmente con idonei dispositivi;
- il forno a camera con carrello estraibile che funge da suola;
- il tipo elevatore con camera fissa montata sopra il piano del pavimento e suole sotto forma di carrelli trasportabili, introdotti dal basso con elevatore a comando oleodinamico o con argano.

I più diffusi sono gli ultimi due tipi e soprattutto quello elevatore, per le migliori caratteristiche di esercizio. Particolarmente importante per i forni di malleabilizzazione è la tenuta stagna ai gas, facilmente realizzabile in questi forni mediante casse a sabbia (gronde) disposte attorno alla suola e lamiera taglia-sabbia sporgente dalla camera del forno.

Nei forni a campana lo spostamento della camera o campana è fatto mediante gru che la sistema sulla suola fissa (due suole per ciascuna campana). I costi per l'impianto gru (gru da circa 20 t per una carica da 4 t) diventano tanto minori come incidenza quanto maggiore è il numero dei forni da servire. Il peso della carica, per medie produzioni, è compreso fra 2,5 ÷ 5 t, ma può arrivare fino a 25 t utili, con dimensioni per il caricamento di 5,5x5,5x2 m di altezza.

I vantaggi del forno elevatore sono: nessun accoppiamento per i raccordi di energia, punti di carico e scarico stazionari ubicati nelle zone più favorevoli per il flusso delle lavorazioni, manovra di scambio dei carrelli agevole comandata da un solo operatore su carro trasbordatore.

Gli svantaggi sono: gruppo di corsa separato per ogni forno con maggior spesa di installazione. Il peso della carica è compreso fra 4 e 20 t, con dimensioni utili della carica fino a 6,6x1,7x1,3 m di altezza.

Il riscaldamento di questi forni nei tipi più recenti è elettrico oppure con tubi radianti. Gli elementi scaldanti dei forni di maggiori dimensioni possono essere suddivisi in due o più zone controllate indipendentemente. Il raffreddamento della carica, quando richiesto, comandato preferibilmente da regolatore a programma, può essere ottenuto con circolazione forzata dell'atmosfera raffreddata mediante un refrigerante collocato esternamente (forni per la ghisa malleabile a cuore bianco) oppure con tubi multipli montati sulle pareti o sotto la volta del forno attraverso i quali circola aria fredda. Quando il riscaldamento è realizzato con tubi radianti, gli stessi elementi possono essere impiegati per il raffreddamento, interrompendo l'alimentazione del gas e lasciando circolare aria.

Il ciclo di ricottura può essere completato nello stesso forno oppure il forno può essere impiegato in serie con altro forno, sia intermittente che continuo.

Un'applicazione tipica del sistema dei due forni si ha in quei casi in cui la durata delle due fasi del ciclo è pressocchè uguale (esempio ghisa malleabile a cuore nero ferritica). In questo sistema un forno è destinato alla parte del ciclo ad alta temperatura e il secondo soltanto al raffreddamento lento e/o permanenza a bassa temperatura. Ciascuna carica è spostata da un forno all'altro al momento opportuno. Si può lavorare con qualsiasi forno intermittente con suola estraibile, benchè il forno di tipo elevatore presenti vantaggi per essere condotto in questo modo.

Ovviamente necessitano almeno 3 carrelli o suole per ogni coppia di forni: due entro i forni e uno per raffreddamento finale scarico-carico.

I vantaggi consistono nel fatto che entrambi i forni lavorano a temperatura quasi costante, così che non è sprecata una quantità rilevante di energia nel raffreddare e riscaldare nuovamente la parte muraria del forno. Ciò comporta un risparmio di energia e potenza dell'ordine del 10 ÷ 20%. Inoltre, per le stesse ragioni, si verificano meno usura e guasti (crepe in particolare) nella struttura del forno. In secondo luogo ognuno dei due forni può essere adattato alla sua funzione particolare; così l'impianto di raffreddamento e il regolatore a programma sono necessari solo per il forno a bassa temperatura. Inoltre, poichè questo forno funziona solo fino a 1.073 K (800 °C), possono essere incorporate ventole ad alta velocità di circolazione allo scopo di promuovere la massima velocità e uniformità di riscaldamento e raffreddamento.

Infine è possibile mantenere in ciascun forno l'atmosfera più appropriata al campo di temperatura necessaria.

Riscaldamento dei forni di ricottura

I moderni forni di ricottura sono previsti per funzionamento in atmosfera controllata, sia per la ghisa malleabile a cuore bianco sia per la ghisa malleabile a cuore nero, cioè senza copertura ossidante o neutra dei getti (minerale o sabbia rispettivamente per i due tipi di ghisa malleabile). Si rende pertanto necessario un riscaldamento indiretto, e nel caso di combustibili gassosi, la combustione avviene entro i cosidetti tubi radianti inseriti nell'ambiente del forno a perfetta tenuta di gas.

Nel corso dell'evoluzione intervenuta in questi anni, il tubo a mantello radiante si è affermato come la miglior soluzione, sia dal punto di vista termotecnico che da quello costruttivo (fig. 170). Impiegando gas industriale, metano, gas liquidi e da generatore, si ottengono rendimenti termici sul 70 ÷ 80% , con ottima resistenza all'usura anche alle temperature più elevate e a pieno carico; la durata dei tubi radianti è risultata di almeno 2 anni, sino a circa 10 anni a 1.223 K (950 °) in atmosfera neutra per i forni continui.

Per un riscaldamento con nafta, in linea di principio possibile, si hanno costi di installazione e manutenzione decisamente più elevati.

Accanto al tubo radiante, il riscaldamento elettrico a resistenza (piattine, spirali, ecc.) trova buona applicazione; è specialmente indicato nei casi in cui la temperatura deve essere regolata entro limiti molto stretti e con bassa erogazione di potenza (esempio forni di rinvenimento e secondo stadio della ghisa malleabile a cuore nero ferritica).

In alcuni casi è stato impiegato anche un sistema misto: a gas per la fase di riscaldo ed elettrico per quella di mantenimento.

Confronto tecnico-economico tra forni continui e forni intermittenti

Una prima importante diversità tra forni continui e forni intermittenti impiegati per una produzione industriale consiste nel dimensionamento del forno e perciò nel peso della singola carica: 0,5 ÷ 1 t per i primi, generalmente superiore a 4 t per i secondi. Ne derivano importanti conseguenze, generalmente a favore del forno continuo.

In questo forno anzitutto risultano inferiori le difficoltà di supportare i diversi strati della carica onde evitare distorsioni nei getti per il sovrastante peso. I getti sono infatti impilati nei cestelli e i più compatti sono caricati alla rinfusa.

La trasmissione del calore attraverso la carica è facilitata, e di conseguenza le temperature richieste sono raggiunte più velocemente e più uniformemente.

Le grosse cariche dei forni intermittenti, viceversa, hanno una notevole inerzia termica, di cui bisogna tener conto allungando i tempi e là dove il problema è più critico, come per il rinvenimento delle ghise malleabili perlitiche, può essere necessario ricorrere all'impiego di ventilatori di circolazione per aumentare la trasmissione convettiva del calore, senza tuttavia ottenere risultati ugualmente soddisfacenti.

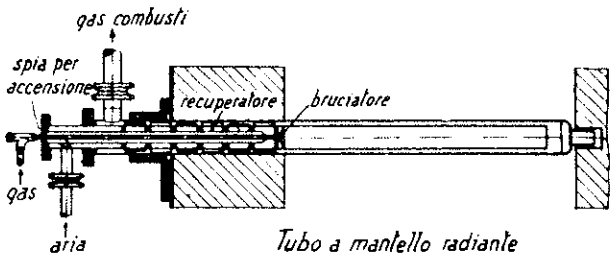


Fig. 170

Nei forni continui è più uniforme anche la composizione dell'atmosfera da punto a punto della carica; di conseguenza la circolazione dell'atmosfera, così importante per la decarburazione della ghisa malleabile a cuore bianco, risulta più efficiente e pertanto può essere tollerata una maggior densità di carica.

I cicli di trattamento che richiedono un raffreddamento rapidissimo dalla temperatura di austenitizzazione (tempra in aria o in olio delle ghise malleabili perlitiche) sono praticamente irrealizzabili per le grosse cariche dei forni intermittenti; in questo caso la soluzione più razionale è rappresentata dal forno continuo, dalla cui uscita i getti passano direttamente e velocemente al dispositivo di tempra.

Viceversa il forno intermittente si presenta molto più elastico dal punto di vista della possibilità di cambiamenti di ciclo (temperatura, durata), in relazione alle diverse caratteristiche da conferire ai getti nonchè alle dimensioni (spessore) degli stessi. Non sussistono infatti problemi per modificare, da ciclo a ciclo o anche nel corso dello stesso ciclo, tempi di permanenza, velocità di raffreddamento, ecc. Tali modifiche sono possibili, entro certi limiti, anche per il forno continuo, ma sono necessariamente più lente.

Il forno continuo, tenuto conto della notevole massa ivi contenuta, 20 ÷ 40 o più t di getti si presta male al trattamento di piccole partite di getti che richiedano cicli diversi da quello standard.

Dal lato economico si nota in primo luogo che il costo di acquisto e installazione del forno continuo per piccole produzioni è superiore a quello del forno intermittente. Il consumo energetico è inferiore per il forno continuo salvo quando i forni intermittenti sono condotti con il *sistema dei due forni*. Per questi ultimi si citano consumi energetici eccezionalmente bassi (420 kWh/t) con produzioni elevate (500 t/mese di getti per coppia di forni).

L'impiego di manodopera di esercizio è generalmente a favore del forno continuo: anche la manutenzione è inferiore, salvo ancora il caso dei forni intermittenti condotti in coppia, cioè a temperatura pressocchè costante.

Il bilancio complessivo varia secondo le condizioni di esercizio delle diverse fonderie e con l'evolversi nel tempo dei costi della manodopera, dell'energia, ecc.

In fig. 171 si vede un confronto indicativo fra i costi di ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco in forni elevatori e in forni continui. Appare evidente la maggior economicità del forno continuo a partire da 150 t/mese di getti.

Non altrettanto chiara è la situazione per la ricottura della ghisa malleabile a cuore nero (fig. 172). Anche tenuto conto del fatto che per i forni intermittenti non è incluso il costo del gas di protezione perchè ritenuto non indispensabile (il che è discutibile), sembrerebbe che fino a una produzione di 400 t/mese i forni intermittenti siano più economici.

Il confronto ha però senso solo nel settore della ghisa malleabile a cuore nero ferritica, poichè in quello delle ghise perlitiche il forno intermittente è sconsigliabile per ragioni metallurgiche già esaminate, tanto più quanto maggiori so-

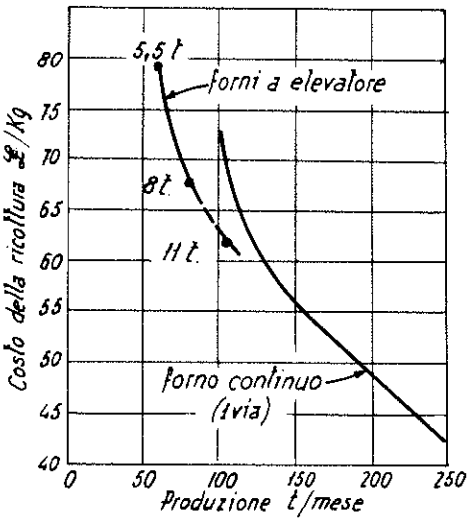


Fig. 171 - Costi di malleabilizzazione dei forni a gas per ghisa malleabile a cuore bianco (GMB 40) (Hocke).

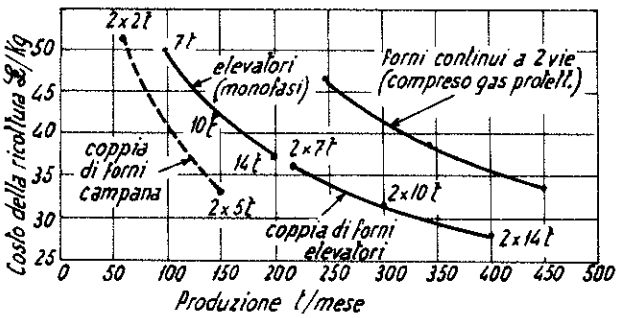


Fig. 172 - Costi di malleabilizzazione dei forni a gas per ghisa malleabile a cuore nero ferritica (Hocke).

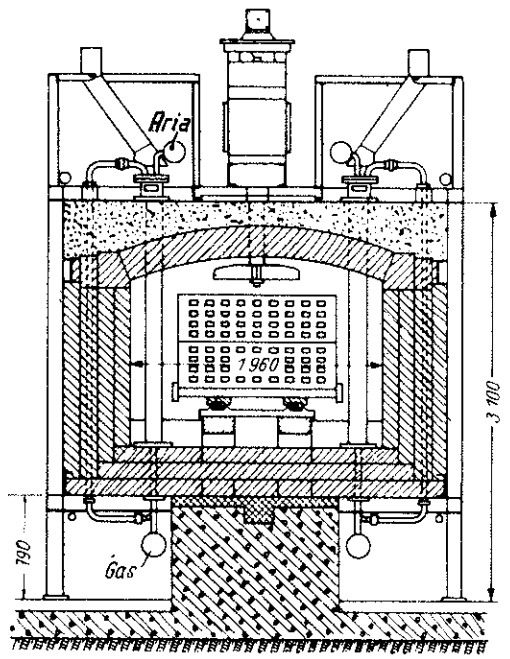


Fig. 173 - Sezione di un forno a tunnel riscaldato con tubi radianti per ricottura di ghisa malleabile a cuore bianco.

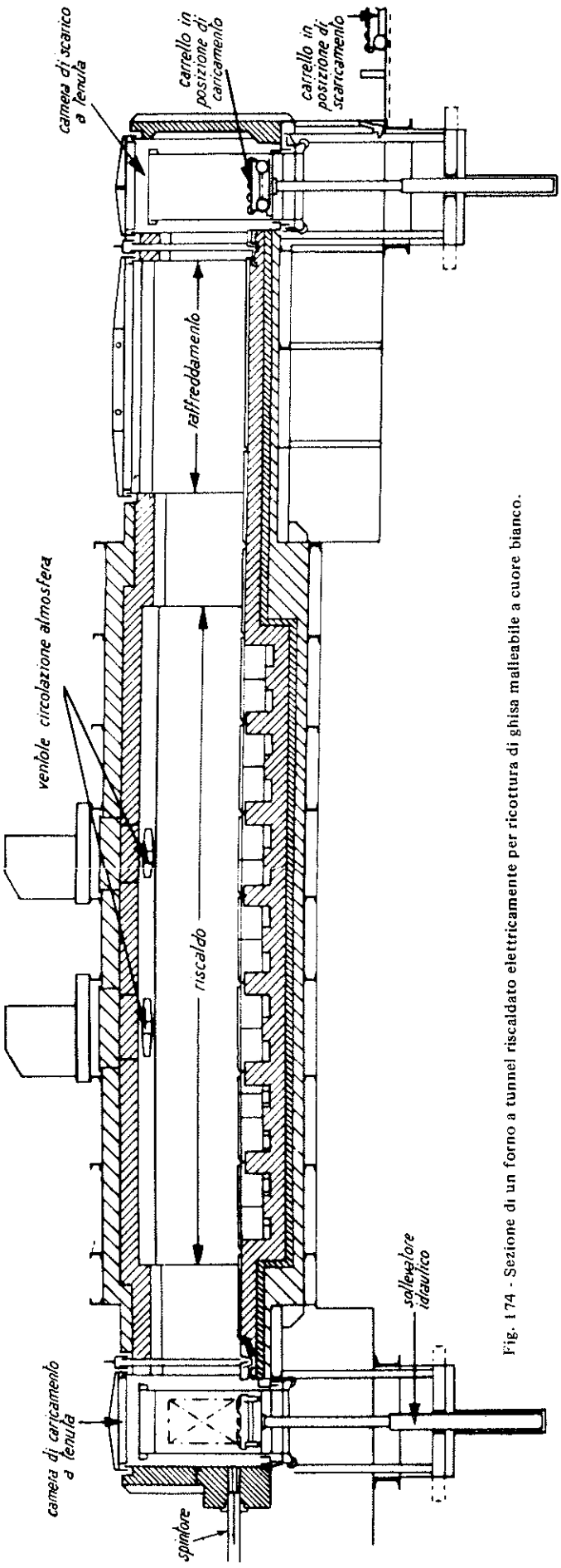


Fig. 174 - Sezione di un forno a tunnel riscaldato elettricamente per ricottura di ghisa malleabile a cuore bianco.

no le sue dimensioni. Considerando lo sviluppo accelerato che la ghisa malleabile perlitica ha assunto nell'ultimo decennio, sembra ovvio pronosticare che l'avvenire è per il forno continuo.

Forni di trattamento per la ghisa malleabile a cuore bianco

In linea di principio, i forni di ricottura sono molto simili per il processo a cuore bianco e a cuore nero, per cui possono essere abbastanza facilmente trasformati per il trattamento dell'uno o dell'altro tipo di prodotto.

Va però ricordato che nel primo caso il forno è notevolmente più sollecitato principalmente per due ragioni: primo, il campo di temperatura è superiore di circa 373 K (100 °C) (che non sono trascurabili quando si tratta di temperature oltre 1.273 K = 1.000 °C); secondo, il tipo di atmosfera, che è praticamente inerte per la ghisa malleabile a cuore nero, mentre nella decarburazione della ghisa a cuore bianco, vuoi per la presenza di forti percentuali di H_2, vuoi per la presenza di H_2S, sia pure in quantità minime, è molto aggressiva.

Di ciò va tenuto conto nella scelta dei materiali da costruzione.

Forni continui

I forni più diffusi sono quelli con capacità 250 e 500 t/mese di getti rispettivamente a una e due vie (figg. 173 e 174), a spintore idraulico, rotaie in acciaio altolegato, carico e scarico realizzato con elevatori idraulici nei vestiboli alle due estremità, muniti di gronde e tagliasabbia per la tenuta del gas.

Il gas prodotto dalla decarburazione contiene elevate percentuali di H_2 e CO, con circa 5.022 J/m^3 (1.200 Cal/m^3) ed è combusto in appositi bruciatori alle due estremità del forno per non inquinare l'ambiente. Nei tipi più recenti la combustione di 2/3 del gas è realizzata nel vestibolo di entrata, sfruttandone il calore per il preriscaldo delle cariche. Per un forno da 200 t/mese si tratta di circa 30 m^3/h di gas, sufficienti per riscaldare la carica a 773 ÷ 873 K (500 ÷ 600 °C), con un risparmio energetico di circa 15 ÷ 18%.

I sistemi per generare e regolare l'atmosfera saranno considerati più avanti. Importante risulta la funzione delle ventole destinate ad agitare l'atmosfera: esse sono incorporate sulla volta del forno, in prossimità delle entrate di vapore (per esempio in numero di 3 per un forno da 250 ÷ 300 t/mese) e sono costruite in acciaio alto legato (esempio 25% Ni, 20% Cr), albero motore cavo comandato esternamente e raffreddato con appositi ventilatori.

I cestelli in cui sono posti i getti sono generalmente costruiti in lamiera di acciaio dolce (l'impiego di acciaio inossidabile è risultato nel complesso poco conveniente). Essi sono forati (talvolta in rete) per favorire la circolazione dell'atmosfera, eventualmente scomponibili per facilitarne la raddrizzatura dopo ripetuto impiego. Nel forno sono contenute 30 ÷ 40 cariche, considerata una sua lunghezza di 20 ÷ 30 m.

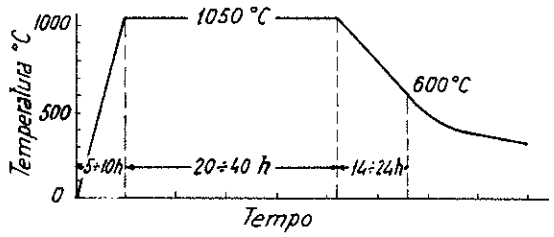


Fig. 175 - Ciclo tipico di ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco in forno continuo.

Per i tipi di ghisa malleabile a cuore bianco più correnti, fino a resistenza 440 ÷ 490 N/mm² (45 ÷ 50 kg/mm²), il ciclo è completato nello stesso forno (fig. 175).

Il riscaldamento avviene alla massima velocità consentita dalla potenza del forno: non è generalmente previsto un rallentamento della velocità di riscaldo nell'intervallo di prenucleazione 623 ÷ 723 K (350 ÷ 450 °C), poichè gli effetti di questo trattamento non si evidenziano nella fase di ricottura della ghisa a cuore bianco a 1.323 K (1.050 °C) in atmosfera controllata.

Il raffreddamento dalla temperatura di decarburazione a quella di scarico, (circa 873 K = 600 °C), è relativamente lento (303 ÷ 313 K/h = 30 ÷ 40 °C/h) e quindi il rivestimento isolante della zona terminale del forno è ridotto in conformità. La perlite nei getti così trattati è lamellare.

Per ottenere strutture perlitiche da tempra-rinvenimento (tipi con resistenza di 590 ÷ 690 N/mm² (60 ÷ 70 kg/mm²), l'uscita dal forno deve essere termoregolata a 1.073 ÷ 1.123 K (800 ÷ 850 °C), con successiva tempra in aria (oppure olio).

La doccia d'aria è pure indicata per i getti che devono subire una successiva globulizzazione della perlite.

La durata totale del ciclo di ricottura è regolabile entro certi limiti, variando l'intervallo di tempo di introduzione delle singole cariche fra 1 ÷ 2 h: in proporzione inversa varia la produttività del forno. Ovviamente con questo sistema i tempi di riscaldo, mantenimento e raffreddamento variano contemporaneamente in modo non del tutto controllato.

Normalmente il ciclo è regolato sullo spessore medio dei getti da trattare: per i getti di spessore maggiore conviene in certi casi ripetere il ciclo, ricaricando il cestello nel forno.

I getti di maggiori dimensioni possono essere sistemati nel cestello separatamente, oppure assieme a getti più piccoli per un miglior sfruttamento dello spazio. La cura nella sistemazione dei getti, alla rinfusa oppure, al limite, con supporti che ne ostacolino le deformazioni, dipende dalla forma e robustezza del getto.

Il consumo energetico per un forno continuo da 250 t/mese si aggira su 900 ÷ 1.000 kWh/t oppure 170 ÷ 180 m³ di metano per t di getti ricotti. La durata delle resistenze elettriche si aggira sui 3 ÷ 4 anni; quella del rivestimento murario sui 10 ÷ 15 anni. Per i tubi radianti funzionanti a gas la durata media varia da 5 a 8 anni circa a seconda delle condizioni di funzionamento.

Forni intermittenti

Il tipo di forno più diffuso è quello elevatore (fig. 176), per cariche singole da 4 ÷ 7 t, con dimensioni utili per la carica 4,30x1,50x0,75 m di altezza.

Circa i sistemi per generare e regolare l'atmosfera, l'argomento sarà trattato più avanti. L'atmosfera è mantenuta in agitazione mediante ventole installate sulla volta del forno, come nei forni continui.

Nei forni a riscaldamento elettrico è incorporato un refrigerante a circolazione d'acqua per il raffreddamento forzato, con ventilatore per la circolazione del gas dal forno al refrigerante e viceversa. Durante il riscaldamento il refrigerante è separato dal forno con saracinesche a farfalle raffreddate.

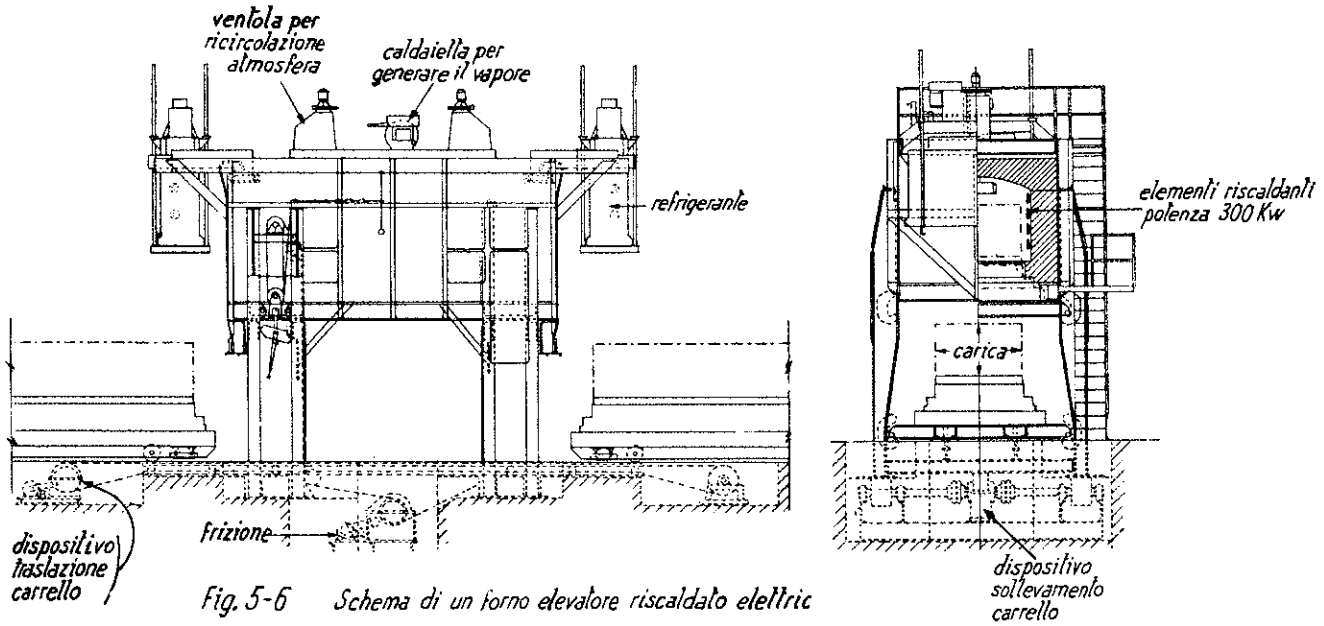


Fig. 5-6 Schema di un forno elevatore riscaldato elettric

Fig. 176 - Schema di un forno elevatore riscaldato elettricamente per ricottura di ghisa malleabile a cuore bianco.

Il raffreddamento può essere regolato automaticamente dal dispositivo programmatore. In fig. 177 è rappresentato schematicamente un forno a campana.

Per sistemare la carica su carrelli o suole si usa provvedere una struttura a forma di scaffale di piastre in acciaio dolce, distanziate da supporti, fusi in ghisa malleabile sulla quale sono impilati i getti. La distanza fra le piastre è regolabile (200 ÷ 300 mm), variando l'altezza dei supporti in relazione alle dimensioni dei getti. Si può anche fare uso di cestelli appoggiati direttamente sulle piastre oppure distanziati fra loro dalle relative griglie. Quest'ultima soluzione è particolarmente agevole se il forno è utilizzato in catena con forni continui, ma è generalmente meno indicata dal punto di vista utilizzo dello spazio e circolazione dell'atmosfera.

Le lamiere di supporto dei getti e gli eventuali cestelli di contenimento devono essere provvisti di fori per facilitare il movimento dell'atmosfera, soprattutto in prossimità della suola. In questa zona l'atmosfera tenderà comunque ad essere più stagnante, per cui, se la carica comprende getti di diverso spessore, è consigliabile sistemare quelli più spessi verso la sommità della carica, dove anche la temperatura è tendenzialmente più alta.

Il consumo energetico per un forno elevatore da 50 ÷ 60 t/mese a riscaldamento elettrico si aggira su 1.200 ÷ 1.400 kWh/t. La durata delle resistenze elettriche si aggira sui 2 ÷ 3 anni; quella del rivestimento murario attorno a 5 ÷ 6 anni.

Forni di trattamento per le ghise malleabili a cuore nero e perlitiche

La prima fase del ciclo di ricottura è uguale sia per la ghisa malleabile a cuore nero ferritica che per le ghise perlitiche, e possono quindi essere impiegati gli stessi forni. Per la seconda fase del ciclo la situazione è alquanto diversa, nel senso che i forni più idonei per le ghise perlitiche lo sono anche per la ghisa ferritica, ma non viceversa.

Ghisa malleabile a cuore nero ferritica

Il ciclo, comprendente riscaldamento, mantenimento (primo stadio) e raffreddamento attraverso l'intervallo critico (secondo stadio), può essere completato nello stesso forno. In figg. 178 e 179 si vede un esempio del ciclo più breve possibile in un forno continuo contenente 35 cariche, durata totale 35 h, aumentabile riducendo la frequenza della introduzione delle cariche.

Il ciclo completo può essere eseguito anche in forni intermittenti nelle diverse versioni, fra cui è preferibile quello elevatore o a campana per la miglior tenuta dei gas. La durata del ciclo in questi forni è necessariamente più lunga, come già osservato precedentemente, tanto più quanto più pesante è la carica. La fig. 180 rappresenta il ciclo realizzato in un forno a campana (fig. 181) con carica da 25 t. Si hanno 20 h per il riscaldamento, 30 h di permanenza a 1.203 K (930 °C), 7 h di raffreddamento rapido e uniformazione a 1.043 ÷ 1.053 K (770 ÷ 780 °C), e 28 h di raffreddamento lento, totale circa 85 h.

Il riscaldamento è a tubi radianti e gli stessi tubi servono per pilotare il raffreddamento forzato nella rispettiva parte del ciclo.

Buone rese per il trattamento della ghisa malleabile a cuore nero ferritica si ottengono con il sistema dei due forni, cui si è già accennato: per cariche da 15 ÷ 20 t si impiegano cicli da 40 ÷ 60 h complessive, equamente suddivise fra i due forni.

La soluzione più interessante e che va maggiormente diffondendosi per la ricottura della ghisa malleabile a cuore nero ferritica è tuttavia quella che prevede il trattamento in due forni continui, rispettivamente ad alta temperatura per il primo stadio grafitizzazione e a bassa temperatura per il secondo stadio.

Essa offre la possibilità di poter utilizzare gli stessi forni per la ghisa ferritica e le ghise perlitiche, vantaggio non indifferente per le fonderie nei periodi di transizione, in cui possono variare sia le capacità produttive sia l'assortimento

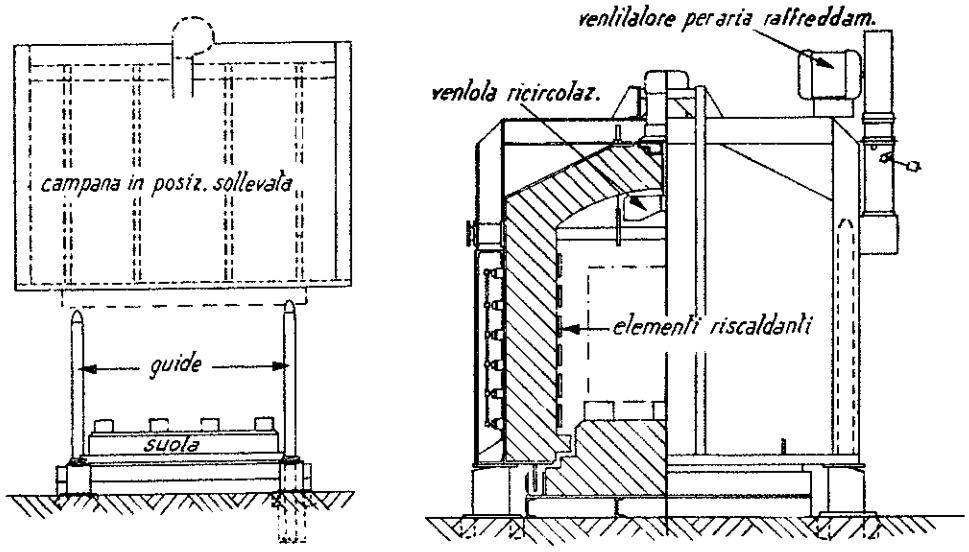


Fig. 177- Schema di un forno a campana a riscaldamento elettrico per ricottura di ghisa malleabile a cuore bianco.

della produzione. Questi forni universali permettono di trattare, con leggere modifiche di ciclo (in successive campagne), tutti i tipi di ghisa malleabile a cuore nero, come si dirà nel paragrafo seguente.

Ghise malleabili perlitiche

Queste ghise sono prodotte generalmente con una tempra del getto dopo la prima fase di trattamento. L'uniformità della velocità di tempra è di primaria importanza per la qualità finale del prodotto. Perciò si è dedicata particolare attenzione al dispositivo di tempra.

Nella pratica si possono avere soluzioni diverse, che rientrano fondamentalmente in due tipi:

- svuotamento del cestello contenente il materiale, onde ottenere una distribuzione uniforme dei getti nel mezzo temprante (aria, oppure olio o soluzione sintetica);
- raffreddamento violento dell'intero cestello.

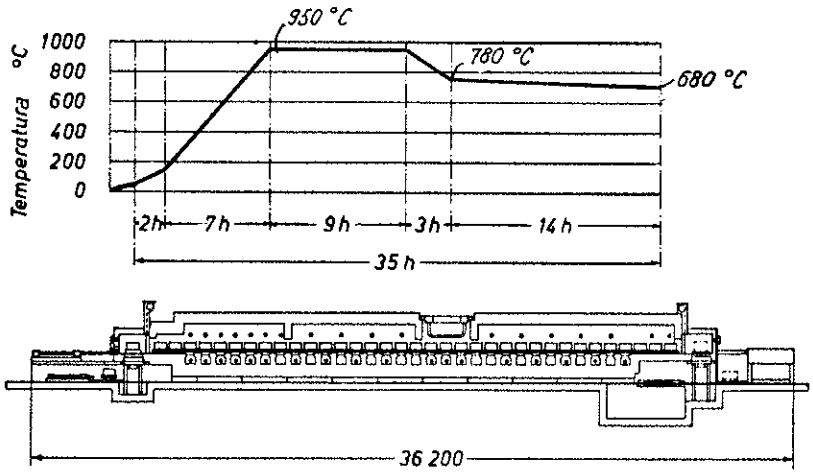


Fig. 178 - Rappresentazione schematica di un forno continuo per ghisa malleabile ferritica a cuore nero.

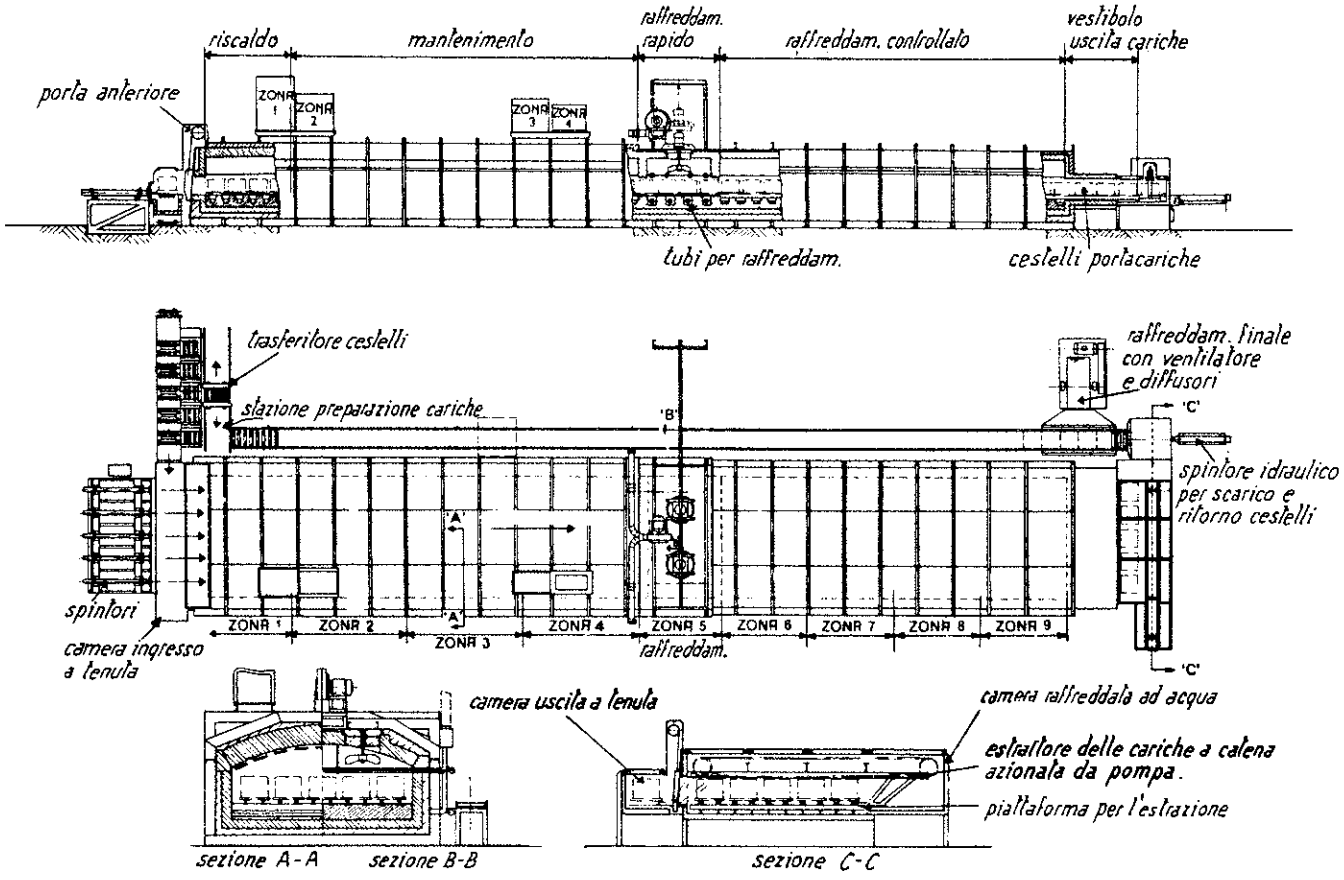


Fig. 179 - Schema di un forno continuo a 5 vie per ricottura di ghisa malleabile a cuore nero ferritica.

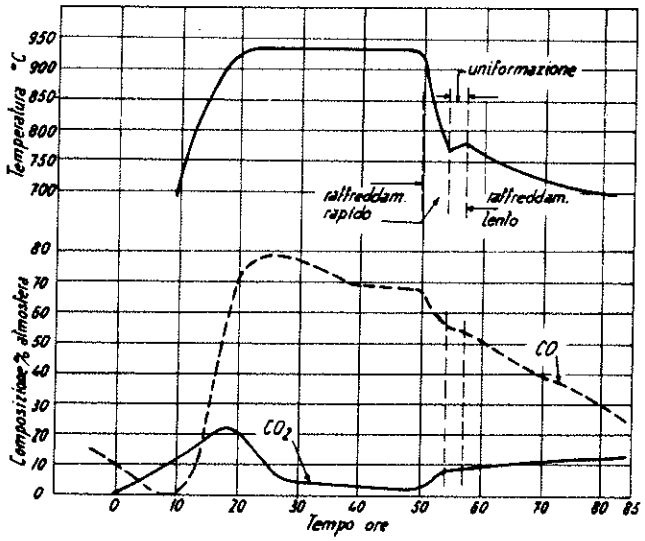


Fig. 180 - Andamento della composizione dell'atmosfera autoformantesi nella ricottura dellla ghisa malleabile a cuore nero ferritica in forno a camera a tenuta stagna (Hancok).

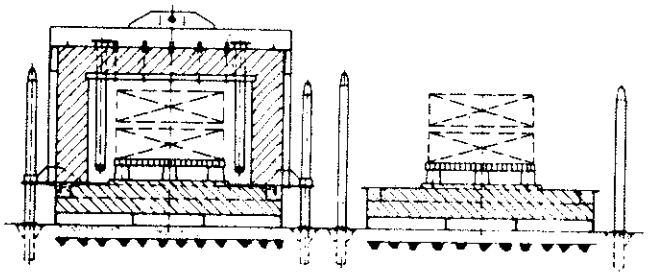


Fig. 181 - Schema di un forno a campana con riscaldamento a gas.

I risultati metallurgici che si ottengono con il primo sistema sono superiori, ma esso comporta un impianto un pò più complicato (dispositivi di ribaltamento dei cestelli, nastri estrattori dalla vasca dell'olio, ecc.), e la necessità che il successivo forno di rinvenimento sia dotato di tappeto trasportatore continuo (a meno di ricomporre i cestelli).

A sua volta la tempra in olio dà risultati metallurgici superiori rispetto alla tempra in aria, ma comporta un impianto più complesso, anche perchè i residui oleosi sui getti temprati devono essere eliminati (lavaggio con macchina a spruzzo o per immersione in soluzione caustica o per combustione).

La necessità di temprare i getti dopo la prima fase di trattamento comporta l'impiego di due forni collegati fra loro dal dispositivo di tempra. Per una produzione in massa di ghise perlitiche l'impianto più razionale comprenderà due forni continui di tipo universale (che presentano il vantaggio di poter ricuocere anche ghisa a cuore nero ferritica).

La fig. 182 rappresenta lo schema di un forno continuo per il primo stadio di grafitizzazione e relativo ciclo di ricottura. La temperatura di uscita sarà regolata attorno a 1.123 ÷ 1.163 K (850 ÷ 890 °C) per le ghise malleabili perlitiche, che devono essere temprate e circa 1.073 K (800 °C) per la ghisa malleabile ferritica.

All'uscita del forno si trova il dispositivo di tempra (aria, oppure olio, o entrambi), utilizzato solo per le ghise perlitiche. I cestelli subiscono la doccia d'aria con potenti ventilatori (per esempio 3.500 m^3/min per 2 cariche da 500 kg cadauno appaiate) capaci di raffreddare fin quasi a temperatura ambiente (per esempio 363 K = 90 °C) la carica in 4 ÷ 6 min (423 ÷ 473 K/min = 150 ÷ 200°C/min). Oppure sono immersi in una vasca di olio di capacità idonea (per esempio 30 ÷ 35 m^3 per produzione di 1 t/h). L'olio è termoregolato a 333 ÷ 353 K (60 ÷ 80 °C) con riscaldatore e scambiatore di calore, pompa di circolazione, dispositivi antincendio, ecc. I cestelli sono poi introdotti (previa eventuale sgrassatura nel caso della tempra in olio) nel secondo forno per il rinvenimento (fig. 183).

Quando il forno è utilizzato per il primo stadio della ghisa malleabile ferritica, ovviamente il dispositivo di tempra non è utilizzato e i cestelli passano direttamente nel secondo forno.

La fig. 184 rappresenta lo schema di un forno continuo per il rinvenimento delle ghise perlitiche e relativo ciclo di trattamento. Qualora il forno fosse utilizzato per il secondo stadio della ghisa ferritica, la prima zona dovrà essere termoregolata su 1.033 K (760 °C) per uniformare la temperatura, mentre le zone successive saranno a temperature decrescenti uniformemente da 1.033 a 973 ÷ 953 K (760 a 700 ÷ 680 °C). Si può anche eseguire un trattamento a temperatura costante nell'intervallo critico oppure un trattamento subcritico (a temperatura costante, per esempio 983 K = 710 °C).

I tempi di ciclo sono regolati, nel caso in esame, variando il ritmo di estrazione delle cariche a spinta. Nei forni muniti di trasporto su vie a rulli si varia invece la velocità di questi nel tratto intermedio; nei tratti iniziale e finale i rulli possono assumere un movimento veloce per la rapida introduzione ed estrazione delle cariche.

I due forni possono essere disposti a 180° (la cosidetta disposizione a U) oppure in linea, dipendentemente dalla soluzione più adatta a ciascuna fonderia (spazi, flusso dei materiali, ecc.).

Il primo stadio di ricottura delle ghise malleabili perlitiche può naturalmente essere condotto senza difficoltà in qualsiasi forno, anche di tipo intermittente. Il problema che si pone in tal caso è quello del raffreddamento rapido dopo il primo stadio.

Il sistema, in passato molto praticato in U.S.A., di legare la ghisa malleabile perlitica con elementi stabilizzatori della perlite (per lo più manganese) per poi ricuocere assieme alla ferritica non dà risultati affidabili quanto una perlitizzazione ottenuta mediante tempra-rinvenimento.

Le grosse cariche dei forni intermittenti si prestano male a una tempra rapida e uniforme in aria (e non è pensabile di immergere una simile massa in olio). Sono inevitabili notevoli differenze di velocità di raffreddamento fra le parti esterne e il centro della carica e, conseguentemente, forti dispersioni del campo di durezza (e resistenza) dopo rinvenimento, che difficilmente permettono di rispettare i limiti delle Norme e tanto meno le presenti e sempre più severe esigenze del mercato.

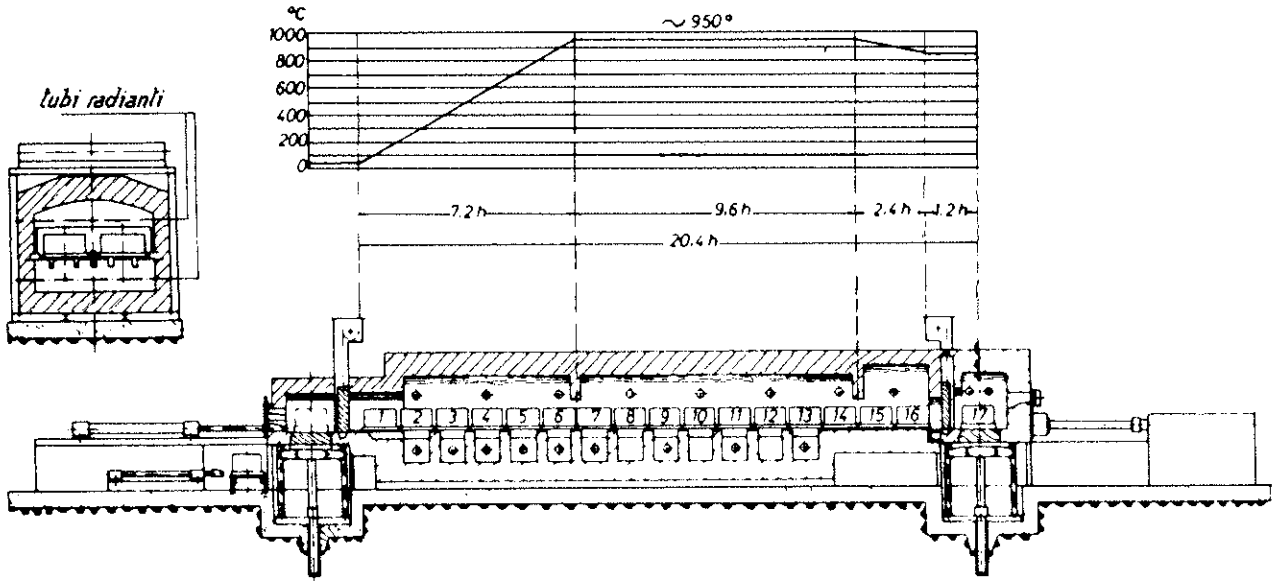


Fig. 182 - Schema di un forno a spinta riscaldato a gas (alta temperatura) per ghisa malleabile a cuore nero; portata 300 t/mese, ciclo del forno 1,2 h.

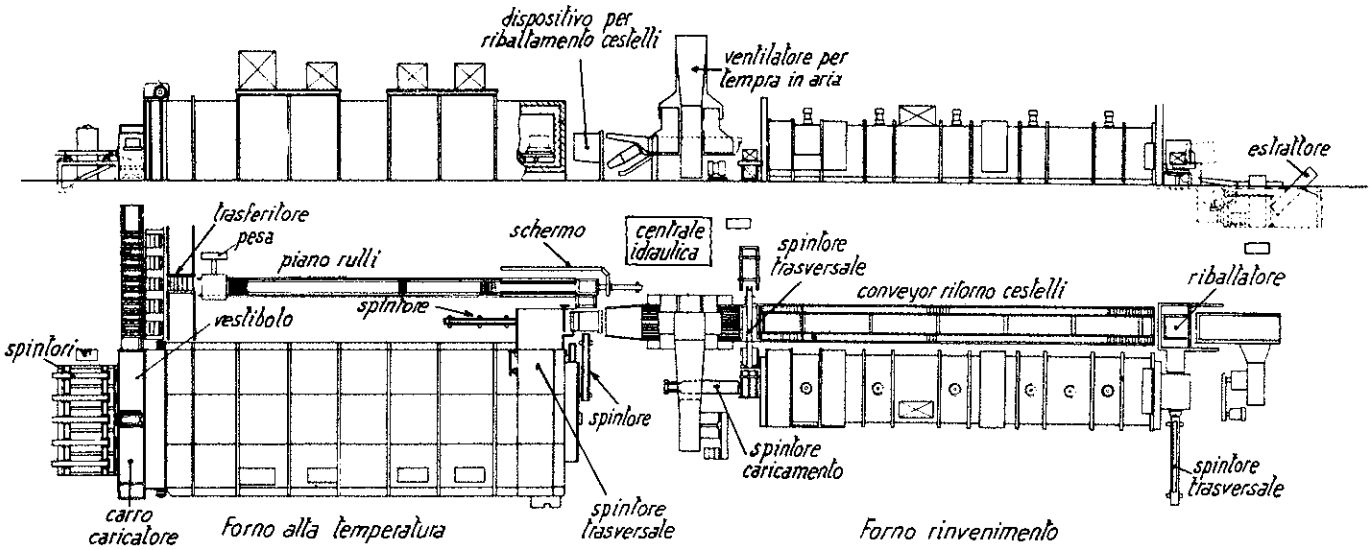


Fig. 183 - Forno continuo con tempra e rinvenimento per ghisa malleabile perlitica.

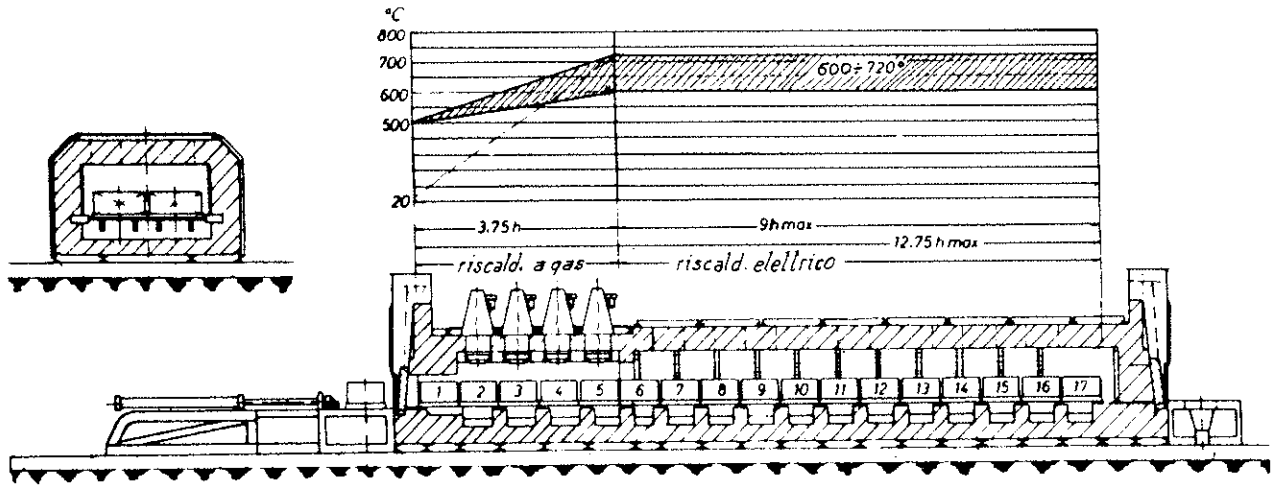


Fig. 184 - Schema di un forno di rinvenimento (forno a spinta) con riscaldamento gas-elettricità, per ghisa malleabile a cuore nero perlitica; portata 500 t/mese, ciclo del forno 45 min.

Perciò le fonderie che operano la prima fase di trattamento delle ghise malleabili perlitiche in grossi forni intermittenti devono avere a disposizione anche dei forni di austenitizzazione appositamente progettati per riscaldo a 1.123 ÷ 1.173 K (850 ÷ 900 °C) e tempra.

In questi forni il materiale è caricato solitamente in cestelli: all'uscita è installato l'impianto di tempra, cui può far seguito, in linea, il forno di rinvenimento.

Un forno di austenitizzazione del genere può essere costruito, a seconda delle capacità desiderate, come forno continuo o intermittente (forno a camera, forno a bacino). E' ovviamente indispensabile che anche per il forno intermittente sia soddisfatta l'esigenza di una tempra uniforme.

Una riaustenitizzazione dopo il primo o dopo il primo più secondo stadio diventa importante nei seguenti casi:

a – produzione di ghisa malleabile perlitica da getti con struttura di partenza ferritica oppure ferritico-perlitica;

b – tempra doppia (aria-olio) per il trattamento della ghisa bonificata in olio.

Il caso a) diventa una necessità qualora si devono produrre quantità relativamente piccole di ghisa perlitica e si hanno a disposizione solo dei forni elevatori o a campana, oppure un forno continuo a raffreddamento lento.

Il caso b) contempla un processo di tempra in aria + austenitizzazione + tempra in olio. Questo processo, notevolmente costoso, diminuisce il pericolo di formazione di cricche da tempra nei getti nei confronti della tempra diretta in olio dopo la prima fase di malleabilizzazione; inoltre permette di ottenere una struttura di rinvenimento più uniforme e un miglior rapporto di limite di snervamento.

Per una soluzione ottimale dal punto di vista metallurgico e da quello del flusso del lavoro potrebbe risultare vantaggioso un impianto in cui tutta la ghisa malleabile perlitica, dopo i forni ad alta temperatura, possa passare attraverso il dispositivo di tempra in aria, per poi essere smistata, secondo il tipo di materiale, immediatamente al forno di rinvenimento oppure verso il forno di austenitizzazione con bagno d'olio. Una soluzione ancora più elastica è quella schematizzata in fig. 185 che permette di ricuocere contemporaneamente ghisa malleabile ferritica e perlitica, trattando quest'ultima con tempra in aria oppure olio oppure entrambe.

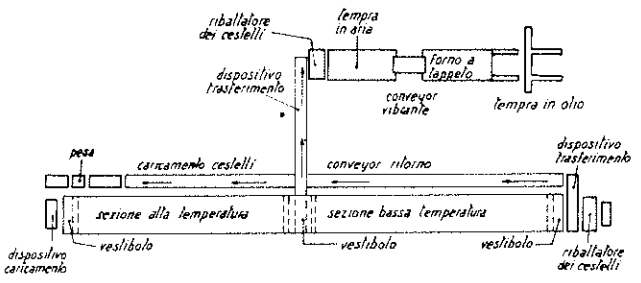


Fig. 185 - Schema di un impianto completo per trattamento di ghisa malleabile a cuore nero ferritica e perlitica.

LE ATMOSFERE DI RICOTTURA

Atmosfere della ghisa malleabile a cuore bianco: composizione e regolazione

Il requisito fondamentale dell'atmosfera di ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco è che essa deve essere decarburante per il carbonio contenuto nei getti, ma non ossidante per il ferro. Altro requisito molto importante per una decarburazione veloce ed uniforme è il continuo rinnovamento o rigenerazione dell'atmosfera decarburante, poichè un'atmosfera stagnante è rapidamente saturata dal carbonio uscente dai getti con conseguente arresto del processo di decarburazione.

L'idea di decarburare la ghisa non imballando i getti entro minerale di ferro in cassette chiuse, bensì immettendo nel forno dall'esterno dei gas che reagissero con il carbonio, risale ai primi anni del secolo.

Wüst aveva dimostrato che nell'affinazione per ricottura il fattore principale era la fase gassosa e che l'ossido di ferro reagiva con la ghisa decarburandola anche senza contatto diretto. Attorno al 1910 Stotz e Becker avevano sperimentato la decarburazione con una miscela di CO e CO_2; nel 1922 Rott aveva proposto la decarburazione in vapor d'acqua.

Si possono impiegare anche atmosfere preparate esternamente al forno mediante combustione parziale di gas, per esempio di gas di città, previa rimozione dell'eccesso di vapor d'acqua. Furono fatti esperimenti in questo senso, ma presto risultò che tale metodo applicato su scala industriale avrebbe richiesto grandi e costose quantità di gas.

L'impiego di aria oppure di vapor d'acqua oppure di una miscela di entrambi è ovviamente il mezzo più semplice e più economico.

L'aria ha il vantaggio della maggior semplicità di applicazione. A contatto con la superficie dei getti si forma una miscela di CO, CO_2, ma, a causa del contenuto di N_2, la massima concentrazione del costituente ossidante (CO_2) che può essere tollerata a 1.298 ÷ 1.323 K (1.025 ÷ 1.050 °C) senza ossidazione del ferro, è circa 8%.

Con il vapor d'acqua si forma una miscela di CO, CO_2, H_2, H_2O (gas d'acqua) e la concentrazione possibile di gas decarburante senza ossidazione del ferro sale a 8,5% CO_2 + 26% H_2O. Il potere decarburante dell'atmosfera risulta perciò molto più energico, il che permette una maggiore densità di carica senza pericolo di decarburazione non uniforme. Ci sono però delle controindicazioni, come la condensa di umidità nella muratura del forno e l'alta percentuale di H_2, gas molto esplosivo, che complica il processo della fase di scarico del forno.

Come compromesso, la soluzione più conveniente è risultata una miscela di aria e vapore in opportune proporzioni.

Decarburazione in aria

Il carbonio dei getti reagisce con l'aria contenuta nel forno e con quella successivamente immessa secondo la reazione del gas d'aria, formando una miscela di CO, CO_2 in proporzioni dipendenti dal peso di carbonio ossidato per m^3 di aria. Affinchè la miscela non sia ossidante per il ferro, il mi-

nimo rapporto consentito è $\frac{CO}{CO_2} \cong 2,8$ (fig. 80) e la massima percentuale di $CO_2 = 7,8\%$ (fig. 186) con CO=21,8%.

A 1.323 K (1.050 °C) tale atmosfera è in equilibrio con un carbonio nel ferro molto basso, dell'ordine di 0,01%.

Il volume di aria da inviare nel forno è circa 5,6 m^3/kg di carbonio; cioè sono gasificati 0,177 kg di carbonio/m^3 aria. Supponiamo che i getti crudi a contenuto iniziale di carbonio = 3 ÷ 3,4% debbano essere decarburati rispettivamente fino a circa 0,3% quelli sottili e a 1 ÷ 1,5% quelli di maggior spessore. Allora devono essere gasificati 15 ÷ 30 kg di carbonio/t di getti, il che richiede 85 ÷ 170 m^3 di aria/t di getti.

Il gas prodotto dall'ossidazione del carbonio ammonta a 1,12 m^3/m^3 aria. Questo gas contiene 0,158 kg di carbonio/m^3 e si arricchirà passando sui getti. Se i getti raggiunti per ultimi dalla corrente gassosa sono decarburati fino a 0,15% C, dalla fig. 86 si rileva che deve essere $\frac{p^2 CO}{p\,CO_2} \cong 16$, perciò la composizione finale per l'equilibrio sarà: CO = 33,5%; CO_2 = 0,7% con $R = \frac{CO}{CO_2} = 47,8$.

Alla fine la quantità di carbonio gasificato per unità di volume di aria sarà: 0,22 kg di carbonio/m^3 aria.

Quindi solamente $\frac{0,22-0,177}{1,12} = 0,038$ kg di carbonio/m^3 di gas possono essere asportati da un'atmosfera originariamente in equilibrio con Fe e con FeO.

La prima cifra (0,177 kg di carbonio/m^3 aria) è denominata *cifra totale di trasporto* e indica quanta aria può essere introdotta in un forno per gasificare una certa quantità di carbonio.

Si denomina invece *cifra di trasporto interno* quella che indica quanto gas deve essere fatto circolare nel forno in modo da asportare una ulteriore quantità di carbonio senza perdere la sua reattività: in questo caso 0,038 kg di carbonio/m^3 gas.

Perciò $\frac{15 \div 30}{0,038} = 400 \div 800$ m^3 di gas devono circolare nel forno.

Da notare che la reazione di decarburazione con aria è esotermica, sviluppando ~ 418.500 J/t (~ 100.000 Cal/t) getti (gasificazione di 25 kg di carbonio/t).

Decarburazione in vapor d'acqua e miscela aria-vapore

Se la decarburazione è ottenuta immettendo nel forno vapore acqueo, il minimo rapporto consentito per prevenire l'ossidazione del ferro è ancora: $\frac{CO}{CO_2} = 2,8$; contemporaneamente si avrà: $\frac{H_2O}{H_2} = 0,66$, come risulta anche dalla

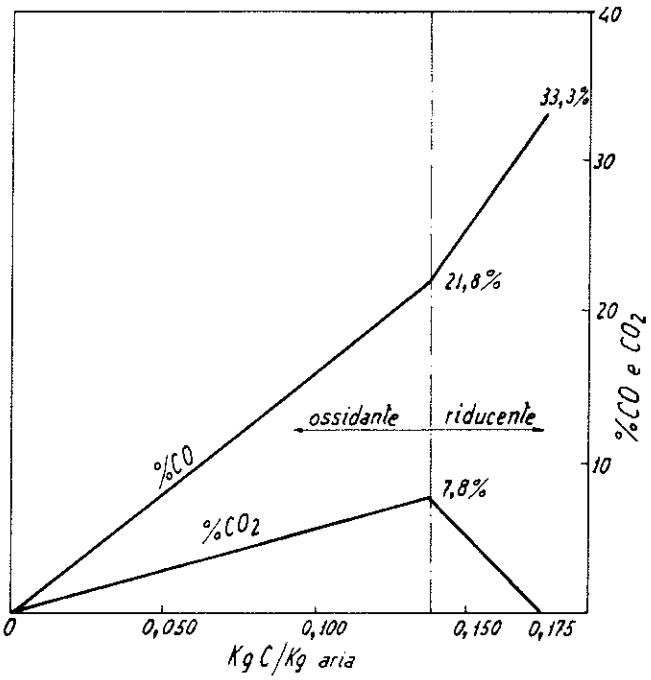


Fig. 186 - Composizione dell'atmosfera prodotta dalla decarburazione con aria secca (Hancock).

condizione di equilibrio del gas d'acqua; a 1.323 K (1.050 °C) infatti:

$$K_W = \frac{(CO)(H_2O)}{(CO_2)(H_2)} \cong 1,85$$

A 1.323 K (1.050 °C) l'atmosfera in equilibrio con C = 0,01% avrà la seguente composizione:

$CO_2 = 8,5\%$; CO = 23,8%; H_2 = 40,8%; H_2O = 26,9%.

Il peso di vapore da inviare nel forno per gasificare una determinata quantità di carbonio è circa 3,15 kg di vapore/kg di carbonio, cioè vengono gasificati circa 0,32 kg di carbonio/kg di vapore.

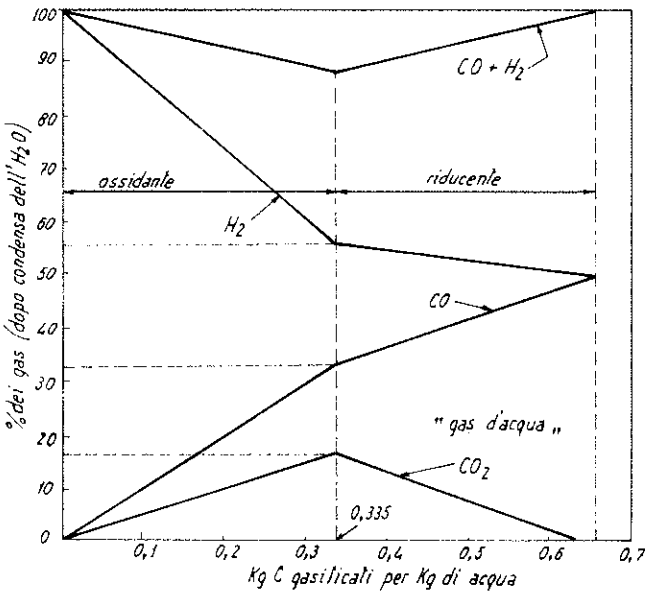


Fig. 187 - Composizione dell'atmosfera prodotta dalla decarburazione con vapore d'acqua (Schulte).

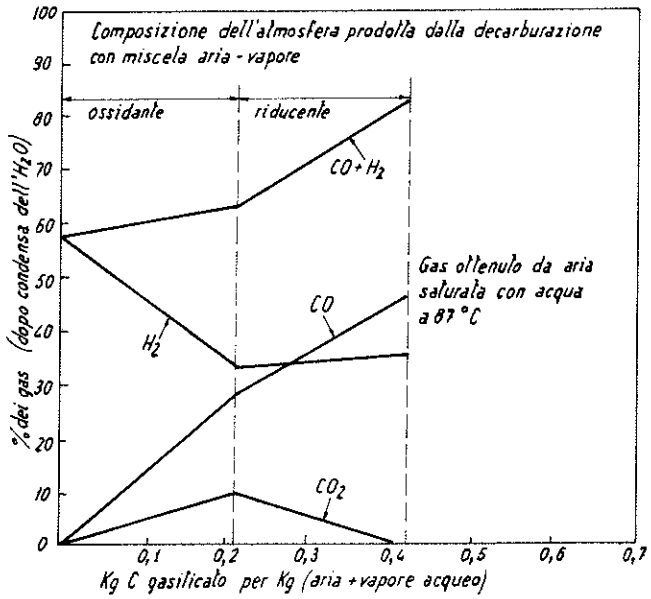


Fig. 188

In fig. 187 è riportata la composizione dell'atmosfera in relazione alla quantità di carbonio gasificato/kg di vapore, e sono indicate le condizioni ossidanti e riducenti.

Il volume di gas prodotto dalla reazione del vapore con il carbonio è circa 1,84 m^3 di gas/kg di vapore, con un contenuto di 0,173 kg di carbonio/m^3 di gas.

Parafrasando il ragionamento fatto per la decarburazione in aria, si trova che la composizione finale di questo gas dopo ulteriore reazione con il carbonio dei getti sarà:

$$CO_2 = 1\%\,;\, CO = 47{,}5\%\,;\, H_2 = 49{,}5\%\,;\, H_2O = 1{,}9\%$$

con un rapporto $\frac{CO}{CO_2} = 47{,}5$, in equilibrio con il carbonio nei getti circa 0,15% , e corrispondente a 0,63 kg di carbonio/kg di vapore.

La *cifra totale di trasporto* sarà: 0,173 kg di carbonio/m^3 di gas; la cifra di trasporto interno sarà:

$$\frac{0{,}63-0{,}32}{1{,}84}$$

= 0,168 kg di carbonio/m^3 di gas. La quantità di vapore da inviare nel forno per asportare 15 ÷ 30 kg di carbonio/t di getti sarà 47 ÷ 94 kg di vapore/t di getti; il gas circolante nel forno 89 ÷ 178 m^3 di gas/t di getti.

La cifra di trasporto interno è di fondamentale importanza per l'uniformità di decarburazione ottenibile nella massa di getti. Questa cifra è circa 4,5 volte maggiore per il gas prodotto da vapore in confronto al gas ottenuto da aria: ciò significa che 1 m^3 di atmosfera non ossidante per il ferro può asportare 4,5 volte più carbonio prima di perdere la sua reattività.

La reazione di decarburazione con il vapore è endotermica, assorbendo ~ 292.950 J/t (~ 70.000 Cal/t) di getti (gasificazione di 25 kg di carbonio/t).

Per le miscele aria-vapore, che nella pratica sono quelle utilizzate, i valori sono intermedi dipendentemente da rapporto aria/vapore.

La trattazione analitica è piuttosto complessa. In fig. 188 è riportata la composizione dell'atmosfera ottenibile con aria satura di vapore a 360 K (87 °C), in funzione del carbonio per kg di miscela.

Vantaggi delle atmosfere contenenti vapore e idrogeno

In una miscela di gas la velocità di diffusione di un dato costituente è direttamente proporzionale al suo gradiente di concentrazione e inversamente proporzionale al suo peso molecolare.

Quindi ci si può attendere che per le atmosfere contenenti idrogeno ottenuto da vapore si verifichi una rapida egualizzazione delle differenze di concentrazione fra la corrente di gas continuamente rinnovata e l'atmosfera quasi stagnante all'interno della massa di getti.

Anche se gli altri costituenti della miscela si diffondono con velocità molto minore, la rapida diffusione dell'idrogeno disturberà l'equilibrio chimico del gas stagnante, in modo che esso è messo in grado di assorbire ulteriori quantità di carbonio reagendo con il vapore.

E' stato osservato che un certo contenuto di umidità esercita un'influenza sulla velocità di decarburazione, soprattutto nei forni a elevata densità di carica, dove è necessario ricorrere a una alta cifra di trasporto interno e all'effetto uniformante della diffusione del gas d'acqua per ottenere una decarburazione uniforme e completa.

In fig. 189 appare il confronto fra i contenuti di carbonio residuo ottenuti dopo ricottura per 36 h a 1.323 K (1.050 °C) in gas d'aria e gas d'acqua. Quest'ultimo provoca, anche nella carica di un forno di grande capacità, una velocità di decarburazione che si approssima alla massima ottenibile su un singolo pezzo liberamente sospeso in una rapida corrente di gas.

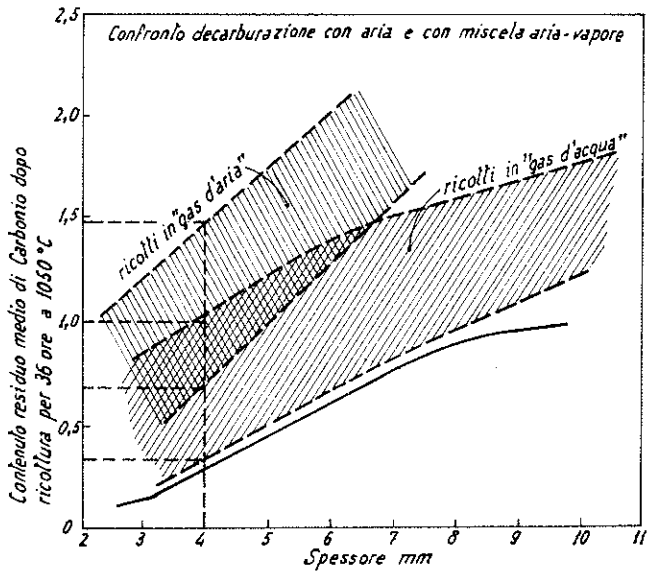


Fig. 189

Controllo dell'atmosfera

Con la ricottura in gas è necessaria una regolazione esterna dell'atmosfera, se si vuole ottenere la massima velocità di decarburazione senza ossidare il ferro (diversamente dalla ricottura in minerale, dove la composizione dell'atmosfera si regola automaticamente, per la presenza di due fasi solide: ferro e ossido di ferro).

Le reazioni di ossidazione-riduzione del ferro $FeO + CO \rightleftharpoons Fe + CO_2$ e $FeO + H_2 \rightleftharpoons Fe + H_2O$ non sono influenzate dalla pressione ed è possibile perciò definire un valore minimo dei rapporti delle pressioni parziali $\frac{pCO}{pCO_2}$ e $\frac{pH_2}{pH_2O}$ in relazione alla temperatura, che devono essere mantenuti per evitare l'ossidazione del ferro.

E' sufficiente analizzare una sola delle coppie di costituenti, poichè le due reazioni sono interconnesse dalla reazione di equilibrio del gas d'acqua.

Osservando le figg. 186, 187, 188 si nota che un determinato valore del contenuto in CO_2 può corrispondere a due condizioni: a una prima condizione non ossidante per il ferro, con percentuali più alte di CO sul lato destro dei diagrammi e una seconda condizione ossidante con percentuali minori di CO sul lato sinistro.

Viceversa, le curve del CO hanno un andamento continuamente crescente da sinistra a destra, così che a una certa percentuale di CO corrisponde una sola condizione dell'atmosfera. Perciò sarebbe preferibile analizzare il CO, anzichè il CO_2, o entrambi per determinarne il rapporto. A questo scopo sono da diversi anni disponibili gli analizzatori ad assorbimento di raggi infrarossi per CO_2 e CO, che si prestano a una regolazione automatica della quantità di miscela decarburante da inviare nel forno (maggiormente affidabili rispetto agli apparecchi fondati sul principio della conduttività dei gas, o sull'assorbimento chimico, ecc.).

I sistemi di produzione e regolazione della miscela sono alquanto diversi secondo il tipo di forno, e soprattutto differiscono tra forni continui e forni intermittenti.

Produzione e regolazione della miscela decarburante per forni continui

Nel forno continuo le cariche di getti sono immesse ed estratte a intervalli regolari di tempo (ogni 1 ÷ 1,5 h). Perciò il peso di carbonio da eliminare nell'unità di tempo è abbastanza uniforme, data la grande massa di getti trattata contemporaneamente (15 ÷ 40 t), in confronto al peso della singola carica (0,5 ÷ 1 t); ciò in particolare se si ha avvertenza di mantenere ragionevolmente uniforme il peso della carica e le dimensioni dei getti. Comunque le variazioni sono piuttosto lente nel tempo e possono essere seguite facilmente con una regolazione manuale, o meglio ancora automatica.

Fanno eccezione i periodi di avviamento e fermata del forno. Quando è avviato un forno nuovo o un forno il cui rivestimento refrattario è stato riparato, è prudente introdurre nel forno un certo numero di false cariche, costituite da rottame di ghisa bianca (getti di scarto, per esempio), poichè l'umidità della muratura rende ingovernabile la regolazione e inevitabile l'ossidazione dei getti. Quando il forno deve essere svuotato (per esempio per manutenzione) ovviamente la quantità di miscela deve essere progressivamente ridotta in proporzione al minor numero di cariche che restano nel forno.

Il dispositivo per la produzione della miscela decarburante è costituito da un evaporatore (fig. 190), in cui l'acqua è riscaldata e termoregolata a 353 ÷ 373 K (80 ÷ 100 °C). Una determinata quantità di aria è insufflata da un compressore (circa 50.662 Pa = 0,5 atm) e, gorgogliando nell'acqua, si satura di vapore. La miscela, unitamente a una seconda quantità di aria regolata separatamente, è inviata, a mezzo di condotte termicamente isolate, al forno e introdotta con ugelli sistemati sulla volta.

Il forno continuo richiede maggior quantità di mezzo rigenerante all'entrata e molto minore all'uscita: perciò gli ugelli sono distribuiti sulla prima metà del forno. Apposite ventole agitatrici provvedono a mescolare la miscela fresca con l'atmosfera del forno. Le reazioni di decarburazione sono:

$$C + CO_2 \rightarrow 2\,CO;\ C + H_2O \rightarrow CO + H_2;$$

le reazioni di rigenerazione sono:

$$2CO + O_2 \rightarrow 2\,CO_2;\ CO + H_2O \rightarrow CO_2 + H_2;\ 2H_2 + O_2 \rightarrow 2H_2O.$$

Una leggera desolforazione superficiale avviene secondo la reazione:

$$MnS + H_2 \rightarrow H_2S + Mn;$$

tracce di metano esistono secondo la reazione:

$$C + 2H_2 \rightarrow CH_4.$$

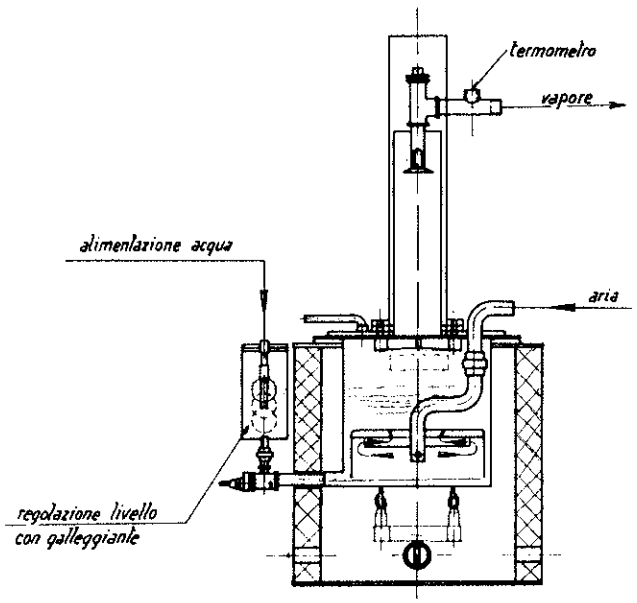


Fig. 190 - Generatore di vapore acqueo per forni continui.

La composizione dell'atmosfera è mediamente la seguente: $CO_2 = 8 \div 10\%$; $CO = 25 \div 30\%$; $H_2 = 15 \div 30\%$ $H_2O = 12 \div 18\%$; N_2 il resto, con un rapporto $\frac{CO}{CO_2} = 2{,}8 \div 3{,}2$.

Il rapporto $\frac{CO}{CO_2}$ è determinato essenzialmente dalla quantità in aria e dalla temperatura dell'acqua: per esempio in un forno da 250 ÷ 300 t/mese di raccordi si inviano circa 2 m^3/h di aria satura di vapore a 371 ÷ 373 K (98 ÷ 100 °C) più 20 m^3/h di aria supplementare. Una regolazione manuale è sufficiente. Tuttavia, per poter lavorare con sicurezza al limite inferiore del rapporto ($\frac{CO}{CO_2} = 2{,}7 \div 2{,}8$), con il quale si ottiene l'optimum della decarburazione nel minimo tempo, è preferibile una regolazione automatica, la quale agisce sulla quantità di aria mediante un regolatore di rapporto azionato dagli analizzatori di CO e CO_2.

Produzione e regolazione della miscela decarburante per forni intermittenti

In questi forni la disponibilità di carbonio varia durante il ciclo di trattamento. Inizialmente è grande perchè la zona periferica dei getti non è ancora decarburata, poi diventa sempre più debole, corrispondentemente al grado di decarburazione raggiunto. La fig. 191 dà un'idea della composizione dell'atmosfera durante il periodo di trattamento.

Le quantità di aria e vapore da inviare nel forno per decarburare una determinata carica di getti non sono costanti nel tempo, ma devono avere un andamento simile alle curve di svolgimento del carbonio in funzione del tempo di ricottura (figg. 89 e 192). La forma delle curve è spiegata dal fatto che il gradiente della concentrazione del carbonio nell'interno dei getti diminuisce progressivamente con il tempo di ricottura e prima nelle sezioni sottili, poichè il carbonio è rimosso più velocemente in queste che nelle sezioni più spesse.

Una regolazione manuale della miscela decarburante da inviare nel forno in queste condizioni sarebbe molto laboriosa. Si deve a Schulte, prima dell'avvento dei regolatori automatici, l'idea di sfruttare il calore dei gas di ricottura uscenti dal forno per riscaldare una piccola caldaia (disposta sulla sommità del forno), che genera il vapore necessario alla decarburazione (fig. 193), in maniera automatica, indipendentemente da strumenti analizzatori. Il procedimento si basa sulla condizione che le concentrazioni di CO e H_2 nell'atmosfera diminuiscono (fig. 188) quando diminuisce il carbonio gasificato per kg di mezzo ossidante (aria + vapore), cioè, in altri termini, quando il carbonio migra meno liberamente nei getti.

Nella fase iniziale di riscaldamento dei getti crudi, partendo da circa 1.123 K (850 °C), il carbonio comincia a diffondersi verso la superficie dei getti e reagisce con l'ossigeno dell'atmosfera contenuta nel forno a tenuta di gas per formare CO e CO_2, aumentando il primo gradualmen-

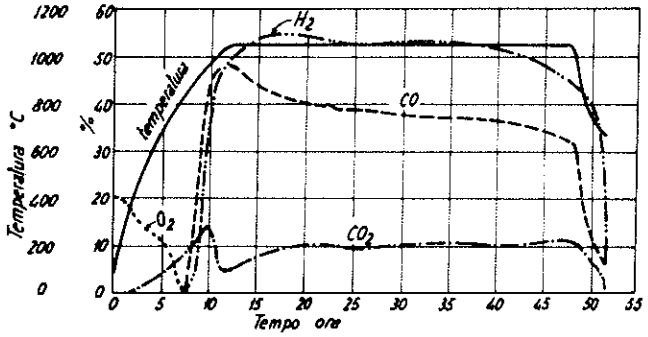


Fig. 191 - Andamento della composizione dell'atmosfera durante la ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco in un forno a camera (Mueller).

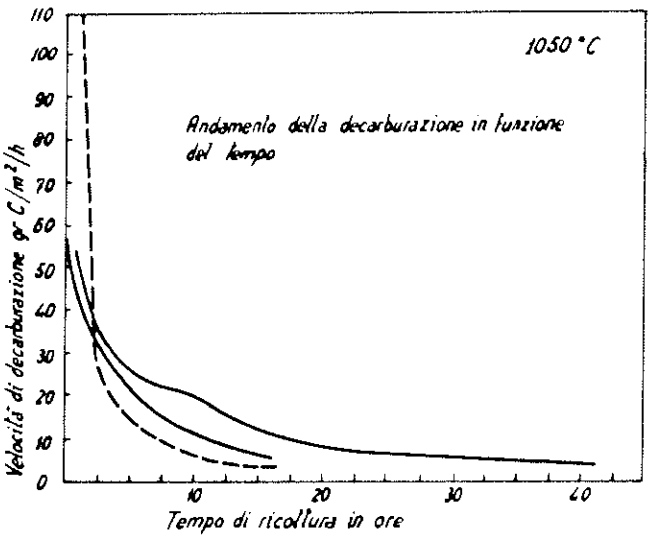


Fig. 192

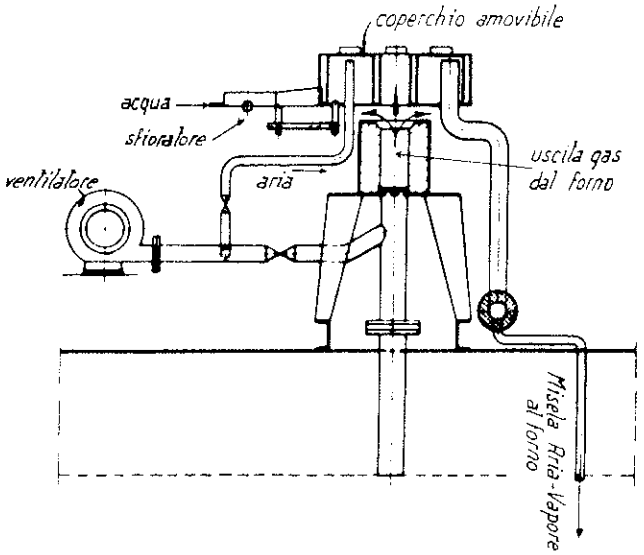


Fig. 193 - Dispositivo per l'autoregolazione dell'atmosfera nella ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco in forni intermittenti.

te nel tempo a spese del secondo, man mano che la temperatura si innalza. Il CO è bruciato per generare vapore nella soprastante caldaia.

Se si suppone che i getti devono essere ricotti a 1.323 K (1.050 °C) e che il vapore prodotto in un determinato periodo e inviato nel forno sia 100 m^3 si ricordano le effettive reazioni di decarburazione:

$$H_2O + C \rightarrow H_2 + CO \text{ e } 2H_2O + C \rightarrow 2H_2 + CO_2$$

e che il gas ha il massimo potere decarburante senza ossidazione del ferro quando $\frac{CO}{CO_2} \cong \frac{3}{1}$, cioè quanto la prima reazione prevale sulla seconda nello stesso rapporto. Contemporaneamente devono essere soddisfatte le condizioni della reazione del gas d'acqua, la cui costante di equilibrio a 1.323 K (1.050 °C) si approssima a $K_W = 2$.

Perciò le due reazioni possono essere trascritte come segue:

$$8H_2O + 4C \rightarrow 5H_2 + 3CO + CO_2 + 3H_2O.$$

Così 100 m^3 di vapore producono 150 m^3 di gas avente la seguente composizione:

$$H_2 = 41{,}7\%; CO = 25\%; CO_2 = 8{,}3\%; H_2O = 25\%.$$

Essendo il potere calorifico dell'H_2 = 12.111 J/m^3 (2.894 Cal/m^3) quello del CO = 11.998 J/m^3 (2.867 Cal/m^3) e trascurando il calore sensibile, il contenuto di calore di 150 m^3 di gas è uguale a circa 34.149 J (8.160 Cal).

Per produrre 100 m^3 di vapore alla pressione atmosferica e temperatura 373 K (100 °C), il calore richiesto è circa 5.984 J (1.430 Cal), valore notevolmente inferiore al contenuto di calore del gas.

Così se il rendimento della caldaia non supera $\frac{1.430}{8.160}$ x 100 = 17,5%, il processo sarà autoregolante.

Per esempio, se 100 m^3 di vapore immessi nel forno non sono sufficienti ad asportare il carbonio disponibile, la prima reazione aumenta a spese della seconda e le percentuali di CO e H_2 aumentano.

Così aumenta il calore del gas e di conseguenza la quantità di vapore prodotto. Viceversa, se 100 m^3 sono eccessivi per il carbonio disponibile, la seconda reazione aumenta a spese della prima: diminuisce così il contenuto di calore del gas, conseguentemente la quantità di vapore prodotto e inviato nel forno.

L'efficienza sopra calcolata è la massima cui l'impianto può funzionare senza ossidare i getti. In pratica il rendimento della caldaia è minore per un ragionevole margine di sicurezza.

Questo sistema di controllo (che potrebbe essere applicato anche ai forni continui) ha il vantaggio che la maggior parte degli incidenti di esercizio che possono verificarsi (arresto del ventilatore, incrostazione della caldaia, occlusione delle tubazioni, mancanza di acqua, ecc.), tende a ridurre l'alimentazione del vapore al forno impedendo l'ossidazione dei getti. Il vapore è trascinato nel forno da un flusso costante di aria (circa 1,5 m^3/h per una carica di 5 t) che non influisce apprezzabilmente sul sistema, dato che la quantità è minore di quella richiesta dalla carica di getti alla fine del ciclo di ricottura.

La messa a punto del processo è fatta in base alla composizione del gas nel forno e ai risultati della ricottura. Una certa regolazione del rendimento della caldaia, oltre che dal suo dimensionamento, può essere ottenuta regolando l'aria di combustione inviata al bruciatore (15 ÷ 20 m^3/h, per carica di 5 t) e l'altezza dello sfioratore (fig. 193) che a sua volta determina la pressione in caldaia e nel forno (30 ÷ 60 mm), oltre le quali il vapore sfugge dal coperchio.

Quest'ultimo è rimosso alla fine della permanenza alla temperatura di decarburazione (chiudendo il foro del bruciatore per impedire l'accesso di aria al forno) e rimesso quando, nel corso del successivo trattamento, la temperatura raggiunge circa 1.073 K (800 °C).

La quantità del vapore autoregolato dal sistema è variabile nel corso del ciclo di ricottura (fig. 194), rispecchiando l'andamento delle curve di decarburazione. Il dispositivo è semplice ed economico, tuttavia presenta lo svantaggio che, all'inizio della ricottura e per un periodo abbastanza lungo, la decarburazione non procede alla massima velocità possibile, poichè il rapporto $\frac{CO}{CO_2}$ sale a valori molto alti (fig. 195 in alto).

Una regolazione più esatta (ma più complicata e dispendiosa) può essere fatta anche per i forni intermittenti, mediante analizzatori automatici e regolatori del rapporto $\frac{CO}{CO_2}$ (come per i forni continui), che fanno variare la quantità di aria satura di vapore insufflata nel forno. In tal modo il rapporto $\frac{CO}{CO_2}$ può essere mantenuto per tutto il

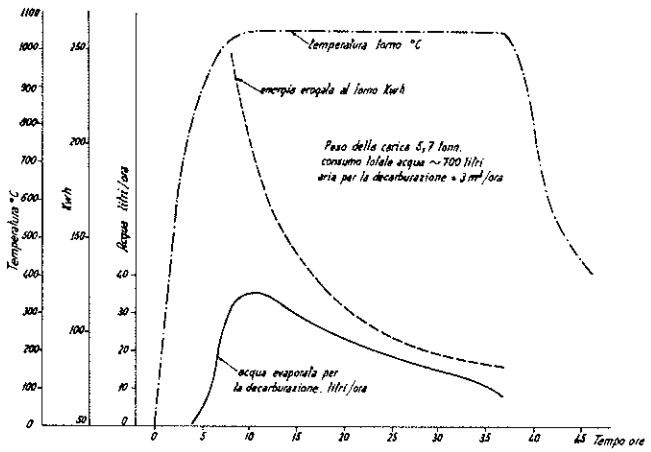


Fig. 194 - Andamento della quantità di vapore inviato al forno nel corso del ciclo di decarburazione. La reazione è endotermica, e l'energia assorbita dal forno diminuisce al progredire della decarburazione.

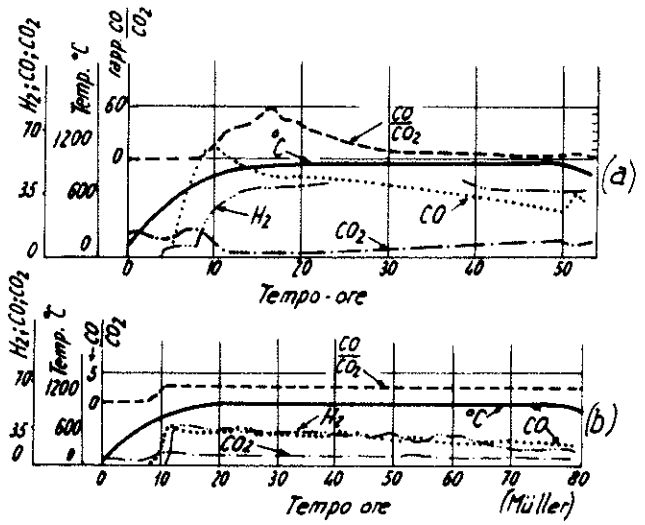


Fig. 195 - Andamento della composizione dell'atmosfera nel corso della ricottura di ghisa malleabile a cuore bianco in forno elevatore (Mueller).
(a) autoregolazione
(b) regolazione automatica

ciclo di ricottura costantemente sui valori più bassi compatibili con l'assenza di ossidazione (fig. 195 in basso).

Qualunque sia il tipo di regolazione dell'atmosfera, presupposto fondamentale è che il forno sia a tenuta stagna: infiltrazioni di aria dalla struttura del forno (che si verificano soprattutto verso la fine del ciclo di ricottura per effetto *camino*, quando la pressione nel forno è uguale a quella atmosferica) non sono del tutto compensate dall'autoregolazione nè dalla regolazione automatica e possono provocare, almeno localmente, ossidazione della carica.

Inoltre, come per i forni continui, l'umidità della parte muraria, a forno nuovo o dopo riparazione, provoca ugualmente ossidazione della carica, per cui, prima della messa in esercizio, occorre procedere a una graduale e completa essiccazione.

Densità e permeabilità della carica

Si è ripetutamente affermato che la reazione del carbonio con l'atmosfera alla superficie dei getti è il meno limitativo fra i vari fenomeni che si verificano nella decarburazione della ghisa malleabile a cuore bianco (cioè soluzione dei carburi, diffusione del carbonio e decarburazione superficiale). Ciò è vero solo a condizione che in ogni punto della carica l'atmosfera sia continuamente rinnovata per mantenere il suo potenziale decarburante.

Nella pratica molti insuccessi per disuniformità di decarburazione da getto a getto o perfino da parte a parte dello stesso getto sono proprio dovuti a ristagni locali dell'atmosfera e disuniformità nella sua composizione che la diffusione in fase gassosa non riesce a compensare completamente.

Il fenomeno può essere aggravato dalle differenze di temperatura che inevitabilmente esistono da punto a punto della carica, specie per le grosse cariche dei forni intermittenti, dove raggiungono facilmente 293 ÷ 313 K (20 ÷ 40 °C) (fra centro ed esterno, fra suola e sommità della carica).

Acquista perciò grande importanza la circolazione dell'atmosfera e, di conseguenza, la *permeabilità* della carica. In definitiva, si impongono limitazioni alla densità della carica in relazione anche alla conformazione dei getti, spessori, ecc.

Nella pratica la densità della carica si aggira fra 1.500 ÷ 2.000 kg/m^3, i valori maggiori spettando, a parità di tipo di getto, ai forni continui, dove, per il loro dimensionamento e il piccolo peso delle singole cariche, è più facile realizzare una adeguata circolazione dell'atmosfera.

Cenni sulla ricottura in minerale

La ricottura in minerale appartiene ormai alla storia, essendo decisamente superata dal processo gassoso. Tuttavia è ancora impiegata da qualche fonderia, che non vuole rinunciare al vantaggio delle minori distorsioni che si verificano nei getti sottili facilmente deformabili. Perciò si ritiene opportuno accennarne anche per una più completa comprensione del processo di decarburazione della ghisa malleabile a cuore bianco.

Il processo al minerale risale alla prima introduzione della ghisa malleabile nell'industria e consiste nell'imballare i getti in un cemento ossidante entro robuste cassette di ghisa o di acciaio, le quali sono poi chiuse con un coperchio sigillato con argilla e caricate nel forno di ricottura.

Generalmente si impiega minerale di ematite con 70 ÷ 90% Fe_2O_3, esente da carbonati, a basso tenore di zolfo e fosforo (che potrebbero diffondere sulla superficie del getto), con granulometria 5 ÷ 10 mm; talvolta si impiegano battiture di forgia (Fe_3O_4).

Si impiegano miscele di minerale fresco e di minerale già sfruttato (in rapporto 1/2 ÷ 1/4), in proporzioni che dipendono dalle dimensioni dei getti, e dal rapporto fra peso di getti e peso di minerale nella cassetta. Sono impiegate maggiori percentuali di minerale usato quando i getti sono a sezione sottile e quando il rapporto fra peso della ghisa e quello del minerale è basso. Mediamente il peso di minerale contenuto nella cassetta è pari al peso di getti.

La decarburazione durante la ricottura è dovuta alle reazioni che si svolgono alla superficie del getto con i gas che si sviluppano all'interno della cassetta.

E' stato dimostrato che la reazione procede anche se il minerale non è a contatto del getto.

La reazione ha inizio fra l'ossigeno dell'aria contenuto nella cassetta e il carbonio della ghisa, con produzione di CO_2:

$$Fe_3C + O_2 \rightarrow Fe + CO_2$$

Il CO_2 reagisce ulteriormente con il carbonio in soluzione nella ghisa producendo CO:

$$CO_2 + C \rightarrow 2\,CO$$

Il CO può reagire con il minerale riducendolo:

$$Fe_3O_4 + CO \rightleftharpoons 3FeO + CO_2\,;\; Fe_2O_3 + CO \rightleftharpoons 2FeO + CO_2$$

Si viene così a innescare un ciclo di decarburazione della ghisa-riduzione dell'ossido: l'atmosfera gassosa nella cassetta serve da portatore di carbonio dalla ghisa al minerale e di ossigeno dal minerale ai getti. In mancanza di una circolazione forzata all'interno della cassetta il trasferimento del gas da una fase solida all'altra avviene probabilmente per convezione provocata dall'aumento di volume del gas per la reazione fra C e CO_2 nonchè per la normale diffusione gassosa.

Si deve a Schenck e collaboratori lo studio approfondito del processo metallurgico. In fig. 196 le lineee 1 e 2 sono le curve di equilibrio della fase gassosa ($CO + CO_2$) con il carbonio e il carburo di ferro. La curva 1 si riferisce all'equilibrio: $2\,CO \rightleftharpoons C + CO_2$; al di sopra della curva la reazione procede da sinistra a destra, cioè la miscela gassosa è carburante; al di sotto la reazione procede da destra a sinistra, cioè si ha decarburazione.

La linea 2 corrisponde all'equilibrio: $2CO + 3Fe \rightleftharpoons Fe_3C + CO_2$; al di sopra della linea la relazione procede da sinistra a destra (carburazione), al di sotto da destra a sinistra (decarburazione).

La ricottura della ghisa può avvenire in 3 zone:

- al di sopra della linea 2 si hanno le reazioni:

  $$2CO \rightarrow C + CO_2 \text{ e } 2CO + 3Fe \rightarrow Fe_3C + CO_2$$

  cioè si verifica la carburazione del metallo fino alla saturazione; l'eccesso di CO si decompone in C e CO_2;
- fra le linee 1 e 2 si verificano le reazioni:

  $$2CO \rightarrow C + CO_2 \text{ e } Fe_3C + CO_2 \rightarrow 2CO + 3Fe$$

  cioè in definitiva: $Fe_3C \rightarrow 3Fe + C$

  Non si ha nè carburazione nè decarburazione, ma soltanto decomposizione del carburo in ferro e carbonio. E' la zona della ghisa malleabile a cuore nero;
- sotto la linea 1 le reazioni sono:

  $$C + CO_2 \rightarrow 2CO \text{ e } Fe_3C + CO \rightarrow 2CO + 3Fe$$

  In questo caso il carbonio sia libero che combinato è gasificato dal CO_2; è la zona della ghisa malleabile a cuore bianco e la decarburazione è tanto più rapida quanto più la composizione del gas si scosta dalla linea.

In fig. 196 compare pure la linea a-a' di equilibrio trovata da Schenck fra la fase gassosa e l'ossido di ferro:

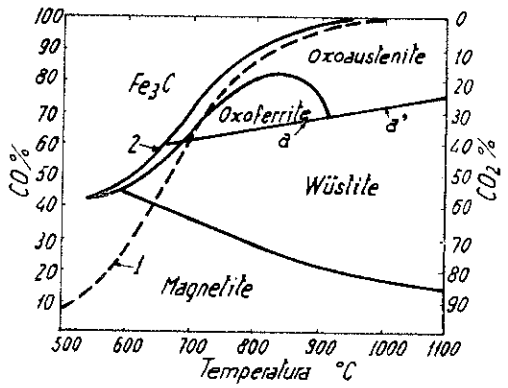


Fig. 196 - Curve d'equilibrio dei gas CO e CO_2 in presenza di carbonio, ferro e ossidi di ferro (Schenck).

- *oxoferrite* è la soluzione solida di FeO nel ferro;
- *oxoaustenite* è la soluzione solida di carbonio nell'oxoferrite;
- *wüstite* è la soluzione solida di FeO e Fe_3O_4; nel campo della *magnetite* sono stabili le soluzioni solide di Fe_3O_4 e Fe_2O_3.

Tra il campo dell'oxoferrite-oxoaustenite da una parte e quello della wüstite dall'altra, lungo la linea a-a' si ha l'equilibrio: $FeO + CO \rightleftharpoons Fe + CO_2$.

Nel campo dell'oxoferrite-oxoaustenite la reazione procede da sinistra a destra, cioè con riduzione dell'ossido; nel campo della wüstite si verifica ossidazione del ferro.

Allo stesso modo fra wüstite e magnetite regna l'equilibrio:

$$3FeO + CO_2 \rightleftharpoons Fe_3O_4 + CO;$$

nel campo della wüstite avviene la riduzione verso sinistra; nel campo della magnetite avviene l'ossidazione verso destra.

Questi quattro campi si trovano nell'area III sotto la linea 1, cioè nell'area della decarburazione. Appare evidente dal diagramma che la percentuale di CO_2 non deve essere troppo alta, precisamente non deve oltrepassare la linea a-a' verso il campo della wüstite: in caso contrario la ghisa sarebbe ossidata. Il tenore ottimale di CO_2 per ottenere la massima decarburazione senza ossidazione della ghisa si trova sulla linea a-a' di separazione fra oxoferrite-oxoaustenite sopra, e wüstite sotto: per esempio a 1.223 K (950 °C) con $CO_2 = 30\%$ e $CO = 70\%$.

Durante la ricottura, a temperature superiore a 973 K (700 °C) si è in presenza di un sistema chimicamente attivo di CO, CO_2, Fe, Fe_3C con grande eccesso di Fe_xO_y.

La temperatura innesca le reazioni che portano alla decarburazione della ghisa.

Affinchè la ghisa non sia anche ossidata dal minerale, occorre che questo sia ridotto almeno a FeO (campo della wüstite). Infatti, se il tenore in carbonio della ghisa non è sufficiente per ridurre il cemento ossidante a questo stato di ossidazione, possono verificarsi le reazioni:

$$Fe_3O_4 + CO \rightarrow 3FeO + CO_2 \text{ e } CO_2 + Fe \rightarrow FeO + CO$$

il cui risultato è:

$$Fe_3O_4 + Fe \rightarrow 4FeO$$

oppure analogamente:

$$Fe_2O_3 + Fe \rightarrow 3FeO.$$

In definitiva si forma FeO a spese della ghisa fino a che tutto il minerale è ridotto allo stato di FeO.

Inversamente, se il minerale è troppo usato, può verificarsi una ricarburazione della ghisa da parte del CO.

In fig. 197 è riportata l'analisi del gas nell'interno della cassetta nel corso della ricottura. Si nota, all'inizio del trattamento, la presenza di H_2 dovuta alla dissociazione dell'umidità del minerale.

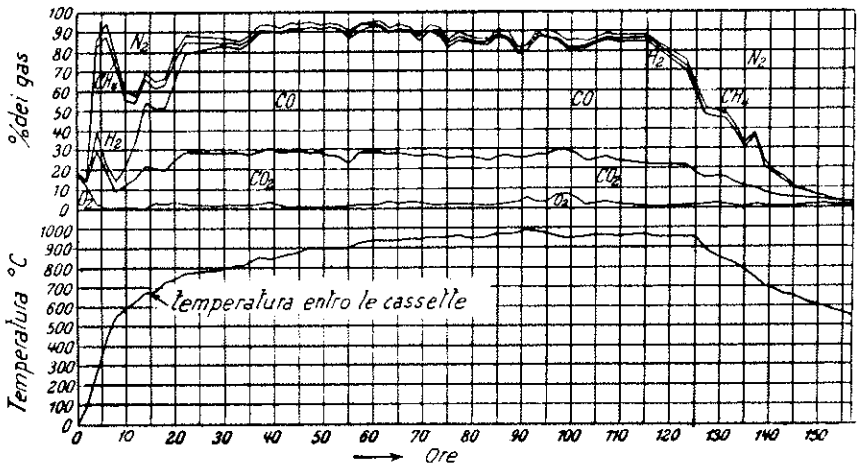


Fig. 197- Andamento della composizione dell'atmosfera e della temperatura nelle cassette di ricottura durante la ricottura in minerale (Schüz, Stotz).

La decarburazione attraverso l'idrogeno con formazione di CH_4 è però possibile solo nel campo di temperature sotto 973 K (700 °C); al di sopra di questa temperatura il rapporto $\frac{CH_4}{H_2}$ si trova nel dominio della carburazione, peraltro senza effetti apprezzabili sul risultato della ricottura, date le piccole concentrazioni di questi gas.

La pressione nelle cassette è leggermente superiore a quella atmosferica (50 ÷ 100 mm) all'inizio del periodo di riscaldo: dopo poche ore la sovrapressione si annulla (l'argilla con cui è sigillata la cassetta si essicca e diventa porosa). A partire da 823 K (550 °C) ha inizio la formazione di CO_2 e CO secondo le reazioni:

$$2Fe_3C + Fe_3O_4 \rightleftharpoons 9Fe + 2CO_2;$$

$$4Fe_3C + Fe_3O_4 \rightleftharpoons 15Fe + 4CO$$

La somma delle pressioni parziali (CO_2 + CO) sale con la temperatura per stabilizzarsi attorno a 86.126 ÷ 91.192 Pa (0,85 ÷ 0,9 atm). Nel campo 973 ÷ 1.273 K (700 ÷ 1.000 °C) il rapporto $\frac{CO}{CO_2}$ è situato poco sopra la linea a-a' del diagramma di Schenck.

Verso la fine della ricottura la formazione di CO_2 e CO diminuisce, e l'aria può entrare nella cassetta modificando le condizioni di equilibrio.

Durante il lento raffreddamento della temperatura di ricottura le condizioni di equilibrio per le reazioni Fe + CO_2 ⇌ FeO + CO; C nel ferro + CO_2 ⇌ 2CO tendono a procedere da destra a sinistra con formazione di una maggiore quantità di CO_2 e ciò può avvenire con la prima delle due reazioni solo se è disponibile FeO da ridurre. Siccome è possibile che il minerale a immediato contatto con i getti alla fine della ricottura risulti già completamente ridotto, il raggiungimento dell'equilibrio in prossimità dei getti può verificarsi o per diffusione verso le zone dove esiste ancora FeO, oppure per carburazione del minerale ridotto, o anche ricarburazione della ghisa decarburata, con la seconda reazione.

Questa ricarburazione della ghisa durante il raffreddamento si verifica talvolta e si rivela sotto forma di carburi grossolani sulla superficie del getto.

Il ciclo di ricottura è molto lungo, a causa della grande inerzia termica del sistema e della temperatura relativamente bassa rispetto alla ricottura in atmosfera controllata. Non è infatti consigliabile superare 1.223 ÷ 1.243 K (950 ÷ 970 °C) per il pericolo di sinterizzazione del minerale.

Un ciclo tipico di ricottura comprende all'incirca: 36 h per la salita a 1.223 K (950 °C); 72 ÷ 84 h di permanenza a 1.223 K (950 °C); 36 h di raffreddamento da 1.223 ÷ 773 K (950 ÷ 500 °C); totale 144 ÷ 156 h.

Come giá accennato, il vantaggio della ricottura in minerale nei confronti del processo gassoso consiste nelle minori distorsioni dei getti, i quali sono supportati dal minerale (se l'imballaggio è fatto con le debite precauzioni). Per contro gli svantaggi sono molteplici: consumo molto maggiore di energia per l'enorme massa da riscaldare (rapporto peso morto/peso getti uguale a 2:1 nella ricottura in minerale, 1:3 nella ricottura gassosa); tempi di trattamento molto lunghi; incertezza di controllo della temperatura dei getti e delle reazioni di decarburazione (possibile solo grossolanamente modificando il rapporto minerale nuovo/minerale usato); disuniformità di temperatura e difetto di elasticità nelle velocità di riscaldamento e raffreddamento; maggiori costi di manodopera, ecc.

Complessivamente si calcola che il costo della ricottura in minerale sia almeno il doppio rispetto alla ricottura in atmosfera controllata. Dal punto di vista metallurgico le possibilità sono limitate. Il difetto più temibile è quello dell'ossidazione superficiale dei getti che può arrivare facilmente alla scagliatura e, nei casi limite, al pericoloso fenomeno della *pelle*.

Atmosfera di ricottura della ghisa malleabile a cuore nero

La ricottura della ghisa malleabile a cuore nero deve avvenire in ambiente neutro, poichè il processo è di per sè fondato sull'assenza di decarburazione e in ciò si distingue da quello della ghisa malleabile a cuore bianco. Per questo, fin dalle origini, si è usato imballare i getti in una massa di materiale inerte (sabbia, scorie granulate, ecc.) entro cassette sigillate.

L'eliminazione di questa protezione nei moderni forni ha posto il problema del controllo dell'atmosfera che circonda i getti. L'ossigeno dell'aria contenuta nel forno reagisce infatti con il carbonio dei getti, provocandone la decarburazione superficiale.

Se il forno è di tipo intermittente (forni a campana, elevatore) e accuratamente sigillato, l'ossigeno finirà per esaurirsi e l'atmosfera assumerà, nel corso della ricottura, una composizione in equilibrio con il carbonio in soluzione nei getti.

Nei forni continui le periodiche aperture delle porte di entrata e di uscita in corrispondenza alle cariche provocano altrettanti rifornimenti di aria dall'ambiente esterno, per cui, anche con il dispositivo di chiusura a doppia porta, l'atmosfera si manterrà tendenzialmente decarburante. Del resto anche il vecchio sistema di proteggere i getti con materiale inerte non è del tutto scevro dal pericolo di decarburazione a causa della quantità sia pur minima di aria contenuta nella cassetta, di eventuali inquinamenti da ossidi nella sabbia e della permeabilità di questa.

Il bordo perlitico

L'effetto più comune di questa decarburazione superficiale (alla quale nei casi più gravi può far seguito anche l'ossidazione del silicio e la scagliatura) è la formazione del *bordo perlitico*, di cui l'atmosfera del forno è sicuramente la causa preponderante.

Sezionando dei getti che presentano questo tipo di difetto, si riscontra, a partire dalla superficie più o meno ossidata, una struttura di transizione che nella forma più completa comprende (fig. 198):

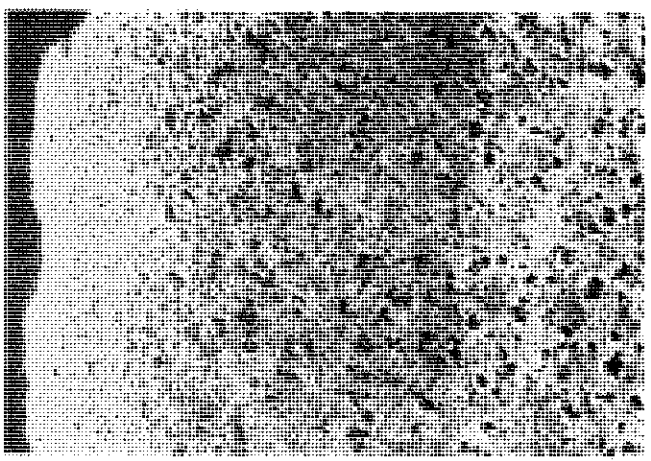


Fig. 198 X 50

a – una zona decarburata più o meno estesa con pochi o senza nuclei di grafite;

b – successivamente una zona perlitica con perlite più o meno addensata, in genere lamellare o scarsamente globulizzata, talvolta con tendenza alla forma sorbitica, talvolta con presenza di carburi, eventualmente con arricchimento di ossidi e solfuri. Anche in questa zona si trovano pochi o affatto noduli di grafite.

Non sempre le due zone sono contemporaneamente presenti; è possibile che esista solo la zona a), eventualmente con isole di perlite sparse oppure solo la zona b). La profondità complessiva della zona con struttura anomala può raggiungere 1 ÷ 1,5 mm.

Le zone marginali dei getti sono spesso predisposte alla formazione del bordo perlitico, in quanto già parzialmente decarburate allo stato crudo, nonchè per la presenza di ossidi sulla superficie, ma è indubbio che il fattore dominante è la presenza di atmosfera decarburante durante lo stadio alta temperatura.

La scarsità o mancanza di noduli di grafite è diretta conseguenza della decarburazione (e dell'eventuale ossidazione del silicio); man mano che questa procede, la grafitizzazione diventa sempre più lenta o è totalmente impedita. Alla fine del primo stadio di grafitizzazione le zone prossime alla superficie conterranno solo carbonio in soluzione, in quantità dipendente dal grado di decarburazione.

Nel corso del secondo stadio di grafitizzazione della ghisa malleabile a cuore nero ferritica la decomposizione della perlite in ferrite e carbonio di ricottura è a sua volta impedita dalla mancanza di germi di grafite sui quali il carbonio possa depositarsi. Nel secondo stadio, o rinvenimento, delle perlitiche il cordone perlitico formatosi nel primo stadio rimane inalterato e si manifesta una certa difficoltà alla globulizzazione, soprattutto nelle aree dove il carbonio è più basso.

Gli effetti nocivi del bordo perlitico sono numerosi. In primo luogo quello sulla lavorabilità: questo è particolarmente avvertito nella ghisa malleabile a cuore nero ferritica che è lavorata a velocità elevate. La mancanza dell'azione lubrificante della grafite nella zona decarburata fa impastare gli utensili (il truciolo esterno si piega e lascia delle bave, specie nell'operazione di fresatura); la zona con perlite addensata ne provoca una rapida usura.

La zona decarburata pregiudica inoltre la resistenza e l'usura delle ghise malleabili perlitiche, nonchè l'attitudine alla tempra superficiale quando richiesta.

Infine la decarburazione compromette la stabilità dimensionale e relative tolleranze dei getti relativamente grandi (differenze di ritiro fino a 0,5%).

Difficilmente la struttura del getto a cuore nero è perfettamente uniforme fino alla superficie, dove spesso i noduli di grafite sono più rarefatti; la profondità tollerata di questa zona è generalmente 0,5 mm, con esclusione di cordone perlitico. I risultati che si ottengono nella pratica possono essere anche peggiori, se non si ricorre a un'atmosfera protettiva.

Atmosfere protettive

L'atmosfera ideale sarebbe quella che risultasse perfettamente neutra sotto ogni aspetto, oppure che avesse un potenziale di carbonio in equilibrio con il carbonio della ghisa. Per quanto concerne il secondo caso, va però osservato che anche nel corso della ricottura della ghisa malleabile a cuore nero il tenore di carbonio combinato varia durante il ciclo. Al termine del primo stadio di trattamento della ghisa malleabile ferritica, per esempio, la struttura è costituita da carbonio di ricottura e da austenite con 0,9 ÷ 1% C in soluzione. Per non essere decarburante nè carburante (un'atmosfera carburante potrebbe ritardare la grafitizzazione), l'atmosfera dovrebbe avere un livello di carbonio dello stesso ordine.

Successivamente si raffreddano i getti a circa 1.053 K (780 °C): con ciò si decompone la cementite secondaria e il livello di carbonio nell'atmosfera dovrebbe essere abbassata a circa 0,6% ; in caso contrario si ricarburerebbe la superficie del getto. Infine segue il raffreddamento lento a circa 953 K (680 °C), con che anche la cementite perlitica è trasformata: il livello di carbonio dovrebbe scendere a 0,01%.

Le suddette variazioni si verificano nei forni intermittenti nel tempo e nei forni continui nello spazio, cioè lungo il forno, dove il rapporto $\frac{CO}{CO_2}$ dovrebbe variare dall'entrata all'uscita in relazione alle diverse temperature.

E' chiaro che in pratica una regolazione dell'atmosfera in questi limiti sarebbe difficile nei forni intermittenti e impossibili nei forni continui.

A rigore, nei forni intermittenti in cui è possibile realizzare una buona tenuta dei gas (forno a campana, forno elevatore) non dovrebbe essere indispensabile ricorrere a una sorgente esterna di atmosfera controllata, poichè questa è prodotta dal materiale stesso. Il carbonio liberato dai getti si combina con l'ossigeno presente nel forno e, in assenza di altre aggiunte di aria, si forma un rapporto $\frac{CO}{CO_2}$ non ossidante. In forni di questo tipo si raggiunge un contenuto di 60 ÷ 80% CO dopo 10 ÷ 20 h dall'inizio del ciclo, quando la temperatura ha già raggiunto il valore di regime 1.203 ÷ 1.233 K (930 ÷ 960 °C).

Il contenuto di CO_2, dopo aver raggiunto valori massimi 10 ÷ 20% durante il riscaldo, si mantiene poi, durante la permanenza, a valori relativamente bassi indipendentemente dallo stato di tenuta del forno (figg. 180 e 199). Durante il raffreddamento lento (malleabile ferritica) aumenta di nuovo il CO_2 e diminuisce il CO. A questo punto però, siccome il rapporto $\frac{CO}{CO_2}$ si avvicina alla curva di equilibrio della reazione:

$$Fe_3C + CO_2 \rightleftharpoons 3Fe + 2CO$$

si presenta, particolarmente nella regione dell'intervallo critico, il pericolo di una ricarburazione che produce una pellicola superficiale di carburi molto dannosi per la lavorabilità.

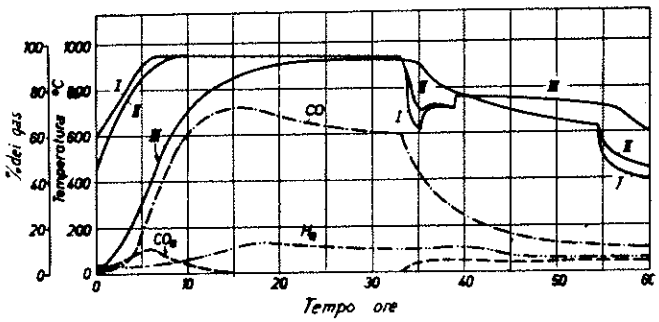


Fig. 199 - Variazione dell'atmosfera durante il trattamento di ghisa malleabile a cuore nero nel forno a camera.
I - temperatura all'interno del forno
II - temperatura sulla superficie della carica
III - temperatura al centro della carica

Tale effetto potrebbe essere evitato operando una *purga*, cioè introducendo deliberatamente una appropriata quantità di aria entro il forno all'inizio del periodo di raffreddamento, così da diluire l'atmosfera e ridurre il contenuto di CO (fig. 200).

L'atmosfera autoprodotta dalla carica di getti, anche se evita l'ossidazione del ferro, provoca comunque una decarburazione superficiale per quanto limitata e, in ogni caso, è realizzabile solo nei forni a tenuta stagna e quando il volume d'aria in essi contenuto è piccolo rispetto alla massa di getti. Negli altri casi sarà necessario introdurre nel forno un'atmosfera protettiva.

Diversi tipi di atmosfera protettiva sono stati proposti e sperimentati per la ricottura della ghisa malleabile a cuore nero. Fra questi sono gli idrocarburi (metano, propano, ecc.); ma è evidente che quando il contenuto di carbonio combinato si riduce al di sotto di un certo valore con il procedere della grafitizzazione, l'atmosfera diventa carburante e come tale inibisce la grafitizzazione. A quel punto l'alimentazione del gas deve essere interrotta. Sono pure stati utilizzati i prodotti della combustione del gas di città con aria teorica, la cui composizione, dopo condensa per refrigerazione è circa:

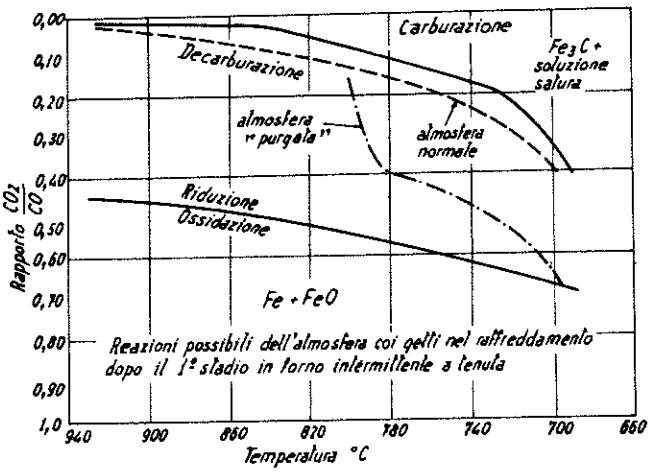


Fig. 200

$CO_2 = 13\%$; $CO = 6\%$; $H_2 = 12\%$; $CH_4 = 1{,}5\%$, con rapporto $\frac{CO}{CO_2} \cong 2{,}2$ e punto di rugiada 295 K (22 °C). Tenuto conto che per la costante di equilibrio della reazione $Fe + CO_2 \rightleftharpoons FeO + CO$ a 1.203 K (930 °C) deve essere $\frac{CO}{CO_2} = 2{,}2$; $\frac{H_2}{H_2O} = 1{,}6$; a 1.003 K (730 °C) deve essere $\frac{CO}{CO_2} = 1{,}7$; $\frac{H_2}{H_2O} = 2{,}2$, l'ossidazione del ferro è impedita, ma esiste ancora il pericolo della ricarburazione, soprattutto alle basse temperature. Queste atmosfere dunque non danno un completo affidamento per l'intero ciclo di ricottura, per cui in pratica l'impiego di idrocarburi e in generale di gas endotermici ed esotermici è sconsigliabile, tanto più che per questi gas, causa le alte percentuali di H_2 e CO, esiste alle basse temperature anche il pericolo di esplosioni. Inoltre questi componenti esercitano un'influenza sfavorevole sulla grafitizzazione. Per questi motivi nella pratica corrente si sono definitivamente affermati solo i gas inerti e fra questi l'azoto.

Atmosfera di azoto

Se non si dispone di azoto quale derivato dalla produzione di ossigeno dell'aria, esso può essere ottenuto per combustione con aria di ammoniaca, oppure gas di città, metano, propano, ecc.

Il primo sistema fa uso di un bruciatore speciale di NH_3, oppure di un dissociatore abbinato a un generatore di gas di tipo esotermico (con successiva eliminazione dell'umidità), esso permette di ottenere un azoto sostanzialmente puro. Però il sistema che si è diffuso industrialmente per produzioni di grandi quantità di gas è il secondo. Nei generatori di questo tipo la combustione, con rapporto controllato aria/gas, il più possibile completa ma senza eccesso d'aria, fornisce N_2, CO_2, H_2O con bassi valori di CO, H_2 (fig. 201), da cui CO_2 e H_2O vanno eliminati.

L'eliminazione del vapore d'acqua si compie in un primo tempo mediante refrigerazione, che abbassa il punto di rugiada del gas sui 277 K (4 °C) e successivamente mediante assorbimento con un essiccatore che impiega quale assorbente allumina attivata oppure setacci molecolari, portando il punto di rugiada a 233 K (- 40 °C).

I sistemi più diffusi per l'eliminazione di CO_2 sono quelli del lavaggio con soluzione di ammine e quello dell'assorbimento con setacci molecolari.

Nei generatori di N_2 a monoetanolammina (MEA) la CO_2 si elimina per lavaggio chimico con una soluzione al 15 ÷ 20% di MEA (fig. 202). I prodotti della combustione del gas, per esempio metano, passano in uno scambiatore dove cedono il calore alla lisciva, quindi in un refrigerante, poi in una torre di lavaggio (contenente anelli Raschig) in controcorrente con una pioggia di MEA, dalla quale è assorbita la CO_2, infine in un essiccatore contenente allumina attivata che assorbe l'umidità residua.

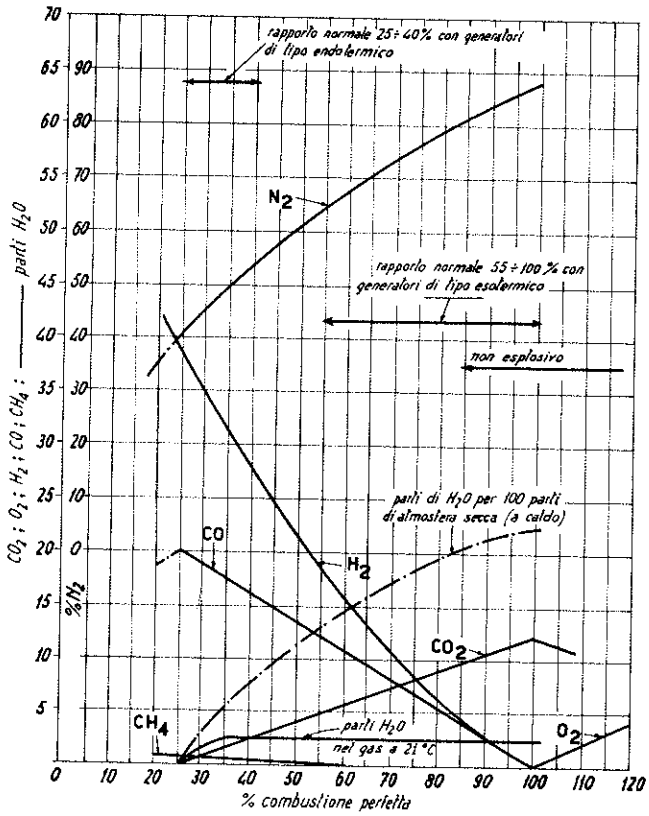


Fig. 201 - Diagramma delle atmosfere speciali ricavate dall'analisi di vari gas di protezione ottenuti con metano (sono simili alle atmosfere ottenute con gas illuminante o con propano) (Vaughan).

La solubilità del CO_2 nella MEA diminuisce con l'aumentare della temperatura, perciò essa è riscaldata a 348 ÷ 353 K (75 ÷ 80 °C) per rigenerarla (stripaggio) e nuovamente raffreddata prima dell'uso.

Anche l'allumina deve essere periodicamente rigenerata mediante riscaldamento (473 K = circa 200 °C); l'essiccatore comprende due torri nelle quali il gas passa alternatamente.

Nei generatori a setacci molecolari (fig. 203), i prodotti della combustione sono dapprima raffreddati in uno scambiatore di calore, quindi passano in un separatore di condensa, infine in una delle due torri contenenti i setacci molecolari (zeoliti) che assorbono sia CO_2 sia l'umidità. Periodicamente (ogni 5 ÷ 10 min), le torri sono invertite per la rigenerazione o purga dei setacci. Questo avviene praticando un vuoto il più possibile spinto (720 ÷ 750 mmHg) con una pompa a vuoto (per esempio ad anello liquido) e inviando poi nella torre una frazione (circa 20%) del gas depurato nell'altra torre.

Dei due sistemi il meno complicato e il più affidabile, sia come esercizio sia come manutenzione, è il secondo, il quale è perciò preferibile almeno per i generatori di limitata capacità fino a 100 ÷ 150 m^3/h di azoto.

La composizione del gas, quando la combustione è ben regolata, è mediamente: $CO = 3 \div 5\%$; $H_2 = 2 \div 3\%$; $CO \leqslant 0{,}1$; O_2 = tracce; il resto è N_2; punto di rugiada 233 K (- 40 °C).

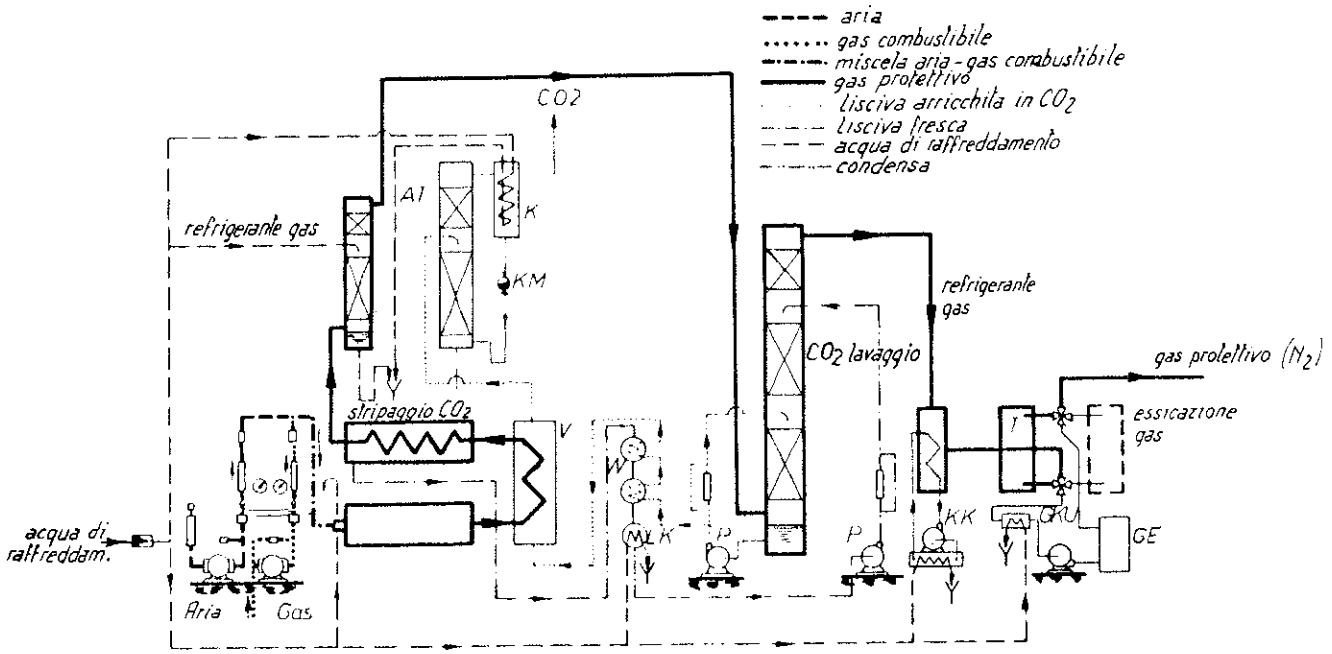


Fig. 202 - Schema di un generatore di azoto a lavaggio chimico (con MEA).

V - preriscaldatore
AT - torre di separazione
K - condensatore
RK - refrigerante a pioggia
W - scambiatore di calore
LK - refrigerante lisciva
P - pompa
WL - recipiente di lavaggio
T - essiccatore
GKU - inversione refrigerante gas
GE - riscaldatore gas
GK - refrigerante gas
KK - compressore refrigerante
KN - recipiente misurazione condensa

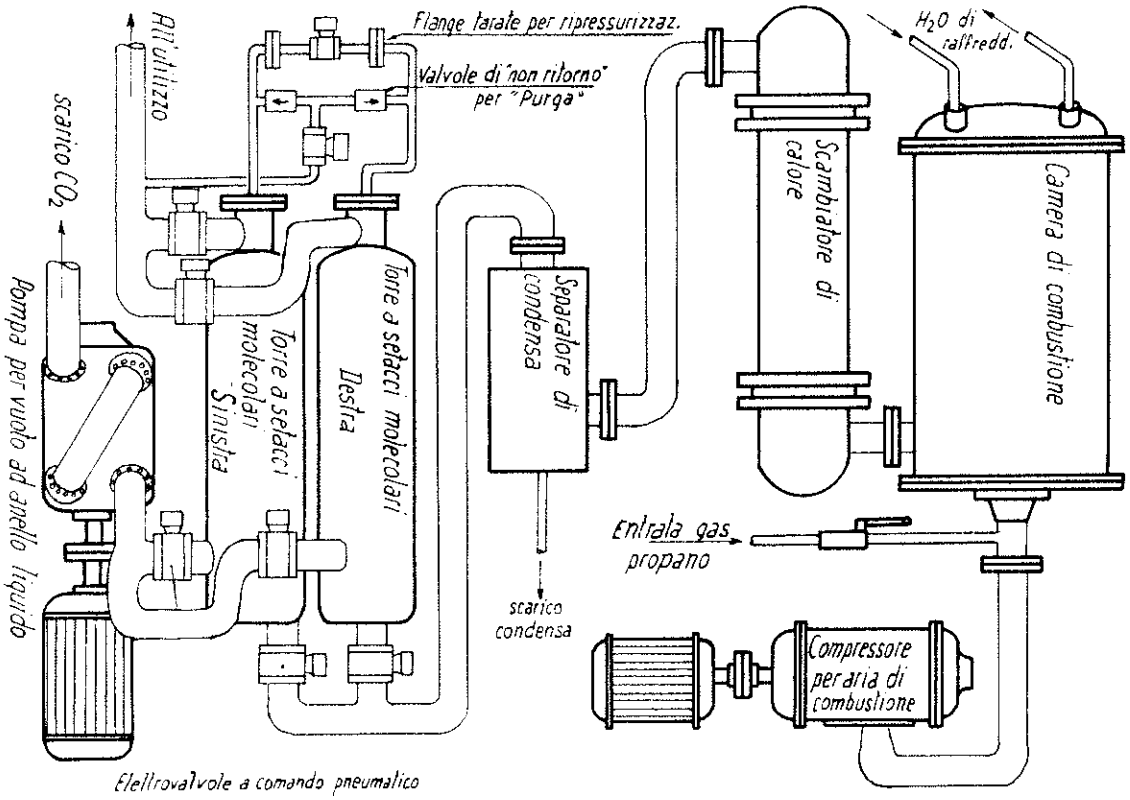


Fig. 203 - Schema di un generatore di azoto a setacci molecolari.

Particolarmente importante è il contenuto di umidità. Se questo non è mantenuto al minimo, anche un'atmosfera di azoto esente da CO_2 e O_2 darà luogo alla presenza di un bordo perlitico proporzionale al contenuto di umidità. Un punto di rugiada di 293 K (20 °C) (2,3% di vapore nell'azoto) provocherebbe danni vistosi, superiori a quelli di 10% di CO_2.

La decarburazione avviene durante il riscaldo, a partire da 873 K (600 °C), e nelle prime ore del periodo di grafitizzazione.

La presenza di un'atmosfera di azoto perfettamente secco è perciò essenziale in questo periodo. Verso la fine del primo stadio di ricottura e durante il raffreddamento successivo è meno importante.

L'azoto ottenuto come derivato dalla produzione di ossigeno risponde a requisiti di purezza superiori a quella dei generatori testè esaminati, ma si pongono problemi di costo.

Nelle località dove è possibile l'allacciamento diretto alle condutture di distribuzione del gas, il costo dell'azoto è senz'altro vantaggioso. Nelle località lontane dai centri di produzione, escludendo per ovvie ragioni l'azoto in bombole, può essere interessante valutare l'impiego dell'azoto liquido in grandi serbatoi riforniti da cisterne. Anche se il costo è superiore a quello dell'azoto prodotto con generatori, il bilancio può risultare positivo, tenuto conto dei costi di installazione e manutenzione degli impianti.

Per i forni continui adibiti allo stadio alta temperatura è ormai universalmente riconosciuta la necessità di proteggere i getti con un'atmosfera di azoto, onde ridurre al minimo possibile la decarburazione superficiale.

E' consigliabile che l'immissione di azoto avvenga sull'entrata del forno, creando un flusso verso l'uscita, poichè la decarburazione si verifica all'inizio del periodo di grafitizzazione.

Dopo ciascuna carica i *vestiboli* devono essere purificati mediante corrente di azoto prima dell'apertura delle porte di comunicazione con il forno, specialmente quelle di entrata, dove con i getti si introduce anche aria umida.

Il volume di azoto deve essere sufficiente per mantenere il forno in leggera sovrapressione (5 ÷ 10 mm in colonna d'acqua): per un forno con capacità 250 ÷ 300 t/mese si richiedono 50 ÷ 70 m^3/h di azoto. In queste condizioni la percentuale di CO_2 nel forno si mantiene su 0,4 ÷ 0,5% sul lato entrata e 0,2 ÷ 0,3% sul lato uscita.

Circa la necessità di impiegare azoto nei forni intermittenti per alta temperatura le opinioni sono tuttora controverse. Ma è indubbio che immettendo azoto nel forno i risultati sono molto migliori. In ogni caso pare indispensabile l'impiego di azoto per i forni con piccola-media capacità (fino a 4 ÷ 5 t), per i quali il rapporto volume della camera/peso getti è più sfavorevole, soprattutto quando i getti sono relativamente massicci, poichè in tal caso il rapporto ossigeno disponibile/superficie dei getti è maggiore, e perciò più profonda la penetrazione della decarburazione.

Del resto l'atmosfera di azoto secco nei forni ne prolunga la vita, preservando le parti metalliche alto-legate dalla corrosione intergranulare e i refrattari (specie se non ben deferrizzati) dallo sgretolamento, entrambi fenomeni attribuibili alle alte percentuali di CO: perciò è vantaggiosa anche sotto questo aspetto.

L'impiego di azoto è anche prescritto per i forni di austenitizzazione (1.123 ÷ 1.173 K = 850 ÷ 900 °C), nei quali pure esiste il pericolo di decarburazione e ossidazione superficiale. La percentuale di CO_2 si aggira sul 2 ÷ 3% e può verificarsi un aumento della zona decarburata (fino a 1 mm di completa ferritizzazione), sebbene in questo caso il cordone perlitico sia generalmente assente.

Nei forni per bassa temperatura, sia quando destinati al secondo stadio della ferritica e, a fortiori, quando destinati al rinvenimento non sembra abbia importanza considerevole l'atmosfera.

Una ricircolazione dell'azoto di scarico dei forni ad alta temperatura è sufficiente a impedire qualsiasi danno (anche se nel forno si stabilisce un'atmosfera con 2 ÷ 3% CO_2 e 7 ÷ 8% di umidità). Quando il trattamento avviene in assenza di atmosfera protettrice, si nota soltanto una leggera ossidazione superficiale senza alcuna modifica strutturale della zona di contorno.

TRATTAMENTI SUPERFICIALI

Ci si riferisce a quei trattamenti atti a conferire al getto caratteristiche particolari di durezza e perciò di resistenza all'usura, limitatamente a uno strato superficiale, lasciando invariata la struttura al cuore (tempra superficiale, cementazione, nitrurazione) oppure a singole parti di un getto. Questi trattamenti sono per lo più applicati dopo eventuale lavorazione meccanica del getto e prima della rettifica finale, in modo analogo a quanto si pratica per gli acciai.

Tempra (superficiale o localizzata)

Della tempra dei getti di ghisa malleabile si è già trattato nel capitolo dedicato alle ghise perlitiche. In quel caso, tuttavia, lo scopo era di ottenere una struttura atta a garantire, dopo adeguato rinvenimento, determinate caratteristiche meccaniche (corrispondenti ai diversi gradi unificati e fra le quali non è prevalente la resistenza all'usura) su tutta la sezione, cioè la tempra era uno stadio intermedio.

In questo caso la tempra costituisce generalmente lo stadio finale. Talvolta il particolare è finito di lavorazione, indurito superficialmente o localmente e montato senza ulteriori lavorazioni di macchina. Quando le tolleranze dimensionali delle superfici lavorate sono molto strette, si può rendere necessaria un'operazione finale di rettifica.

L'indurimento mediante tempra comporta una riaustenitizzazione seguita da spegnimento. Possono essere impiegati diversi sistemi di riscaldamento: a induzione, al cannello (fiamma), bagni di sale o di piombo, forni convenzionali a muffola.

Se la profondità di tempra non è importante, i sistemi citati possono essere usati indifferentemente. Data la relativamente alta conduttività termica della ghisa, se lo spesso-

re indurito deve essere sottile, sono preferibili il riscaldo a induzione o al cannello. Nel caso del trattamento in muffola possono insorgere problemi di decarburazione e rendersi quindi consigliabile il ricorso ad atmosfere neutre o riducenti.

La profondità di tempra è regolata dalla penetrazione del calore; il grado di indurimento, per un determinato tipo di materiale, dipende dalla temperatura e dal tempo di riscaldo, e dalla velocità di spegnimento.

La velocità di spegnimento è controllata dal mezzo temprante, il quale determina la massima durezza ottenibile. Diversi mezzi possono essere impiegati: acqua, salamoia, bagni di olio o sale o piombo, soluzioni con composti speciali oppure aria.

Acqua e salamoia garantiscono le più alte velocità di raffreddamento, che però possono risultare troppo drastiche per molte applicazioni, soprattutto quando i getti hanno forme complicate e quando la temperatura di riscaldo è alta, dando origine a cricche da tempra.

In questo caso occorre ridurre la temperatura e/o la velocità di tempra. Una porzione di curva tipica tempo-temperatura-trasformazione (TTT) per una ghisa malleabile perlitica temprata appare in fig. 204.

Se necessario, alla tempra può far seguito un rinvenimento a temperature fino a circa 973 K (700 °C), proporzionalmente al grado di addolcimento desiderato. Un graduale addolcimento potrebbe essere ottenuto anche mediante invecchiamento a temperature sui 323 K (50 °C), ma, data la modesta riduzione di durezza, non si conoscono applicazioni industriali del procedimento.

La temprabilità delle ghise malleabili

Il requisito affinchè un getto possa essere temprato è la presenza di carbonio in quantità sufficiente: perciò tutte le ghise malleabili possono essere temprate, salvo quelle decarburate al di sotto del valore limite.

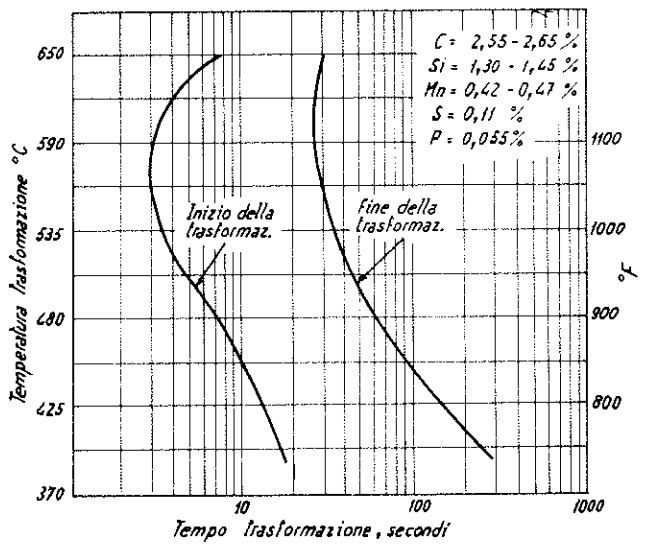


Fig. 204 - Inizio e fine approssimata della trasformazione isotermica a temperature subcritiche (ghisa malleabile perlitica globulizzata, austenitizzata a 1.146 K = 873 °C per 30 min).

Le ghise malleabili più adatte allo scopo sono le perlitiche, nelle quali il carbonio esiste nella forma combinata Fe_3C, in percentuali 0,3 ÷ 0,9% . In questo caso i carburi possono essere trasformati semplicemente riscaldando e temprando.

Se la matrice non contiene carbonio combinato in quantità sufficiente a ottenere il grado di durezza desiderato, una ulteriore quantità di carbonio può essere messa in soluzione dai noduli di grafite, regolando opportunamente temperatura e tempo di riscaldo.

Anche la ghisa malleabile a cuore nero ferritica, in cui tutto il carbonio è grafitizzato, può essere temprata, provvedendo a rimettere in soluzione il carbonio dai noduli di grafite nella matrice austenitica riformata mediante un riscaldamento entro o sopra l'intervallo critico, con un processo inverso a quello che si verifica nel corso del secondo stadio. L'uniforme distribuzione dei noduli di grafite rende abbastanza rapida la trasformazione, come già visto trattando della riaustenitizzazione delle ferritiche. Tuttavia i tempi di riscaldo sono più lunghi rispetto alle perlitiche, nelle quali evidentemente il carbonio combinato preesistente si scioglie e satura l'austenite più rapidamente.

La fig. 205 dà un'idea delle durezze risultanti da una tempra in olio di una ghisa malleabile a cuore nero ferritica da varie temperature (923 ÷ 1.203 K = 650 ÷ 930 °C). Le applicazioni più congeniali si riferiscono a quei getti di cui una parte soltanto deve essere indurita, conservando al resto la grande tenacità caratteristica delle ghise malleabili ferritiche.

La ghisa malleabile a cuore bianco è temprabile, quando e dove la decarburazione non si è spinta oltre un certo limite. Quindi la superficie del getto di ghisa malleabile a cuore bianco non è temprabile, come pure non è temprabile la superficie del getto a cuore nero quando la ricottura sia stata condotta in atmosfera decarburante (bordo decarburato).

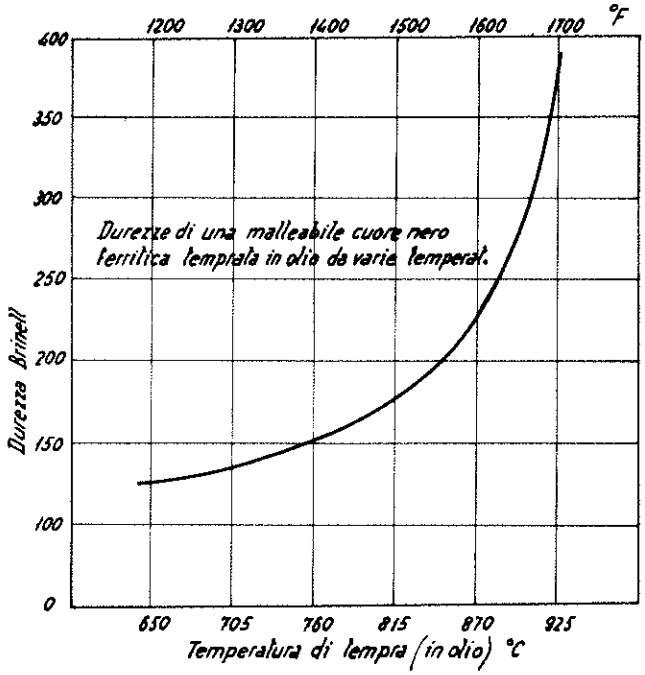


Fig. 205

In questi casi è ovviamente possibile ricarburare la superficie con un trattamento di cementazione, cui può far seguito la tempra.

Quando la decarburazione è solo superficiale, è possibile, riscaldando il getto a temperatura superiore a 1.173 K (900 °C) in atmosfera con idoneo potenziale di carbonio, riportare il tenore di carbonio in superficie al valore desiderato. Il carbonio si diffonde dal cuore del getto verso la superficie, dove assume valori in equilibrio con l'atmosfera. In fig. 102 si vede l'applicazione del procedimento a una ghisa malleabile a cuore bianco parzialmente decarburata e in fig. 206 a una ghisa malleabile a cuore nero decarburata in superficie.

Fattori che influenzano la temprabilità

A parità di composizione chimica, le ghise più idonee alla tempra sono quelle che contengono la maggior percentuale di carbonio combinato e fra le perlitiche, quelle con maggior durezza iniziale, a partire da 195 ÷ 200 HB.

Le strutture che dimostano migliore risposta alla tempra sono quelle contenenti carburi addensati, uniformemente dispersi, finemente suddivisi e sferoidizzati. Le strutture a occhio di bue pare non influenzino apprezzabilmente l'uniformità di durezza dopo tempra. I peggiori risultati (per lo meno nel caso della tempra alla fiamma) si ottengono nel caso di strutture contenenti ferrite e carburi sferoidizzati oppure perlite lamellare grossolana.

Le curve di temprabilità delle ghise malleabili

Analogamente agli acciai, anche per la ghisa malleabile sono state definite delle curve di temprabilità con la prova di Jominy su provette standard lavorate del diametro di 1 pollice. L'andamento tipico delle curve di Jominy per la ghisa malleabile in confronto all'acciaio AISI 1050 è indicato in fig. 207, dove sono pure indicate le velocità di raffreddamento al variare della distanza dall'estremità raffreddata.

Le durezze ottenute su campioni con diverse analisi sono riportate in fig. 208, dove si osservano scarti di 10 ÷ 20

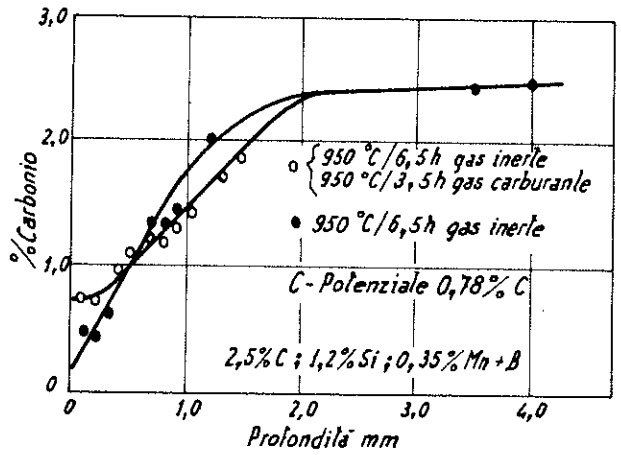


Fig. 206 - Distribuzione del carbonio sulla sezione di ghisa malleabile a cuore nero decarburata e ricarburata (Mueller).

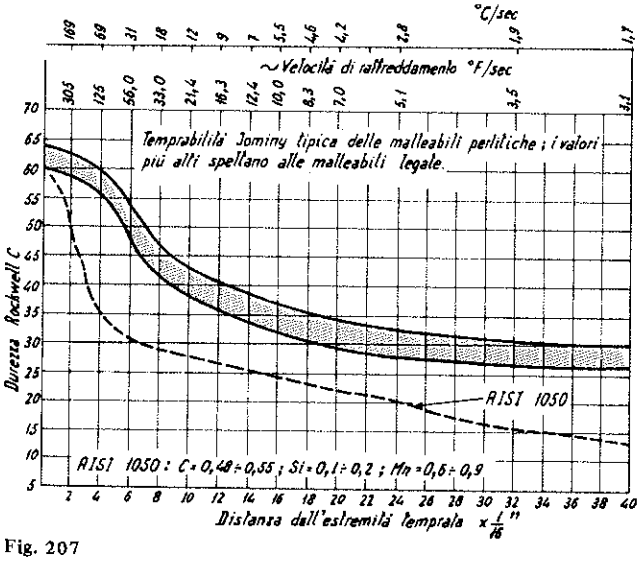


Fig. 207

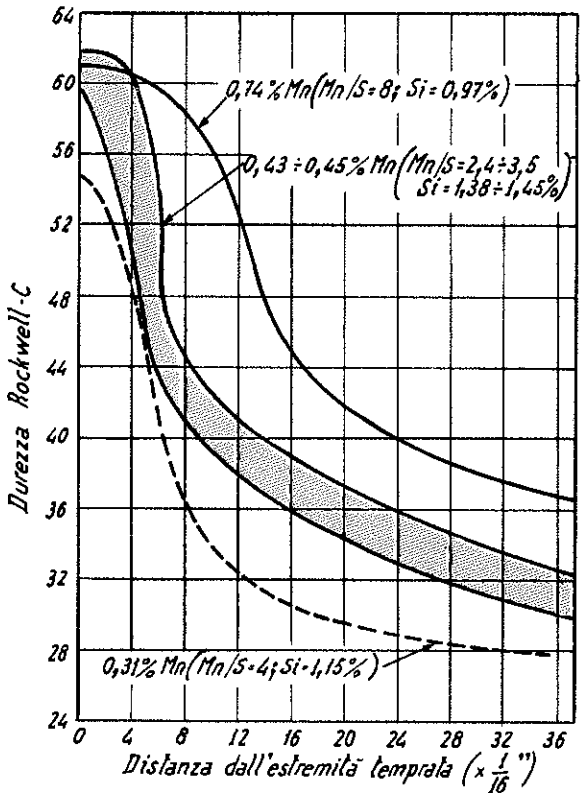


Fig. 208 - Effetto del manganese sulla temprabilità della ghisa malleabile. Prova standard Jominy con tempra a 1.143 K (870 °C).

HRc. I valori sono comunque dell'ordine di grandezza di quelli di un acciaio con C = 0,4 ÷ 0,5% e Mn = 1 ÷ 2%. Fra gli elementi della normale composizione chimica quello che ha influenza di gran lunga più importante è il manganese, come si può osservare in fig. 209. L'andamento delle curve per le ghise malleabili perlitiche prodotte con tempra in aria è simile a quello con tempra in olio, seppure con valori leggermente più bassi.

L'aumento della temperatura di riscaldo (per esempio da 1.088 ÷ 1.143 K = 815 ÷ 870 °C) provoca un leggero aumento della durezza finale.

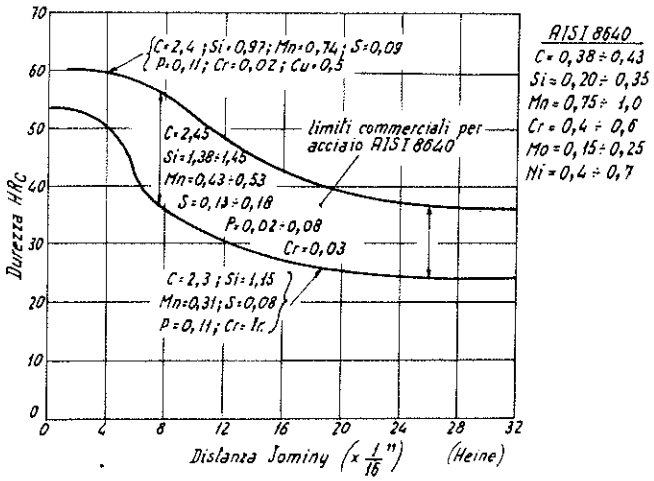


Fig. 209 - Temprabilità Jominy di campioni da 6 fonderie austenitizzati per 30 min a 1.143 K (870 °C) (Heine).

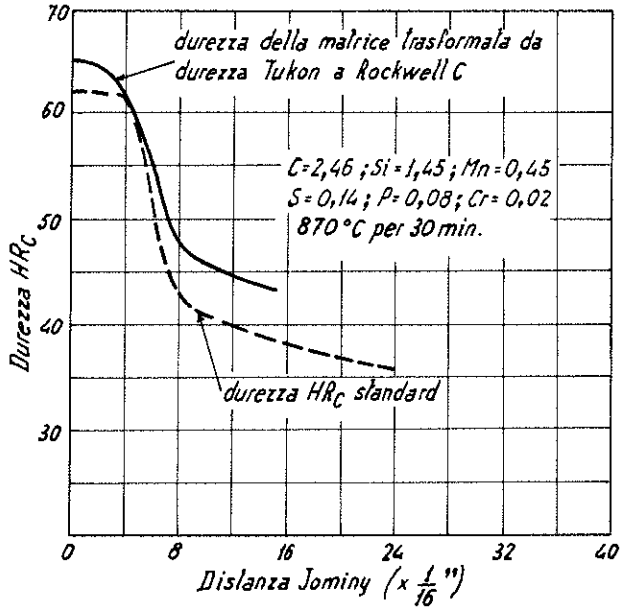


Fig. 210 - Durezza della matrice con tempra Jominy (Heine).

La massima durezza ottenibile della matrice di una ghisa malleabile perlitica è 67 HRc (cioè la durezza della martensite). Tuttavia le misure convenzionali di durezza danno valori inferiori a causa della presenza di noduli di grafite; generalmente per un getto con microdurezza della matrice 67 HRc (durezza Tukon) la durezza media risulta circa 62 HRc (fig. 210). Analogamente anche per le strutture meno indurite le misure di durezza standard Rockwell o Brinell danno valori inferiori per la presenza di grafite.

Cenni pratici sui sistemi di tempra superficiale delle ghise malleabili

Indurimento alla fiamma

E' particolarmente adatto per superfici esterne, forme irregolari, getti di grandi dimensioni soggetti a pericolo di cricche, per piccole serie che non giustificano la costruzione di attrezzature per tempra a induzione.

Si usano generalmente bruciatori di diversa lunghezza e forma, adattabili alla parete da indurire, con regolazione della fiamma.

Pur essendo alta la temperatura della fiamma, questo metodo è più lento rispetto al riscaldo a induzione a causa della dispersione termica dalla superficie verso l'interno del getto. Il controllo della temperatura è difficoltoso, dovendosi raggiungere la temperatura di austenitizzazione e nel contempo evitare la fusione della superficie. Le durezze raggiunte variano da 42 ÷ 58 HRc. Si possono raggiungere profondità di tempra di 2, 3 mm. Per assicurare un minimo di 50 HRc alla profondità di 1,5 mm è necessario lo spegnimento in acqua.

In fig. 211b si può osservare l'andamento delle durezze nello strato temprato, a partire dalla superficie, per una ghisa perlitica ottenuta per raffreddamento in olio oppure in aria.

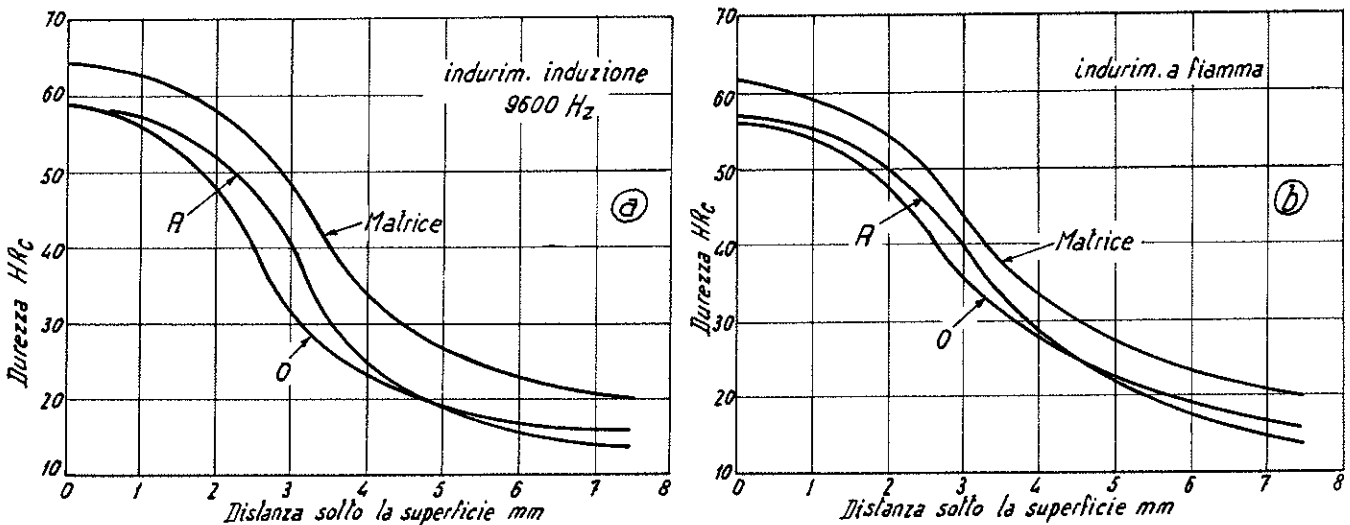


Fig. 211 - Variazione della durezza in relazione alla profondità sotto la superficie indurita delle ghise malleabili perlitiche.

Nelle zone da indurire bisogna evitare bruschi cambiamenti di spessore, in modo che il riscaldamento sia uniforme. In caso contrario si verificherebbero variazioni nella profondità dello strato temprato e deformazioni che compromettono le tolleranze dimensionali.

Indurimento in bagno di sale

Può essere compiuto per immersione in bagni di sale fuso o piombo, opportunamente termoregolati e agitati per uniformare la temperatura. Si può ottenere un indurimento localizzato del getto immergendo solo la parte interessata oppure superficiale o anche a tutto spessore per immersione completa. Particolarmente adatto per realizzare risultati omogenei su getti di forma complessa.

La temperatura varia da 1.063 ÷ 1.198 K (790 ÷ 925 °C) dipendentemente dal tipo di ghisa malleabile, dalla successiva velocità di tempra, dalla complessità del getto. Il tempo di immersione a sua volta dipende dalla microstruttura, dalla temperatura del bagno, dallo spessore dello strato da indurire, dalla velocità di tempra.

Si possono ottenere durezze superiori a 50 HRc su spessori fino a 25 mm a durezza iniziale 160 ÷ 210 HB con riscaldo di circa 5 min seguito da spegnimento in olio. Se la durezza di partenza è 200 ÷ 240 HB, per lo stesso spessore sono sufficienti 2,5 ÷ 3 min; il materiale più tenero in partenza richiede perciò tempo più lungo, ma comporta una migliore lavorabilità prima del trattamento finale.

Indurimento a induzione

Il riscaldo superficiale a induzione è il procedimento più veloce e facilmente controllabile. L'azione risultante si manifesta in superficie sulla porzione del getto interessata dalle correnti indotte, delimitata a un'area ristretta oppure progressivamente estesa come nel riscaldo a fiamma.

La macchina per tempra a induzione è fondamentalmente un trasformatore, di cui il primario è l'induttore o bobina a una o più spire che porta la corrente e il secondario è il getto. La bobina, appositamente disegnata, è generalmente costituita da una serpentina di rame raffreddata con circolazione d'acqua. Il getto è generalmente posizionato all'interno della bobina, con un traferro variabile fra 1 ÷ 70 mm. E' opportuno l'impiego di maschere o simili attrezzi per garantire l'esatto posizionamento reciproco.

Il campo magnetico alternato della bobina induce delle correnti nella parte esposta del getto. Per effetto della resistività del materiale, questo si riscalda rapidamente in superficie dove le correnti sono localizzate. Nei materiali magnetici si verifica pure un debole riscaldo per effetto dell'isteresi magnetica. La concentrazione delle correnti e perciò del riscaldo in superficie è dovuto all'effetto *pelle*. Nel caso di un cilindro l'effetto pellicolare interessa uno spessore δ che è funzione della frequenza f, della resistività ρ e della permeabilità μ:

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} .$$

Il trasferimento di potenza, a pari intensità del campo magnetico (cioè di amperspire), è proporzionale alla frequenza.

Poichè l'intensità del campo è inversamente proporzionale alla distanza fra spira e getto cioè al traferro, si adottano, a parità di potenza da trasferire, traferri maggiori quando si impiegano frequenze più elevate. Quando si devono riscaldare spessori rilevanti con induttori a bassa frequenza, la corrente penetra più in profondità, determinando una maggiore dispersione di energia. Perciò per un riscaldo rapido a temperatura alta sono maggiormente indicate le alte frequenze.

Durezza e profondità di tempra sono regolabili variando tempo di riscaldo e potenza. A parità di potenza, tempi più lunghi determinano durezze più alte e, a causa della rapida trasmissione conduttiva del calore, strati più profondi e strutture più omogenee. Aumentando la frequenza aumenta la durezza e, come accennato, si riduce lo spessore dello strato temprato.

Altro fattore importante è il traferro: con traferro maggiore il riscaldo è più lento e la penetrazione del calore per conduzione è pure maggiore. Inoltre quando la tempra deve essere progressiva, cioè estesa gradualmente ad altre zone del getto, interviene come fattore di regolazione anche la velocità del movimento relativo induttore-getto. Con opportuna regolazione di tempo, potenza e frequenza è possibile estendere la tempra a tutto lo spessore del getto. Le distorsioni provocate dall'indurimento superficiale a induzione sono generalmente inferiori a quelle determinate da altri trattamenti.

Il mezzo temprante è ovviamente decisivo ai fini della durezza finale: il mezzo più impiegato è l'acqua, ma in talune circostanze è preferibile l'olio.

Si può ottenere una durezza di almeno 50 HRc per uno spessore di 1,5 mm con un induttore a 9,6 kHz e 32 ÷ 75 kW, oppure 3 kHz e 25 ÷ 100 kW, oppure 300 ÷ 350 kHz e 35 ÷ 90 kW con una sola spira. Il tempo necessario è di pochi secondi.

In fig. 211a si può osservare come varia la durezza nello strato temprato a partire dalla superficie nel caso di un riscaldo a 9,6 kHz, per una ghisa perlitica ottenuta per raffreddamento in olio oppure in aria.

Provette cilindriche del diametro di 30 mm ricavate da ghise malleabili perlitiche (C = 2,63; Si = 1,30; Mn = 0,35; S = 0,08; Cr = 0,04) con resistenza a trazione compresa fra 440 ÷ 690 N/mm^2 (45 ÷ 70 kg/mm^2) (e perciò strutture variabili da ferritico-perlitica a perlitica a sorbitica), sono state temprate a induzioni AF (450 kHz, 30 kW, 20s) e MF (9,6 kHz, 40 kW, 10s) con spegnimento in acqua. L'esame micrografico della zona temprata rileva, nel caso del riscaldo AF, una struttura martensitica più o meno aciculare su fondo di austenite residua; nel caso del riscaldo a MF, strutture prevalentemente bainitiche su fondo di austenite residua. In entrambi i casi si accentua la presenza di cementite quando preesistente.

Nitrurazione

Le ghise malleabili possono essere sottoposte a trattamenti superficiali di cementazione, carbonitrurazione o nitrurazione per aumentare la resistenza all'usura.

Un esempio tipico è la nitrurazione impiegata per l'indurimento di piccoli ingranaggi: un trattamento di 3 h a 1.023 K (750 °C) in atmosfera di gas carburante e ammoniaca dà luogo a uno strato indurito con spessore 0,1 mm.

TRATTAMENTI GRAFITIZZANTI A BASSA TEMPERATURA

Il trattamento delle ghise malleabili a temperature superiori a 1.173 K (900 °C), quale descritto in precedenza, comporta numerosi inconvenienti, fra cui notevoli il consumo energetico, la manutenzione dei forni, e soprattutto il rischio di deformazione dei getti, la cui successiva operazione di raddrizzatura è molto onerosa. Gli esperimenti fatti per operare il trattamento a temperature più basse sono perciò interessanti, e si ritiene opportuno accennarne.

Trattamenti a temperatura subcritica

Partendo da precedenti lavori di Laurent-Ferry, Pomey, Burke, una équipe del Centre Technique des Industries de la Fonderie (Menat-Aubrion-Margerie) studiava negli anni '60 la grafitizzazione di alcune ghise bianche per malleabile entro l'intervallo Ac e in fase α, cioè sotto l'intervallo, con i seguenti risultati.

A temperature $\leqslant$ 773 K (500 °C), anche per permanenze prolungate (160 h), non si notano tracce di grafitizzazione. A 848 ÷ 873 K (575 ÷ 600 °C) risulta possibile, in tempi adeguati, provocare la grafitizzazione della ghisa bianca, ottenendo una struttura finale contenente 300 ÷ 350 noduli/mm^2 (particolarmente compatti), in matrice ferritica, con tracce di perlite addensata e cristalli di cementite primaria.

A 1.018 K (745 °C), cioè nell'intervallo di trasformazione $\alpha - \gamma$, la grafitizzazione avviene (circa 20 h) in fase austenitica, che per raffreddamento rapido si trasforma in martensite, per cui occorre una successiva permanenza a temperatura subcritica (per esempio 4 h a 963 K = 690 °C), per grafitizzare la perlite.

In fig. 212 sono riportate le curve di grafitizzazione isotermica (rilevate con dilatometro Chévenard) di una ghisa fusa al forno a riverbero (C = 2,14; Si = 1,44; Mn = 0,5; S = 0,16; P = 0,06).

Si nota (sia per la grafitizzazione in fase γ, sia per quella in fase α) un periodo di *incubazione*, la cui durata diminuisce con l'aumentare della temperatura; inoltre (come visto a suo tempo per la grafitizzazione a temperature $\leqslant$ 1.173 K = 900 °C), le curve sono quasi sovrapponibili per traslazione.

Per confronto, in fig. 213 si può osservare l'andamento delle curve dilatometriche di grafitizzazione isotermica, alle stesse temperature per la stessa ghisa, partendo da una struttura totalmente perlitica ottenuta mediante trattamento preliminare a 1.193 K (920 °C) seguito da tempra in aria.

Risulta quindi possibile la grafitizzazione di una ghisa bianca per malleabile in spessori sottili (6 ÷ 7 mm) mediante mantenimento a temperature subcritiche. Però a queste temperature la dissoluzione dei carburi primari è molto lenta, con un tempo di incubazione lungo, a causa della scarsa mobilità degli atomi di carbonio, ed è la matrice perlitica il mezzo in cui si producono la germinazione e il successivo accrescimento dei noduli, e che fornisce la maggior quantità di carbonio all'inizio della trasformazione.

L'osservazione microscopica rivela che la germinazione dei noduli ha luogo ai margini dei grani di perlite e ai limiti fra austenite primaria (dendritica) e austenite eutettica. Si fa l'ipotesi che al riguardo assuma un ruolo importante la surfusione che si verifica nel raffreddamento della ghisa bianca colata in spessori sottili, e che può dar luogo a quantità maggiore di austenite dendritica con tenore di carbonio più elevato rispetto all'austenite dell'eutettico: questa austenite soprasatura nel raffreddamento attraverso l'intervallo eutettoide si trasformerebbe in perlite, dando origine a ferrite a sua volta soprasatura in carbonio.

Nel successivo riscaldamento attraverso il punto di Curie (circa 473 K = 200 °C) si provocherebbe una dislocazione del reticolo, permettendo al carbonio della ferrite soprasatura di liberarsi sotto forma di germi.

Dal momento in cui il carbonio ha preso forma di grafite libera, si hanno 2 costituenti (ferro e carbonio) e 3 fasi, (Feγ, grafite, carburo Fe_3C), per cui il sistema diventa instabile e, affinchè ritorni stabile, una delle fasi deve scompa-

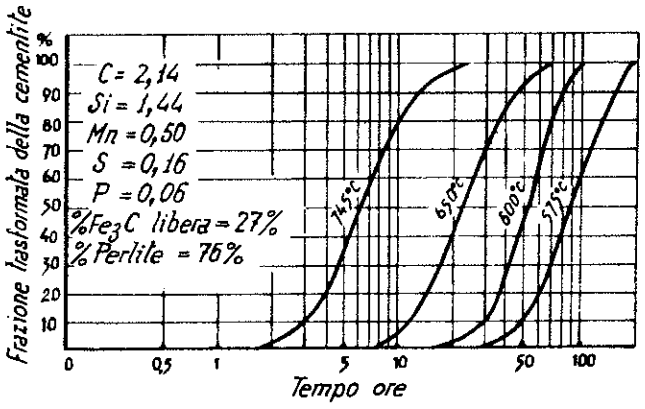


Fig. 212 - Curve di grafitizzazione isoterma di ghise bianche a bassa temperatura (Menal, Margerie).

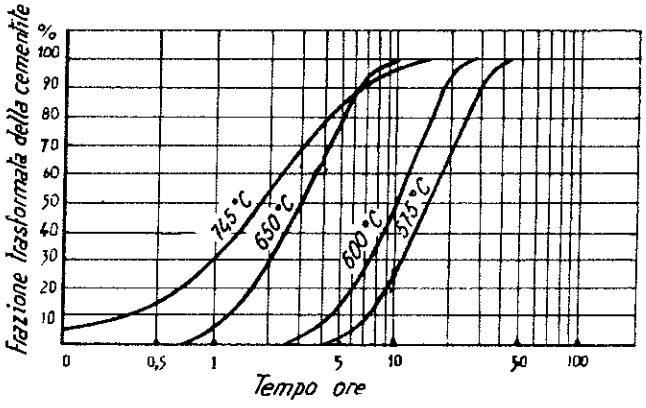


Fig. 213 - Curve di grafitizzazione isoterma (secondo stadio) della ghisa con l'analisi di fig. 212 pregrafitizzata (primo stadio) a 1.193 K (920 °C) (Menal, Margerie).

rire: sarà appunto la cementite, prima quella della perlite e in seguito quella dei carburi primari.

La cementite della perlite si scioglie lentamente per migrazione del carbonio sui germi formati; le zone ferritiche si allargano e si congiungono, formando una matrice continua contenente grafite e cementite primaria; siccome il sistema è ancora instabile, la cementite primaria a sua volta comincia a decomporsi, utilizzando la ferrite come veicolo del carbonio che va a precipitare sui noduli formati.

Probabilmente un ruolo importante è assunto anche dalle microsegregazioni nella ghisa bianca del silicio, che risulta concentrato nelle regioni perlitiche o ferritiche che contornano i carburi primari, le quali contemporaneamente sono impoverite di manganese. Calcolando il calore di attivazione della grafitizzazione in fase α, si trova un valore attorno a 125.550 J/mol/°K (30.000 Cal/mol/°K), (cioè circa 50% di quello per la grafitizzazione in fase γ), il che concorderebbe a far supporre che la cinetica della grafitizzazione in fase α delle ghise bianche allo stato grezzo di colata sia controllato dalla diffusione del silicio.

Si è anche riscontrato che una breve permanenza (1 h) a 1.123 K (850 °C) dopo mantenimento a 923 K (650 °C) (67 h) seguito da raffreddamento completo, è sufficiente per completare la distruzione della cementite primaria. In questo caso la matrice ferritica risultante dal primo trattamento diventa austenitica al superamento della temperatura eutettoide. Tale austenite è però povera di carbonio, per cui la cementite primaria parzialmente decomposta vi si scioglie rapidamente. La struttura finale dopo raffreddamento rapido nell'intervallo di trasformazione Ar risulta perlitica, con lamelle ravvicinate a circa 350 noduli di grafite/mm^2.

Tabella XV - Tempo di grafitizzazione.

Al p.p.m.	B p.p.m.	1.193 K (920°C)		1.073 K (800°C) palier 2h 693 K (420°C)	
		100%	97%	100%	97%
50	=			18h 35min	12h 08min
90	=			12h 20min	7h 24min
110	=	4h 35min	3h 25min		
230	=			8h 38min	4h 57min
=	34			8h 35min	7h 30min
=	61			7h	4h 05min
=	86			5h 32min	3h 40min
50	55			5h 28min	4h 18min
60	24			7h 12min	5h 49min
70	33			6h 34min	4h 47min
=	=	4h 20min	2h 50min	32h 27min	28h

C = 2,10÷2,20%; Si = 1,50÷1,65%; Mn = 0,35%; S = 0,01%; P = 0,01%; N_2 = 130÷140 p.p.m.

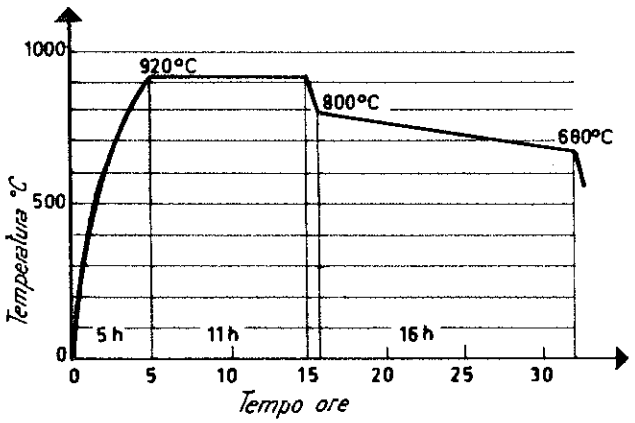


Fig. 214 - Ciclo di ricottura classico.

Trattamenti a 1.063 ÷ 1.093 K (790 ÷ 820 °C)

Recentemente il Centre Technique (Parent-Moreaux) ha riproposto la possibilità di condurre il trattamento a temperature appena sopra l'intervallo critico, partendo da prove di laboratorio, estese progressivamente fino a scala industriale.

In tab. XV si riportano i tempi di grafitizzazione (al 100% e al 97% , rilevati con dilatometro Chévenard) per ghise con l'analisi riportata in calce, a tenori variabili di alluminio e boro, trattate a 1.193 e 1.073 K (920 e 800 °C).

Si rileva come, con l'aumentare del contenuto di alluminio e boro, i tempi di grafitizzazione si abbreviano e, con aggiunte combinate dei due elementi, si approssimano, per il trattamento a 1.073 K (800 °C), a quelli della ghisa senza aggiunte di boro trattata a 1.193 K (920 °C).

Provette di trazione standard aventi l'analisi riportata in calce alla tab. XVI sono state ricotte con il ciclo per ghise malleabili ferritiche indicato in fig. 214 (per confronto, in fig. 215 il ciclo classico), con e senza il pretrattamento nodulizzante a 703 K (430 °C). La tab. XVI riassume le caratteristiche meccaniche ottenute.

La temperatura del trattamento di grafitizzazione ha molta importanza: a 1.033 K (760 °C) con permanenza di 9 h la ricottura è incompleta, qualunque sia la composizio-

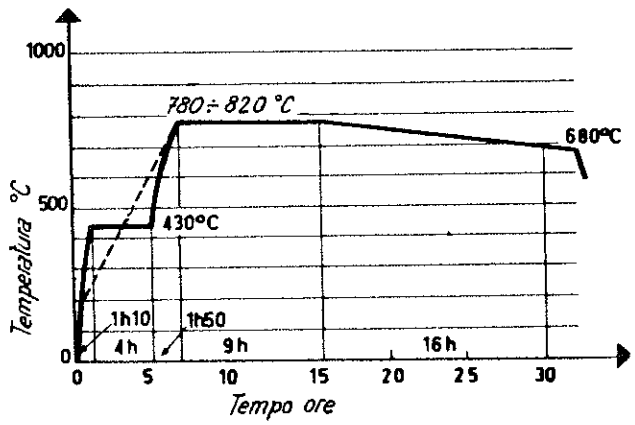


Fig. 215 - Ciclo di ricottura a bassa temperatura (Parent, Moreaux)

Tabella XVI - Caratteristiche meccaniche ottenute con trattamento di grafitizzazione a bassa temperatura (ferritiche).

Temperatura K (°C)	1.033 (760)	1.053 (780)	1.073 (800)
Resistenza a trazione N/mm^2 (kg/mm^2)	410÷450 (41-45)	390÷450 (39-45)	390÷440 (39-44)
Allungamento %	2,5÷10	8,5÷14	11÷16

C = 2,20÷2,55%; Si = 1,67÷1,80%; Mn = 0,35÷0,44%; S = 0,05÷0,08%; P = 0,02%; B, Al, Bi variabili

ne e, per assicurare la dissoluzione totale dei carburi, è necessario passare al campo austenitico, dove la solubilità del carbonio nel ferro γ è molto maggiore. Con un mantenimento a 1.053 ÷ 1.093 K (780 ÷ 820 °C) le strutture risultano ferritiche a grana fine; i carburi spariscono quasi completamente quando sono presenti contemporaneamente 20 p.p.m. di alluminio; nel complesso la quantità dei carburi residui è giudicata industrialmente accettabile dal punto di vista delle caratteristiche meccaniche e della lavorabilità.

Il confronto fra cicli con pretrattamento a 703 K (430 °C) e senza non ha evidenziato differenze nelle caratteristiche meccaniche: per contro i noduli di grafite sono molto più numerosi nel primo caso e più fini.

L'aggiunta di 1% di rame, affinando il grano ferritico, fa aumentare la resistenza a trazione e più ancora il limite elastico senza scapito per l'allungamento; nelle provette contenenti contemporaneamente bismuto, alluminio e rame le caratteristiche sono molto elevate (snervamento fino a 290 N/mm^2 = 29 kg/mm^2, resistenza 420 N/mm^2 = 42 kg/mm^2; allungamento fino a 19%).

La resilienza su provette standard (intaglio a V 2 mm; pendolo da 5 kg), si aggira sui 10 J (1,02 kgm) la temperatura di transizione è sui 273 K (0 °C), e l'aggiunta di 1% di rame la fa scendere a 233 ÷ 193 K (− 40 ÷ − 80 °C).

Provette con l'analisi indicata in tab. XVI dopo pretrattamento a 703 K (430 °C) e mantenimento a 1.073 K (800 °C) sono state perlitizzate temprando direttamente da 1.073 K (800 °C) in aria soffiata, oppure riscaldando successivamente a 1.123 K (850 °C) e immediatamente temprando in aria calma.

Alcuni risultati sono riportati in tab. XVII: si noti l'elevatissimo rapporto limite di snervamento/resistenza pari a 75 ÷ 85%.

Su scala industriale, getti colati in 3 diverse fonderie sono stati trattati con il seguente ciclo: salita a 703 K (430 °C) in 45 min; mantenimento 3 h; salita a 1.073 K (800 °C) in 3 h; mantenimento per 9 h; raffreddamento in forno. Le analisi e le caratteristiche risultanti sono riportate in tab. XVIII.

Si conferma l'importanza dell'abbinamento boro-alluminio: la presenza di solo boro non è soddisfacente e per tenori elevati (> 0,003%) gli spessori grossi presentano forti quantità di carburi residui a causa dell'azione stabilizzatrice del boro.

Si osserva che le ghise impiegate per questi esperimenti hanno un contenuto elevato di silicio e un alto rapporto C/Si, perciò sono facilmente grafitizzabili. Nei limiti di composizione indicati e con l'impiego congiunto di boro (circa 0,002%) e alluminio (circa 0,01%), sembrerebbe possibile con questi trattamenti la produzione industriale di getti di ghisa malleabile sia ferritica che perlitica con caratteristiche accettabili per numerose applicazioni.

Secondo calcoli teorici il ciclo a bassa temperatura schematizzato in fig. 214 dovrebbe comportare riduzioni di consumi energetici rispetto ai cicli tradizionali (fig. 215): circa 14% per i forni a riscaldamento elettrico e 18 ÷ 20% per i forni riscaldati a gas con tubi radianti rispettivamente con o senza ricuperatore; a queste economie dovrebbero aggiungersi, come già accennato, quelle derivanti dalla riduzione delle operazioni di raddrizzatura. I problemi energetici sempre più pressanti dovrebbero incoraggiare le fonderie ad approfondire questo argomento.

Tabella XVII - Caratteristiche meccaniche di ghise grafitizzate a bassa temperatura (perlitiche).

B p.p.m.	Al p.p.m.	Bi p.p.m.	Tempra in aria soffiata da 1.073 K (800°C)			Tempra in aria calma da 1.123 K (850°C)		
			Resistenza a trazione N/mm^2 (kg/mm^2)	Snervamento N/mm^2 (kg/mm^2)	Allungamento %	Resistenza a trazione N/mm^2 (kg/mm^2)	Snervamento N/mm^2 (kg/mm^2)	Allungamento %
23	=	29	760 (77)	620 (63)	--	680 (69)	510 (51)	3,4
97	=	32	700 (71)	600 (61)	--	620 (63)	460 (46)	2,4
27	80	8	720 (73)	570 (58)	2,4	660 (67)	490 (49)	3,7
61	60	22	680 (69)	590 (60)	2,7	610 (62)	450 (45)	3,7

Tabella XVIII - Analisi e caratteristiche meccaniche di ghise trattate a 1.073 K (800°C) (ferritiche).

C %	Si %	Mn %	S %	P %	B p.p.m.	Al p.p.m.	Bi p.p.m.	Resistenza N/mm^2 (kg/mm^2)	Snervamento N/mm^2 (kg/mm^2)	Allungamento %
2,30	1,61	0,50	0,14	0,03	25	--	17	410 (41)	270 (27)	10,5
2,29	1,49	0,56	0,10	0,03	42	--	6	400 (40)	290 (29)	5,4
2,26	1,78	0,43	0,12	0,05	53	--	43	370 (37)	260 (26)	8,0
2,31	1,64	0,50	0,14	0,03	10	160	13	400 (40)	250 (25)	11,4
2,24	1,73	0,53	0,16	0,03	19	100	48	390 (39)	250 (25)	11,0
2,29	1,77	0,43	0,12	0,05	33	100	40	380 (38)	310 (31)	12,4
2,36	1,76	0,43	0,12	0,05	46	56	36	370 (37)	270 (27)	8,6

Ghise malleabili ad alto tenore di silicio

E' noto come il contenuto di silicio sia uno dei fattori più importanti per la grafitizzazione delle ghise. Causa il pericolo di grafitizzazione primaria, la percentuale di questo elemento normalmente non sorpassa 1,6 ÷ 1,7% , anche tenendo conto delle aggiunte di bismuto o tellurio le quali permettono di aumentarlo di circa 30 punti.

La barriera di 1,8% e fino oltre il 2% è stata superata con l'impiego di elementi fortemente stabilizzanti durante la solidificazione come il magnesio e il cerio, dando luogo alle cosidette *malleabili a grafite sferoidale*, la cui ricottura avviene in tempi più breve e/o a temperature più basse e di cui si tratta nel capitolo dedicato alle ghise malleabili speciali. Qui si accenna a un processo di stabilizzazione ottenuta mediante ossidazione volontaria della ghisa fusa, che ha fatto l'oggetto di ricerche da parte di Thomas-Blanc-Volianik-Margerie.

Il procedimento consisteva nell'aggiunta al bagno liquido di biossido di manganese (in polvere) in percentuale 0,4 ÷ 0,6% , un pò di tempo (almeno 15 min) prima della colata, e surriscaldamento a 1.773 ÷ 1.823 K (1.500 ÷ 1.550 °C). Il silicio era aumentato fino a 2,3% , con una somma (C+Si) fino a 4,6; gli altri elementi erano nei limiti normali: provette e getti fino a spessore di 15 mm risultavano esenti da grafite primaria nè si notava l'insorgere di difetti di fonderia.

Nell'intento di ferritizzare queste ghise si sperimentavano dei trattamenti a bassa temperatura 1.003 ÷ 1.023 K (730 ÷ 750 °C), ma i tempi necessari erano molto lunghi (88 ÷ 96 h) e il grano ferritico irregolare con presenza di carburi primari. I noduli di grafite apparivano compatti e molto grossi; con raffreddamento in aria da 923 K (650 °C) le caratteristiche meccaniche erano discrete: resistenza 420 ÷ 440 N/mm^2 (42 ÷ 44 kg/mm^2); snervamento 310 ÷ 340 N/mm^2 (31 ÷ 34 kg/mm^2); allungamento 6,5 ÷ 10% ; resilienza Mesnager 5 ÷ 7 J/cm^2 (0,51 ÷ 0,71 kgm/cm^2).

Per ottenere delle ghise perlitiche, si ricorreva ad un trattamento a bassa temperatura consistente in: salita a 1.003 K (730 °C) in 6 h; mantenimento 58 h; salita a 1.123 K (850 °C); mantenimento 3 h; tempra in olio; rinvenimento 2 h a 1.023 K (750 °C). I carburi risultavano distrutti e le caratteristiche meccaniche erano circa le seguenti: resistenza a trazione 600 N/mm^2 (60 kg/mm^2); snervamento 500 N/mm^2 (50 kg/mm^2); allungamento circa 3%; resilienza Mesnager 0,35 ÷ 0,70 J/cm^2 (0,036 ÷ 0,0071 kgm/cm^2).

Trattando queste ghise ad alta temperatura si possono abbreviare drasticamente i tempi: per esempio provette contenenti C = 2,35% , Si = 2,26% , Mn = 0,4%, S = 0,14%, P = 0,16% erano mantenute per 5 h a 1.173 K (900 °C) e raffreddate nell'intervallo critico a 308 K/h (35°C/h), ottenendo resistenza a trazione 370 N/mm^2 (37 kg/mm^2), allungamento circa 9%.

Nella pratica industriale questi tempi dovrebbero ovviamente essere aumentati per garantire un ragionevole margine di sicurezza.

In conclusione una percentuale alta di silicio *bloccata* con un agente ossidante potrebbe permettere di operare trattamenti a temperature più basse, oppure con tempi più brevi a temperatura alta, ottenendo caratteristiche meccaniche accettabili (con qualche compromesso per la lavorabilità). L'aumento del contenuto di silicio comporta naturalmente un aumento della resistenza agli sforzi statici, una riduzione della duttilità, una riduzione della resilienza, un aumento della temperatura di transizione.

BIBLIOGRAFIA

(1) E. SCHUEZ, R. STOTZ – La Fonte Malléable, Editore Dunot, Parigi 1936.

(2) M. LEROYER – La Fonte Malléable, Editore Dunot, Parigi 1936.

(3) Malleable Iron Castings, Malleable Founder Society, Cleveland (Ohio) 1960.

(4) H.A. SCHWARTZ – The principles of graphitization, Symposium on graphitization, AFS 1943.

(5) P. LAURENT, M. FERRY – Etude sur la germination du graphite et la cinétique de la graphitisation des fontes blanches prétrempées, Fonderie 149-150-151-152, Giugno-Settembre 1958.

(6) H.G. HALL – Graphitization in the malleable iron process, Foundry, Giugno 1949.

(7) W.M. SAKWA, J.J. BRASZCZYNSKY, J.C. MARGERIE – Etude sur la germination du graphite pendant le recuit de la fonte blanche pour malléable, Fonderie 315, Agosto-Settembre 1972.

(8) J. BOURKE, S. OVEN – Kinetics of first-stage graphitization in iron-carbon-silicon alloys, J.I.S.I. 176, Febbraio 1954.

(9) G. SANDOZ – Nodule number influence on graphitization Kinetics of white cast iron, A.F.S. Transactions 1962.

(10) C.R.LOPER – Nodule count is important, Foundry, Settembre 1966.

(11) D.R. ASKELAND, R.F. FLEISCHMAN – Effect of nodule count on the mechanical properties of ferritic malleable iron, AFS Transactions 78-101.

(12) S.PARENT – Influence du nombre des nodules sur les caracteristiques de la fonte malléable, Fonderie, Ottobre 1974.

(13) R.W. HEINE, H.M. HTUN – Graphitization of high silicon white irons, Modern Castings, Aprile 1966.

(14) A. TAUB, E.AVIVI – Influence of the carbon-silicon ratio on graphitization of malleable iron, Foundry, Luglio 1957.

(15) R.W. HEINE, T.W. MUELLER, J.W. WIDMEYER – Heavy white iron section casting and annealing, Modern Castings, Aprile 1961.

(16) W.Mc MILLAN – The effect of composition on the annealing of white cast iron, Symposium on graphitization of white cast iron, AFS 1943.

(17) M. TILLEY – Effect of oxidation rates on graphitization of cupola melted malleable, Foundry, Novembre 1952.

(18) C. LORIG, M. SAMUEL – Some effects of hydrogen on the time of malleabilization, Symposium on graphitization, AFS 1943.

(19) A. TAUB – Deoxidation of malleabile iron, Foundry, Novembre 1955.

(20) P.B. BURGESS, A. HERNANDEZ – Control of residual chromium in malleable iron, Modern Castings, Settembre 1968.

(21) R.SINGH, N.BAGCHI, R.W.HEINE –Techniques for neutralizing the effect of chromium in malleable iron, AFS Transactions 77-57.

(22) G. SANDOZ – Vanadium effect on white cast iron graphitization Kinetics, Modern Castings, Aprile 1962.

(23) G.R. STRONG – A literature survey on nitrogen in malleable iron, AFS Transactions 77-30.

(24) M. BORLERA, G. PRADELLI – L'azoto nelle ghise. Effetto della segregazione della grafite nei vari stadi di malleabilizzazione delle ghise bianche, La Fonderia Italiana, Gennaio 1969.

(25) R.D. PEHLKE, H. WADA, G.R. STRONG – Nitrogen in malleable iron production, AFS Transactions 78-77.

(26) N. VOLIANIK – L'azote dans les fontes, Fonderie, Maggio 1963.

(27) A. BURDESE, M. BORLERA, G. PRADELLI – Il boro nelle ghise, La Fonderia Italiana, Agosto 1969.

(28) A.C. KRINITSKY, H. STERN – Effect of boron on the structure and some phisical properties of plain cast iron, Journal Res. Nat. Bureau Stand 42, 465 (1949).

(29) AFS Mall. Comitee – Some effects of bismuth in malleable iron, Modern Castings, Gennaio 1964.

(30) A. BURDESE, G. PRADELLI, D. FIRRAO – Il bismuto nelle ghise. Effetto della segregazione della grafite nei due stadi di malleabilizzazione, La Fonderia Italiana, Luglio 1979.

(31) A. BURDESE, G. PRADELLI, D. FIRRAO – Il bismuto nelle ghise. Meccanismo di azione del bismuto quale stabilizzatore della cementite, La Fonderia Italiana, Settembre 1975.

(32) Y.L. OVISE, J.C. MARGERIE – Fontes malléables au bismuth, Fonderie, Giugno 1962.

(33) R.H.ABORN – Bismuth: a trace alloy additive in iron and steel, The Bulletin of the Bismuth Institute 7, 1975.

(34) P.B. BURGESS – The use of bismuth and tellurium in white cast iron, The Bulletin of the Bismuth Institute 3, 1974.

(35) J.V. DAWSON – Making malleable with high CE iron, Foundry, Febbraio 1971.

(36) C. LOPER, R.W. HEINE, J. WARING – Melt additions effect on white iron anneability, Modern Castings, Giugno 1960.

(37) R.W. HEINE – Melting variable effects on malleable iron properties, AFS, Des Plaines (Illinois).

(38) W.L. HALLERBERG, J.F. WALLACE – Effects and neutralization of trace elements in malleable iron, AFS, Des Plaines (Illinois), Parte 1a 1967, Parte 2a 1968.

(39) G. SANDOZ – White cast iron inoculation effect on graphitization, Modern Castings, Gennaio 1962.

(40) G. SANDOZ, B.F. BROWN, W.A. PENNINGTON – Malleable iron graphitization Kinetics. Some trace elements influence, AFS Transactions 61 e 10.

(41) A. RACCANELLI – Effetto dello stagno sulla grafitizzazione della ghisa malleabile, La Fonderia Italiana, Settembre 1964.

(42) G.F. COMSTOK – Il titanio nella ghisa, Foundry, Aprile 1955.

(43) U. EKPOOM, R.W. HEINE – Austenite transformation temperature range in cast iron, AFS Transactions 78 e 149.

(44) H.A. SCHWARTZ, C. JUNGE – Metallographic changes during cooling between the first and second stage of annealing, Symposium on graphitization, AFS 1943.

(45) H.A. SCHWARTZ, M. BARNETT – The velocity of conversion of austenite to ferrite and cementite, Symposium on graphitization, AFS 1943.

(46) A. HERNANDEZ – Analysis of survey on heat treatment practices for annealing ferritic malleable castings, AFS Transactions 67 e 83.

(47) J.E. REHDER, J.E. WILSON – Effect of repeated annealing on rate of second stage graphitization, AFS Transactions 58 e 83.

(48) H. LAPLANCHE – Les principales maladies de la malléable noir et leur diagnostic micrographique, Comunication à l'Association Technique de Fonderie, Novembre 1943.

(49) F. ROLL – Untersuchungen ueber die Neigung zur Versprodung bei schwarzem Temperguss, Giesserei Praxis, 9, 1970.

(50) SCHULTE G.YU. – Effetto del fosforo sulla fragilità a freddo della ghisa malleabile, Metallovedenie i Termicheskay Obrabokta Metalloy, 11, 1973.

(51) J.G. PEARCE, K. BROMAGE – Il rame nelle ghise malleabili e sferoidali e nelle ghise bianche, La Fonderia Italiana, Dicembre 1964.

(52) BAUKLOH, SCHULTE, FRIEDERICHS – A study of the processes involved in the malleablizing of cast iron in carbon monoxide – Carbon dioxide mixture, Iron and Steel, Dicembre 1943.

(53) ROBIETTE – Proceding of the Institute of the British Foundryman, 45, 1944.

(54) S.W. PALMER – The anneability of white iron in the manufacture of malleable iron, Proceding of the Institute of the British Foundry, 47, 1946.

(55) F. SCHULTE – Considerazioni metallurgiche sulla ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco in atmosfera gassosa, BCIRA-Journal of Research and Development, 49, 1947.

(56) F. SCHULTE – Ricottura di getti di ghisa malleabile: alcuni aspetti del processo gassoso, Giesserei, 38, 1951.

(57) I. JENKIS – Some developments in the annealing of malleable white iron, Metal Treatment, 14, 1947.

(58) G. JOLY – Le recuit de la malléable à coeur blanc, La Physique des Métaux, Giugno 1949.

(59) K. ROESCH, H. FRIEDERICHS – Das Gluefrischen von Temperguss in Gasatmosphaere, Aus Wuessenschaft und Praxis des Giesscreiwesens, Giesserei Verlag GMBH, Duesseldorf 1955.

(60) K. ROESCH – Das Gluefrischen von Temperguss in Gasatmosphaere, Giesserei, 43, 1956.

(61) K. ROESCH – Neuere Entwicklungen auf dem Gebiete des Tempergusses, Stahl und Eisen, 24, 1957.

(62) D. MAGRI – La ghisa malleabile a cuore bianco. Qualche fattore fisico e metallurgico, La Fonderia Italiana, Maggio 1960.

(63) H. MUELLER – Possibilità di trattamento termico della ghisa malleabile, Fonderia, Aprile 1963.

(64) H. MUELLER – Das Gluehen von Temperguss in Gasatmosphaere, Giesserei Praxis, Agosto 1964.

(65) PARENT, MOREAUX, MARGERIE – L'atmosphère de recuit des fontes malléables, Fonderie, Marzo 1977.

(66) Symposium of the peeling of whitehereart cast iron, Journal of the Iron and Steel Institute, Gennaio 1948, Gennaio 1949.

(67) P.B. BURGESS – Heat treatment of pearlitic malleable castings, AFS Transactions, 66 e 40.

(68) W. LINDSAY, E. ATHERTON – Heat treatment study of malleable cast iron, AFS Transactions, 45 e 53.

(69) V. GUPTA, G.F. WALLACE – Time-temperature transformation behavior and mech. properties of bainitic malleable iron, AFS Transactions, 77 e 40.

(70) D. FORBES – Graphitization of arrested anneal malleable iron, Symposium on graphitization, AFS 1943.

(71) B. PERARO – Malleabile ferritica e malleabile perlitica a grafite nodulare di tempra, La Fonderia Italiana, Maggio 1962.

(72) L. JENKINS – Processing of pearlitic malleable iron, Foundry, Giugno 1956.

(73) M. TILLEY – History, manufacture and properties of pearlitic malleable iron, Foundry, Agosto 1958.

(74) P. DER FORST – L'influenza del manganese in carica sui getti in ghisa grigia e malleabile, La Fonderia Italiana, Luglio 1969.

(75) J. ME INTYRE – Annealing practice in the production of blackheart malleable iron, The British Foundryman, Giugno 1971.

(76) R. MAIER, J. WALLACE – Literature search on controlling the shape of temper carbon nodules in malleable iron, AFS Transactions, 76 e 160.

(77) P.F. HANCOCK – A review of recent developments in industrial gascous annealing, Iron and Steel, Marzo-Aprile 1948.

(78) P.F. HANCOCK – Ricottura in atmosfera gassosa dei getti in malleabile, Edizione Birlec, Marzo 1951.

(79) C.L.IPSEN – Annealing malleable iron, Foundry, Gennaio 1957.

(80) L.E. EMERY – Pearlitic and malleable irons heat treated automatically, Foundry, Maggio 1959.

(81) H. HOCKE – Die wahl zweckmaessiger Anlagen zur Waermebehandlung von Temperguss, Giesserei, Settembre 1966.

(82) L. MARANINI – I trattamenti termici di ghise malleabili a cuore nero negli impianti a funzionamento continuo, La Fonderia Italiana, Agosto 1967.

(83) H. MUELLER – Atmosfera controllata per il trattamento della malleable, Fonderia, Luglio 1962.

(84) R. COWAN – Atmospheres and the annealing of malleable iron, Symposium on graphitization, AFS 1943.

(85) L. PATTON – Protective atmospheres for malleable iron annealing, Foundry, Novembre 1958.

(86) R.W. GURRY – Controllo delle atmosfere per i trattamenti termici, Transaction AIME, 188 e 671, 1950.

(87) C. VAUGHAN – A survey of the types of furnace atmospheres, Steel Process and Conv. 43, Febbraio 1957.

(88) Anonimo – Utilisation de l'atmosphère controllée dans le recuit de la malléable à coeur noir, Fonderie, Luglio 1958.

(89) A. BORDES – Cause and suppression of the formation of rim pearlite in blackheart malleable iron, Memoria 21° Congresso Internazione di Fonderia, Firenze 1954.

(90) R. TODOROV, M. NIKOLOV – Influence de la composition chimique sur le cordon perlitique dans les moulages de fonte malléable, Fonderie, Dicembre 1968.

(91) S. PARENT, J.C. MARGERIE – Controle metallurgiques des malléables à coeur noir par l'essai de traction, Fonderie, Ottobre 1949.

(92) Anonimo – Cordon perlitique dans la malléable à coeur noir, Fonderie, Agosto 1960.

(93) N. KELLEY, B. RUEDIGER – White iron growth during malleablizing, Modern Castings, Maggio 1960.

(94) BADER, VASIL'EV, AFANAS'EV, EKSANOV – Nitrogen, hydrogen and oxigen in malleable iron castings with a pearlitic rim, Russian Castings Production, 10, 1973.

(95) R.W. HEINE – Hardenability of pearlitic malleable iron, AFS Transactions, 58 e 20.

(96) A. MANZINI, N. MONARI – Indurimento superficiale della malleabile perlitica, La Fonderia Italiana, Settembre 1971.

(97) Modern Pearlitic Malleable Castings Handbook, pag. 38-43 M.R.D.F. Granville (Ohio), 1958.

(98) J. MENAT, G. AUBRION, J.C. MARGERIE – Formation des nodules par traitement au dessous du point Ac des fontes blanches destinées à la malléabilisation, Fonderie, Novembre 1961.

(99) J. MENAT, G. AUBRION, J.C. MARGERIE – Fontes malléables à haute teneur en silicium, Fonderie, Maggio 1964.

(100) S. PARENT, C. MOREAUX – Possibilités de recuit graphitisant à plus basse temperature. Application aux fontes malléables, Fonderie, Gennaio 1979.

(101) L. KALININA – Trasformazione eutettica delle ghise bianche, Chernaya Metallurgiya, 14, 1971.

Volume III: Ghisa malleabile e ghisa sferoidale

Capitolo IV

I controlli di produzione

— CONTROLLO DELLA FUSIONE
— CONTROLLO DEL TRATTAMENTO DI MALLEABILIZZAZIONE (MALLEABILE NERA)
— CONTROLLO DEL TRATTAMENTO DI MALLEABILIZZAZIONE (MALLEABILE BIANCA)
— METALLOGRAFIA DELLE GHISE MALLEABILI
— CONTROLLI NON DISTRUTTIVI

A cura di: Gian Baldo Cecchini
Luciano Oltrasi

I controlli metallurgici della produzione della ghisa malleabile cominciano con la selezione dei materiali di carica e continuano fino alle ultime operazioni di sbavatura e alla spedizione dei getti (fig. 216).

Tutti i materiali di carica devono essere di composizione nota ed esenti da elementi perturbatori che possano influenzare negativamente la solidificazione dei getti sul diagramma metastabile (ghisa bianca), la loro sanità e la tendenza al difetto di screpolature a caldo, ecc., il trattamento di malleabilizzazione e le caratteristiche del prodotto finale.

Le operazioni di produzione devono essere controllate per ottenere getti di ghisa bianca che possono essere convenientemente trattati nei forni a disposizione.

Egualmente il trattamento di malleabilizzazione ed eventuali altri trattamenti devono essere controllati in modo da raggiungere i prescritti standard di qualità.

CONTROLLO DELLA FUSIONE

I controlli metallurgici della fusione sono basati sulla esigenza di ottenere una determinata composizione del metallo fuso che dovrà:

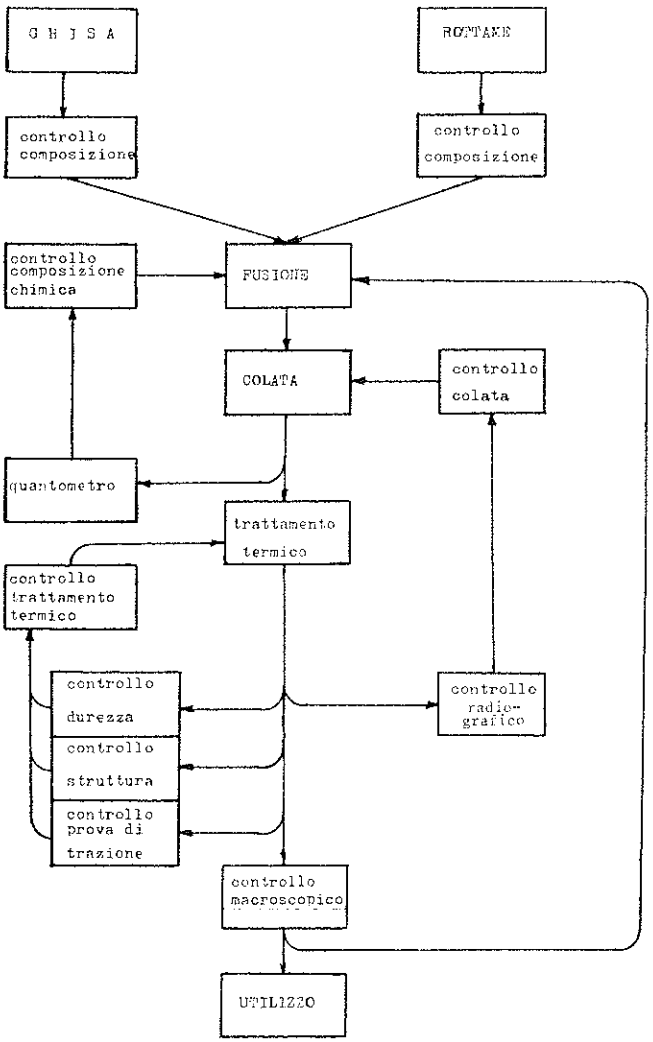


Fig. 216 - Controlli metallurgici sulla produzione di ghisa malleabile.

1) solidificare con frattura bianca nei getti da produrre;
2) consentire il trattamento di malleabilizzazione secondo un ciclo temperatura-tempo calcolato per ottenere il massimo vantaggio economico;
3) dare la struttura richiesta dopo la malleabilizzazione.

Le variazioni di condotta della fusione o della composizione chimica che favoriscono il punto 1) sono generalmente contrarie ai punti 2) e 3), in quanto i tentativi di migliorare l'attitudine alla malleabilizzazione oltre un certo limite possono creare delle difficoltà per la comparsa di trotature nei getti di ghisa bianca.

L'intervallo di oscillazione di analisi generalmente ammessa è di 0,1% per carbonio e silicio. Deve essere assicurato un valore minimo di carbonio per garantire le richieste caratteristiche meccaniche e l'attitudine alla malleabilizzazione. Infatti un decrescente tenore di carbonio riduce la fluidità del metallo fuso, aumenta la tendenza ai risucchi e riduce l'attitudine alla malleabilizzazione (diminuzione del numero dei centri di grafitizzazione).

L'intervallo di oscillazione del tenore di silicio è limitato dalla necessità di assicurare una conveniente malleabilizzazione e di evitare la formazione di grafite primaria nei getti (trotature).

Il manganese e lo zolfo sono bilanciati in modo da assicurare che tutto lo zolfo sia combinato con il manganese e solo un piccolo eccesso di manganese libero sia presente nel metallo.

Il tenore di cromo sarà tenuto ai valori minimi possibile, in quanto esso ritarda la grafitizzazione nel trattamento di ricottura.

La trotatura dei getti di ghisa bianca è particolarmente dannosa per le caratteristiche meccaniche dei getti malleabilizzati. Il provvedimento principale a questo riguardo consiste nel mantenere tenori bilanciati di carbonio e silicio.

Oltre alla composizione chimica del metallo vi è la condotta della fusione che deve influenzare favorevolmente il metallo prima che questo sia portato in fonderia per la colata.

L'influenza della condotta della fusione si riferisce al surriscaldo del metallo per disciogliere le particelle di grafite e i nuclei che possono dare inizio alla formazione di grafite durante la solidificazione dei getti.

Per controllare le condizioni della ghisa fusa in relazione alla sua tendenza alla trotatura si impiegano provette cilindriche generalmente con diametro 40 ÷ 50 mm che sono colate, raffreddate e rotte per osservare l'aspetto della frattura (fig. 217).

Sulla ghisa liquida, inoltre, si osserva il *fleurage*, cioè le figure risultanti dalla formazione di ossidi e silicati sulla superficie del metallo contenuto in un sivierotto man mano che la temperatura si abbassa verso la solidificazione.

Dicono gli esperti che piccole figure circolari di ossido sono il segno di una facile grafitizzazione, mentre piccole stelle o grandi linee parallele sono il segno di una grafitizzazione più lenta. Questi indizi permettono a volte di aggiu-

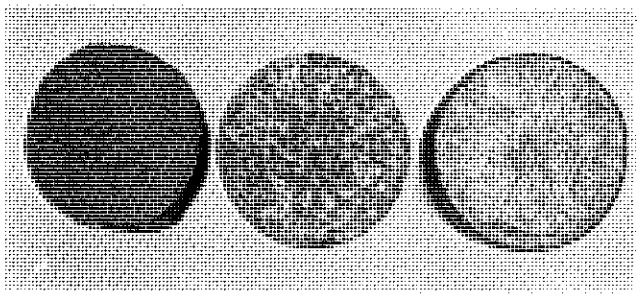


Fig. 217- Controllo della tendenza alla trotatura della ghisa bianca per malleabile con provetta cilindrica: diametro 50 mm.

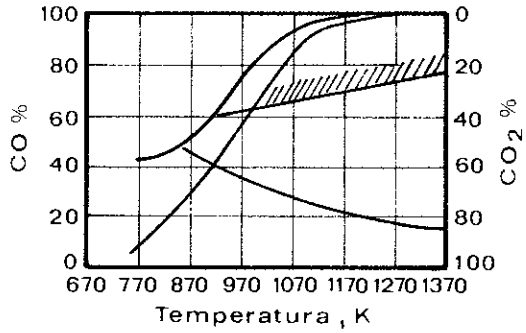


Fig. 219- Diagramma di equilibrio di una atmosfera ossidante in forno di ricottura.

stare la composizione del metallo in forno o in siviera. Per avere indicazione sulla colabilità del metallo fuso si impiega la provetta a spirale (fig. 218).

Sui getti di ghisa bianca si effettuano controlli sulla struttura e sulla sanità prima di inoltrarli al forno di trattamento.

CONTROLLO DEL TRATTAMENTO DI MALLEABILIZZAZIONE (MALLEABILE NERA)

Una conveniente malleabilizzazione con cicli brevi ad elevate caratteristiche nei getti dopo trattamento presuppone una determinata distribuzione delle particelle di grafite.

Con un basso numero di floculi di grafite le caratteristiche della ghisa trattata sono inferiori all'ottimo e la durata del secondo stadio di malleabilizzazione è maggiore del necessario. Anche un elevato numero di floculi non è desiderabile, in quanto in questo caso le particelle di grafite tendono ad allinearsi lungo i confini dei cristalli primari di austenite.

Il numero di floculi ritenuto ottimale è 70 ÷ 90 particelle distinte di grafite per 129 cm^2 contate su una micrografia (x 100). Questa condizione corrisponde ad una distribuzione casuale delle particelle di grafite con piccole distanze tra una e l'altra.

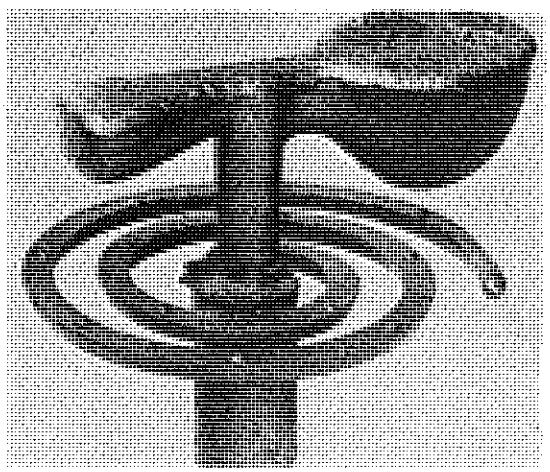


Fig. 218- Provetta di colabilità.

La velocità di malleabilizzazione dipende dalla composizione chimica, dalla tendenza alla nucleazione e dalla temperatura di trattamento.

I cicli di malleabilizzazione sono generalmente calcolati in base alla composizione della ghisa bianca e al tipo di processo fusorio adottato. Cicli soddisfacenti ed economici richiedono il controllo dei fattori:

- velocità di riscaldo dalla temperatura ambiente e quello del primo stadio di malleabilizzazione;
- temperature e tempi del ciclo di ricottura;
- atmosfera del forno.

CONTROLLO DEL TRATTAMENTO DI MALLEABILIZZAZIONE (MALLEABILE BIANCA)

Si effettua il controllo della composizione e della struttura della ghisa bianca di partenza.

Quando la malleabilizzazione dei getti avviene in forni ad atmosfera ossidante in assenza di minerale di ferro, questa atmosfera deve essere controllata in continuazione per restare nelle condizioni indicate dal diagramma di fig. 219.

Il punto rappresentativo dell'equilibrio atmosfera-temperatura deve sempre trovarsi nella zona tratteggiata del diagramma.

Sui getti malleabilizzati (ghisa malleabile bianca e nera) è determinata la struttura micrografica e sono analizzati i relativi difetti.

METALLOGRAFIA DELLE GHISE MALLEABILI

Per quanto concerne il controllo metallografico, si elencano nelle tabb. XIX e XX i più comuni reattivi di attacco adoperati per le ghise malleabili.

Tabella XIX - Reattivi per uso generale.

Denominazione	Composizione	Impiego
Nital	1÷4% HNO_3 in alcool etilico o metilico	Aggredisce i bordi dei cristalli di ferrite, mettendone in evidenza il profilo; iscurisce la perlite.
Picral	4 g di acido picrico in 100 cm^3 di alcool	Non mette in evidenza come il Nital i grani di ferrite, ma piuttosto le strutture fini. Può essere usato dopo attacco con Nital.

Tabella XX - Reattivi per impieghi specifici.

Denominazione	Composizione	Impiego
Ammonio persolfato	10% $(NH_4)\ 2S_2O_8$ in H_2O distillata	Aggredisce la ferrite che diventa scura, mentre i carburi rimangono inalterati e quindi facilmente individuabili.
Stead le Chatelier	1 g $CuCl_2$ 0,5 g di acido picrico 2 cm^3 HCl concentrato 10 cm^3 H_2O 100 cm^3 alcool etilico	Anche se il suo più usuale impiego è per le ghise grigie nelle quali viene usato per mettere in evidenza le celle eutettiche ed i fosfuri, può essere usato nella ghisa malleabile per distinguere la cementite (che non è attaccata) dalla ferrite sulla quale deposita una pellicola di rame dal caratteristico color bruno.
Picrato di sodio alcalino	2 g di acido picrico 25 g NaOH 100 cm^3 H_2O distillata	I carburi si iscuriscono per cui si possono facilmente distinguere dalla ferrite che resta più chiara. Se l'attacco è prolungato, i vari componenti assumono colorazioni vivaci e molto intense secondo la maggiore o minore facilità di ossidazione.

Circa i componenti microstrutturali che possono essere presenti nelle ghise malleabili, si è visto che la composizione chimica e il trattamento termico sono i due fattori principali che concorrono a determinare la struttura finale delle ghise malleabili a cuore bianco e a cuore nero, agendo sui componenti base: ferro e carbonio, che possono coesistere nei seguenti modi:

- combinati in composti chimici del tipo Fe_3C (cementite);
- allo stato semplice, cioè ferrite e grafite;
- come miscele eutettoidi di cementite e ferrite e cioè: perlite, sorbite, troostite, bainite;
- come soluzione solida del C in percentuali variabili nel reticolo del ferro γ dell'austenite (che non è stabile a temperatura ambiente nelle normali ghise malleabili) o nel reticolo del Fe α tipico della martensite.

I principali componenti microstrutturali presenti nelle ghise malleabili sono i seguenti.

Grafite

La grafite nelle malleabili è ottenuta per precipitazione dalla composizione del carburo di ferro durante il trattamento di ricottura ed ha sempre un aspetto floculare, con contorni più o meno sfrangiati. La forma più o meno regolare dei floculi, le loro dimensioni e la distribuzione nella matrice metallica influenzano le caratteristiche della ghisa. Si è visto che la germinazione, e quindi l'accrescimento dei floculi, è il risultato di un equilibrio che si determina nella ricottura tra diversi fattori di natura chimica e termodinamica.

Dall'esame al microscopio si possono determinare le differenze nel numero e nelle dimensioni dei floculi tra il cuore e la superficie o tra sezioni spesse e sottili di uno stesso getto.

Cementite

La cementite o carburo di ferro Fe_3C è il costituente più duro della ghisa, nella quale lo si può trovare sotto diverse forme:

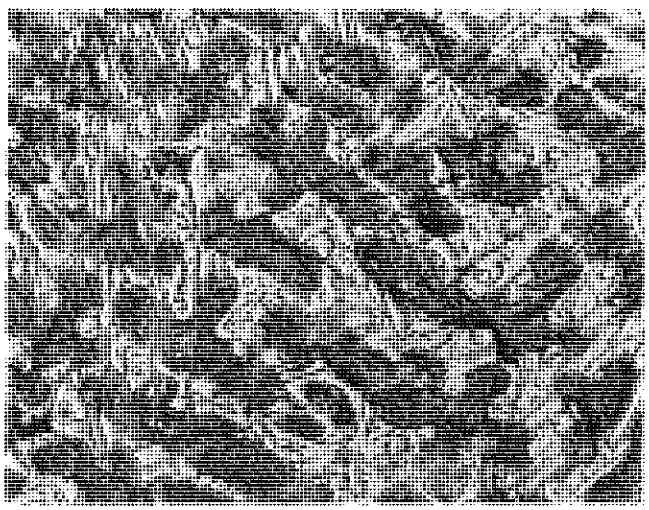
1) Cementite primaria: è quella che si separa direttamente dal liquido tra l'inizio della solidificazione ed il punto eutettico, per cui non è osservabile nelle comuni ghise malleabili di composizione nettamente ipoeutettica.
2) Cementite eutettica: precipita alla temperatura eutettica, formando un eutettico (ledeburite) con l'austenite. Ha un aspetto maculato, come mostra la fig. 220.
3) Cementite secondaria: si separa dall'austenite durante il raffreddamento dal punto eutettico alla temperatura ambiente e perciò non è distinguibile dagli altri tipi.
4) Cementite eutettoide: è presente nelle normali strutture di ricottura: perlite, sorbite, troostite.
5) Cementite globulare (o di coalescenza) ottenuta per austenitizzazione e successivo raffreddamento a temperatura leggermente al di sotto del punto metastabile A_1 (per esempio 973 K = 700 °C) e mantenimento a tale temperatura per un tempo insufficiente alla separazione del C verso i floculi.

I carburi eutettici e secondari nocivi per le caratteristiche delle ghise malleabili sono in genere riconoscibili per la loro forma a goccia o a chiazze bianche con profili nettamente circoscritti; nei casi dubbi si potrà operare un attacco selettivo, ad esempio con persolfato di ammonio o altri reattivi specifici.

Ferrite

E' il costituente più duttile della ghisa ed è ottenuto con un raffreddamento sufficientemente lento attraverso l'intervallo eutettoidico da permettere la migrazione di tutto il carbonio disciolto nell'austenite (Fe γ) verso i floculi di grafite formatisi a temperature più elevate dalla dissoluzione dei carburi eutettici e secondari. Questo costituente non è attaccato dai reattivi acidi che si limitano a penetrare tra i bordi dei cristalli, mettendone in evidenza il profilo.

I cristalli di ferrite possono presentare dimensioni diverse in diversi spessori di uno stesso getto per gli stessi motivi addotti per le dimensioni dei noduli di grafite.



X 300

Fig. 220 - Cementite e perlite (ledeburite).

La fig. 221 mostra una ghisa malleabile a cuore nero con matrice completamente ferritica.

La fig. 222 mostra una ghisa malleabile a cuore bianco completamente decarburata a struttura ferritica.

Austenite

E' costituita da Fe nel cui reticolo cubico a facce centrate il carbonio può stare in soluzione fino ad un massimo teorico del 2,1 % . E' stabile al di sopra del punto critico di trasformazione (996 K = 723 °C) oppure anche a temperature inferiori se stabilizzata da elementi di lega quali: nichel e manganese in percentuali che sono però inconsuete nelle normali ghise malleabili.

Dalle trasformazioni, che l'austenite subisce raffreddandosi a diverse velocità, hanno origine tutte le strutture di ricottura.

E' formata da cristalli poligonali come la ferrite, ma mentre in questa l'attacco acido mette in evidenza solo i bordi dei cristalli, nell'austenite aggredisce l'intera superficie.

Perlite

Quando il raffreddamento dell'austenite è tale da non consentire la migrazione del carbonio verso i floculi di grafite, questo si separa per diffusione in lamelle di carburo di ferro Fe_3C alternate a lamelle di ferrite. Questa è una tipica trasformazione per diffusione sia del carbonio per formare la cementite che del ferro che assume una nuova disposizione reticolare ($\gamma \rightarrow \alpha$).

A forti ingrandimenti e nel caso di perliti piuttosto grossolane, la fase cementite assume l'aspetto di bastoncini ben delineati immersi nella fase ferrite (figg. 223 e 224).

La fase cementite può essere presente nella perlite sotto forma di globuletti più o meno regolari, risolvibili anche a piccoli ingrandimenti. In questo caso si parla di perlite globulare o di coalescenza, la cui formazione è già stata descritta (fig. 225).

Sorbite

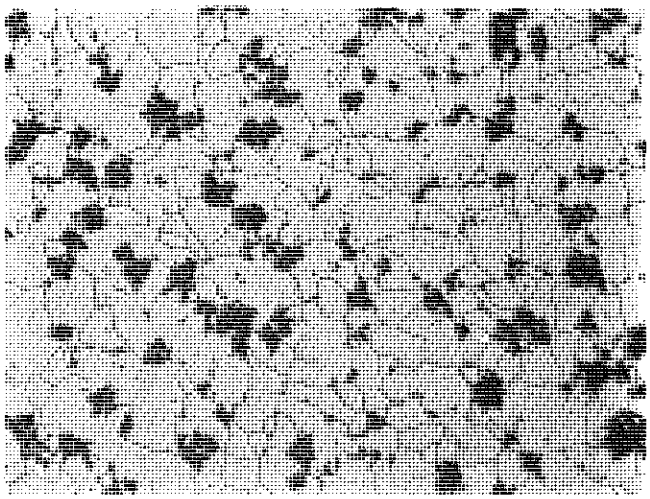
E' costituita da un aggregato finissimo di globuli di cementite dispersi nella ferrite e risolvibili però ad alto ingrandimento.

Essa deriva come la perlite dall'austenite, ma per velocità di raffreddamento superiori. Tuttavia, normalmente, è ottenuta per rinvenimento di una struttura martensitica a temperature che consentono la separazione del carbonio in soluzione nella martensite come piccoli carburi risolvibili al microscopio. E' comunemente osservabile in getti di ghisa malleabile a durezza medio-alta ottenuta per tempra e rinvenimento.

All'attacco acido risulta molto scura, trattandosi di un aggregato finemente disperso (figg. 226 e 227).

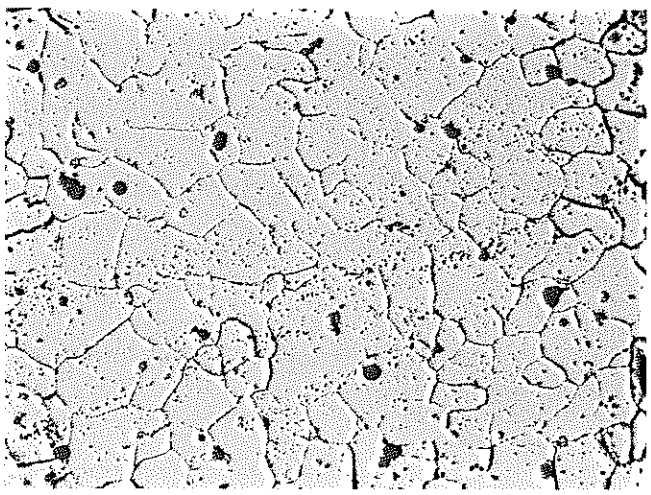
Troostite

Quando la velocità di raffreddamento è ancora più elevata e si avvicina a quella critica, allora si ha la formazione di



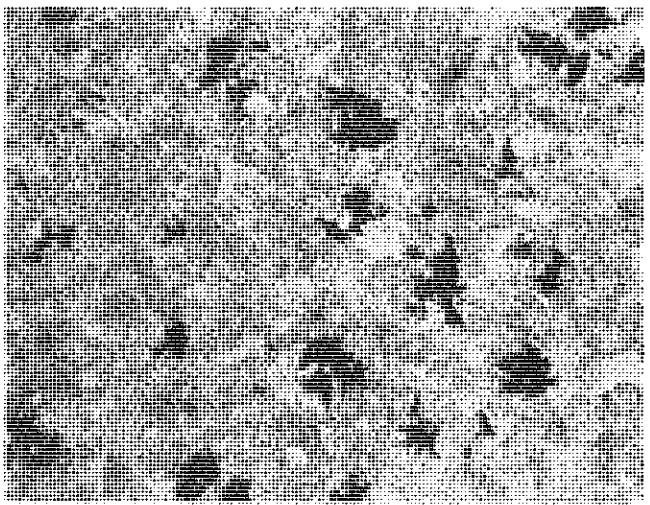
X 100

Fig. 221 - Grafite e ferrite.



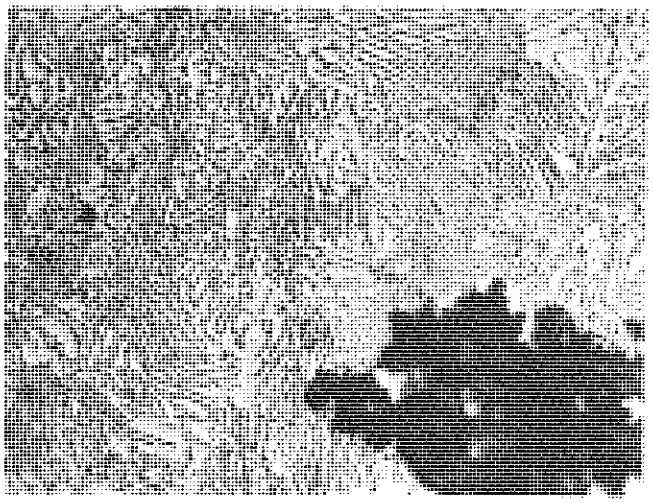
X 250

Fig. 222 - Ferrite.



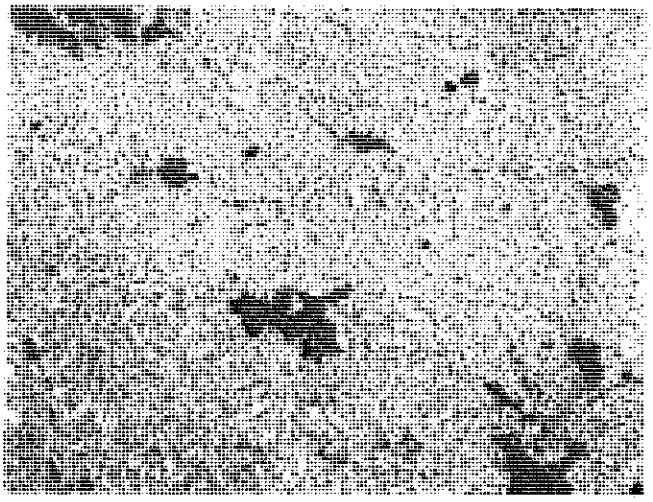
X 70

Fig. 223 - Perlite e grafite.



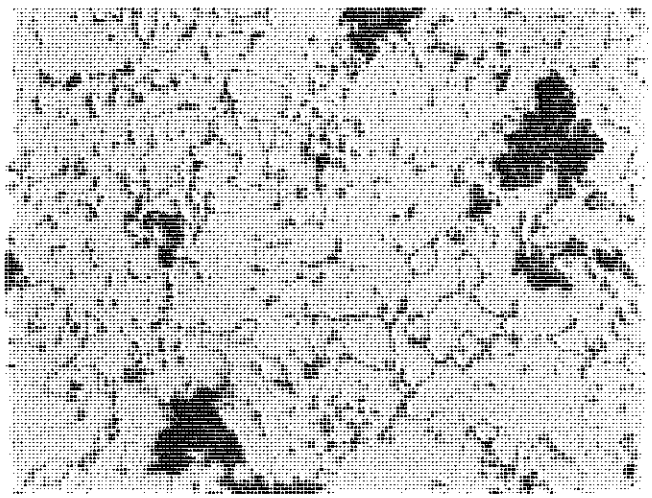
X 500

Fig. 224 - Perlite grossolana.



X 500

Fig. 227 - Sorbite.

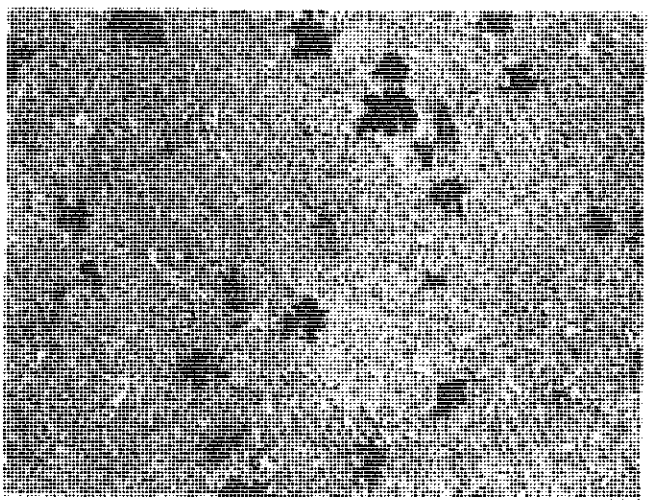


X 250

Fig. 225 - Perlite di coalescenza, grafite e ferrite.

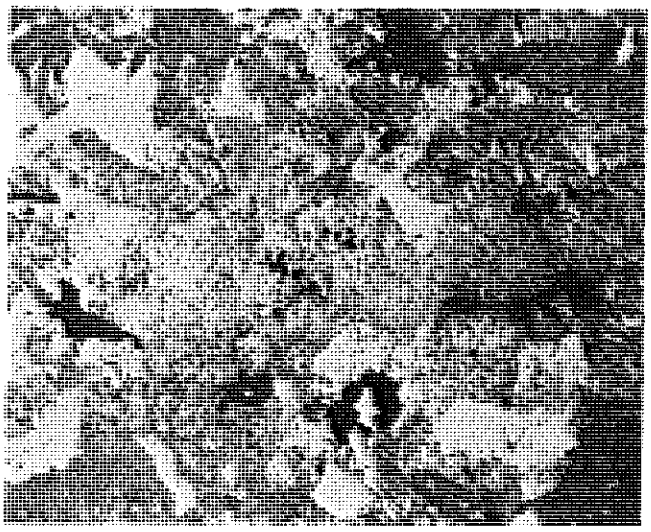
troostite che è un aggregato ancora del tipo perlitico, ma talmente fine da non essere risolvibile al microscopio ottico. Il suo accrescimento è radiale ed orientato, per cui in genere la si trova con l'aspetto di rosette molto scure (perchè molto aggredibile) spesso frammiste a martensite. E' una struttura difficilmente presente nelle ghise malleabili; si può trovarla ad esempio in getti temprati a induzione o in punti interessati da autotempra in fase di finitura (molatura) dei getti.

La fig. 228 mostra appunto alcune rosette di troostite frammiste a martensite in un punto interessato da autotempra.



X 70

Fig. 226 - Sorbite e grafite.



X 1.000

Fig. 228 - Troostite.

Bainite

Per velocità di raffreddamento intermedie tra quelle che determinano la perlite e quelle che determinano la martensite, la diffusione del carbonio per formare la cementite è ancora possibile, seppure in ammassi molto fini e non risolvibili al comune microscopio. E' invece impedita la diffusione degli atomi di ferro che perciò subiscono la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ senza diffusione, cioè *a scatto*.

La bainite, che si origina appunto con una trasformazione *a scatto*, è una struttura aciculare come quella della martensite, ma è costituita come la perlite da cementite e ferrite con accrescimento non lamellare.

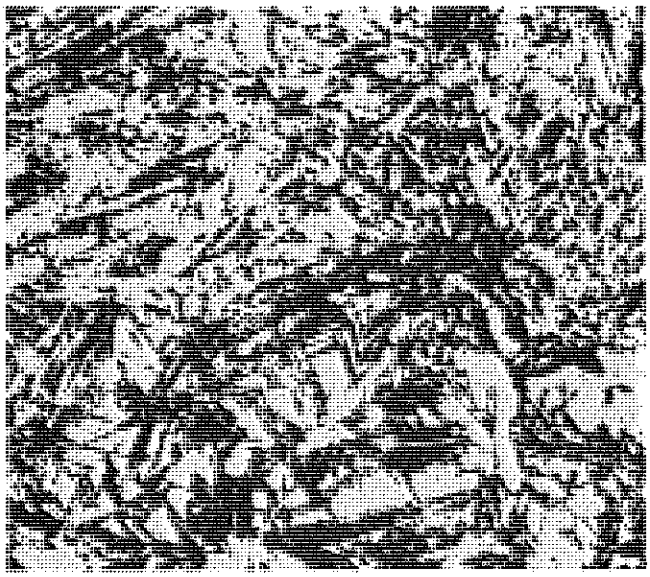
La forma della bainite è dovuta alla forma aciculare che la ferrite eutettoidica assume quando si separa dall'austenite ormai sovrassatura a temperature comprese tra 773 e 473 K (500 e 200 °C). Si distingue in bainite superiore ed inferiore secondo che sia ottenuta a temperature di trasformazione più vicine a 773 K (500 °C) o a 473 K (200 °C) rispettivamente. La bainite inferiore ha una grana più fine.

L'attacco acido mette in evidenza solo i contorni dei grani (figg. 229 e 230).



X 500

Fig. 229 - Bainite superiore.



X 500

Fig. 230 - Bainite inferiore.

Martensite

E' una soluzione solida di carbonio nel Fe α, formata per un raffreddamento tanto veloce dell'austenite da non permettere la diffusione del carbonio (trasformazione *a scatto*) che resta perciò intrappolato nel reticolo cubico a corpo centrato, distorcendolo con simmetria tetragonale anzichè cubica. Per questo motivo la martensite risulta dura, fragile ed instabile. Infatti a temperature relativamente poco elevate espelle il carbonio sotto forma di carburi dispersi nella matrice e si modifica in martensite rinvenuta che ha il reticolo cubico tipico del ferro α e minore durezza della martensite.

La martensite ha un aspetto aciculare ad aghi molto appuntiti, non si attacca facilmente con i normali reattivi acidi per cui mantiene un colore chiaro. Più reattiva è la martensite rinvenuta, pure di aspetto aciculare, che all'esame micrografico si presenta più scura.

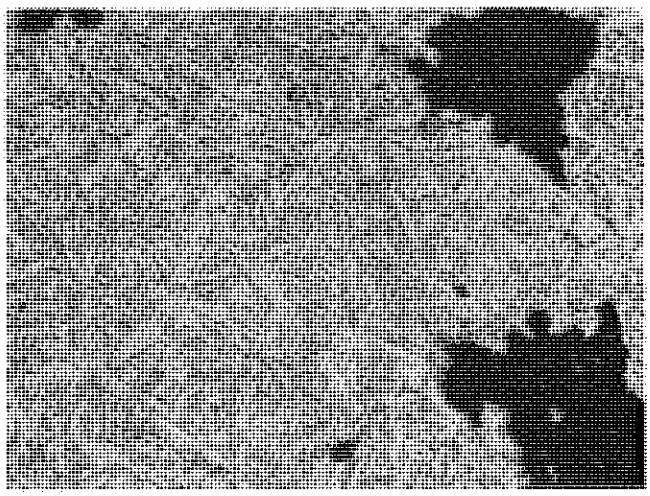
La martensite si riscontra di solito nelle ghise malleabili temprate e non rinvenute (fig. 231).

Altri componenti della struttura delle ghise malleabili

Solfuri di manganese e di ferro

Lo zolfo si combina con il manganese presente, formando solfuri di Mn di forma poligonale spesso a spigoli vivi, ma anche con forme più complesse. All'esame micrografico dopo attacco acido i solfuri di Mn hanno un colore grigio-azzurro. Colore diverso (giallo arancio) presenta il solfuro di ferro che ha forme analoghe a quello di manganese e si forma quando quest'ultimo elemento è insufficiente a bilanciare il contenuto di zolfo.

Dovrebbero essere del tutto estranei all'esame delle ghise malleabili gli eutettici fosforosi, in quanto si è visto che il fosforo è tollerato solo in percentuali sufficientemente basse per non creare l'eutettico (fig. 232).



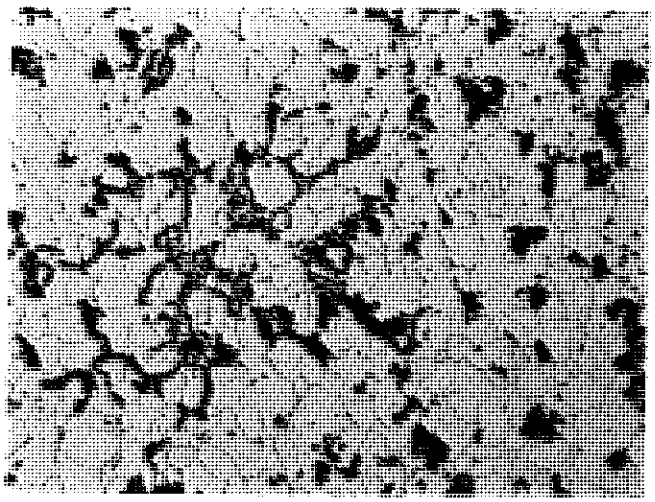
X500

Fig. 231 - Grafite e martensite.



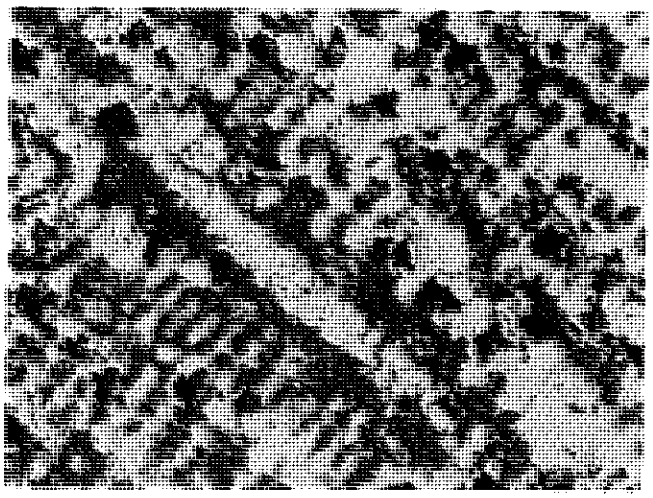
X 1.000

Fig. 232 - Solfuri.



X 70

Fig. 233 - Ghisa trotata.



X 100

Fig. 234 - Noduli in catene con distribuzione dendritica della perlite.

Strutture anomale e particolari delle ghise malleabili a cuore nero

Ghise trotate (fig. 233)

Quando in fase di solidificazione una parte del C precipita sotto forma di grafite, anzichè rimanere interamente combinato come Fe_3C, si hanno ghise trotate, caratterizzate dalla presenza - in genere limitata alle zone più calde del getto - di segregazioni primarie (lamelle) di grafite. Si tratta di una struttura particolarmente deteriore che deve essere evitata. A tale scopo è pratica comune aggiungere piccole percentuali di bismuto che agisce come forte stabilizzatore dei carburi. I fattori, che favoriscono la precipitazione di lamelle primarie nelle ghise malleabili, sono:

- tenori troppo elevati di C e Si;
- sezioni spesse a lenta velocità di solidificazione;
- mancata aggiunta di bismuto.

Distribuzione non omogenea dei noduli

Nelle zone più massiccie ove la solidificazione è molto lenta, il grano dendritico può essere così grossolano ed orientato da determinare in ricottura un accrescimento dei noduli in catene o *trenini* orientati. Si tratta di una struttura con caratteristiche meccaniche mediocri, ma che si distingue nettamente dalla trotatura (fig. 234).

Floculi particolarmente sfrangiati

La presenza di floculi molto sfrangiati deve essere attribuita a fenomeni di ossidazione molto spinta in fase di ricottura, oppure a velocità di riscaldamento eccessive per portare i getti alla temperatura di grafitizzazione.

E' più facilmente riscontrabile in ghise con basso grado di nucleazione (pochi noduli di grosse dimensioni).

Numero di floculi troppo basso o troppo elevato

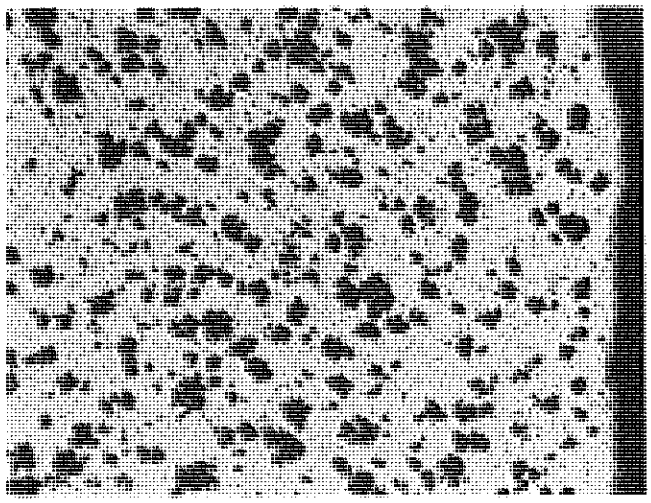
Si è già accennato ai fattori che influenzano il numero, la forma e le dimensioni dei floculi. Con l'aiuto del microscopio si può determinare il numero dei floculi/mm^2 di una ghisa malleabile a cuore nero, ricordando che il massimo di lavorabilità e le migliori caratteristiche meccaniche si hanno quando tale numero è compreso tra 70 e 120.

Decarburazione superficiale

Questo fenomeno può essere considerato anomalo solo nelle ghise malleabili a cuore nero.

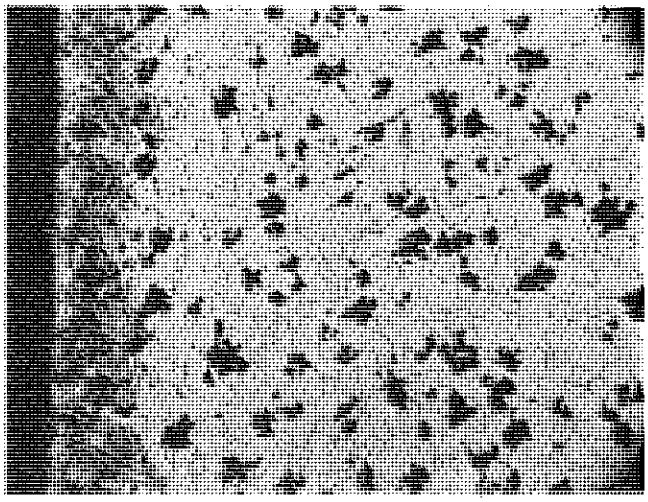
Dal punto di vista microstrutturale si osserva la mancanza di floculi di grafite alla superficie dei getti per una profondità variabile, accompagnata quasi immancabilmente da cordone perlitico e/o bordo ferritico e nei casi più drastici da penetrazione di ossidi in superficie.

Le figg. 235, 236 e 237 mostrano le strutture di ghise malleabili a cuore nero caratteristiche di tre campioni con ossidazione superficiale via via crescente dalla fig. 235 (praticamente senza ossidazione) fino alla fig. 237 (decarburazione spinta).



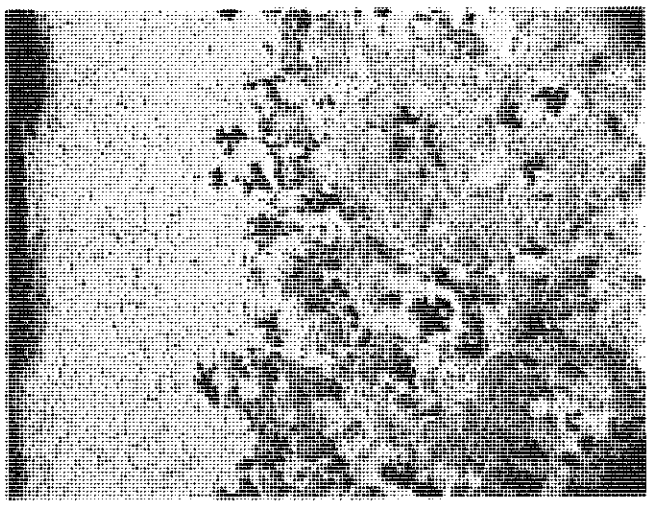
X 70

Fig. 235 - Grafite e ferrite, noduli fino al bordo.



X 70

Fig. 236 - Inizio di decarburazione superficiale con formazione di cordone perlitico.



X 70

Fig. 237 - Decarburazione spinta. Bordo ferritico e cordone perlitico in una ghisa a matrice ferritica (non visibile dato l'ingrandimento).

Cordone perlitico

Se la decarburazione superficiale è tale da ridurre o eliminare i floculi di grafite alla superficie del getto lasciando però un certo quantitativo di carbonio sciolto nell'austenite al bordo del getto, durante il successivo raffreddamento mancando i centri di attrazione (floculi), questo carbonio resterà più facilmente combinato come Fe_3C nella perlite, determinando cordoni perlitici più duri della struttura a cuore e di difficile lavorabilità (fig. 238).

Bordo ferritico

Quando nelle ghise malleabili a cuore nero l'effetto decarburante del trattamento termico è marcato, non solo non si trova più la grafite nello strato superficiale, ma scompare anche il carbonio che a quella temperatura sarebbe in soluzione nell'austenite. Si determina così un bordo superficiale completamente ferritico (per la mancanza di carbonio), anche quando la velocità di raffreddamento sarebbe tale da stabilizzare la perlite o altre strutture di tempra.

Tale bordo è tanto più evidente nei materiali a matrice perlitica. La fig. 237 mostra un bordo ferritico in una ghisa a matrice ferritica. La perlite, che si vede a ridosso del bordo ferritico, non è altro che il cordone perlitico formatosi per la decarburazione spinta di questo campione.

Ossidazione superficiale

In questo caso si osserva la penetrazione di ossidi più o meno ramificati ai bordi dei cristalli di ferrite. Una tale struttura è da imputare a condizioni particolarmente ossidanti dell'atmosfera dei forni di trattamento ed è favorita, come tutte le anomalie superficiali sopra descritte, da un basso contenuto di silicio (fig. 239).

Carburi residui

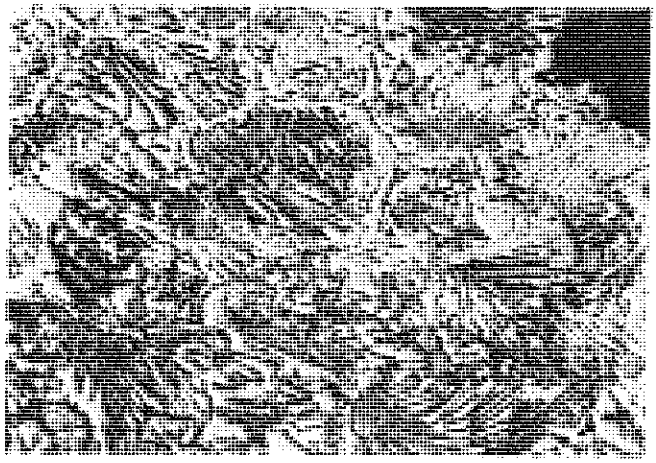
Le cause di questa struttura anomala sono sostanzialmente tre:

- Presenza di elementi fortemente stabilizzatori dei carburi o, per contro, un insufficiente contenuto di elementi grafitizzanti, compreso il boro per la sua attività germinativa in percentuali molto basse.
- Tempo e temperatura del trattamento termico insufficienti (primo stadio).
- Grana dendritica grossolana (grossi spessori e *punti caldi*).

Lo stesso discorso può valere per la presenza non desiderata di perlite (carburi eutettoidi), quando si dovrebbe avere una struttura completamente ferritica (fig. 240).

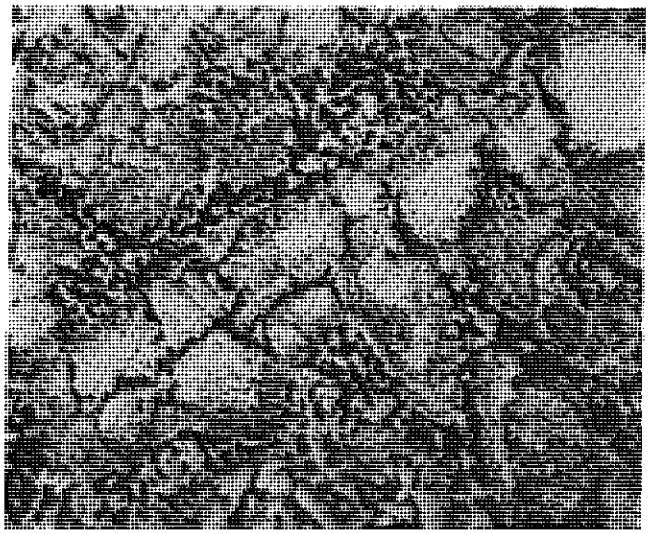
Struttura tipo "Bull's Eye" (occhio di bue)

E' caratterizzata da un'aureola di ferrite che circonda i floculi in una matrice perlitica. Si determina per un raffreddamento attraverso l'intervallo critico tanto veloce che solo il carbonio prossimo al floculo riesce a raggiungerlo e a depositarvisi, mentre nelle zone più distanti si stabilizza l'eutettoide (fig. 241).



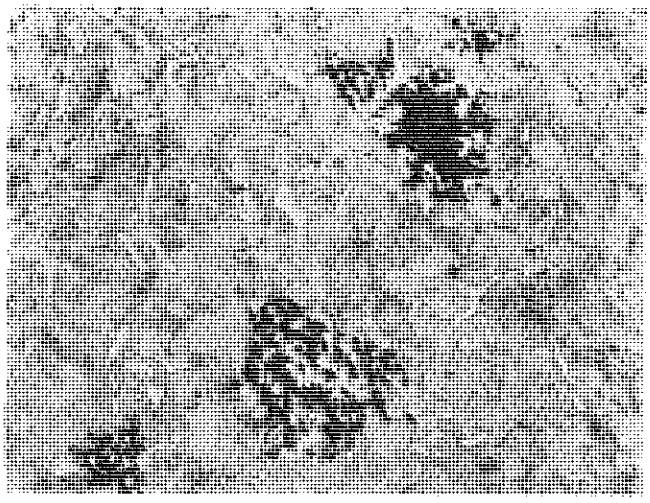
X 250

Fig. 238 - Reticolo di carburi in una ghisa malleabile a cuore bianco.



X 500

Fig. 239 - Ossidazione generale e intergranulare con particelle di ossidi e carburi di ferro.



X 200

Fig. 240 - Carburi residui in matrice perlitica.

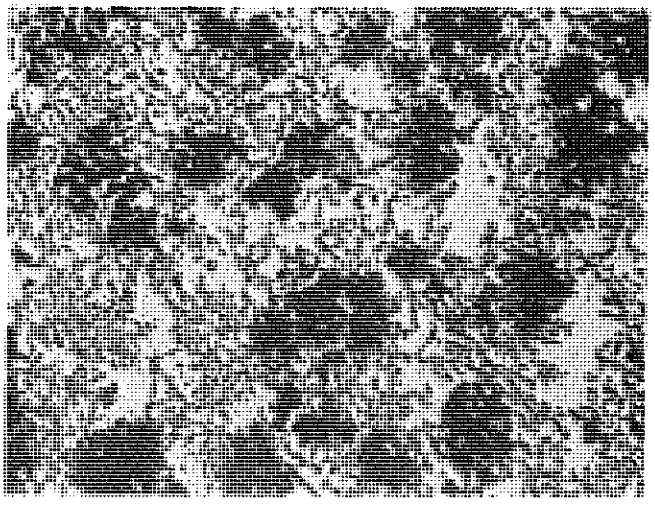


X 100

Fig. 241 - Ferrite granulare intorno ai noduli di grafite.

Perlite ottenuta per incompleta riaustenitizzazione di una struttura ferritica

Quando una struttura ferritica è portata a temperature superiori al punto critico di trasformazione per un tempo insufficiente alla completa diffusione del carbonio nel Fe γ e quindi raffreddata con velocità tale da non consentire la riprecipitazione del carbonio sui floculi, si osserva una distribuzione tipicamente arborescente della perlite nella ferrite (fig. 242):



X 70

Fig. 242 - Perlite ottenuta per austenizzazione parziale di una struttura ferritica.

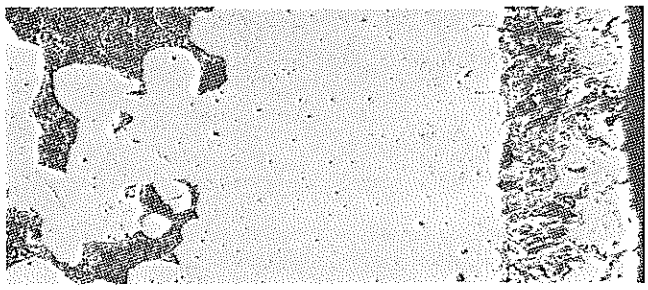
- Zona periferica ossidata: è dovuta ad una atmosfera di ricottura con rapporto CO/CO_2 troppo basso (fig. 243).
- Difetto di *bruciatura*: difetto strutturale dovuto a *bruciatura* per atmosfera di ricottura con rapporto CO/CO_2 ossidante per il ferro (fig. 244).
  Si distinguono le 3 zone: *esterna* con ossidi adiacenti a cristalli di ferro (fig. 245); *più interna* per gli ossidi che presentano disposizione puntiforme ai margini dei grani di ferrite (fig. 246); *limite fra zona bruciata e zona normale* con presenza di solfuri e cementite perlitica (fig. 247).
- Zona periferica perlitica: zona ricarburata per effetto del rapporto CO/CO_2 troppo alto durante la fase di raffreddamento del ciclo di ricottura (fig. 248).
- Reticolo di carburi ai margini dei grani: difetto dovuto a raffreddamento troppo rapido durante il ciclo di ricottura fra 1.273 ÷ 1.323 K (1.000 ÷ 1.050 °C) e l'intervallo critico.

Autotempra per effetto di operazioni di finitura (molatura)

Alcune operazioni di finitura (la molatura in particolare) eseguite in modo non corretto possono determinare un surriscaldamento locale dei getti fino a temperature in cui si forma austenite. Le strutture perlitiche o sorbitiche che hanno già una buona percentuale di carbonio combinato, qualora siano riscaldate a tali temperature, sono in grado di determinare in un tempo molto breve delle austeniti ad elevata percentuale di carbonio disciolto. Se il raffreddamento che si ha alla cessazione dell'operazione in corso è tanto rapido da impedire la diffusione del carbonio e del ferro, si determinano zone con strutture del tutto o in parte martensitiche, non più lavorabili con l'utensile.

Esame micrografico di difetti di sanità

In questo gruppo si includono i difetti di sanità veri e propri (risucchi, incrinature a caldo o a freddo, rotture, inclusioni di terra, scoria e gas) ed altri che interessano la superficie dei getti, ma che possono essere ugualmente motivo di scarto (sinterizzazioni, penetrazioni) per i quali la micrografia, spesso abbinata alla macrografia, può fornire utili indicazioni.



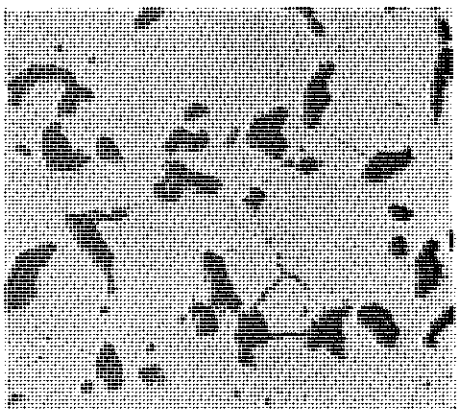
X 75

Fig. 243 - Zona periferica di un getto con la superficie ossidata.



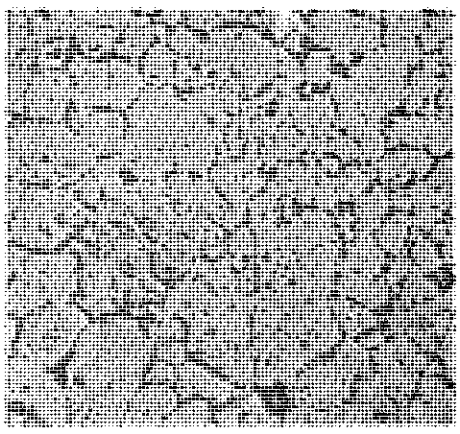
X 50

Fig. 244 - Sezione della parte bruciata di un getto con scagliatura.



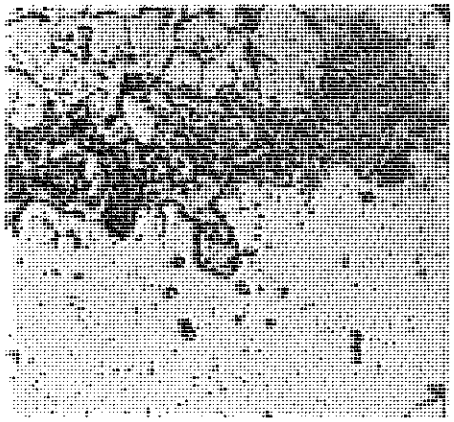
X 300

Fig. 245 - Ossidi adiacenti a cristalli di ferro.



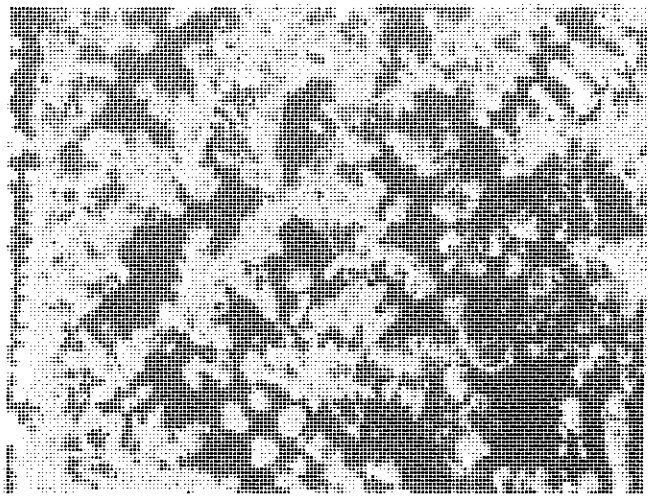
X 300

Fig. 246 - Ossidi con disposizione puntiforme.



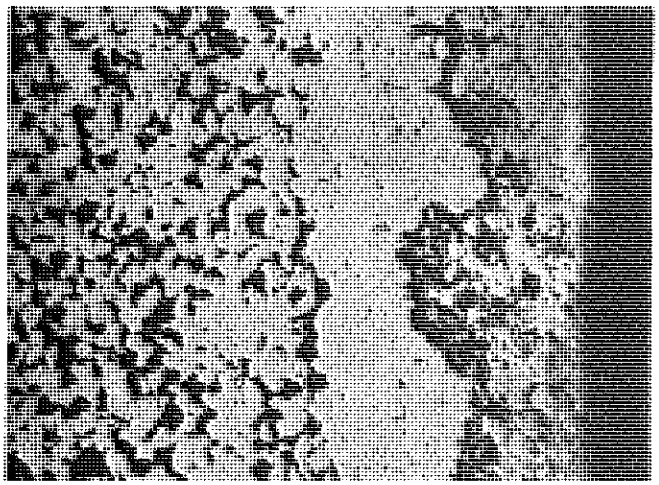
X 300

Fig. 247 - Presenza di solfuri e di cementite perlitica.



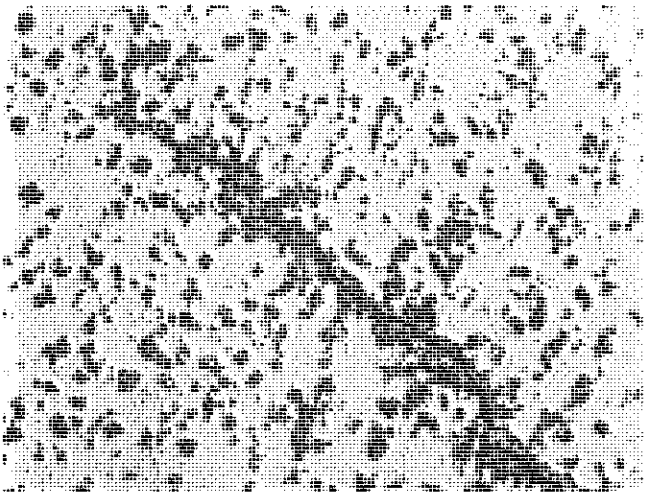
X 70

Fig. 249 - Risucchio.



X 75

Fig. 248 - Zona periferica perlitica.



X 70

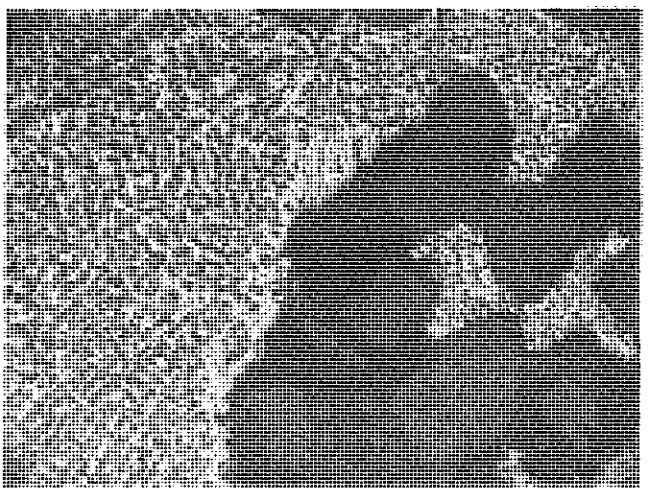
Fig. 250 - Cricca preesistente al trattamento termico. La decarburazione dovuta al forno ha stabilizzato la perlite sui bordi della cricca.

La preparazione dei campioni per questo tipo di osservazioni può risultare in molti casi più delicata di una comune preparazione micrografica, in quanto nelle zone interessate sono presenti materiali di diversa natura (metallo, sabbia, scorie) oppure il metallo, come nel caso di risucchi, offre localmente una diversa resistenza alle operazioni di preparazione.

Le figg. 249, 250, 251 e 252 mostrano alcuni dei difetti elencati.

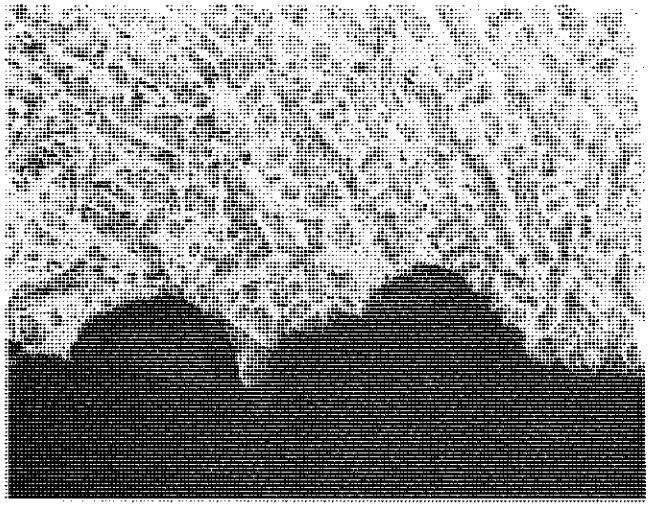
Esame micrografico di riporti di saldatura per ghise malleabili a cuore nero

Le figg. 253 e 254 illustrano alcune strutture caratteristiche dei più comuni tipi di saldatura impiegati nella riparazione dei getti di ghisa malleabile, nelle quali si può notare la differenza di componenti microstrutturali tra i riporti effettuati con materiali aventi una composizione simile a quella del metallo base e quelli ad analisi completamente diversa.



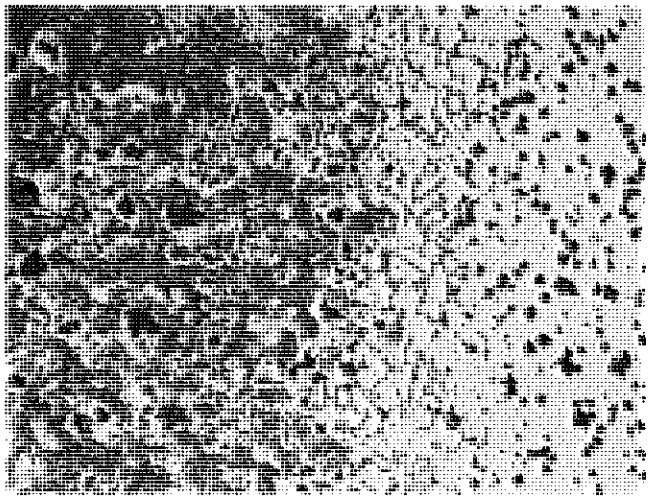
X 70

Fig. 251 - Penetrazione. Sinterizzazione di una ghisa bianca. I grani di sabbia sono di color grigio scuro e risultano frammisti al metallo.



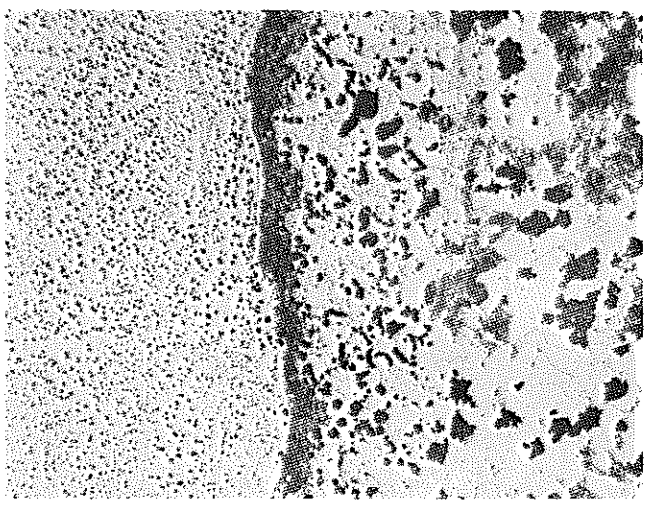
X 70

Fig. 252 - Inclusione di terra. Si notano alcuni grani di sabbia che aderiscono alla superficie della cavità formata dall'inclusione di terra. Ghisa bianca.



X 70

Fig. 253 - Riposta con bacchette di ghisa e fiamma ossiacetilenica.



X 70

Fig. 254 - Riporto con bacchetta al Fe-Ni.

La fig. 253 mostra una saldatura eseguita per riporto ossiacetilenico con bacchette di ghisa, dopo trattamento termico.

Si osserva una struttura costituita da grafite nodulare e matrice ferritica, mentre il metallo base è prevalentemente perlitico. Nella zona di transizione è presente anche grafite vermiculare.

La fig. 254 mostra una saldatura eseguita con elettrodo al Fe-Ni, anche questa dopo trattamento termico.

Si notano i noduli di grafite di piccolissime dimensioni in una matrice austenitica. Nella zona di transizione si nota il cordone perlitico/martensitico ed un'alterazione dei noduli del metallo base.

CONTROLLI NON DISTRUTTIVI

Per garantire la qualità delle ghise elaborate e dei getti è necessario mantenere sotto stretto controllo tutte le fasi del processo produttivo; ciò nonostante, l'esperienza insegna che l'ottenimento di un elevato standard qualitativo di produzione lo si raggiunge soltanto mediante l'impiego sistematico del controllo diretto sui getti prodotti.

Un tempo il controllo della produzione era esclusivamente affidato all'esame visivo del getto e in qualche raro caso si procedeva alla sua distruzione per la ricerca di eventuali difetti occulti.

Questo sistema di indagine però è risultato via via insufficiente e non affidabile. Se si considera poi l'enorme espansione quantitativa e qualitativa dell'industria fusoria in questi ultimi 30 anni e la crescita vertiginosa dei suoi prodotti in molteplici applicazioni, ci si rende meglio conto dell'importanza e della necessità di adottare sistemi di controllo sempre più rapidi e sempre più sicuri.

Liquidi penetranti

I liquidi penetranti sono stati il primo strumento impiegato per eseguire controlli non distruttivi e rappresentano ancora oggi una tecnica largamente usata sia per la semplicità d'esecuzione che per l'economicità e l'apprezzabilità dei risultati.

La loro caratteristica è quella di avere un'alta capacità di penetrazione anche nelle fessure più sottili, nelle cricche pressocchè invisibili, presenti sulla superficie dei getti. La tecnica del processo consiste nell'applicare sui getti per immersione (se il getto è piccolo) o mediante spruzzo di un liquido variamente colorato costituito da una miscela di prodotti organici come alcoli, oli minerali o vegetali; attendere che penetri nelle fessure e successivamente asportarlo dal resto della superficie mediante lavaggio con acqua o con solvente.

Applicando infine nella zona in esame della polvere di sviluppo o di contrasto, si porterà alla luce il difetto. L'uso dei liquidi penetranti in fonderia è indispensabile quando si devono controllare getti molto pesanti, oppure getti per i quali è sconsigliabile l'uso di sistemi magnetici o infine per evidenziare microdifetti altrimenti non rilevabili.

Metodo magnetico

E' un tipo di controllo che serve a rilevare difetti superficiali e sub-superficiali nei materiali metallici ferrosi. In particolare nei getti di ghisa malleabile si ricercano incrinature o rotture che possono insorgere nelle varie fasi della produzione.

Si è già ricordato come la ghisa malleabile prima del processo di ricottura, in relazione alla sua composizione chimica e struttura (ghisa bianca), sia un materiale fortemente ipoeutettico e come tale soggetto in modo particolare ai fenomeni di ritiro, crinature, incrinature, ecc.

E' necessario, pertanto, considerare il sistema di alimentazione dei getti ed evitare il più possibile la formazione di punti caldi e di eliminare o cercare di ridurre al massimo tutte le cause di impedimento alla contrazione durante la solidificazione.

Se si immerge in un campo magnetico permanente o temporaneo il getto di ghisa da controllare, succede che ogni suo più piccolo difetto superficiale o sub-superficale si comporta come un micro-magnete capace di fissare lungo il proprio profilo una certa quantità di polvere magnetica visibile in luce naturale oppure fluorescente visibile con la luce di Wood.

Il controllo magnetico, nei casi in cui lo si richieda esteso al 100% di una produzione di serie, può essere fatto con apparecchiature automatiche munite anche di programmatore elettronico.

Metodo ultrasonico

Con i due precedenti metodi è possibile ispezionare soltanto le parti più esterne del getto, ma essi non sono efficienti per gli strati più interni.

La risposta è possibile averla con il metodo ad ultrasuoni, in cui il getto di ghisa funge da conduttore di onde sonore ad altissima frequenza. La propagazione del fascio ultrasonico attraverso un certo spessore è influenzato sia dalla natura che dalle condizioni fisiche di questo.

Infatti la velocità di propagazione del suono dipende dalle caratteristiche di rigidità, di elasticità e densità del metallo. A parità di queste condizioni il fascio ultrasonico può subire una attenuazione dovuta ad una certa dispersione che le onde sonore subiscono quando incontrano delle cavità. Rilevare e misurare l'attenuazione significa in pratica scoprire dei difetti all'interno del getto.

Sui getti di ghisa malleabile in genere si vanno a cercare difetti sistematici e facilmente localizzabili quali le soffiature e le porosità di ritiro. Il sistema è molto economico e rapido, ma è limitativo perchè, salvo rari casi, ispeziona solo piccole porzioni del getto.

Metodo delle correnti parassite

Oltre ai metodi di controllo basati sullo sfruttamento di alcune caratteristiche fisiche della ghisa, come la permeabilità magnetica e la conducibilità sonora, questo metodo sfrutta la conducibilità elettrica dei materiali detto delle correnti parassite o *eddy currents*.

Esso è costituito da due circuiti a ponte con due bobine identiche in una delle quali si tiene il getto campione di riferimento e nell'altra, uno alla volta, tutti i getti simili da controllare.

L'amperometro, collegato con un oscilloscopio o altro apparecchio registratore, dà un segnale che è un valore della variazione in più o in meno delle proprietà elettriche del getto in esame rispetto a quelle del getto campione. Nelle fonderie di ghisa malleabile, l'introduzione di questo tipo di controllo serve per selezionare grandi serie di getti secondo la loro struttura e durezza.

In altre parole questo metodo rappresenta, quando è possibile, una soluzione rapida ed economica in alternativa al tradizionale controllo delle durezze con il metodo ad impronta tipo Brinell. Esistono attualmente in commercio alcuni strumenti altamente automatizzati, che non richiedono l'intervento manuale dell'operatore e svolgono il lavoro a velocità dell'ordine di alcune migliaia di getti all'ora. E' il caso per esempio di controlli fatti su piccoli getti come alberini motore, bielle e bilancieri.

Metodo radiografico

I raggi X sono una particolare radiazione elettromagnetica ad alto potere penetrante, capaci di attraversare la materia fino a grande profondità.

Se lo spessore investito dal fascio di radiazioni non è eccessivo, una parte di queste riuscirà ad attraversarlo e ad uscire dalla parte opposta; queste ultime, dette radiazioni emergenti, hanno il potere analogamente alle radiazioni luminose, di impressionare o annerire la cosiddetta pellicola radiografica. In corrispondenza di un minor spessore del getto la radiazione emergente sarà maggiore e quindi procurerà sulla pellicola una macchia nera più intensa. Il metodo di controllo radiografico si basa appunto sull'assorbimento differenziale di queste radiazioni da parte del campione in esame e sul relativo annerimento. Diventa quindi abbastanza agevole *fotografare* il difetto nella sua posizione, forma e dimensione reale.

Questo mezzo di controllo in fonderia è considerato ormai fondamentale e la sua diffusa applicazione ha portato un essenziale contributo per la sicurezza e l'affidabilità delle fusioni. La prassi, generalmente seguita per ottenere una produzione per quanto possibile esente da difetti interni e quindi occulti come le cavità e spugnosità di ritiro, le inclusioni di scoria o di terra e le soffiature, consiste nel sottoporre a questo controllo tutte le prove che riguardano l'allestimento di campionature o comunque di getti che si producono per la prima volta. Per i getti di produzione di serie è sufficiente in genere limitarsi a un controllo statistico di entità più o meno estesa secondo l'andamento del processo di produzione e in base alle condizioni di impiego dei singoli getti, in relazione alle esigenze più o meno impegnative.

La classificazione e le norme

— GENERALITA'
— UNIFICAZIONI NAZIONALI
— UNIFICAZIONI ESTERE

A cura di: Gualtiero Corelli

GENERALITA'

Il compito del progettista nella scelta del tipo di ghisa più idoneo per la particolare applicazione, per il quale è previsto quel determinato getto, può essere facilitato da un razionale utilizzo delle unificazioni esistenti nel settore.

La vasta gamma di tipi di ghisa malleabile compresa nelle Norme dei vari Paesi - le quali sostanzialmente si richiamano ai criteri definiti nelle Norme o Raccomandazioni della ISO (International Organisation for Standardisation) del quale fanno parte tutti i principali Paesi industrializzati - coprono una ampia fascia di caratteristiche meccaniche comprese per il carico di rottura a trazione fra i 330 N/mm^2 (34 kgf/mm^2) e 690 N/mm^2 (70 kgf/mm^2) a seconda della composizione chimica e struttura della ghisa.

Normalmente, nella generalità dei casi, le ghise malleabili sono classificate in base alle caratteristiche rilevate mediante la prova di trazione - carico unitario di rottura; carico unitario di scostamento dalla proporzionalità (comunemente definito snervamento) e allungamento percentuale - e la prova di durezza Brinell. Tuttavia possono essere classificate anche in funzione di altre caratteristiche, come ad esempio i valori rilevati dalla prova di piegamento oppure dalle strutture micrografiche associate ai valori di durezza Brinell.

E' opportuno sottolineare che le caratteristiche definite nelle Norme sono riferite a prove effettuate su provette le cui dimensioni sono standard ed effettuate in condizioni pure standardizzate e, pertanto, si riferiscono al materiale con cui sono colati i getti e non ai getti.

Questo per l'ovvio motivo che per un materiale come la ghisa dove innumerevoli fattori influiscono, a parità di composizione chimica della lega base, sulle caratteristiche dei getti prodotti non è possibile ottenere risultati uniformi. Questo avviene sia in differenti getti sia come di norma accade, in differenti parti dello stesso getto in cui si riscontrano, ad esempio, sensibili variazioni di spessori.

UNIFICAZIONI NAZIONALI

In Italia la produzione dei getti di ghisa malleabile è regolata dalla Norma UNI 3779 *Ghisa malleabile per getti - Qualità, prescrizioni e prove* del settembre del 1969.

Sono contemplate 7 classi per la ghisa malleabile a cuore bianco (GMB) (tab. XXI) e 7 classi per la ghisa malleabile a cuore nero (GMN) (tab. XXII); quest'ultimo gruppo comprende anche alcuni tipi con struttura a matrice perlitica (GMP) per i quali la Norma specifica solo che devono essere caratterizzati da un carbonio di ricottura uniformemen-

Tabella XXI - Classificazione della ghisa malleabile bianca GMB secondo la Norma UNI 3779.

Tipo	Prova di trazione					Durezza Brinell	Prova di piegamento		Caratteristiche strutturali**	
	Diametro della provetta	Carico unitario di rottura R minimo		Carico unitario di snervamento* R_s minimo		Allungamento su 3 diametri A_3 minimo		Diametro del mandrino D	Angolo di piegamento α	Zona intermedia	A cuore
	mm	N/mm^2	(kgf/mm^2)	N/mm^2	(kgf/mm^2)	%	kgf/mm^2	mm			
GMB 35	9	330	(34)	--	--	7	125÷200	60	90°	Ferrite - Perlite - C di ricottura	Perlite - C di ricottura
	12	340	(35)	185	(19)	6					
GMB 40	9	370	(38)	--	--	12	125÷200	60	120°	Ferrite - Perlite - C di ricottura	Perlite - C di ricottura
	12	390	(40)	215	(22)	10					
GMB 45	12	440	(45)	255	(26)	7	150÷210	--	--	Ferrite - Perlite - C di ricottura	Perlite - C di ricottura
GMB 50	12	490	(50)	295	(30)	5	170÷230	--	--	Ferrite - Perlite globulare - C di ricottura	Perlite globulare - C di ricottura
GMB 55	12	540	(55)	325	(33)	4	190÷240	--	--	Ferrite - Perlite globulare (fine) - C di ricottura	Perlite globulare (fine) - C di ricottura
GMB 65	12	640	(65)	380	(39)	3	210÷250	--	--	Perlite - C di ricottura	
GMB 70	12	690	(70)	490	(50)	2	240÷285	--	--	Struttura di bonifica - C di ricottura	

*I valori del carico unitario di snervamento sono dati a titolo indicativo e non costituiscono oggetto di verifica agli effetti del collaudo, salvo diversi accordi all'atto dell'ordinazione. Essi si riferiscono ad una deformazione permanente dello 0,2%.

**La struttura di base è costituita:
- in superficie da uno strato decarburato (ferritico);
- nella zona intermedia ed a cuore secondo il prospetto.

Tabella XXII - Classificazione della ghisa malleabile nera GMN secondo la Norma UNI 3779.

Tipo	Prova di trazione				Durezza Brinell	Prova di piegamento		Caratteristiche strutturali
	Diametro della provetta	Carico unitario di rottura R minimo	Carico unitario di snervamento* R_s minimo	Allungamento su 3 diametri A_3 minimo		Diametro del mandrino D	Angolo di piegamento α	
	mm	N/mm^2 (kgf/mm^2)	N/mm^2 (kgf/mm^2)	%	kgf/mm^2	mm		
GMN 35	12	340 (35)	185 (19)	12	110÷150	60	90°	Ferrite - C di ricottura
GMN 37	12	360 (37)	215 (22)	14	120÷160	60	120°	Ferrite - C di ricottura
GMN 45	12	440 (45)	255 (26)	7	150÷210	—	—	Perlite - Ferrite - C di ricottura
GMN 50	12	490 (50)	295 (30)	5	170÷230	—	—	Perlite - Ferrite - C di ricottura
GMN 55	12	540 (55)	325 (33)	4	190÷240	—	—	Perlite globulare - C di ricottura - Presenza eventuali tracce di ferrite
GMN 65	12	640 (65)	380 (39)	3	210÷250	—	—	Perlite globulare - C di ricottura
GMN 70	12	690 (70)	490 (50)	2	240÷285	—	—	Struttura di bonifica - C di ricottura

*I valori del carico unitario di snervamento sono dati a titolo indicativo e non costituiscono oggetto di verifica agli effetti del collaudo, salvo diversi accordi all'atto dell'ordinazione. Essi si riferiscono ad una deformazione permanente dello 0,2%.

te distribuito su tutta la sezione dei pezzi, e pertanto queste ghise possono essere sottoposte a tempra superficiale.

Al fine del collaudo per l'accettazione dei getti, salvo diverso accordo tra produttore e committente, valgono le caratteristiche rilevate mediante la prova di trazione, principalmente per quanto riguarda il carico unitario di rottura e l'allungamento percentuale, essendo il carico unitario di scostamento dalla proporzionalità fornito solamente a titolo indicativo, e la prova di durezza Brinell.

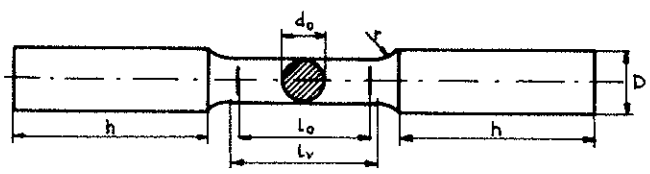
La prova di trazione è da effettuarsi su provette le cui dimensioni sono indicate in fig. 255, colate a parte in forme di sabbia contemporaneamente ai getti cui si riferiscono. Tali provette devono essere sottoposte contemporaneamente nella stessa atmosfera al trattamento di malleabilizzazione cui sono sottoposti i rispettivi getti. E' inoltre fondamentale che le provette siano grezze nel tratto utile delle stesse.

La norma fornisce anche per i tipi GMB 35, GMB 40 e GMN 35, GMN 37, gli angoli di piegamento da riscontrarsi alla prova di piegamento da eseguirsi, su richiesta del committente, su provetta di dimensioni 160x24x8 mm.

La Norma UNI 7451 *Getti di ghisa malleabile colati in sabbia o terra - Scostamenti per quote senza indicazione di tolleranza* pubblicata nell'ottobre del 1975, definisce le tolleranze ammesse sui getti di ghisa malleabile nei casi in cui non appaiano prescrizioni a disegno.

Essa definisce due classi di tolleranza per quanto riguarda le quote relative alla lunghezza, larghezza ed altezza ed altrettante per le dimensioni degli spessori di parete dei getti.

Le due classi di tolleranza A e B, rispettivamente tolleranza media e tolleranza ristretta, sono definite in relazione al numero di getti da produrre con la stessa placca modello,



Tipo di provetta	d_o	L_o	L_v	h	r	D
9	$9^{+0,6}_{0}$	27 ± 1	30	40	6	13
12	$12^{+0,6}_{0}$	36 ± 1	40	50	8	16

Fig. 255 - Provetta standard per la determinazione delle caratteristiche meccaniche a trazione.

al grado di difficoltà di esecuzione del getto e del tipo di formatura, ai criteri costruttivi della placca modello e cioè se il getto è contenuto in una sola o in due mezze staffe; al grado di finitura, di precisione dei modelli delle casse d'anime e al loro stato di conservazione; al grado di deformazione dei getti durante la malleabilizzazione e disponibilità o meno di attrezzature per la raddrizzatura (tabb. XXIII e XXIV).

I valori delle tolleranze indicati in tab. XXIII devono essere suddivisi in scostamenti asimmetrici così ripartiti:

a) per le quote di superfici esterne $^{+\ 60\%}_{-\ 40\%}$

b) per le quote di superfici interne $^{+\ 40\%}_{-\ 60\%}$

I valori delle tolleranze relativi agli spessori (tab. XXIV) sono suddivisi in scostamenti simmetrici.

Tabella XXIII - Tolleranze relative alla lunghezza, larghezza ed altezza dei getti di ghisa malleabile, secondo la Norma UNI 7451.

Classe di tolleranza	Dimensione nominale mm	Dimensione massima del getto grezzo, mm						
		fino a 100	oltre 100 fino a 160	oltre 160 fino a 250	oltre 250 fino a 400	oltre 400 fino a 630	oltre 630 fino a 1.000	oltre 1.000 fino a 1.600
		Tolleranza, mm						
A	fino a 20	1,8	1,8	2	2,2	2,4	2,6	2,8
	oltre 20 fino a 30	2,2	2,2	2,4	2,6	2,8	3,1	3,4
	oltre 30 fino a 50	2,6	2,7	2,8	3	3,2	3,5	3,8
	oltre 50 fino a 80	3	3,2	3,3	3,5	3,7	4	4,4
	oltre 80 fino a 120	--	3,8	4	4,2	4,5	4,8	5,2
	oltre 120 fino a 180	--	--	4,6	4,8	5,1	5,4	5,8
	oltre 180 fino a 250	--	--	5,2	5,4	5,8	6,2	6,6
	oltre 250 fino a 315	--	--	--	5,8	6,2	6,7	7,2
	oltre 315 fino a 400	--	--	--	6,4	6,8	7,4	8
	oltre 400 fino a 500	--	--	--	--	7	7,7	8,6
	oltre 500 fino a 630	--	--	--	--	7,6	8,4	9,6
	oltre 630 fino a 800	--	--	--	--	--	8,6	10,6
	oltre 800 fino a 1.000	--	--	--	--	--	9,6	12
	oltre 1.000 fino a 1.250	--	--	--	--	--	--	14
	oltre 1.250 fino a 1.600	--	--	--	--	--	--	16
B	fino a 20	1,2	1,2	1,4	1,4	1,6	1,9	2,2
	oltre 20 fino a 30	1,4	1,4	1,6	1,6	1,8	2,1	2,4
	oltre 30 fino a 50	1,6	1,7	1,9	2	2,2	2,5	2,8
	oltre 50 fino a 80	2	2,1	2,2	2,3	2,5	2,8	3
	oltre 80 fino a 120	--	2,4	2,6	2,8	3	3,2	3,4
	oltre 120 fino a 180	--	--	2,8	3	3,2	3,5	3,8
	oltre 180 fino a 250	--	--	3	3,3	3,6	3,9	4,2
	oltre 250 fino a 315	--	--	--	3,6	4	4,4	4,8
	oltre 315 fino a 400	--	--	--	4,2	4,4	4,8	5,2
	oltre 400 fino a 500	--	--	--	--	4,6	5,2	5,8
	oltre 500 fino a 630	--	--	--	--	5	5,6	6,2
	oltre 630 fino a 800	--	--	--	--	--	6	7
	oltre 800 fino a 1.000	--	--	--	--	--	6,6	8
	oltre 1.000 fino a 1.250	--	--	--	--	--	--	9
	oltre 1.250 fino a 1.600	--	--	--	--	--	--	10

Tabella XXIV - Tolleranze relative agli spessori di parete dei getti di ghisa malleabile, secondo la Norma UNI 7451.

Classe di tolleranza	Dimensione nominale mm	Dimensione massima del getto grezzo, mm						
		fino a 100	oltre 100 fino a 160	oltre 160 fino a 250	oltre 250 fino a 400	oltre 400 fino a 630	oltre 630 fino a 1.000	oltre 1.000 fino a 1.600
		Scostamenti limite, mm						
A	fino a 6	± 1	± 1	± 1,1	± 1,2	± 1,3	± 1,5	—
	oltre 6 fino a 10	± 1,1	± 1,2	± 1,4	± 1,6	± 1,8	± 2	—
	oltre 10 fino a 16	± 1,2	± 1,4	± 1,6	± 1,8	± 2	± 2,2	± 2,5
	oltre 16 fino a 25	± 1,4	± 1,6	± 1,8	± 2	± 2,2	± 2,4	± 2,7
	oltre 25 fino a 40	± 1,9	± 2	± 2,1	± 2,2	± 2,4	± 2,7	± 3
B	fino a 6	± 0,5	± 0,6	± 0,7	± 0,8	± 0,9	± 1	—
	oltre 6 fino a 10	± 0,6	± 0,7	± 0,9	± 1,1	± 1,3	± 1,5	—
	oltre 10 fino a 16	± 0,9	± 1	± 1,2	± 1,4	± 1,6	± 1,8	± 2
	oltre 16 fino a 25	± 1	± 1,2	± 1,4	± 1,6	± 1,8	± 2	± 2,2
	oltre 25 fino a 40	± 1,4	± 1,5	± 1,7	± 1,9	± 2,1	± 2,3	± 2,5

UNIFICAZIONI ESTERE

A livello internazionale, tutte le normative dei principali Paesi industrializzati si ricollegano, in linea di massima, a quanto definito nelle Norme o Raccomandazioni stabilite in sede ISO ai cui lavori partecipano tutti i rappresentanti dei vari Enti nazionali federati all'ISO stesso.

Esistono per le ghise malleabili tre raccomandazioni che risalgono al gennaio del 1969: ISO R 942 *Ghisa malleabile a cuore bianco*; ISO R 943 *Ghisa malleabile a cuore nero*; ISO R 944 *Ghisa malleabile perlitica*.

In tali Raccomandazioni sono indicate le caratteristiche delle ghise malleabili e la loro classificazione effettuata sulla base delle proprietà meccaniche (tab. XXV).

Tabella XXV - Tipi di ghisa classificati dalla Raccomandazione ISO.

Raccomandazioni	Tipo	Diametro della provetta (1) mm	Carico unitario di rottura a trazione minimo			Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,5% (2)			allo 0,2% (2)			Allungamento minimo Lo=3d %	Durezza (3) HB
			N/mm^2	(kgf/mm^2)	$tonf/in^2$	N/mm^2	(kgf/mm^2)	$tonf/in^2$	N/mm^2	(kgf/mm^2)	$tonf/in^2$		
ISO R 942 Ghisa malleabile a cuore bianco	A	9	350	(36)	22,9	195	(20)	12,7	175	(18)	11,4	10	220 max.
		12	390	(40)	25,4	235	(24)	15,2	215	(22)	14,0	6	220 max.
		15	410	(42)	26,7	255	(26)	16,5	225	(23)	14,6	4	220 max.
	B	9	270	(28)	17,8	--	--	--	--	--	--	7	220 max.
		12	310	(32)	20,3	--	--	--	--	--	--	4	220 max.
		15	340	(35)	22,2	--	--	--	--	--	--	3	220 max.
ISO R 943 Ghisa malleabile a cuore nero (ferritica)	A	15	340	(35)	22,2	205	(21)	13,3	185	(19)	12,1	12	150 max.
	B	15	310	(32)	20,3	185	(19)	12,1	165	(17)	10,8	10	160 max.
	C	15	290	(30)	19,0	--	--	--	--	--	--	6	160 max.
ISO R 944 Ghisa malleabile perlitica	A (4)	15	690	(70)	44,4	540	(55)	34,9	490	(50)	31,7	2	240÷285
	B	15	640	(65)	41,3	420	(43)	27,3	380	(39)	24,8	3	210÷250
	C	15	540	(55)	34,9	355	(36)	22,9	325	(33)	21,0	4	190÷240
	D	15	490	(50)	31,7	315	(32)	20,3	295	(30)	19,0	5	170÷230
	E	15	440	(45)	28,6	275	(28)	17,8	255	(26)	16,5	7	150÷200

(1) Per la ghisa malleabile a cuore bianco, il diametro della provetta dovrà essere in relazione più stretta possibile con lo spessore del getto e determinato per accordo fra fornitore e committente.

(2) In caso di disaccordo sul valore del carico unitario di scostamento dalla proporzionalità, è il valore espresso allo 0,5% che dovrà fare fede.

(3) Il valore della durezza Brinell è fornito solamente a titolo indicativo.

(4) Tempra in olio seguita da rinvenimento.

Per fornire una panoramica delle Norme dei principali Paesi industrializzati, le tabb. XXVI ÷ XXXV condensano gli elementi essenziali delle rispettive Norme; per motivi di uniformità i valori sono stati trasformati tutti in unità di misura del Sistema Internazionale, lasciando indicati fra parentesi i valori e le rispettive unità di misura che compaiono nelle norme originali; per le correlazioni fra le varie unità di misura si rimanda a quanto riportato in appendice al Volume II della Metallurgia delle ghise *Ghise grigie*.

Tabella XXVI - BELGIO: Norme NBN A 22-204 - NBN A 22-203 - Novembre 1972.

Norma	Tipo	Carico unitario di rottura a trazione minimo N/mm^2	(kgf/mm^2)	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% N/mm^2	(kgf/mm^2)	Allungamento minimo Lo=3d %	Durezza (1) HB
NBN A 22-204 Ghisa malleabile a cuore bianco	MES 35-10	350	(36)	190	(19,5)	10	150
	MES 45-7	450	(46)	260	(26,5)	7	150÷200
	MES 55-4	550	(56)	330	(34)	4	190÷240
	MES 65-3	650	(66)	390	(40)	3	210÷250
	MES 70-2	700	(71)	500	(51)	2	240÷285
NBN A 22-203 Ghisa malleabile a cuore nero (ferritica e perlitica)	MAS 35-12	350	(36)	190	(19,5)	12	150
	MAS 45-7	450	(46)	260	(26,5)	7	150÷200
	MAS 55-4	550	(56)	330	(34)	4	190÷240
	MAS 65-3	650	(66)	390	(40)	3	210÷250
	MAS 70-2	700	(71)	500	(51)	2	240÷285

(1) Il valore della durezza Brinell è fornito solamente a titolo indicativo.

Dimensioni della provetta di trazione:

NBN A 22-204 (ghisa malleabile a cuore bianco): provette non lavorate, di diametro 9, 12 o 15 mm (in mancanza di specificazioni: 9 mm)

NBN A 22-203 (ghisa malleabile a cuore nero e ghisa malleabile perlitica): provetta non lavorata, di diametro 15 mm.

Tabella XXVII - FRANCIA: Norme NF A 32-701 - Luglio 1967 - NF A 32-702 - NF A 32-703 - Febbraio 1968.

Norma	Tipo	Diametro della provetta mm	Carico unitario di rottura a trazione minimo N/mm^2	(kgf/mm^2)	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% N/mm^2	(kgf/mm^2)	Allungamento minimo prima della rottura %	Durezza HB
NF A 32-701 Ghisa malleabile a cuore bianco	MB 40-10	9	390	(40)	245	(25)	10	(1)
	MB 35-7	9	340	(35)	215	(22)	7	
NF A 32-702 Ghisa malleabile a cuore nero	MN 35-10	15	340	(35)	225	(23)	10	150 max.
	MN 32-8	15	310	(32)	205	(21)	8	156 max.
	MN 38-18	15	370	(38)	245	(25)	18	156 max.
NF A 32-703 Ghisa malleabile perlitica	MP 50-5	15	490	(50)	325	(33)	5	170÷230
	MP 60-3	15	590	(60)	390	(40)	3	200÷245
	MP 70-2	15	690	(70)	490	(50)	2	240÷285

(1) La durezza sui getti di spessore inferiore a 12 mm dovrà restare inferiore a 160 HB sulla parete e non superare 200 HB al centro.

Tabella XXVIII - GERMANIA: Norme DIN 1692 - Giugno 1963.

Tipo		Diametro della provetta mm	Carico unitario di rottura a trazione minimo N/mm²	(kgf/mm²)	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% N/mm²	(kgf/mm²)	Allungamento minimo Lo=3d %	Durezza HB	Caratteristiche strutturali
Ghisa malleabile a cuore bianco	GTW 35	9 12 15	330 340 350	(34) (35) (36)	-- -- --	-- -- --	6 4 3	220 max.	Forcella di valori più importanti che per la ghisa GTW 40
	GTW 40	9 12 15	350 390 410	(36) (40) (42)	195 215 225	(20) (22) (23)	10 5 3	220 max.	A cuore: perlite lamellare + grafite di ricottura
	GTW 45	9 12 15	390 440 470	(40) (45) (48)	225 255 275	(23) (26) (28)	12 7 5	200 max.	A cuore: perlite globulare + grafite di ricottura
	GTW 55	9 12 15	510 540 560	(52) (55) (57)	335 355 360	(34) (36) (37)	7 5 4	240 max.	A cuore: perlite a grana fine + grafite di ricottura
	GTW 65	9 12 15	610 640 660	(62) (65) (67)	400 420 430	(41) (43) (44)	4 3 2	270 max.	Scarsa profondità di decarburazione: struttura di bonifica + grafite di ricottura
	GTW S38	9 12 15	310 370 390	(32) (38) (40)	165 195 205	(17) (20) (21)	15 12 8	200 max.	Profondità di decarburazione particolarmente importante
Ghisa malleabile a cuore nero (ferritica e perlitica)	GTS 35	12 15	340	(35)	195	(20)	12	150 max.	Ferrite e grafite di ricottura
	GTS 45	12 15	440	(45)	295	(30)	7	160÷200	Perlite, ferrite e grafite di ricottura
	GTS 55	12 15	540	(55)	355	(36)	5	180÷220	Perlite + grafite di ricottura
	GTS 65	12 15	640	(65)	420	(43)	3	210÷250	Perlite + grafite di ricottura
	GTS 70	12 15	690	(70)	540	(55)	2	240÷270	Struttura di bonifica + grafite di ricottura

Tabella XXIX - GIAPPONE: Norme J.I.S. G 5703 - J.I.S. G 5702 - J.I.S. G 5704 - 1969.

Norma	Classe	Tipo	Spessore del getto mm	Diametro della provetta mm	Carico unitario di rottura a trazione minimo N/mm²	(kgf/mm²)	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità (1) N/mm²	(kgf/mm²)	Allungamento minimo %	Durezza HB
J.I.S. G 5703 Ghisa malleabile a cuore bianco	1	FCMW 34	5 da 5 a 9 da 9 a 15	6 10 14	310 330 350	(32) (34) (36)	-- 165 195	-- (17) (20)	8 5 3	
	2	FCMW 38	5 da 5 a 9 da 9 a 15	6 10 14	350 370 390	(36) (38) (40)	-- 185 215	-- (19) (22)	14 8 6	
J.I.S. G 5702 Ghisa malleabile a cuore nero (ferritica)	1	FCMB 28		14 o 12 (2)	270	(28)	165	(17)	5	
	2	FCMB 32		14 o 12 (2)	310	(32)	185	(19)	8	
	3	FCMB 35		14 o 12 (2)	340	(35)	195	(20)	10	
	4	FCMB 37		14 o 12 (2)	360	(37)	205	(21)	14	
J.I.S. G 5704 Ghisa malleabile perlitica	1	FCMP 45		14 o 12 (2)	440	(45)	205	(27)	6	149÷207
	2	FCMP 50		14 o 12 (2)	490	(50)	305	(31)	4	167÷229
	3	FCMP 55		14 o 12 (2)	540	(55)	345	(35)	3	183÷241
	4	FCMP 60		14 o 12 (2)	590	(60)	390	(40)	3	207÷269
	5	FCMP 70		14 o 12 (2)	690	(70)	510	(52)	2	229÷285

(1) Si deve considerare il limite d'elasticità allo 0,2% d'allungamento residuo o allo 0,5% d'allungamento totale sotto carico.

(2) Provetta grezza di colata: diametro uguale a 14 mm.
Provetta lavorata: diametro uguale a 12 mm.

Tabella XXX - GRAN BRETAGNA: Norme BS 309 - BS 310 - BS 3333 - 1972.

Norma	Tipo	Diametro della provetta mm	Caratteristiche meccaniche minime						Durezza (1) HB
			Carico unitario di rottura a trazione		Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità				
					allo 0,5%		allo 0,2%		Allungamento %
			N/mm^2	(kgf/mm^2)	N/mm^2	(kgf/mm^2)	N/mm^2	(kgf/mm^2)	
BS 309 Ghisa malleabile a cuore bianco	W 410/4	9	350	(36)	190	(19,5)	170	(17,5)	10 — 229 max.
		12	390	(40)	230	(23,5)	210	(21,5)	6 — 229 max.
		15	410	(42)	250	(25,5)	220	(22,5)	4 — 229 max.
	N 340/3	9	270	(28)	--	--	--	--	7 — 229 max.
		12	310	(32)	--	--	--	--	4 — 229 max.
		15	340	(35)	--	--	--	--	3 — 229 max.
BS 310 Ghisa malleabile a cuore nero (ferritica)	B 340/12	15	340	(35)	200	(20,5)	190	(19,5)	12 — 149 max.
	B 310/10	15	310	(32)	190	(19,5)	180	(18,5)	10 — 149 max.
	B 290/6	15	290	(30)	170	(17,5)	--	--	6 — 149 max.
BS 3333 Ghisa malleabile perlitica	P 690/2	15	690	(70)	540	(55)	520	(53)	2 — 241÷285
	P 570/3	15	570	(58)	420	(43)	400	(41)	3 — 197÷241
	P 540/5	15	540	(55)	340	(34,5)	320	(32,5)	5 — 179÷229
	P 510/4	15	510	(52)	310	(31,5)	290	(29,5)	4 — 170÷229
	P 440/7	15	440	(45)	270	(27,5)	250	(25,5)	7 — 149÷197

(1) Valori forniti a titolo informativo.

N.B. Il tenore di fosforo di tutti i tipi non può in alcun caso superare lo 0,12%.

Tabella XXXI - PAESI BASSI: Norma NEN 600 2 C - Dicembre 1966.

Tipo		Spessore del getto mm	Diametro della provetta mm	Carico unitario di rottura a trazione minimo		Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità				Allungamento minimo Lo=3d %	Durezza HB	Struttura predominante
						allo 0,2%		allo 0,5%				
				N/mm^2	(kgf/mm^2)	N/mm^2	(kgf/mm^2)	N/mm^2	(kgf/mm^2)			
Ghisa malleabile a cuore bianco	GSmF	≤5	9	350	(36)	--	--	195	(20)	10	220 max.	
		> 5 ≤ 8	12	390	(40)	--	--	235	(24)	6	220 max.	
		> 8 ≤12	15	410	(42)	--	--	275	(28)	4	220 max.	
Ghisa malleabile a cuore nero (ferritica)	GSmT 35		15 (1)	340	(35)	185	(19)	205	(21)	12	150 max.	Ferrite
	GSmT 32		15 (1)	310	(32)	165	(17)	185	(19)	10	160 max.	
Ghisa malleabile perlitica	GSmP 70		15 (1)	690	(70)	490	(50)	540	(55)	2	240÷285	Perlite - Troostite, sorbite
	GSmP 65		15 (1)	640	(65)	380	(39)	410	(42)	3	210÷250	Perlite
	GSmP 55		15 (1)	540	(55)	325	(33)	355	(36)	4	180÷240	Perlite con un pò di ferrite
	GSmP 50		15 (1)	490	(50)	295	(30)	315	(32)	5	170÷230	Perlite e ferrite
	GSmP 45		15 (1)	440	(45)	255	(26)	275	(28)	7	150÷200	Perlite e ferrite

(1) Il diametro potrà eventualmente essere riportato a 12 mm per lavorazione.

Tabella XXXII - STATI UNITI: Norme A.S.T.M. A 47-74 - Febbraio 1975 - A.S.T.M. A 220-71 - Dicembre 1972.

Norma	Tipo (1)	Diametro della provetta mm	Carico unitario di rottura a trazione minimo			Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità			Allungamento minimo per 50 mm %	Durezza (3) HB
			N/mm²	(kgf/mm²)	10^3 psi	N/mm²	(kgf/mm²)	10^3 psi		
A 47-74 Ghisa malleabile a cuore nero ferritica	32510	15 (2)	340	(35)	50	225	(23)	32	10	--
	35018	15 (2)	360	(37)	53	240	(24,48)	35	18	--
A 220-71 Ghisa malleabile a cuore nero perlitica	40010	15 (2)	410	(42)	60	275	(28)	40	10	149÷197
	45008	15 (2)	450	(46)	65	310	(31,5)	45	8	156÷197
	45006	15 (2)	450	(46)	65	310	(31,5)	45	6	156÷207
	50005	15 (2)	480	(49)	70	345	(35)	50	5	179÷229
	60004	15 (2)	550	(56)	80	410	(42)	60	4	197÷241
	70003	15 (2)	590	(60)	85	480	(49,5)	70	3	217÷269
	80002	15 (2)	650	(66)	95	550	(56)	80	2	241÷285
	90001	15 (2)	720	(73,5)	105	620	(63,5)	90	1	269÷321

(1) I numeri della sigla si riferiscono rispettivamente ai valori in psi (=lbf/in²) del carico di scostamento dalla proporzionalità e all'allungamento.

(2) Se la provetta è lavorata, il diametro potrà essere riportato a 12,7 mm.

(3) I valori della durezza Brinell sono forniti a titolo indicativo.

Tabella XXXIII - STATI UNITI: Ghise malleabili per impieghi automobilistici - Norme A.S.T.M. 602-70 - Marzo 1970.

A differenza delle precedenti, le norme A.S.T.M. 602-70 distinguono le ghise malleabili per le loro qualità di durezza e di struttura (micrografie di riferimento). Le altre caratteristiche sono date solo a titolo indicativo.

Tipo (1)	Carico unitario di rottura a trazione minimo			Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2%			Allungamento minimo % (2)	Durezza HB o B.I.D. (3)	Trattamento termico
	N/mm²	(kgf/mm²)	psi	N/mm²	(kgf/mm²)	psi			
M 3210	340	(35)	50	225	(23)	32	10	156 HB max. 4,8 B.I.D. min	Ricottura
M 4504	450	(46)	65	310	(31,5)	45	4	163÷217 HB 4,7÷4,1 B.I.D.	Tempra all'aria e rinvenimento
M 5003	520	(53)	75	340	(35)	50	3	187÷241 HB 4,4÷3,9 B.I.D.	Tempra all'aria e rinvenimento
M 5503	520	(53)	75	380	(39)	55	3	187÷241 HB 4,4÷3,9 B.I.D.	Tempra liquida e rinvenimento
M 7002	620	(63)	90	480	(49)	70	2	229÷269 HB 4,0÷3,7 B.I.D.	Tempra liquida e rinvenimento
M 8501	720	(73)	105	590	(60)	85	1	269÷302 HB 3,7÷3,5 B.I.D.	Tempra liquida e rinvenimento

(1) I numeri della sigla si riferiscono rispettivamente ai valori in psi (=lbf/in²) del carico di scostamento dalla proporzionalità e all'allungamento.

(2) Distanza fra i riferimenti: 2 pollici o 50 mm.

(3) B.I.D. = Brinell Impression Diameter
(il B.I.D. è il diametro in millimetri dell'impronta di una sfera di 10 mm di diametro, applicata con una forza di 3.000 kgf).

Tabella XXXIV - U.R.S.S.: Norma GOST 1215-59 - 1959.

Tipo		Carico unitario di rottura a trazione minimo (1) N/mm²	(kgf/mm²)	Allungamento minimo %	Durezza HB
Ghisa malleabile a cuore nero (ferritica)	Ku 30-6	290	(30)	6	163 max.
	Ku 33-8	320	(33)	8	163 max.
	Ku 35-10	340	(35)	10	163 max.
	Ku 37-12	360	(37)	12	163 max.
Ghisa malleabile perlitica	Ku 45-6	440	(45)	6 (2)	241 max.
	Ku 50-4	490	(50)	4	241 max.
	Ku 56-4	550	(56)	4	269 max.
	Ku 60-3	590	(60)	3	269 max.
	Ku 63-2	620	(63)	2	269 max.

(1) Su provetta di 16 mm, non lavorata.

(2) Su richiesta del committente si può ammettere una diminuzione di allungamento del 3%.

Tabella XXXV - U.R.S.S.: Ghise malleabili "antifrizione" - Norma GOST 1585-70 - 1970.

Questi tipi di ghise "antifrizione" (1) sono classificati in base alla durezza (che viene riportata), alla struttura e alla composizione chimica per le quali si rimanda al testo e alle tabelle della norma originale.

Tipo	Durezza HB
AЧK-1	187÷262
AЧK-2	167÷197

(1) A differenza di quanto si trova nelle altre norme, questa norma GOST comprende la ghisa grigia, la ghisa malleabile e la ghisa con grafite sferoidale.

Le tabb. XXXVI, XXXVII e XXXVIII riportano rispettivamente per le ghise malleabili a cuore bianco, malleabili a cuore nero e malleabili perlitiche, un prospetto di raffronto fra le sigle delle Norme italiana (UNI), francese (NF), inglese (BS), tedesca (DIN) e americana (ASTM) che può risultare di utile impiego per risalire alla corrispondenza fra la sigla di un Paese e quella di un altro.

Tabella XXXVI - Raffronto delle caratteristiche meccaniche dei tipi di ghisa malleabile a cuore bianco unificati in alcuni Paesi.

NAZIONE	NORMA	CORRISPONDENZA FRA I SIMBOLI								
ITALIA	UNI 3779 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB		GMB 35 9 12 330 340 -- 185 7 6 125÷200		GMB 40 9 12 370 390 -- 215 10 12 125÷200	GMB 45 12 440 255 7 150÷210	GMB 50 12 490 295 5 170÷230	GMB 55 12 540 325 4 190÷240	GMB 65 12 640 385 3 210÷250	GMB 70 12 690 490 2 240÷285
FRANCIA	NF A 32-701 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB		M 35-7 9 340 215 7 < a 160 sul la parete		M 40-10 9 390 245 10 ≤ a 280 al centro					
GERMANIA	DIN 1692 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB		GTW 35 9 12 15 330 340 350 -- -- -- 6 4 3 220	GTWS38 9 12 15 310 370 390 165 195 205 15 12 8 200	GTW 40 9 12 15 350 390 410 195 215 225 10 5 3 220	GTW 45 9 12 15 390 440 470 225 255 275 12 7 5 200		GTW 55 9 12 15 510 540 560 335 355 360 7 5 4 240	GTW 65 9 12 15 610 640 660 400 420 430 4 3 2 270	
GRAN BRETAGNA	BS 309 : 1972 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB	W 340/3 9 12 15 270 310 340 -- -- -- 7 4 3 < 229		W 410/4 9 12 15 350 390 410 170 210 220 10 6 4 < 229						
USA	A S T M - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB									
--	ISO R 942 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB	Grado B 9 12 15 270 310 340 -- -- -- 7 4 3 max. 220			Grado A 9 12 15 350 390 410 175 215 225 10 6 4 max. 220					

Tabella XXXVII - Raffronto delle caratteristiche meccaniche dei tipi di ghisa malleabile a cuore nero unificati in alcuni Paesi.

NAZIONE	NORMA	CORRISPONDENZA FRA I SIMBOLI								
ITALIA	UNI 3779 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB			GMN 35 12 340 185 12 110÷150	GMN 37 12 360 215 14 120÷160	GMN 45 12 440 255 7 150÷210	GMN 50 12 490 295 5 170÷230	GMN 55 12 540 325 4 190÷240	GMN 65 12 640 380 3 210÷250	GMN 70 12 690 490 2 240÷285
FRANCIA	NF A 32-702 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB		MN 32-8 15 310 205 8 < 156	MN 35-10 15 340 225 10 < 150	MN 38-18 15 370 245 18 < 156					
GERMANIA	DIN 1692 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB			GTS 35 12-15 340 195 12 < 150		GTS 45 12-15 440 295 7 160÷200		GTS 55 12-15 540 355 5 180÷220	GTS 65 12-15 640 420 3 210÷250	GTS 70 12-15 690 540 2 240÷270
GRAN BRETAGNA	BS 310 : 1972 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB	B 290/6 15 290 -- 6 < 149	B 310/10 15 310 190 10 < 149	B 340/6 15 340 200 6 < 149						
USA	ASTM A 47 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell BR			32.510 15,9 340 220 10	35.018 15,9 360 245 18					
--	ISO R 943 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB	Grado C 15 290 -- 6 max. 160	Grado B 15 310 165 10 max. 160	Grado A 15 340 185 12 max. 150						

Tabella XXXVIII - Raffronto delle caratteristiche meccaniche dei tipi di ghisa malleabile perlitica unificati in alcuni Paesi.

NAZIONE	NORMA	CORRISPONDENZA FRA I SIMBOLI								
ITALIA	UNI 3779 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB		GMN 45 12 440 255 7 150÷210							
FRANCIA	NF A 32-702 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB			MP 50-5 15 490 325 5 170÷230			MP 60-3 15 590 390 3 200÷245		MP 70-2 15 690 490 2 240÷285	
GERMANIA	DIN 1692 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB		GTS 45 12-15 440 295 7 160÷200		GTS 55 12-15 540 355 5 180÷220			GTS 65 12-15 640 420 3 210÷250	GTS 70 12-15 690 540 2 240÷270	
GRAN BRETAGNA	BS 310 : 1972 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB		P 440/7 15 440 250 7 149÷197	P 510/4 15 510 290 4 170÷229	P 540/5 15 540 320 5 179÷229	P 570/3 15 570 400 3 197÷241			P 690/2 15 690 520 2 241÷285	
USA	ASTM A 220 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB	40010 15,9 410 275 10 149÷197	45006-8 15,9 450 310 6 - 8 156÷207/197	50005 15,9 480 345 5 179÷229	60004 15,9 550 415 4 197÷241	70003 15,9 590 485 3 217÷269		80002 15,9 650 550 2 241÷285		90001 15,9 720 620 1 269÷321
--	ISO R 944 - Ø provetta mm - carico unitario di rottura R N/mm² - carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm² - allungamento min. A % - durezza Brinell HB		Grado E 15 440 255 7 150÷200	Grado D 15 490 295 5 170÷230	Grado C 15 540 325 4 190÷240			Grado B 15 640 380 3 210÷250	Grado A 15 690 490 2 240÷285	

Volume III: Ghisa malleabile e ghisa sferoidale

Capitolo VI

Le caratteristiche

— CARATTERISTICHE MECCANICHE
— CARATTERISTICHE FISICHE E CHIMICHE
— CARATTERISTICHE MAGNETICHE
— CARATTERISTICHE TECNOLOGICHE
— SALDABILITA'
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Gian Baldo Cecchini
Gualtiero Corelli
Luciano Oltrasi
Aldo Regè
Ultimo Severi
Carmelo Terranova

CARATTERISTICHE MECCANICHE

Generalità

Con il termine *qualità* di un getto si intende un complesso di caratteristiche fisiche e funzionali difficilmente quantificabili in quanto legate, più che al prodotto, al binomio prodotto-utilizzatore.

Se però alcune caratteristiche qualitative sono difficilmente misurabili (e spesso solo soggettivamente), si hanno anche alcuni aspetti che possono essere oggetto di contrattazione diretta. Ecco quindi che mentre alcune caratteristiche, quali la resistenza in particolari ambienti corrosivi (ad esempio contenenti gas solforosi) e la possibilità di un'ottima rifinitura superficiale (al limite una lucidatura a specchio) possono essere più o meno apprezzate dal cliente, certe altre proprietà (come un'elevata resilienza, un elevato carico di rottura e di snervamento) sono desiderate in assoluto al massimo valore, compatibilmente con le altre caratteristiche richieste al getto.

Ad esempio se si fa riferimento ad un albero a gomito per compressore e ad una scatola di differenziale di automobile, entrambi colati in ghisa malleabile, nel primo caso è richiesta una buona finitura superficiale, un elevato carico di rottura a fatica ed una buona resistenza all'usura e all'abrasione; nel secondo caso queste caratteristiche passano in secondo piano rispetto alla capacità richiesta alla ghisa di mantenere un elevato valore di resilienza anche a basse temperature (prossime a 273 K = 0 °C ed inferiori).

In entrambi i casi si cerca, però, il massimo valore di resistenza a trazione e durezza, tenendo presente che il fine è il raggiungimento di un compromesso ottimale fra le varie esigenze.

In modo molto esplicativo, l'insieme delle caratteristiche di un getto si può paragonare ad una torta: quanto più grande si taglia una fetta (cioè quanto più sensibilmente si vuole evidenziare una determinata proprietà), tanto più piccole risulteranno tutte le altre fette (cioè tanto più deficienti risulteranno le altre caratteristiche).

Le prove che si eseguono sul materiale hanno lo scopo di verificare a che livello di caratteristiche si è ottenuto il compromesso voluto. Per ritornare al paragone precedente, si potrebbe dire che lo scopo delle prove meccaniche è quello di verificare la grossezza delle singole fette.

Ecco allora che la suddivisione fatta prima nei riguardi delle proprietà del getto (quantificabili e non), si riporta alle prove che si eseguono. Si avranno allora delle prove, che si dirà di indagine meccanica, unificate ed i cui risultati sono perfettamente ed oggettivamente quantitativi, mentre altre prove, che si dirà di indagine tecnologica, sono tutte soggettivamente valide ed opinabili contemporaneamente, portando solo a risultati empirici, puramente qualitativi e totalmente dipendenti dalle condizioni sperimentali.

Prove meccaniche

Queste prove hanno lo scopo di verificare l'ottenimento o meno dei risultati previsti nei getti in sede di progettazione.

Di queste prove, alcune sono eseguite di norma, in quanto sono indispensabili per conoscere le qualità di resistenza del getto, mentre altre si considerano facoltative, nel senso cioè che possono venire consigliate per completare la conoscenza delle caratteristiche del prodotto, oppure sono utili per verificare particolari proprietà adatte a singole esigenze.

Prelievo e preparazione delle provette

Le prove meccaniche sono eseguite su provette ottenute o contemporaneamente ai getti oppure direttamente dai getti stessi. Nel primo caso i provini devono essere colati con lo stesso materiale e contemporaneamente ai getti, nella forma e dimensioni desiderate (che però nella maggior parte dei casi risultano unificate), devono subire il trattamento termico di malleabilizzazione assieme ai getti di produzione e sono utilizzati (salvo contrarie disposizioni unificate) allo stato grezzo di fusione, senza alcuna lavorazione e purchè non evidentemente difettosi per soffiature, inclusioni di scoria.

Qualora la provetta sia invece ricavata dal getto, il prelievo si può eseguire con un qualsiasi metodo, tale da non comportare però alterazioni nel materiale in esame.

Questo impone, quando si operi ad esempio tramite mola o sega, che sono le lavorazioni più facilmente eseguibili, di lavorare sotto un getto di acqua o di emulsione acqua-olio. In presenza di materiali duri e fragili si può operare mediante frattura per urto e successiva lavorazione alla mola.

Quando sia richiesta, la provetta così ottenuta deve essere preparata, cioè deve subire una serie di operazioni aventi come scopo l'ottenimento di una superficie perfettamente piana: è questo il caso ad esempio delle provette per la prova di durezza. La preparazione si effettua con lima o mola, facendo attenzione a non riscaldare la provetta. Generalmente però si riduce ad una semplice smerigliatura eseguita a mano con carta abrasiva.

Prova di trazione

La prova di trazione consiste nell'applicare ad un provino unificato allo stato grezzo di fusione uno sforzo di trazione via via incrementantesi, fino a provocare la rottura del getto.

Riportando il carico istantaneamente applicato contro la deformazione lineare (misurata lungo l'asse di sollecitazione) dallo stesso provocata, si ottengono diagrammi simili a quello schematicamente rappresentato in fig. 256.

In riferimento alla fig. 256 la prova di trazione permette di determinare il carico al limite di proporzionalità (F_p); al limite di snervamento (F_s); il carico ultimo (F_u); il carico massimo (F_m), cioè rispettivamente la forza per cui la deformazione subita dal provino non è più direttamente proporzionale alla forza che lo causa; il carico per cui la provetta subisce una deformazione, pur non aumentando il carico stesso; il carico misurato all'istante della rottura; il carico massimo raggiunto durante tutta la prova.

Si riesce altresì a ricavare il carico al limite di deformazione permanente ($F_{p:0,2}$) cioè la forza cui corrisponde una deformazione non più recuperabile dello 0,2%; l'allunga-

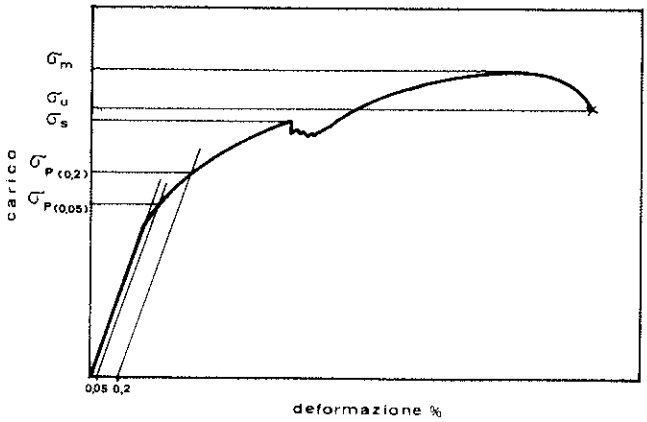


Fig. 256 - Curva di trazione.

mento, cioè il rapporto (espresso in percentuale della lunghezza iniziale) fra la variazione di lunghezza subita dal provino durante tutta la prova e la lunghezza iniziale; la strizione, cioè il rapporto (espresso in percentuale della sezione iniziale) fra la variazione della sezione della provetta e la sezione iniziale.

Generalmente si usano però diagrammi che riportano la deformazione unitaria (ϵ) in funzione del carico unitario (σ), cioè in funzione del rapporto fra la forza istantaneamente applicata ed il valore iniziale della sezione.

L'uso di questo strumento permette di amplificare enormemente la parte del diagramma a bassi valori del carico applicato e permette di conseguenza un più accurato rilevamento del modulo elastico, definito dal rapporto σ/ϵ e quindi proporzionale alla pendenza della retta tangente alla curva nell'origine.

Evidentemente la prova a trazione risulterà tanto più accuratamente eseguita quanto più uniforme risulterà la velocità di applicazione del carico, senza sbalzi nè interruzioni. Un controllo dell'accuratezza nell'esecuzione della prova si ottiene fissando o la massima velocità di applicazione del carico (che deve risultare inferiore a 10 $N/mm^2/s = 1$ $kg/mm^2/s$), oppure fissando la massima velocità di allungamento della provetta (ad esempio inferiore allo 0,3%/min).

L'esecuzione della prova è unificata nella Norma UNI 556.

Prova di durezza

La prova di durezza si basa sul principio di comprimere sotto un determinato carico un penetratore contro la superficie del provino, misurando la resistenza alla penetrazione opposta dal provino stesso.

Evidentemente il valore ottenuto è influenzato dalla forma del penetratore e dal materiale con cui è ricavato, dal tempo impiegato per raggiungere il valore del carico desiderato (e quindi dalla velocità di applicazione della sollecitazione) e dal tempo per cui il penetratore permane sotto carico.

I vari metodi differiscono sostanzialmente nella forma geometrica del penetratore; il metodo di cui più si usufruisce è il metodo Brinell, che esprime la durezza come rapporto fra il carico applicato (kg) e la superficie dell'impronta (mm^2), a forma di calotta sferica.

Il penetratore è infatti una sfera di acciaio temprato e levigato, assolutamente privo di difetti superficiali; per lo più si usano sfere per cuscinetti (consigliabili anche dal punto di vista delle tolleranze dimensionali), ma per materiali a durezze Brinell molto elevate (superiori a 450 kg/mm^2) si devono usare sfere in diamante o carburo di tungsteno (WC); in questo caso il risultato della misura è sensibilmente influenzato dal tipo di sfera usato.

Nel caso delle ghise le situazioni consigliate sono date dal penetratore di diametro pari a 5 mm con carico di 750 kg; oppure come seconda ipotesi da penetratore di diametro 10 mm, con carico di 3.000 kg.

Il carico, il cui valore è scelto in base ad una prima approssimata valutazione della durezza del getto, si applica con velocità che permettono il raggiungimento del valore voluto in circa 15 s ed è mantenuto per $10 \div 15$ s.

Meno usato nel caso delle ghise risulta il metodo di durezza Rockwell, mentre il metodo Vickers è consigliato nella misura della microdurezza.

Il penetratore Vickers è essenzialmente un diamante a forma di piramide retta a base quadrata, il cui angolo al vertice risulta pari a 136°.

La durezza è espressa come rapporto fra il carico applicato (che può andare da 5 a 2 kg in funzione del materiale sottoposto alla prova) e l'area (mm^2), misurata in funzione della diagonale dell'impronta.

Questa prova è notevolmente influenzata da fattori che a prima vista potrebbero sembrare di secondaria importanza, quali la grandezza dei grani relativamente alla dimensione dell'impronta (e quindi la distanza dell'impronta dai bordi dei grani) e l'esatta previsione della durezza del componente la cui durezza si vuole appunto misurare. Se al penetratore risulta eccessivamente vicino ad un bordo di grano, oppure il carico applicato risulta eccessivamente elevato per il particolare componente in esame, l'applicazione del carico sul penetratore può sfondare il bordo stesso del grano, rendendo la misura oltremodo imprecisa.

Analogamente un carico eccessivamente basso, specie nel caso in cui si vogliano misurare valori di durezza elevati, provoca una impronta troppo piccola e quindi di difficile definizione.

Evidentemente i risultati ottenibili dalla prova di durezza e dalla prova di trazione, dipendendo intrinsecamente dalla struttura del materiale, devono in un qualche modo essere fra loro correlati.

Ad esempio una provetta ferritica avrà un notevole valore dell'allungamento, cui corrisponderanno bassi valori di durezza e del carico di rottura. All'aumentare della percentuale di perlite si avrà un aumento nel valore del carico di rottura e nella durezza, ma diminuirà l'allungamento, cioè il materiale tenderà a diventare duro e fragile.

Si riportano a questo proposito dei diagrammi che mostrano la stretta relazione che intercorre fra durezza e carico di rottura, carico di snervamento, allungamento. In fig.

Ghisa malleabile bianca o europea

La prova di trazione per la determinazione di resistenza alla trazione, limite di snervamento e allungamento percentuale è effettuata su provette colate a parte con la stessa ghisa dei getti cui si riferiscono e sottoposte allo stesso ciclo di trattamento dei getti.

Il diametro della provetta è variabile e deve essere rappresentativo dello spessore dei getti. Le provette non sono lavorate.

Ghisa malleabile nera o americana

La provetta di trazione standard per la ghisa malleabile americana è colata a parte con la stessa ghisa dei getti e sottoposta insieme con i medesimi allo stesso trattamento termico.

Il diametro della provetta standard è fisso per i getti di tutti gli spessori (fig. 261).

Modulo elastico

Il modulo elastico, conosciuto anche come *modulo di Young* nel caso di prove di trazione o compressione oppure come *modulo di rigidità* nel caso di prove a torsione, è una misura del valore dello stiramento di un metallo entro il suo limite elastico; misura cioè il grado di rigidità di un materiale quando sia sottoposto a sollecitazioni di trazione, compressione e torsione.

Dimensionalmente è rappresentato dal rapporto tra il carico di trazione al limite di elasticità e l'allungamento corrispondente. Un alto modulo indica un alto grado di stabilità o rigidità.

Per le ghise malleabili nere e bianche il modulo elastico ha un valore di 17.500 kg/mm^2.

Rapporto di Poisson

Sottoposto a sollecitazioni di trazione o compressione nel campo elastico, un materiale subisce anche delle deformazioni della sezione trasversale allungandosi e assottigliandosi in un caso e accorciandosi ed ispessendosi nell'altro. Il rapporto tra la deformazione laterale unitaria e quella longitudinale rappresenta il cosiddetto rapporto di Poisson che per la ghisa malleabile corrisponde a 0,26.

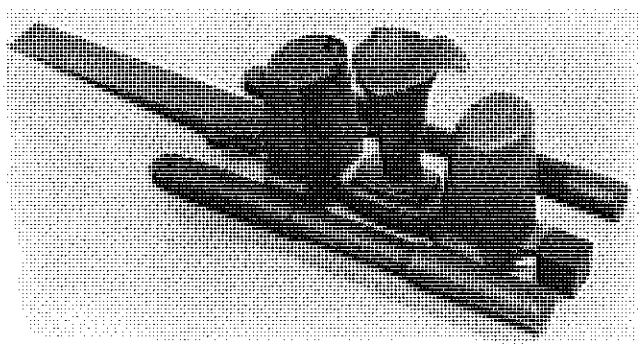


Fig. 261 - Tipico sistema di colata delle provette di trazione, provette a cuneo e provette per analisi chimica.

Durezza

Fra tutte le caratteristiche determinabili, la durezza è quella di più rapida e semplice esecuzione. E' diffusamente impiegata sia in fonderia che in officina poichè, come nel caso delle ghise malleabili, diventa un mezzo determinante nella selezione dei vari tipi di materiale. La durezza sui getti di ghisa malleabile è comunemente misurata con il metodo Brinell.

La Norma UNI 3779 indica i campi di durezza per i vari tipi di ghise malleabili sia a cuore bianco che a cuore nero.

In genere a valori elevati di durezza corrispondono valori elevati di resistenza, ma piú bassi valori di duttilità.

La fig. 262 mette in evidenza tale andamento, mentre la fig. 263 riporta i valori di durezza in funzione del tenore del carbonio combinato presente nella struttura.

Resistenza alla fatica

Per i componenti meccanici che in esercizio sono sottoposti a elevati carichi ed a ripetuti sforzi dinamici, le proprietà a fatica possono rivestire maggior significato rispetto ad altre proprietà di tipo statico quali la resistenza a trazione, lo snervamento e la durezza.

Le rotture causate da sforzi ciclici sono in genere caratterizzate da un andamento progressivo e dall'assenza di deformazioni plastiche in prossimità della frattura. Tali rotture sono attribuite al fenomeno di fatica.

Si definisce come limite di fatica o resistenza a fatica quel valore limite dello sforzo al di sotto del quale un materiale può sopportare un numero infinito di sollecitazioni cicliche.

Di solito nelle prove di banco i campioni che sopportano sollecitazioni al limite di fatica per 10 milioni di cicli sono considerati positivi. Alle ghise malleabili ferritiche si attribuisce mediamente il valore di 200 N/mm^2 (20 kg/mm^2) quelle perlitiche 290 N/mm^2 (30 kg/mm^2) ed oltre.

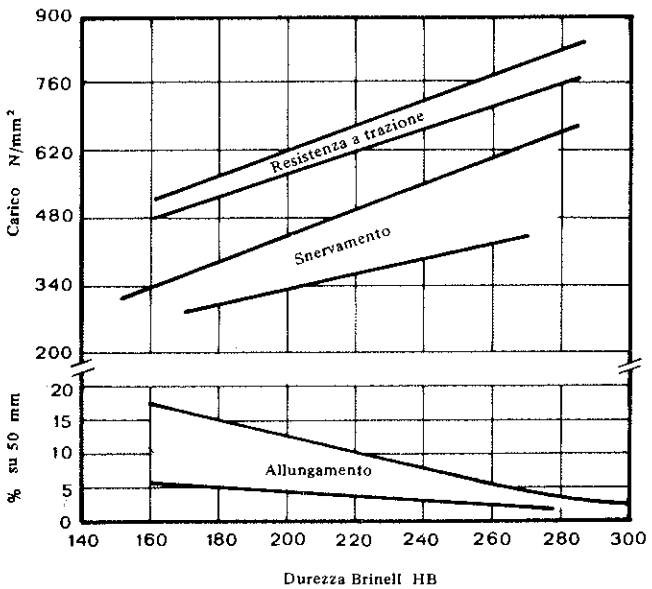


Fig. 262 - Relazioni tra i valori di durezza e resilienza di ghise malleabili perlitiche.

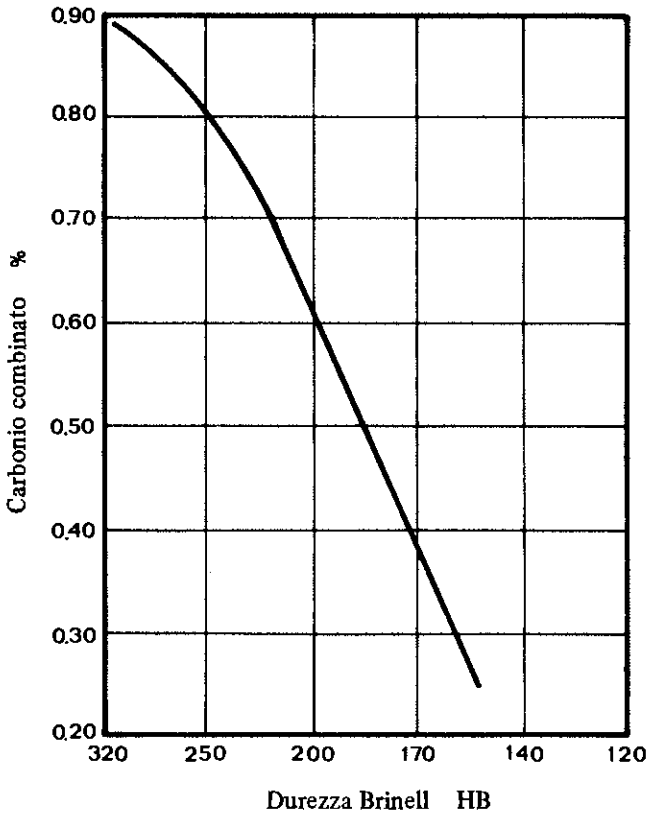


Fig. 263 - Relazione tra il contenuto di carbonio combinato e la durezza Brinell in un tipo di ghisa malleabile perlitica, avente la seguente composizione: C = 2,55, Si = 1,40; Mn = 0,45; S = 0,12; P = 0,05.

Il rapporto tra il limite di fatica (o la resistenza a fatica) e la resistenza a trazione statica è conosciuto come rapporto di fatica. Per la ghisa malleabile ferritica tale rapporto si aggira intorno a 0,50; per la ghisa malleabile perlitica è compreso tra 0,45 e 0,50.

Sensibilità all'intaglio

Le prove di fatica, effettuate sui materiali metallici, di solito si fanno su provini preparati appositamente e quindi ad elevata finitura superficiale. Se la superficie dei provini è corrosa, ruvida o irregolare, si può determinare una riduzione della resistenza a fatica, quanto più i materiali sono resistenti e duri.

Per studiare meglio questo fenomeno, sono state realizzate delle provette provviste di intaglio in modo da creare dei punti a forte concentrazione di tensioni. Il rapporto tra la resistenza a fatica senza intaglio e la resistenza a fatica con intaglio è stato indicato come fattore K_f, ovvero come fattore di riduzione della resistenza a fatica.

Per le ghise malleabili tale valore è compreso tra 1,4 e 1,7.

Capacità di smorzamento

La capacità di smorzamento esprime la capacità di un materiale di assorbire o smorzare le vibrazioni grazie alla trasformazione dell'energia meccanica in calore. La prova che si esegue normalmente consiste nel bloccare l'estremità di una provetta cilindrica, sottoporla a torsione dall'altra e quindi, dopo averla liberata, misurare l'intensità ed il numero delle oscillazioni torsionali che si smorzano. Si è visto che le ghise grigie possiedono eccellenti capacità di smorzamento; in ordine seguono le ghise malleabili ferritiche, quelle perlitiche, le ghise sferoidali ed infine i getti di acciaio.

Lo smorzamento è strettamente legato alla quantità ed alla forma della grafite. Così ad esempio la ghisa malleabile bianca molto decarburata che non contiene grafite libera, ha capacità di smorzamento simile a quella dell'acciaio ad alto carbonio.

Resistenza alla torsione

Rappresenta la resistenza offerta dalla provetta di un certo materiale ad essere ritorta attorno al suo asse. I valori raggiunti con questa prova sono approssimativamente gli stessi ottenuti nella prova di trazione.

Questa prova inoltre può essere indicativa per dimostrare anche la duttilità di un materiale.

Resistenza alla compressione

E' noto che i materiali tipicamente fragili nella prova di compressione si rigonfiano leggermente al centro e poi si spezzano, dando così un esatto valore del carico di rottura a compressione. Tutti i tipi di ghisa malleabile, invece, data la loro duttilità e possibilità di deformazioni plastiche, non si rompono nettamente durante la compressione, ma si deformano per gradi fino a quando non compare una frattura (fig. 264). La loro resistenza alla compressione espressa in kg/mm^2 raggiunge valori molto elevati, di gran lunga superiori a quelli della resistenza a trazione.

Il grafico di fig. 264 mostra l'andamento della deformazione per compressione di un provino di ghisa malleabile a cuore nero ferritica del diametro di 12,5 mm, altezza 38 mm, sottoposto a carichi crescenti. Il carico di rottura del campione è risultato di 19.800 kg e la corrispondente resistenza a compressione di 1.550 N/mm^2 (158 kg/mm^2).

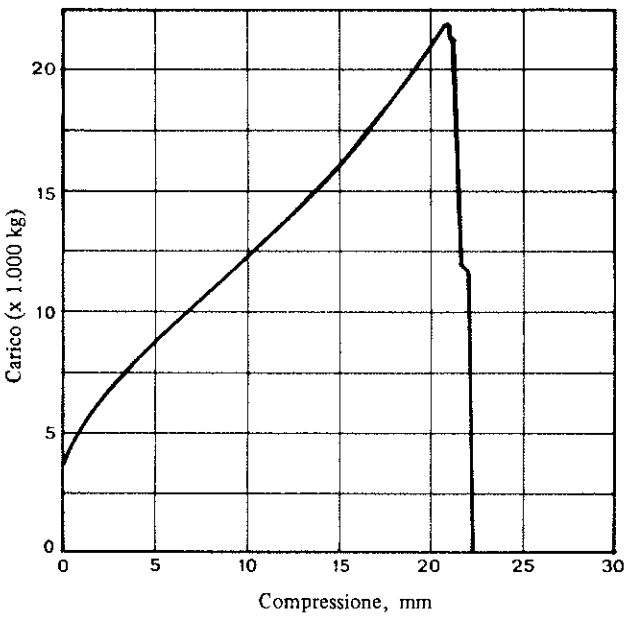


Fig. 264 - Diagramma della prova di compressione per ghisa malleabile.

Resistenza all'urto o resilienza

E' una misura della capacità di un materiale a resistere all'urto ed il suo valore, in termini di energia assorbita, è espresso in kilogrammetri.

I materiali con bassa resistenza all'urto si definiscono fragili. Le provette sottoposte alla prova hanno le seguenti dimensioni: 10 x 10 x 55 mm. Possono essere provviste di intaglio la cui forma e dimensione caratterizza il tipo di prova: per esempio la prova secondo Mesnager prevede un intaglio a U profondo 2 mm, mentre quella secondo Charpy prevede un intaglio a U profondo 5 mm.

Alcuni valori indicativi di resilienza delle ghise malleabili sono i seguenti:

- Ghisa malleabile ferritica con intaglio 2 mm: 15 ÷ 20 N/mm^2 (1,5 ÷ 2 kg/mm^2).
- Ghisa malleabile perlitica con intaglio 2 mm: 10 ÷ 15 N/mm^2 (1 ÷ 1,5 kg/mm^2).

In genere questa prova non è contemplata dai capitolati di accettazione dei getti di ghisa malleabile, per cui è considerata prova facoltativa.

Resistenza alla flessione

Il carico unitario di rottura alla flessione si ricava dal carico totale di rottura mediante la formula:

$$R_f = \frac{8 \cdot Q \cdot L}{\pi \cdot d^3}$$

dove:

R_f è il carico unitario di rottura a flessione
Q è il carico totale di rottura a flessione
L è la distanza fra gli appoggi
d è il diametro della provetta

Il raggio di curvatura massimo che la provetta raggiunge al momento della rottura, rappresenta la freccia di flessione.

La resistenza alla flessione, in genere, è direttamente proporzionale alla resistenza a trazione; per le ghise malleabili il valore è approssimativamente il doppio di quest'ultima.

Influenza della temperatura sulle proprietà meccaniche

Gli studi e l'esperienza sul comportamento dei getti di ghisa malleabile nell'intervallo compreso tra 223 K e 923 K (-50 °C e 650 °C) hanno dimostrato la validità del materiale anche per questo tipo di applicazioni. A bassa temperatura le ricerche si sono soprattutto occupate della resilienza e della sensibilità all'intaglio; quelle ad alta temperatura hanno esaminato la resistenza a trazione, il limite di snervamento, l'allungamento e la deformazione.

Alcune prove di piegamento alla pressa, condotte a 213 K (-60 °C) su getti di ghisa malleabile ferritica, hanno confermato ottime proprietà plastiche di scorrimento. E' stato pure esaminato il comportamento all'urto e la ricerca della temperatura critica di transizione dello stato fragile che, per la ghisa malleabile ferritica con tenori di fosforo inferiori a 0,01%, risulta essere 173 K (-100 °C). Rispetto all'acciaio ordinario le ghise malleabili ferritiche mantengono le proprie caratteristiche di duttilità a temperatura più basse. Con l'aumento della temperatura, lo snervamento e la resistenza a trazione in generale diminuiscono.

Anomalo è invece l'andamento del valore dell'allungamento: fino a 873 K (600 °C) si ha una caduta dell'allungamento, da 1.073 K (800 °C) a 1.273 K (1.000 °C) c'è un ricupero elevato fino a toccare valori più che doppi rispetto a quelli a temperatura ambiente. Inoltre fino a 923 K (650 °C) la struttura rimane inalterata ed il getto non subisce alcun aumento permanente di volume, eccetto quei casi in cui si verificano riscaldamenti ripetuti ciclicamente.

Sopra i 973 K (700 °C) si hanno alterazioni sia della struttura (ridiscioglimento del carbonio di ricottura) sia di alcune proprietà del metallo.

Le ghise malleabili perlitiche si comportano alla stessa maniera di quelle ferritiche. In particolare la resistenza a trazione fino a 423 ÷ 473 K (150 ÷ 200 °C) non presenta alcuna variazione apprezzabile; bisogna giungere a 623 K (350 °C) per avere una caduta sensibile della resistenza ed un aumento dell'allungamento.

Si è osservato che una ghisa malleabile di buona qualità può presentare valori di resilienza molto bassi se la si riscalda ad una temperatura compresa nell'intervallo 473 ÷ 823 K (200 ÷ 550 °C) e la si lascia poi raffreddare velocemente (esempio: fragilità di zincatura).

Osservando la frattura di un getto di ghisa malleabile in queste condizioni di *fragilità indotta*, si può notare che gli effetti di tale fragilità portano ad una decoesione tra i grani cristallini del materiale, la cui frattura appare opaca e di tipo acciaioso, avendo la rottura seguito un andamento intergranulare. Per riportare il materiale al suo stato normale di non fragilità, lo si sottopone ad un trattamento termico compreso tra 923 ÷ 973 K (650 ÷ 700 °C), seguito da un raffreddamento all'aria abbastanza veloce.

In tab. XXXIX sono indicati i risultati di prove ad alta temperatura di ghise malleabili normali.

CARATTERISTICHE FISICHE E CHIMICHE

Densità e peso specifico

E' il peso per unità di volume solitamente espresso in g/cm^3. Per il ferro puro è 7,87 g/cm^3; per le ghise esso varia in funzione dell'analisi (tenore di carbonio e silicio diversi) e della struttura (grafite, ferrite, carburo di ferro, perlite).

Considerando che la densità della grafite è 2,25 g/cm^3, del carburo di ferro 7,66 g/cm^3 e della perlite 7,85 g/cm^3, risulta che la ghisa malleabile nera completamente ferritica ha una densità media di 7,35 ± 10 g/cm^3, mentre per quella perlitica il valore può essere leggermente più basso, ossia 7,20 ÷ 7,35 g/cm^3 se prodotta con un trattamento di ricottura e tempra in olio, oppure più alto (7,33 ÷ 7,42) se ottenuta in altro modo.

Tabella XXXIX - Prove ad alta temperatura di ghise malleabili normali.

Temperatura K (°C)	Resistenza a trazione: Resistenza a trazione media N/mm² (kg/mm²)	Resistenza a trazione: Variazione media rispetto al valore ottenuto a temperatura ambiente	Snervamento: Snervamento medio N/mm² (kg/mm²)	Snervamento: Variazione media rispetto al valore ottenuto a temperatura ambiente	Allungamento: Allungamento medio (in % sulla distanza di 50 mm)	Allungamento: Variazione media rispetto al valore ottenuto a temperatura ambiente
293 (20)	374 (38,1)	0	240 (24,50)	0	23,5	0
373 (100)	353 (36,0)	- 6,5	226,5 (23,10)	- 6,5	21,1	- 10,0
478 (205)	361 (36,8)	- 3,5	227 (23,13)	- 6,5	14,3	- 38,0
588 (315)	370 (37,7)	- 1,5	211 (21,40)	- 12,8	14,1	- 40,0
698 (425)	321 (32,6)	- 15,0	191 (19,40)	- 20,0	21,8	- 8,0
808 (535)	191 (19,5)	- 52,0	120 (12,20)	- 50,0	48,5	+ 105,0
923 (650)	86,5 (8,8)	- 77,0	53 (5,40)	- 78,0	55,5	+ 140,0

Materiali	C%	Si%	Mn%	S%	P%	Cr%
- A basso carbonio						
- Gruppo A 1	2,26	1,09	0,29	0,074	0,148	.....
- Gruppo E 1	2,16	1,17	0,38	0,095	0,137	0,017
- Gruppo G 1	2,29	1,01	0,38	0,086	0,110	.....
- Ad alto carbonio						
- Gruppo B 1	2,50	1,32	0,43	0,159	0,024	0,029

Per la ghisa malleabile bianca la densità presenta valori compresi fra 7,3 ÷ 7,7 g/cm³ in funzione del grado crescente di decarburazione realizzato.

Volume specifico

E' la quantità di spazio occupata dall'unità di massa ed è espressa in cm³/g. E' il reciproco della densità.

A 293 K (20 °C) il Fe puro ha 0,127 cm³/g. Per la ghisa malleabile nera a 293 K (20 °C) si ha 0,134 ÷ 0,138 cm³/g e per la ghisa malleabile bianca 0,129 ÷ 0,137 cm³/g.

Contrazione alla solidificazione

Il volume specifico diminuisce con il diminuire della temperatura, cioè il metallo diventa più denso via via che si raffredda. Ciò accade sia in fase liquida (contrazione di solidificazione) sia in fase solida (contrazione solida). L'esperienza ha dimostrato che tutte le ghise bianche hanno lo stesso ritiro lineare nel raffreddamento sino a temperatura ambiente, e cioè circa il 2%.

Espansione di ricottura

Durante il trattamento di malleabilizzazione (grafitizzazione) la ghisa recupera parte del volume perduto nella solidificazione. Questo recupero espresso in termini di espansione lineare si aggira, per la ghisa malleabile nera, intorno all'1% . Per la ghisa malleabile bianca, in relazione alla minor grafitizzazione che si verifica durante il processo di ricottura, non si ha praticamente il recupero sopradetto.

Ritiro del modello

Per la ghisa malleabile nera dalla differenza dei due precedenti valori (2% e 1%) si ricava quello da assegnare al modello di progettazione: esso può oscillare in media intorno all'1% dipendendo dalla composizione e dalla forma del getto. Per la ghisa malleabile bianca il ritiro da assegnare al modello oscilla fra l'1,7 e il 2%.

Calore specifico

Per calore specifico si intende la quantità di calore necessario ad innalzare di 274 K (1 °C) la temperatura di 1 g del materiale in esame. Il calore specifico dipende dalla temperatura alla quale è determinato e tende ad aumentare con essa.

I valori sono gli stessi per tutti i tipi di ghisa malleabile e in particolare 0,11 cal/g/°C a temperatura ambiente e 0,165 cal/g/°C a 700 K (427 °C).

La tab. XL riporta i valori dei calori specifici delle ghise malleabili corrispondenti a determinati intervalli di temperatura.

Tabella XL - Calori specifici corrispondenti a determinati intervalli di temperatura.

Intervallo di temperatura K	(°C)	Calore specifico J/kg/K	(cal/g/°C)
293÷373	(20÷100)	0,510	(0,122)
293÷473	(20÷200)	0,523	(0,125)
293÷573	(20÷300)	0,535	(0,128)
293÷673	(20÷400)	0,556	(0,133)
293÷773	(20÷500)	0,581	(0,139)
293÷873	(20÷600)	0,611	(0,146)
293÷973	(20÷700)	0,665	(0,159)

Dilatazione termica

Come la maggior parte dei materiali, la ghisa si espande al riscaldamento e si contrae al raffreddamento.

Queste variazioni dimensionali, anche se minime, devono essere tenute presenti dai costruttori nell'allestimento di organi di motori o di tutte quelle parti interessate al fenomeno.

La ghisa malleabile, quale materiale isotropico, subisce gli effetti della dilatazione e della contrazione da tutti i lati. Il valore di questa variazione dimensionale per effetto della temperatura, si è soliti esprimerlo con il cosiddetto *coefficiente di dilatazione termica lineare* che risulta essere tanto maggiore quanto è maggiore la temperatura. Per la ghisa malleabile nera si passa da un valore di 10,6 x 10^{-6} per grado centigrado nell'intervallo di temperatura compreso tra 293 ÷ 373 K (20 e 100 °C), a quello di 17,1 x 10^{-6}, per grado centigrado nell'intervallo tra 811 e 866 K (538 e 593 °C) per una ghisa completamente ferritica. Per le ghise malleabili perlitiche il valore risulta leggermente più alto. Per la ghisa malleabile bianca si ha 373 ÷ 673 K (100 ÷ 400 °C): 10-12,5 x 10^{-6}.

La formula per ricavare questo coefficiente è espressa da:

$$C = \frac{L_2 - L_1}{(t_2 - t_1)\, L_0}$$

in cui L_1 e L_2 rappresentano la lunghezza del campione alla temperatura t_1 e t_2 rispettivamente e L_0 è la lunghezza iniziale a temperatura ambiente.

Conducibilità termica

E' la misura della capacità di un materiale a trsferire calore espressa in gcal/s/cm^2/°C/cm. Nella ghisa malleabile la conducibilità termica diminuisce all'aumentare della temperatura. Per la ghisa malleabile nera si hanno i valori indicati in tab. XLI. Per la ghisa malleabile bianca si hanno 283 ÷ 373 K (10 ÷ 100 °C) valori rispettivamente di: 0,10-0,128.

Tabella XLII - Caratteristiche elettriche di alcuni materiali.

Materiali	Resistività a 20 °C (microhm·cm)	Conducibilità (microhm·cm)$^{-1}$	I.A.C.S.(*) %
Argento (puro)	159	0,0062	105
Rame (puro)	167,2	0,0059	100
Alluminio (puro)	265,5	0,0037	63
Ferro (puro)	971	0,0010	17
Acciaio al carbonio (0,7-1,5% C)	1.300÷2.000	0,00077÷0,00050	8÷11
Acciaio basso legato	2.000÷4.300	0,00050÷0,00023	4÷8
Ghisa malleabile americana standard	2.700÷3.400	0,00037÷0,00029	5÷6
Ghisa malleabile americana perlitica	3.700÷4.100	0,00027÷0,00024	4÷5
Acciaio alto legato	4.200÷8.400	0,00024÷0,00012	2÷4
Ghisa grigia	10.000	0,00010	2

(*) - International Annealed Copper Standard

Resistività elettrica

La resistività o resistenza specifica (reciproco della conducibilità) è definita come la resistenza misurata tra due facce di un certo volume di materiale di sezione e lunghezza unitaria ad una certa temperatura. Risente molto della purezza dei materiali e delle relative strutture. La tab. XLII mostra i valori di alcuni materiali nei confronti della ghisa malleabile nera.

Tabella XLI - Conducibilità termica della ghisa malleabile.

Intervallo di temperatura K	Intervallo di temperatura (°C)	Temperatura media K	Temperatura media (°C)	Conducibilità termica (k_t) W/(cm^2·cm·K)	Conducibilità termica (k_t) (cal/s·cm^2·cm·°C)
339÷407	(66÷134)	373	(100)	0,632	(0,151)
346÷426	(73÷153)	386	(113)	0,628	(0,150)
375÷479	(102÷206)	427	(154)	0,623	(0,149)
380÷490	(107÷217)	435	(162)	0,619	(0,148)
407÷475	(134÷202)	441	(168)	0,623	(0,149)
379÷576	(124÷246)	458	(185)	0,615	(0,147)
427÷507	(154÷234)	467	(194)	0,611	(0,146)
410÷554	(137÷281)	482	(209)	0,611	(0,146)
423÷579	(150÷306)	501	(228)	0,607	(0,145)
434÷612	(161÷339)	523	(250)	0,598	(0,143)
479÷581	(206÷308)	530	(257)	0,611	(0,146)
490÷604	(217÷331)	547	(274)	0,603	(0,144)
519÷649	(246÷376)	584	(311)	0,598	(0,143)
555÷699	(282÷426)	627	(354)	0,590	(0,141)
780÷746	(307÷473)	663	(390)	0,586	(0,140)
611÷795	(338÷522)	703	(430)	0,577	(0,138)

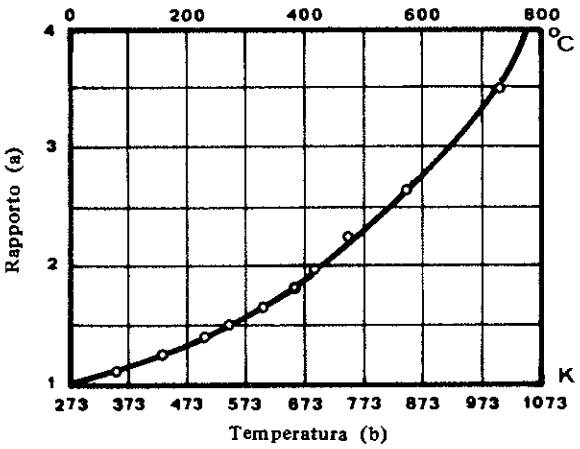


Fig. 265 - Relazione fra il rapporto della resistività elettrica della ghisa malleabile a temperature elevate e a temperatura ambiente (a) e la temperatura stessa (b).

Per la ghisa malleabile bianca la resistività a 293 K (20 °C) presenta valori compresi fra 24 ÷ 26 microhm/cm.

La resistività aumenta sensibilmente con la temperatura (fig. 265).

Resistenza alla corrosione

Notevole importanza rivestono quelle caratteristiche strettamente collegate alla struttura superficiale del getto di ghisa malleabile, quali la resistenza alla corrosione e la possibilità di applicazioni protettive superficiali.

Le ghise malleabili hanno una buona resistenza all'azione corrosiva dei più comuni agenti atmosferici e questa qualità la rende idonea alla fabbricazione di getti di macchine agricole, di linee elettriche ed in genere di tutti i materiali sottoposti alle intemperie.

Aggiunte di rame da 0,25 a 0,75% aumentano sensibilmente la sua resistenza alla corrosione atmoferica.

Qualora si rendesse necessaria una ulteriore protezione, i getti di ghisa malleabile possono essere protetti con rivestimenti metallici (zinco, cadmio, rame, nichel, cromo, piombo, stagno e argento applicati elettroliticamente) e non metallici (smalti, vernici e materiali plastici tipo resine viniliche, fenoliche).

CARATTERISTICHE MAGNETICHE

La magnetizzazione di un materiale ferromagnetico è legata in generale alle sue prerogative metallurgiche e alle sue proprietà fisiche; per verificare il comportamento di un materiale immerso in un campo magnetico si ricorre alle curve di magnetizzazione (fig. 266) considerando i seguenti fattori:

- forza magnetica applicata (H) misurata in Oesteds (Oe);
- induzione magnetica (B) misurata in gauss;
- permeabilità magnetica (B/H);
- magnetizzazione (M) in gauss.

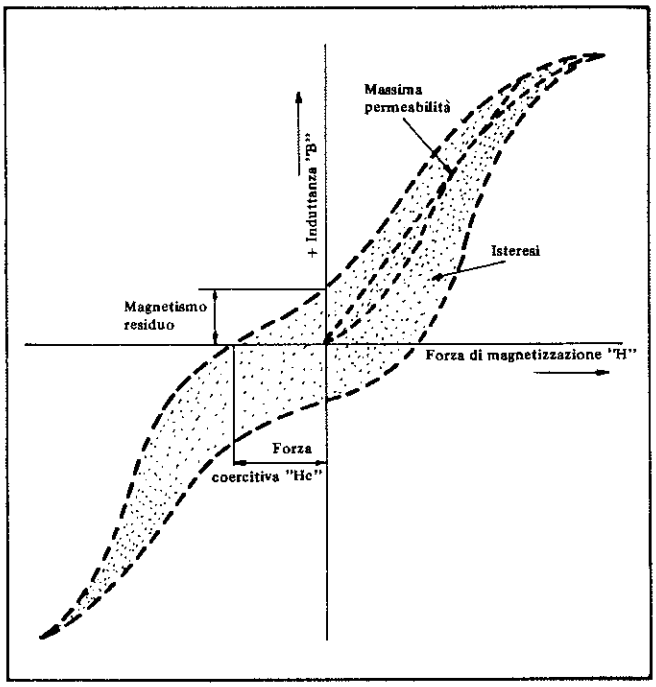


Fig. 266 - Diagramma di magnetizzazione che presenta la relazione esistente tra forza di magnetizzazione H, induttanza B, magnetismo residuo e forza coercitiva.

Dalla fig. 266 si vede che la massima permeabilità si determina graficamente tracciando la tangente fra il punto di *ginocchio* e l'origine.

Se si toglie la forza magnetica, dopo essere stata applicata per un certo tempo e per una certa intensità, rimane nel materiale ferromagnetico un certo residuo, chiamato appunto magnetismo residuo. Per eliminarlo si deve applicare una forza magnetica negativa (chiamata forza coercitiva H_C).

Se si sottopone un materiale ferromagnetico a ciclo completo di magnetizzazione-smagnetizzazione-rimagnetizzazione, si vede che entro il materiale si genera calore; questo fenomeno (isteresi) è proporzionale all'area racchiusa entro le curve tracciate.

Per ogni materiale ferromagnetico la magnetizzazione di saturazione (Ms) scompare completamente sopra la temperatura di Curie, cioè quando il materiale da ferromagnetico diventa paramagnetico.

Per il ferro puro questa temperatura è compresa fra 1.053 ÷ 1.073 K (780 ÷ 800 °C); per la ghisa malleabile nera (C = 2,11, Si = 1,40, Mn = 0,35, S = 0,07, P = 0,15) le determinazioni hanno dato 1.063 ± 293 K (790 ± 20 °C).

I materiali *magnetici dolci*, interessanti per le applicazioni industriali, posseggono bassa forza coercitiva (H_C) e alta permeabilità; al contrario i materiali *magnetici duri* presentano alta forza coercitiva (H_C) e alta magnetizzazione residua (Br).

Il ferro puro è il materiale *magnetico dolce* per eccellenza; piccole quantità di C o di altri elementi sciolti nella ferrite riducono fortemente le proprietà magnetiche, così pure la presenza di inclusioni non magnetiche come: C combina-

to, grafite libera, ossidi, solfuri, ecc.; in particolare la loro influenza dipende dal loro contenuto e dalla loro disposizione e forma. Per esempio le lamelle di grafite presenti nelle ghise grigie rompono la continuità della ferrite e di conseguenza le proprietà magnetiche di queste ghise sono molto basse.

Le ghise malleabili contengono grafite nella matrice in minor quantità e in forma globulare, con conseguente minor discontinuità della matrice stessa; d'altra parte il processo di ricottura ha eliminato il C combinato; per queste ragioni esse presentano valori sufficientemente bassi di isteresi e di forza coercitiva.

Nella tab. XLIII si riportano i valori delle proprietà magnetiche delle ghise malleabili nere e bianche.

Tabella XLIII - Valori delle proprietà magnetiche.

Descrizione	Ghisa malleabile bianca		Ghisa malleabile nera
	Perlite al cuore (a)	Ferritica (forte decarburazione) (b)	Ferritica (c)
- Carbonio combinato %	0,62	0,28	0,25
- Magnetismo residuo (gauss)	7.460	7.370	6.190
- Forza coercitiva (oesteds)	4,5	2,5	1,5
- Perdita isteresi (erg/cm^3/ciclo)	14.910	8.420	4.940
- Valori di H per B = 10.000	20	13	9,6
- Massima permeabilità μ max	730	1.455	2.120
- Valore di H per μ max	7	3,5	2,2

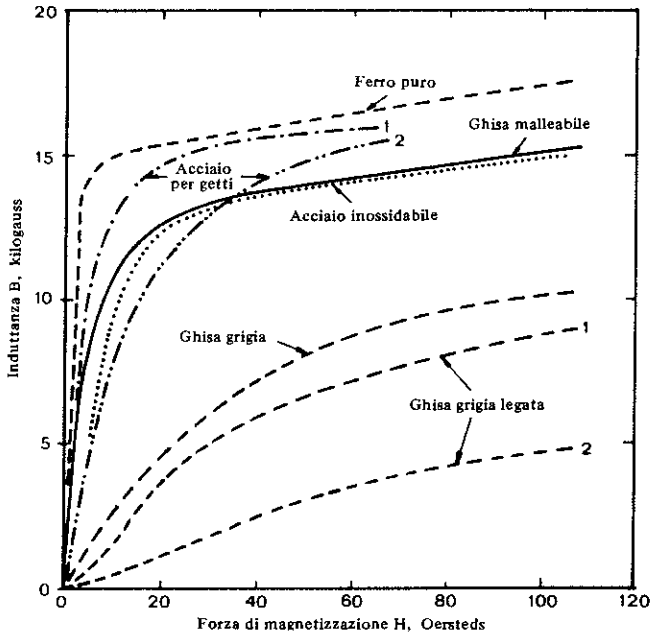
L'analisi chimica dei campioni di ghise adoperate per le determinazioni di cui alla tab. XLIII sono le seguenti:

(a) – Ct = 1, Si = 0,66; Mn = 0,25; S = 0,166; P = 0,055; Ni = 0,03; Cr = 0,01.

(b) – Ct = 0,46; Si = 0,66; Mn = 0,25; S =0,166; P = 0,055; Ni = 0,03; Cr = 0,01.

(c) – Ct = 2,26; Si = 0,83; Mn = 0,26; S = 0,05; P = 0,066; Ni = 0,03; Cr = 0,02.

In fig. 267 sono indicate le curve standard di magnetizzazione di alcune leghe ferrose, compresa la ghisa malleabile nera.



Lega	Carbonio totale %	Silicio %	Manganese %	Zolfo %	Cromo %	Nichel %
Ghisa malleabile americana	2,24	0,89	--	--	--	--
Acciaio per getti n. 1	0,08	0,08	0,05	0,055	--	--
Acciaio per getti n. 2	0,27	0,25	0,82	0,058	--	--
Acciaio inossidabile	0,10	--	0,42	--	12,42	0,31
Ghisa grigia	3,06	2,54	--	--	--	--
Ghisa grigia legata n. 1	3,66	0,32	--	--	--	0,71
Ghisa grigia legata n. 2	3,52	0,23	--	--	--	5,40

Fig. 267 - Curve standard di magnetizzazione per alcune leghe ferrose. La composizione chimica è indicata in tabella.

CARATTERISTICHE TECNOLOGICHE

L'impiego di un materiale per certe applicazioni è determinato non solo dalle sue proprietà fisiche e meccaniche, ma anche da quelle tecnologiche riferite in modo specifico alle lavorazioni di fonderia e officina meccanica, come la colabilità in figure geometricamente complesse, la presenza o assenza di tensioni, la lavorabilità, la resistenza all'usura, la saldabilità oppure la sua attitudine alla tempra.

Colabilità

Le ghise malleabili rappresentano un materiale idoneo a soddisfare efficientemente ed economicamente le esigenze di ricavare parti cave e spessori anche sottili dei getti con notevoli vantaggi economici espressi sia in termini di riduzione dei costi di lavorazione sia in termini di riduzione di peso. Inoltre il fatto stesso che si possano produrre getti con tolleranza dimensionale molto stretta, costituisce un altro fattore di grande interesse per le officine. Altra possibilità offerta dalla elevata fluidità della ghisa malleabile è quella di permettere ai progettisti di disegnare figure anche particolarmente complesse.

Tensioni nei getti

I metalli fusi e colati in getti, di solito sono soggetti a tensioni o sollecitazioni interne che si formano durante la solidificazione ed il raffreddamento; per esempio esse sono particolarmente elevate nei casi in cui la cavità della forma si oppone fortemente alla libera contrazione del metallo.

I getti *carichi* di queste tensioni oltre a presentare rischi per la loro integrità, possono subire in fase di lavorazione meccanica forti ed irreparabili deformazioni dimensionali.

Evidentemente nel caso dei getti di ghisa malleabile non si verificano queste condizioni, poichè il trattamento termico di ricottura che fa parte integrante del processo produttivo rimuove completamente ogni tensione interna.

Lavorabilità

E' noto che l'efficienza produttiva di una officina meccanica attrezzata con macchine per lavorazione di tornitura, foratura, fresatura, filettatura, alesatura, ecc., dipende in maniera determinante dalla velocità con cui si effettuano tali operazioni e quindi dipende direttamente dalla lavorabilità del metallo. In particolare una buona lavorabilità e un basso consumo di utensili sono fattori determinanti per realizzare economicamente la lavorazione in grandi serie dei pezzi.

Fra le leghe ferrose a parità di caratteristiche meccaniche, la ghisa malleabile è quella che possiede le migliori caratteristiche di lavorabilità in virtù della sua uniformità strutturale e della forma nodulare del carbonio.

Fra le ghise malleabili perlitiche, il più alto grado di lavorabilità si raggiunge quando la struttura presenta il carbonio combinato in misura minima ed in forma globulare anzichè lamellare.

La durezza Brinell può rappresentare, anche se in maniera non assoluta, una misura di riferimento per valutare l'indice di lavorabilità di ghise perlitiche ottenute con la stessa analisi e lo stesso trattamento termico.

In generale, le ghise malleabili perlitiche rispetto a quelle ferritiche richiedono velocità di taglio più basse e maggiori avanzamenti.

La loro lavorabilità può risultare dal 20 al 40% superiore a quella riscontrata su getti di acciaio stampato aventi la stessa durezza.

Nelle tabb. XLIV ÷ XLIX si riportano alcuni valori tipici di lavorabilità delle ghise malleabili anche nei confronti di altri materiali.

Tabella XLIV - Grado di lavorabilità (%) di acciai AISI e altri metalli ferrosi.

Materiale	Grado di lavorabilità %	Durezza HB
Classe I		
- Ghisa malleabile standard	120	110÷145
- Ghisa malleabile perlitica	90	180÷200
- Ghisa malleabile perlitica	80	200÷240
- Ghisa grigia - Dolce	80	160÷193
- Acciaio per getti (C = 0,35%)	70	170÷212
- Acciaio inossidabile (Cr = 12%)	70	163÷207
- Acciaio AISI B 1112	100	179÷229
Classe II		
- Ghisa grigia - Durezza media	65	193÷220
- Ghisa grigia - Dura	50	220÷240
- Ferro trafilati	50	101÷131
- Acciaio AISI C 1020	65	137÷174
- Acciaio AISI C 1030	65	170÷212
- Ghisa in pani	50	101÷131
Classe III		
- Acciaio AISI C 1010	50	131÷170
- Acciaio AISI C 1070	45	183÷241
- Acciaio AISI B 1340	45	179÷235
- Acciaio AISI B 2340	45	179÷235

Tabella XLV - Avanzamento e velocità di tornitura raccomandati (taglio continuo con lubrificanti).

Tipo di materiale	Profondità di taglio (mm)	Avanzamento (mm/giro)			
		Acciaio rapido		Carburi	
		≤ 0,5	0,5÷1,5	≤ 0,5	0,5÷1
		Velocità periferica (m/s)			
- Ghisa malleabile standard	0,50÷ 3,00 3,00÷12,50	60÷80 45÷60	45÷60 28÷45	110÷250 88÷200	88÷175 88÷150
- Ghisa malleabile perlitica	0,50÷ 3,00 3,00÷12,50	55÷70 40÷55	40÷55 25÷43	100÷200 75÷175	75÷150 75÷125
- Ghisa grigia dolce	0,50÷ 3,00 3,00÷12,50	40÷60 25÷33	25÷35 20÷28	125÷200 100÷175	100÷175 75÷175
- Ghisa grigia a media durezza	0,50÷ 3,00 3,00÷12,50	38÷58 25÷33	23÷30 18÷25	100÷200 88÷150	100÷175 88÷125
- Ghisa grigia dura	0,50÷ 3,00 3,00÷12,50	33÷50 20÷28	20÷28 15÷23	100÷175 75÷125	75÷150 75÷100
- Acciaio classe I	0,50÷ 3,00 3,00÷12,50	35÷88 20÷60	25÷60 15÷45	170÷345 110÷275	150÷313 100÷230
- Acciaio classe II	0,50÷ 3,00 3,00÷12,50	30÷55 28÷35	20÷38 10÷28	140÷210 90÷165	120÷188 85÷138
- Acciaio classe III	0,50÷ 3,00 3,00÷12,50	19÷40 10÷28	18÷30 8÷20	85÷165 55÷138	75÷155 50÷110

Tabella XLVI - Velocità di taglio nella trapanatura di materiali vari.

Materiali trapanati	Velocità di taglio con punte di acciaio rapido cm/s
- Ghisa malleabile standard	35÷45
- Ghisa malleabile perlitica: HB 180-200	30÷40
- Ghisa malleabile perlitica: HB 200-240	25÷35
- Ghisa grigia dolce: HB 160-193	40÷50
- Ghisa grigia media durezza: HB 193-220	35÷45
- Ghisa grigia dura: HB 220-240	30÷40
- Acciaio - Classe I	45÷55
- Acciaio - Classe II	40÷50
- Acciaio - Classe III	30÷40
- Getti di acciaio fino a 0,2% di C	35÷40
- Getti di acciaio ad alto C: ricotti	33÷38
- Getti di acciaio con Ni=3,5%, C=0,30%: ricotti	30÷35
- Fucinati: C=0,15-0,25%	30÷35
- Fucinati: C alto: ricotti	25÷30
- Fucinati legati	25÷30
- Acciaio inossidabile: tipo 410	25÷30
- Acciaio per utensili: ricotto	25÷30
- Ottone	100÷138
- Bronzo	45÷55
- Rame al Mn e V	28÷38
- Alluminio	300÷450

Tabella XLVII - Avanzamenti raccomandati nella foratura in funzione del diametro del foro per ghisa malleabile perlitica.

Diametro del foro (mm)	Avanzamento (mm/giro)
1,50÷ 3,00	0,05÷0,10
3,00÷ 6,00	0,10÷0,15
6,00÷ 9,00	0,15÷0,20
9,00÷12,50	0,20÷0,25
12,50÷19,00	0,25÷0,32
19,00÷25,00	0,32÷0,42
≥ 25	0,42÷0,55

Tabella XLVIII - Avanzamenti consigliati per forature di materiali vari con punte di acciaio rapido.

Diametro del foro	1,5 mm	2 mm	2,5 mm	3 mm	4 mm	5 mm	6 mm	7 mm	8 mm	9 mm	10 mm	11 mm	12 mm	13 mm	14 mm	16 mm
	Avanzamento (mm/giro)															
- Ghisa malleabile	0,07	0,075	0,08	0,11	0,12	0,15	0,19	0,20	0,22	0,24	0,26	0,28	0,30	0,32	0,33	0,35
- Ghisa grigia	0,07	0,075	0,08	0,11	0,12	0,16	0,20	0,22	0,22	0,25	0,28	0,30	0,33	0,33	0,35	0,38
- Acciaio	0,07	0,075	0,08	0,10	0,11	0,14	0,15	0,16	0,17	0,19	0,21	0,22	0,24	0,25	0,26	0,28
Diametro del foro	18 mm	20 mm	22 mm	24 mm	26 mm	28 mm	30 mm	35 mm	40 mm	45 mm	50 mm					
	Avanzamento (mm/giro)															
- Ghisa malleabile	0,37	0,40	0,42	0,43	0,44	0,48	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50					
- Ghisa grigia	0,39	0,43	0,44	0,45	0,48	0,50	0,53	0,53	0,53	0,53	0,53					
- Acciaio	0,30	0,31	0,33	0,34	0,35	0,38	0,40	0,40	0,40	0,40	0,40					

Tabella XLIX - Velocità di taglio per fresatura di materiali vari.

Materiali fresati	Velocità di taglio con utensili di acciaio rapido (cm/s)	
	Sgrossatura	Finitura
- Ghisa malleabile standard	35÷40	50÷60
- Ghisa malleabile perlitica: HB 180-200	30÷38	45÷50
- Ghisa malleabile perlitica: HB 200-240	28÷33	40÷45
- Ghisa grigia dolce: HB 160-193	35÷40	50÷60
- Ghisa grigia media durezza: HB 193-220	30÷38	45÷50
- Ghisa grigia dura: HB 220-240	28÷33	40÷45
- Acciaio - Classe I	45÷50	50÷60
- Acciaio - Classe II	40÷45	45÷50
- Acciaio - Classe III	30÷35	35÷40
- Getti di acciaio fino a 0,2% C	25÷30	30÷35
- Getti di acciaio ad alto C: ricotti	20÷25	25÷33
- Getti di acciaio con Ni=3,5%, C=0,3%: ricotti	20÷25	25÷30
- Fucinati: C=0,15-0,25%	23÷28	28÷33
- Fucinati: C alto: ricotti	25÷30	30÷35
- Fucinati: legati	25÷30	30÷35
- Acciaio inossidabile: tipo 410	25÷30	30÷35
- Acciaio per utensili: ricotti	25÷30	30÷35
- Ottone	100÷125	150÷250
- Bronzo	40÷50	75÷100
- Rame al Mn e V	20÷30	40÷50
- Alluminio	300÷400	400÷500

Resistenza all'usura

Nelle applicazioni in cui si prevedono pressioni di appoggio relativamente basse e l'impiego di lubrificanti, la ghisa malleabile ferritica ha un comportamento all'usura simile ad un acciaio dolce; inoltre la presenza di noduli di grafite nella struttura rappresenta un fattore favorevole a vantaggio della ghisa.

Nei casi dove sono in gioco pressioni elevate fra le parti in attrito, oppure nei sistemi di frizionamento a secco, si ricorre in genere alle seguenti soluzioni:

- indurimento superficiale mediante trattamento di nitrurazione o tempra a induzione che rendono la superficie dura e resistente su un materiale di supporto duttile;
- ricorso alle ghise malleabili perlitiche, più dure, che offrono maggior resistenza all'usura dell'acciaio forgiato;
- impiego di ghisa malleabile legata al rame-molibdeno, temprata in olio e successivamente temprata a induzione. In questo modo le durezze superficiali possono raggiungere 58 Rockwell C.

SALDABILITA'

Esistono vari esempi di getti di ghisa malleabile, perfettamente rispondenti alle esigenze ed alla sicurezza di impiego, realizzati mediante giunzioni saldate ed i più recenti progressi nella tecnologia di saldatura lasciano prevedere un impiego ancora maggiore di questo mezzo di assiemaggio di parti di ghisa malleabile sia fra loro che con parti di acciaio nel prossimo futuro. Infatti, analogamente a molti altri materiali, la ghisa malleabile possiede caratteristiche tali da farla considerare adatta alla saldatura.

Saldabilità delle ghise malleabili

Come in tutte le leghe ferro-carbonio, anche per le ghise malleabili l'idoneità alla saldatura dipende soprattutto dal contenuto di carbonio nella zona del tratto saldato. E' noto infatti che tutti i materiali ferrosi caratterizzati da un tenore di carbonio inferiore allo 0,3% sono facilmente saldabili anche a freddo, senza necessità di un preriscaldo o di un trattamento termico successivo.

Nel caso delle ghise è tuttavia necessario considerare, non solamente il tenore di carbonio della matrice metallica, ma anche il tenore di carbonio totale, in quanto le segregazioni grafitiche, siano esse sotto forma di lamelle, di noduli o di fiocculi, costituiscono carbonio di riserva in eccesso che, per l'influenza del calore della saldatura, si discioglie nella matrice metallica.

Una buona saldatura fra o con getti di ghisa malleabil presuppone l'esatta conoscenza di numerosi fattori quali: l composizione e la struttura dei materiali, la loro relazion con lo spessore e la complessità del getto, la direzione degli sforzi applicati al giunto saldato, il tipo di materiali d'apporto, il tempo di saldatura e il conseguente apporto di calore, ciò che comporta la scelta del metodo di giunzione.

In generale è consigliabile poter operare:

- con un tenore di carbonio il più basso possibile;
- con struttura prevalentemente ferritica adatta a limitare il manifestarsi di tensioni interne.

Occorre inoltre tenere ben presente gli scopi che si vogliono ottenere nell'assiemaggio che possono essere a seconda dei casi:

- elevate caratteristiche meccaniche;
- tenuta stagna del giunto saldato;
- ottima lavorabilità alla macchina utensile con asportazione di truciolo;
- uniformità di colore tra la ghisa ed il materiale d'apporto;
- possibilità di effettuare la riparazione a freddo.

Materiali d'apporto

Analogamente a quanto già detto per la saldatura della ghisa grigia, i materiali d'apporto possono essere di natura assai differente, identici o simili al materiale base o del tutto differenti.

Identici al materiale base possono essere, ad esempio, tutti gli elettrodi per saldatura ad arco, con anima di acciaio, bacchette o fili di acciaio, particolarmente adatti per la saldatura alla fiamma della ghisa malleabile bianca, cioè a struttura ferritico-perlitica senza grafite libera, negli spessori sottili e perciò assai simile ad un acciaio con Ct = 0,30.

Fra gli elettrodi rivestiti per saldatura ad arco sono particolarmente adatti i tipi con rivestimento basico (UNI E44LB 20R10) e quelli con rivestimento a rutile (TiO_2, UNI E44L 2 R 25 R09). Gli elettrodi con rivestimento basico, caratterizzati da un elevato contenuto di manganese nel rivestimento, sopportano meglio elevati tenori di zolfo, che viene fissato come solfuro di manganese e ridotto perciò ad essere meno dannoso.

Interessante è anche il tipo di elettrodo con anima di acciaio dolce ferritizzante e carburigeno, già elencato fra quelli indicati nella tabella LVIII del volume 2° della Metallurgia delle ghise, con il quale si ottengono saldature perfettamente valide anche a freddo e che deposita un materiale d'apporto con matrice metallica completamente ferritica nella quale sono diffusi piccolissimi globuli di carburi.

Gli elettrodi con anima di ghisa grigia, quelli con anima di ghisa sferoidale e quelli con anima di acciaio danno un deposito simile al materiale di base.

Gli elettrodi, le bacchette ed i fili a base di nichel puro, metallo monel e ferro-nichel, depositano materiali altolegati completamente differenti dalla ghisa malleabile di base.

Gli elettrodi con anima di nichel depositano un materiale a struttura nichel-austenitica. Limitatamente alla zona di contatto con la ghisa malleabile, con la quale il materiale d'apporto si mescola, si ha la formazione di una struttura martensitica. Il materiale apportato presenta una durezza di 140 ÷ 180 HB, è completamente inossidabile ed è di colore completamente differente da quello della ghisa.

Gli elettrodi con anima in ferro-nichel (60% Ni - 40% Fe) danno luogo ad una struttura austenitica di cristalli misti ferro-nichel con formazione, nella zona di contatto di penetrazione nella ghisa malleabile, di una fascia di martensite più larga di quella che si forma impiegando elettrodi con anima di nichel, che è difficile da eliminare completamente anche con un successivo trattamento termico. Il materiale depositato ha una durezza di 160 ÷ 200 HB, è inossidabile e di colore completamente differente da quello della ghisa base.

Tutti gli elettrodi rivestiti sono generalmente causa della formazione di porosità nel cordone di saldatura. Per evitare ciò è consigliabile essiccare gli elettrodi a 473 K (200 °C), per un tempo minimo di 1 h, estraendoli dalla stufetta immediatamente prima dell'impiego.

Per la saldatura alla fiamma ossiacetilenica, adottata preferibilmente per saldare la ghisa GMB 35, ed in qualche caso per i getti di maggior spessore di ghisa GMB 40 e GMB 45, si impiegano bacchette di acciaio a basso tenore di carbonio, o basso legati con manganese, o fili di nichel e di ferro-nichel.

La tab. L elenca schematicamente i vari materiali d'apporto, mettendoli in relazione con i diversi sistemi di saldatura.

Tabella L - Materiale d'apporto per la saldatura della ghisa malleabile.

Procedimento di saldatura	Ghisa malleabile bianca	Ghisa malleabile nera
Saldatura all'arco elettrico	Elettrodi con medio rivestimento al rutile, tipo UNI E44L2R25R09 Elettrodo con forte rivestimento basico, tipo UNI E44LB2OR10 o E44LB.	Elettrodi rivestiti con anima di nichel, di metallo monel, di ferro nichel (questo ultimo è il meno adatto a causa della durezza che acquisisce la zona di transizione) di bronzo; elencati nella tab. LVIII del 2° Volume della Metallurgia delle ghise.
	Elettrodo con rivestimento contenente elementi ferritizzanti e carburigeni come indicato nella tab. LVIII del 2° Volume della Metallurgia delle ghise.	Elettrodo rivestito con anima di ghisa grigia siliciosa.
	Elettrodo con anima di ghisa grigia siliciosa opportunamente rivestita.	Con un opportuno trattamento termico dopo saldatura anche gli elettrodi ad anima di acciaio, come elencato per la ghisa malleabile bianca.
Saldatura con protezione di gas inerti cioè MIG e MAG	Bacchette e fili nudi (ramati) in acciai dolci non legati o basso-legati raccomandati dai fabbricanti. Fili di metalli non ferrosi come nichel, metallo monel, ferro-nichel, bronzo allo stagno o all'alluminio.	
Saldatura autogena alla fiamma	Bacchette e fili di acciaio dolce o basso-legato. Con adatto trattamento termico dopo saldatura anche bacchette di ghisa siliciosa per saldatura.	Bacchette di ghisa siliciosa per saldatura (preriscaldate a circa 673 K (400 °C).

La ghisa malleabile a cuore nero è caratterizzata da un punto di fusione relativamente più basso a motivo del suo tenore di silicio elevato, è pertanto più opportuno saldarla con bacchette di ghisa. In alternativa possono essere impiegati anche gli elettrodi con rivestimento basico, mentre per la ghisa malleabile a cuore bianco possono essere praticamente impiegati tutti i materiali d'apporto elencati nella tab. L. Ciò vale soprattutto per la ghisa malleabile saldabile tipo GMB 35 la quale sia completamente decarburata fino allo spessore di 8 mm ed anche per tutti gli altri tipi purchè si adotti un preriscaldo ad alta temperatura ed un successivo trattamento termico dopo la saldatura.

Nel caso di costruzioni miste fra ghisa malleabile ed acciaio è necessario impiegare gli elettrodi con anima di acciaio o nichel.

Tutti i tipi di ghisa malleabile bianca possono essere saldati anche con gli elettrodi di acciaio a condizione di osservare particolari precauzioni.

Preparazione della zona da congiungere

In linea generale si devono seguire le indicazioni già date per la saldatura della ghisa grigia.

Negli strati superficiali della ghisa malleabile bianca, sottoposta ad un lungo trattamento di ricottura a temperature elevate ed in una atmosfera ossidante, si ha sempre la formazione di ossidi i quali non possono essere eliminati completamente con una semplice sabbiatura o spazzolatura. Essi possono essere la causa della formazione di porosità e soffiatura dovute alla formazione di gas durante l'operazione di saldatura a seguito delle reazioni fra gli ossidi stessi ed il carbonio della ghisa base o dei materiali d'apporto.

Onde evitare ciò è consigliabile che i bordi da saldare e le zone immediatamente attigue siano completamente ravvivate mediante molatura, limatura o lavorazione meccanica fino a mettere a nudo una superficie completamente metallica.

I getti di ghisa malleabile GMB 35, generalmente destinati per costruzioni in grandi serie saldate con il procedimento elettrico ad arco, a protezione di gas, sia manuale che semiautomatica, sono realizzati (fig. 268) con una bordatura in rilievo che facilita la giunzione specie quando questa deve effettuarsi con un tubo di acciaio, come è il caso per esempio degli assi di veicoli.

Procedimenti di saldatura

Saldatura a gas

Di essa si è già detto diffusamente nel già citato volume.

A motivo della sua scarsa produttività la saldatura a gas non è adatta per l'esecuzione di lavori costruttivi in grandi serie.

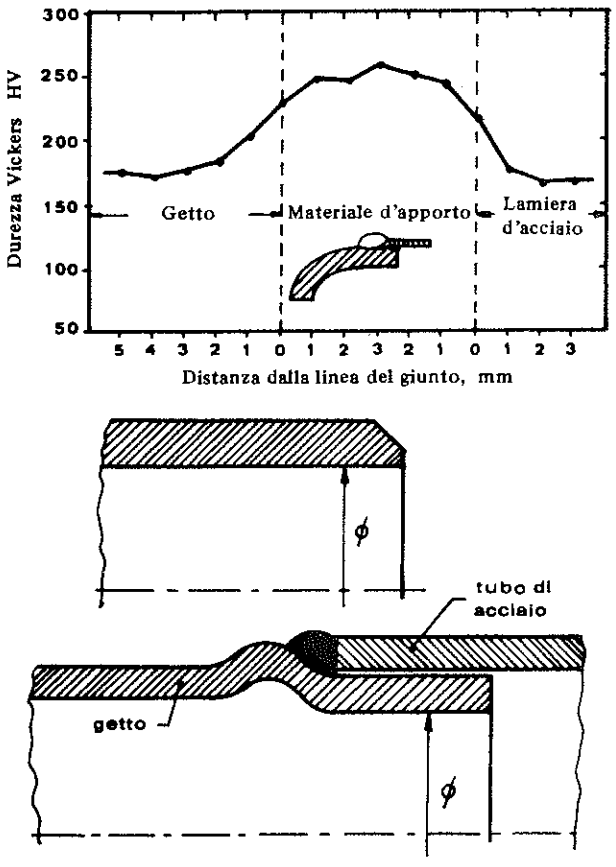


Fig. 268 - Saldatura con il procedimento elettrico ad arco, a protezione di gas.

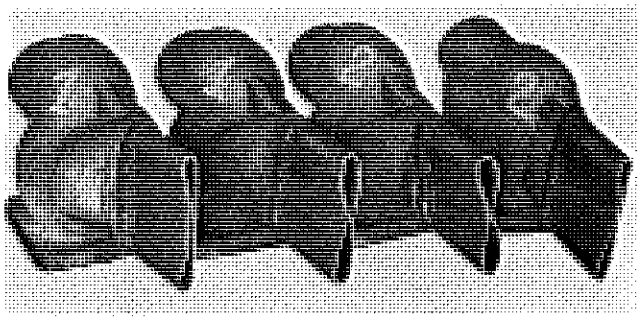


Fig. 269 - Carter di valvole di GMB 35 saldato manualmente con tubi di acciaio Fe 37 impiegando elettrodi basici tipo UNI E44LB20R10 e quindi deformato per dimostrare la validità della saldatura.

I getti da saldare devono essere preriscaldati ad una temperatura superiore a quella necessaria nel caso del procedimento elettrico ad arco, in quanto la zona termicamente influenzata, senza di ciò, risulterebbe di maggiori dimensioni.

La saldatura per lavori costruttivi è pertanto adottata solo occasionalmente su ghisa malleabile GMB 35, nel caso, ad esempio, della saldatura di flange su condotte tubolari di acciaio.

Saldatura elettrica manuale ad arco

Le eventuali riparazioni dei getti in fonderia sono effettuate mediante saldatura manuale ad arco con elettrodi, dato che questo procedimento permette di raggiungere tutte le più varie posizioni da riparare.

In ogni caso, sia che si tratti di effettuare saldature su getti di ghisa malleabile bianca o nera, si consiglia l'uso di elettrodi del minor diametro possibile e la minor intensità di corrente per trasmettere la minor quantità di calore alla zona di saldatura.

Sono sconsigliabili lavori di saldatura per costruzioni in grandi serie mediante saldatura manuale. La fig. 269 rappresenta un complesso realizzato con questo procedimento.

Saldatura elettrica ad arco automatica o semiautomatica con protezione di gas

Il procedimento è particolarmente adatto per lavorazioni costruttive di serie; esso è stato inizialmente impiegato nell'industria automobilistica e motoristica per la saldatura automatica di teste di alberi ed assi costituiti da parti di ghisa malleabile GMB 35 con tubi di acciaio dolce, come rappresentati nella fig. 270.

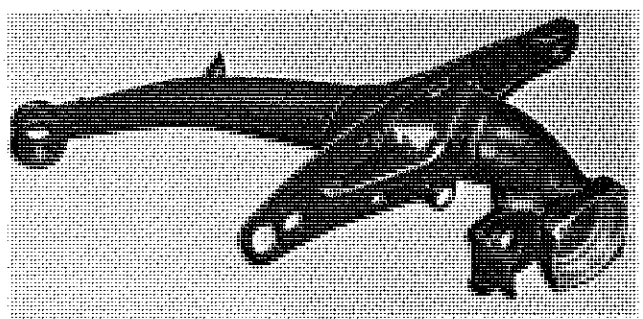


Fig. 270 - Getto di GMB 35 saldato con un sagomato in lamiera stampata. Saldatura elettrica ad arco con gas protettivo CO_2.

I gas protettivi possono essere costituiti da argon, CO_2, o miscele di questi, ed agli effetti della qualità della saldatura la loro scelta è indifferente. Dal punto di vista economico la scelta di CO_2 o di una miscela dei due gas è la più conveniente.

L'elevata velocità di saldatura dà luogo ad una zona termicamente influenzata di assai limitata estensione.

La saldatura elettrica con protezione di gas, detta anche saldatura MAG (Metallic Active Gas) se fatta con protezione di CO_2, o MIG (Metallic Inert Gas) se fatta con protezione di argon o altro gas inerte, si effettua impiegando quali materiali d'apporto dei fili sottili del diametro da 0,6, 0,8, 1 e 1,2 mm e richiede perciò corrente elettrica a bassa intensità, ciò che conferisce un assai limitato apporto di calore alla zona termicamente influenzata e conseguentemente minor formazione di strutture dure a cristallizzazione di cementite o di martensite.

I fili possono essere di acciaio dolce o debolmente legato con silicio e manganese, poco costosi, con i quali si ottengono elevati valori di resistenza, oppure fili di bronzo, di nichel o di leghe nichel-rame, o ferro-nichel che sono però assai più costosi.

Il procedimento è adatto per lavori semiautomatici in piccole serie, o del tutto automatici effettuati anche mediante robots.

Saldatura ad arco sommerso

E' essenzialmente un procedimento automatico nel quale l'arco - che si sviluppa fra l'estremità di un filo metallico, anche di diametro elevato (2,5, 3, 4 e 5 mm), ed il getto da saldare - è ricoperto da un fondente in grani che copre la zona di saldatura ed in parte partecipa alla fusione.

Con questo procedimento si ottengono buoni risultati di resistenza ed una ottima produttività.

Saldatura elettrica a resistenza di testa a scintillio ([7])

E' un procedimento di saldatura autogena per pressione e senza materiale d'apporto nel quale il calore necessario per portare localmente le superfici da saldare a prefusione è fornito dalla resistenza elettrica al passaggio di una corrente attraverso le superfici a leggero contatto della zona da congiungere, le quali, una volta raggiunta la temperatura, sono fortemente serrate e compresse fra di loro, effettuandone la giunzione.

Questo procedimento consente la più elevata meccanizzazione ed è particolarmente adatto per produzioni di grandissime serie, tale che ha sostituito vantaggiosamente il procedimento di saldatura ad arco a protezione di gas nell'industria automobilistica per la giunzione fra parti di ghisa malleabile GMB 35 e tubi o profili di acciaio.

Il procedimento ha anche il vantaggio di non richiedere che le superfici da saldare siano preventivamente pulite o spianate, come è necessario per il procedimento di saldatura ad arco, perchè il consumo di metallo che si ha durante la fase di scintillio tra le superfici da congiungere le pulisce perfettamente, e la successiva compressione espelle all'esterno tutte le impurezze come bave.

E' tuttavia opportuno che i metalli da congiungere non siano caratterizzati da punti di fusione troppo differenti e, per tal motivo, i giunti mediante questo procedimento di saldatura fra ghisa malleabile ed acciaio sono poco consigliabili.

Saldatura per attrito ([8])

E' un procedimento di saldatura di testa di elementi pieni o cavi a sezione circolare per il quale è impiegato il calore ottenuto dall'attrito reciproco dei getti da saldare posti a contatto l'uno dell'altro, con pressione aumentante e sottoposti a rapida rotazione, fino al punto in cui il materiale diventa pastoso e plastico.

I getti da saldare possono essere l'uno fisso e l'altro in rotazione, oppure entrambi in rotazione contrapposta. La velocità di rotazione durante l'operazione è costante. La saldatura è ottenuta mediante pressione dopo l'ottenimento dello stato plastico del materiale che ha raggiunto la temperatura adatta alla saldatura.

L'operazione è effettuata adottando macchine apposite; sostituisce vantaggiosamente la saldatura a resistenza per scintillio, essendo più economica, in quanto richiede minori consumi di corrente e tempi di esecuzione brevissimi.

Il riscaldamento del materiale ne interessa solamente una piccola parte mediante trasformazione diretta e rapida dell'energia meccanica in energia termica e ciò è molto vantaggioso, in quanto la zona termicamente influenzata resta assai limitata.

Il procedimento si presta a saldare acciai a basso e medio tenore di carbonio, acciai automatici, inossidabili, ghise di ogni tipo, ottone, bronzo, alluminio e loro leghe, titanio, sia con lo stesso tipo di materiale sia fra metalli differenti.

E' particolarmente adatto per la saldatura di getti a grande sezione e a grande sviluppo, per i quali necessiterebbero macchine per saldatura a resistenza di grande potenza con eccessivi assorbimenti istantanei di corrente.

Esso ha trovato applicazione nell'industria automobilistica e motoristica per produzioni di grandissime serie anche per saldare particolari di ghisa malleabile, sostituendo il procedimento di saldatura di testa per scintillio.

Saldatura della ghisa malleabile nera

Il calore di saldatura provoca la dissoluzione del carbonio grafitico nella matrice metallica. Tale dissoluzione è più o meno completa a seconda della distanza dalla superficie di saldatura e cioè a seconda della quantità di calore assorbita e della temperatura raggiunta.

Se si rappresentano nella fig. 271 le diverse zone soggette ad apporto di calore e se si prende in esame una ghisa GMN 37 a struttura completamente ferritica con floculi di grafite (fig. 272), si vede che dopo saldatura la struttura negli strati più lontani della zona termicamente influenzata si trasforma, in quanto i floculi di grafite sono quasi del tutto disciolti nella matrice metallica, la quale, localmente ed attorno ad essi, assume una struttura troostitica (fig. 273).

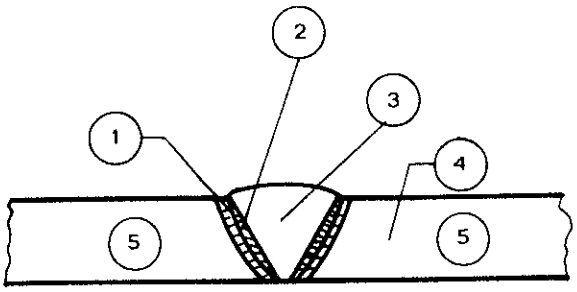
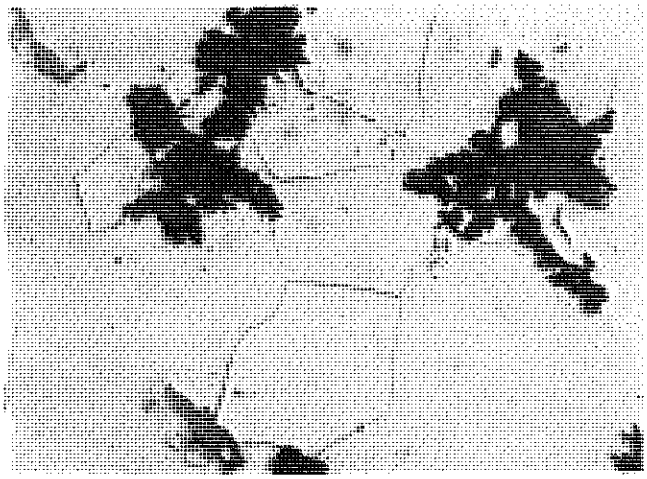


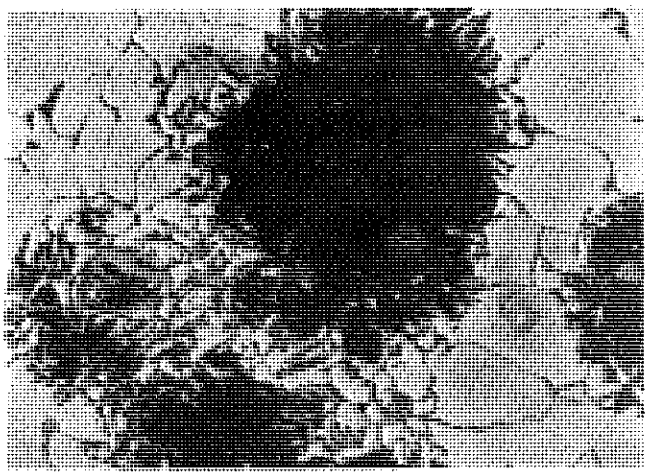
Fig. 271 - Zone tipiche della saldatura.

1 - Strato del metallo base termicamente influenzato.
2 - Lega del metallo d'apporto e del metallo base.
3 - Metallo d'apporto.
4 - Metallo base.
5 - Ghisa malleabile nera.



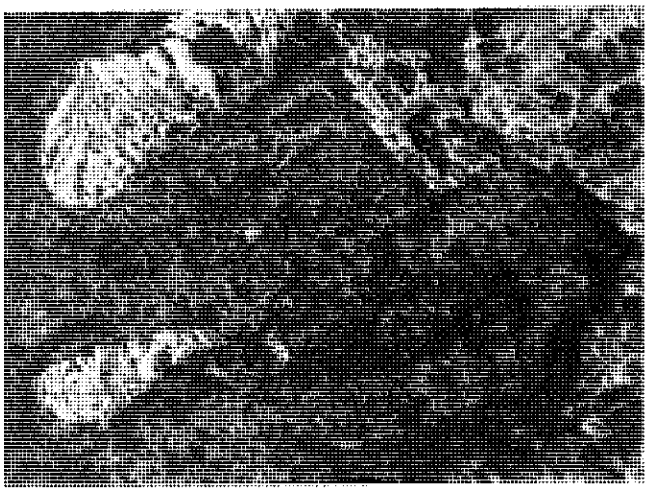
X 600

Fig. 272 - Ghisa malleabile nera 37.



X 600

Fig. 273 - GMN 37: zona termicamente influenzata.



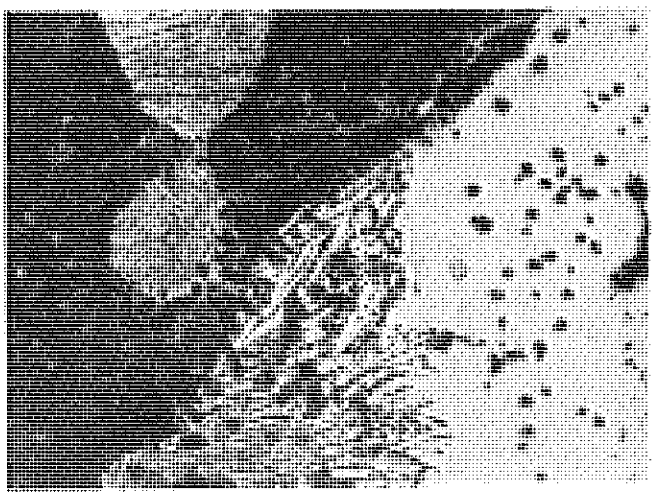
X 600

Fig. 274 - GMN 37: zona termicamente influenzata adiacente alla linea di saldatura.

Il fenomeno si accentua man mano che ci si avvicina alla zona di fusione e con la dissoluzione completa dei floculi nella matrice, già ferritica, questa si trasforma completamente in troostitica con noduli di ledeburite (fig. 274). Le formazioni di ledeburite, con presenza anche di martensite, si estendono ad aureola nella zona di contatto fra materiale d'apporto e materiale base in modo più o meno esteso (fig. 275) a seconda della durate e dell'intensità del riscaldo durante la saldatura e della velocità di successivo raffreddamento.

Nelle ghise malleabili nere la formazione di queste strutture dure è favorita dal tenore di carbonio combinato della matrice metallica che nella ghisa GMN 45 raggiunge circa lo 0,4% e nella GMN 70 lo 0,7%.

Come si è già accennato, per questo motivo le condizioni di saldatura devono essere scelte in modo tale da conferire il minor apporto di calore e perciò si preferiranno elettrodi o fili del minor diametro possibile che richiedono la minor intensità di corrente.



X 600

Fig. 275 - GMN 37: zona di contatto fra ghisa base e materiale d'apporto (nichel).

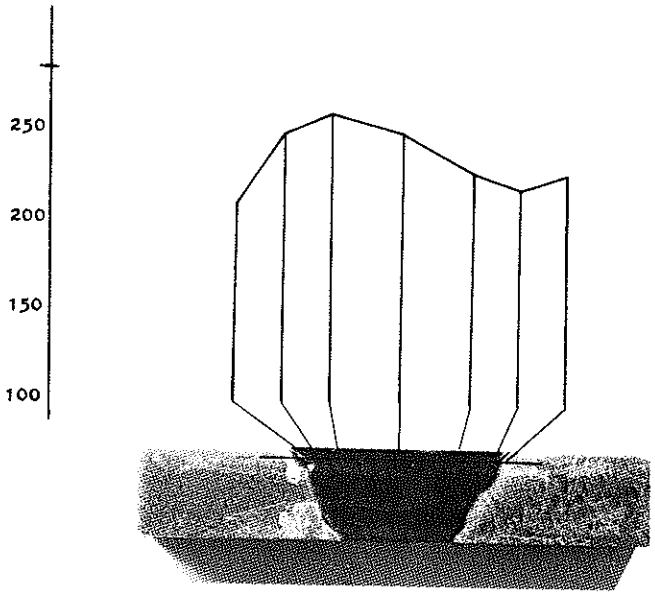


Fig. 276 - Ledeburite e martensite presenti nella zona termicamente influenzata e di transizione.

- Materiale base: GMN 37.
- Materiale d'apporto: nichel.
- Attacco: iodio.
- Carico di rottura: 320 N/mm² (33,1 kg/mm²) (rotta fuori saldatura).
- Resilienza: 1.080 N/cm (110 kg/cm).

La ledeburite e la martensite presenti nella zona termicamente influenzata e nella zona di transizione sono causa di una maggiore durezza, come rappresentato nella fig. 276, ciò che rende più difficile la lavorazione meccanica la quale può essere nuovamente migliorata, sottoponendo i getti saldati ad un trattamento di rinvenimento ad una temperatura di 873 ÷ 973 K (600 ÷ 700 °C).

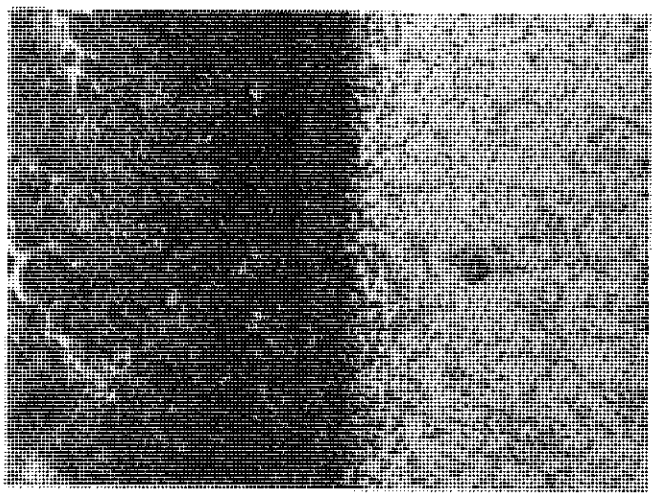
Nel caso che si siano formate notevoli quantità di ledeburite, sarà necessario ripetere un trattamento di malleabilizzazione, riscaldando gradualmente fino a 1.223 K (950 °C) ed ottenendo con ciò una struttura troostito-perlitica perfettamente lavorabile (fig. 277).

I cambiamenti di struttura nelle vicinanze della zona di saldatura influenzano le caratteristiche meccaniche e perciò nel caso di assiemaggi costruttivi è necessario studiare accuratamente la localizzazione dei giunti saldati, al fine di realizzare una giunzione sufficientemente sicura.

Saldatura della ghisa malleabile bianca

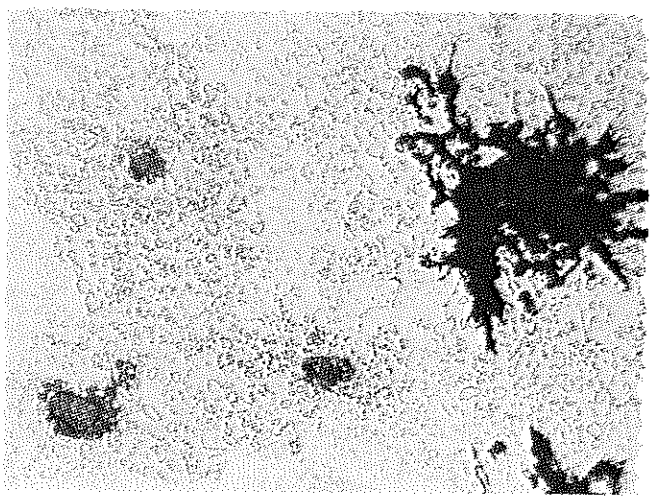
A differenza delle ghise malleabili nere, si è visto che quelle bianche hanno strutture molto differenziate come conseguenza del trattamento di malleabilizzazione fortemente decarburante ed in dipendenza degli spessori dei getti. Nella zona interna dei getti a forte spessore non vi è apprezzabile differenza fra le ghise malleabili nere o bianche a struttura perlitica, per cui si avranno fenomeni di variazioni strutturali nella zona termicamente influenzata e formazione di strutture dure (ledeburite e martensite) nelle zone di contatto con il materiale d'apporto, con alterazione delle caratteristiche meccaniche, analogamente a quanto già detto per la ghisa malleabile nera. Per ripristinare una buona lavorabilità sarà necessario un trattamento di ricottura a 1.173 ÷ 1.223 K (900 ÷ 950 °C).

Quando invece si tratta di saldare spessori sottili, la strut-



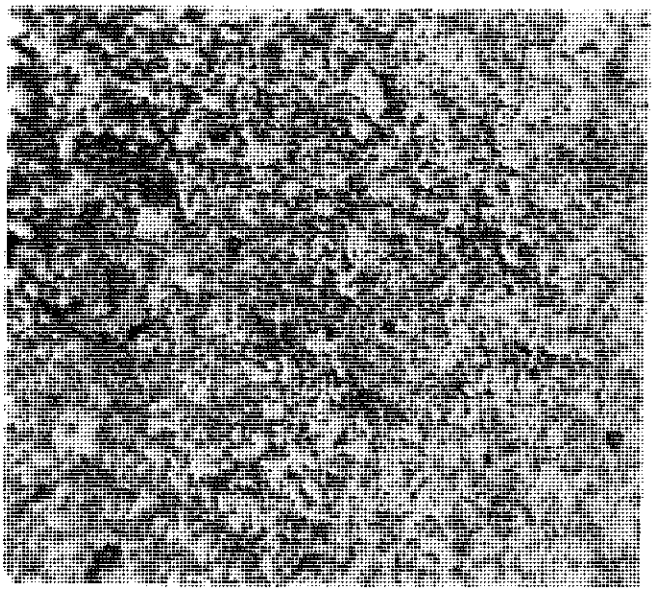
X 600

Fig. 277 - GMN 37: zona di contatto tra ghisa base e materiale d'apporto saldata e ricotta. Materiale d'apporto acciaio con rivestimento di ferroleghe carburigene e ferritizzanti.



X 600

Fig. 278 - GMB 35: ghisa base senza attacco.



X 600

Fig. 279 - GMB 35: zona termicamente influenzata.

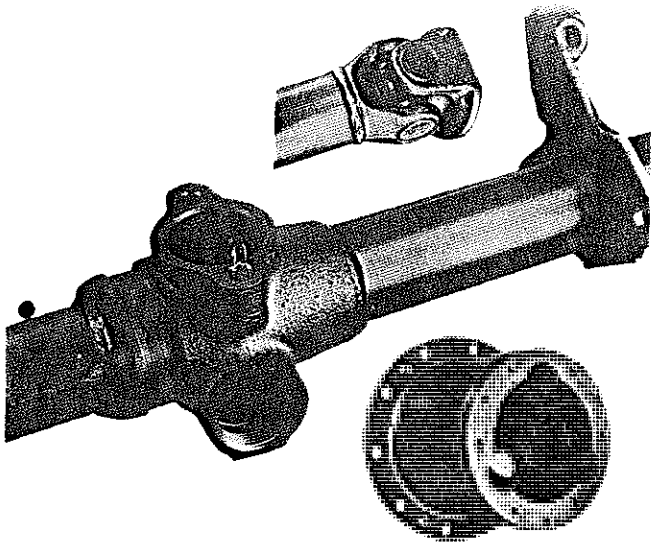


Fig. 281 - Complessi saldati con il procedimento M.A.G. fra parti di ghisa malleabile GMB o GMN e parti di acciaio.

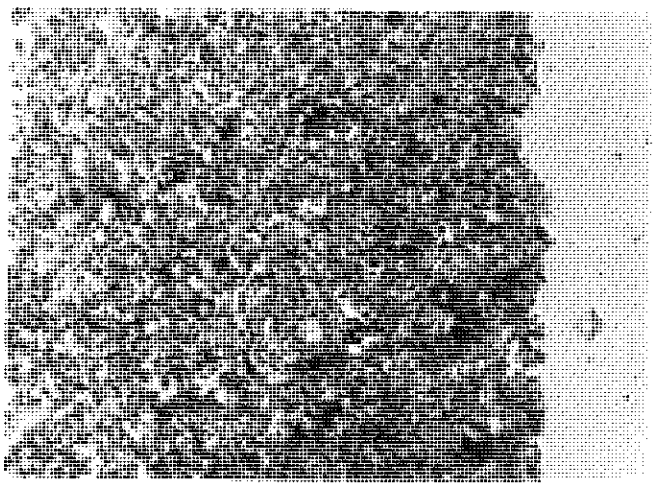
tura della matrice metallica sarà completamente ferritica con scarsissima presenza di piccoli floculi di grafite (fig. 278); la saldatura si potrà effettuare senza difficoltà e senza formazione di strutture ledeburitiche o martensitiche anche con spessori del getto fino a 10 ÷ 15 mm (figg. 279 e 280).

Migliori possibilità di saldatura si ottengono con il tipo di ghisa GMB 35, la quale è stata fortemente decarburata ed ha una composizione chimica che la rende meglio adatta ad essere saldata.

Con essa si possono costruire parti saldate con qualsiasi procedimento. In questo tipo di ghisa malleabile bianca il tenore di silicio è tenuto inferiore allo 0,55% , quello di manganese non supera lo 0,8% , lo zolfo è inferiore allo 0,15% ed il tenore di carbonio nello spessore che dovrà essere saldato è abbassato al di sotto dello 0,3% adottando una speciale ricottura intensamente decarburante. In tal modo anche con tipi di ghisa malleabile bianca ad alta resistenza si evita la formazione di strutture dure.

La fig. 281 rappresenta una testa per giunto cardanico di ghisa malleabile bianca saldata con il procedimento MAG, con protezione di CO_2, su un tubo di ferro, e la fig. 282 rappresenta un altro complesso saldato con lo stesso procedimento.

E' tuttavia da osservare che queste condizioni di saldabilità si hanno fino ad uno spessore massimo di 8 mm; con spessori superiori nella struttura interna sono sempre presenti floculi di grafite, il tenore di carbonio nella matrice metallica non può ridursi al di sotto dello 0,3%, la struttura non è più ferritica, ma perlitica.



X 600

Fig. 280 - GMB 35: zona di contatto tra ghisa base e materiale d'apporto (acciaio).

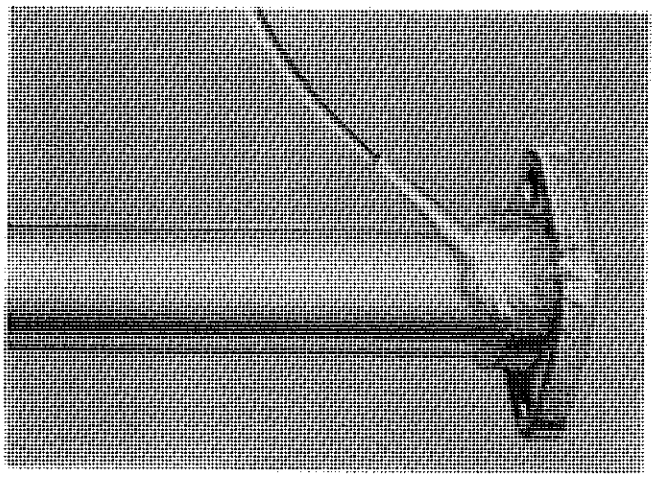


Fig. 282 - Brasatura di una flangia di ghisa malleabile su di un tubo di acciaio.

Trattamenti termici

Quando sia necessario, i trattamenti termici, ai quali i getti di ghisa malleabile saldati possono essere sottoposti, consistono in un preriscaldo o in un trattamento termico successivo del getto saldato.

I migliori valori della resistenza e dell'allungamento di quasi tutti i tipi di ghisa malleabile permettono maggiori velocità di riscaldamento a confronto della ghisa grigia a grafite lamellare. La pratica ha dimostrato che sono facilmente possibili anche riscaldamenti localizzati, ma nel caso di getti complicati è sempre meglio effettuare un preriscaldo totale del getto. La temperatura di preriscaldo può variare da 373 a 873 K (100 ÷ 600 °C).

Il trattamento termico sul getto saldato ha lo scopo di migliorarne la struttura, eliminando le formazioni di cementite che si sono formate nella zona termicamente influenzata e nella zona di contatto fra materiale base e materiale d'apporto. Contemporaneamente sono distese le tensioni e migliorata la lavorabilità all'utensile.

La ghisa malleabile bianca negli spessori minori può essere ricotta al di sotto di 993 K (720 °C) sempre che non si siano formate strutture dure nel giunto di saldatura.

Quando si effettua un preriscaldo al di sotto di 873 K (600 °C) sui getti di ghisa malleabile nera o bianca è raccomandabile far seguire, dopo saldatura, un trattamento termico alla stessa temperatura, seguito da raffreddamento lento in forno.

Nella tab. LI sono riassunte le istruzioni per la saldatura delle ghise malleabili unificate.

Brasatura delle ghise malleabili

E' già stato ampiamente descritto questo procedimento di giunzione e sono state date notizie sulla natura dei metalli e delle leghe d'apporto impiegate.

La brasatura è un procedimento di giunzione applicato da molto tempo prima che fossero adottati i diversi sistemi di saldatura; esso è effettuato impiegando come materiali d'apporto e di giunzione delle leghe che fondono a basse temperature, sempre inferiori non solo al punto di fusione delle ghise, ma anche al suo punto di austenitizzazione.

Tabella LI

Tipi di ghisa malleabile	Trattamento termico con riferimento allo spessore "S"	Procedimento di saldatura	Tipo di lavoro e di sollecitazione	Eliminazione delle tensioni dalla zona saldata
GMB 35	Senza trattamento per spessori "S" ≤ 8 mm.	Saldatura ad arco. Saldatura con protensioni di gas.	Qualsiasi tipo di riparazioni e saldature costruttive fortemente sollecitate.	Possibile.
	Preriscaldo a circa 673 K (400 °C) seguito da raffreddamento lento per "S" ≥ 8 mm.	Saldatura a gas (scarsamente appropriata).	Riparazioni e costruzioni poco sollecitate.	Difficile e talvolta impossibile.
	Preriscaldo e rinvenimento post-saldatura per togliere le tensioni ed eliminare la ledeburite o le strutture dure per "S" ≥ 8 mm (ad esempio ricuocere verso i 973 K (720 °C).	Saldatura a resistenza fra parti di ghisa dello stesso tipo o con acciaio dolce.	A seconda del trattamento post-saldatura per qualsiasi lavoro costruttivo per medie ed elevate sollecitazioni.	Possibile.
GMB 40 GMB 45	Senza alcun trattamento per qualsiasi spessore.	Saldatura ad arco. Saldatura a gas.	Solo saldature superficiali e riparazione di difetti su getti poco sollecitati.	Impossibile.
GMB 50 GMB 55 GMB 65 GMB 70	Preriscaldo e trattamento di ricottura post-saldatura per eliminare le tensioni e trasformare la ledeburite o le strutture dure; per qualsiasi spessore.	Saldatura a resistenza (preferibilmente solo per la GMB 35, la GMB 40 e la GMB 45).	A seconda del tipo e del trattamento termico post-saldatura anche per parti fortemente sollecitate.	Possibile a seconda del trattamento termico post-saldatura talvolta difficile.
GMN 35 GMN 37 GMN 45	Senza alcun trattamento termico per qualsiasi spessore.	Saldatura ad arco. Saldatura a gas.	Solo per riparazioni o lavori di costruzioni scarsamente sollecitati sul cordone di saldatura.	Impossibile.
GMN 50 GMN 55 GMN 65 GMN 70	Preriscaldo e trattamento termico post-saldatura per eliminare le tensioni e trasformare la ledeburite e le strutture dure; per qualsiasi spessore.	Saldatura a resistenza (particolarmente raccomandabile con GMN 35, GMN 37 e GMN 45).	A seconda del tipo di ghisa e del trattamento termico post-saldatura tutti i lavori costruttivi saldati sono fattibili anche per resistere ad elevate sollecitazioni.	Possibile a seconda del trattamento termico post-saldatura talvolta difficile.

L'apporto di calore nella zona del giunto è quindi assai limitato e per tale motivo si evita completamente la formazione di strutture dure da ledeburite e martensite, ed anche la dissoluzione dei floculi nella matrice metallica, evitando con ciò qualsiasi trasformazione strutturale.

L'adozione di leghe di rame-argento al 45/55 o 50/50 dà luogo a giunzioni di eccezionale resistenza.

Con questo procedimento è possibile effettuare giunzioni delle ghise malleabili con parti di acciaio, di bronzo e di rame.

La bassa temperatura del procedimento e l'accurata preparazione delle superfici da saldare che devono essere assolutamente pulite garantiscono una ottima e resistente giunzione senza alcuna alterazione della struttura metallurgica della fusione.

La saldatura di ghisa malleabile mediante brasatura all'estremità di un tubo di acciaio destinato ad una condotta di gasolio per motore Diesel, costituisce una soluzione molto più economica a confronto di una flangia di bronzo saldata su un tubo di rame ([9]).

Anche il procedimento di brasatura dolce o saldatura allo stagno che può essere impiegato per assiemare parti di ghisa malleabile costituisce un metodo che non richiede una elevata temperatura per la sua esecuzione e perciò non può in alcun modo influenzare la struttura della ghisa, ma dà luogo a giunzioni di modesta resistenza sia meccanica che termica.

Prova pratica di saldatura

Saldature eseguite su raccordi per tubazioni di GMB e di GMN

Le modalità di esecuzione sono state le seguenti: le saldature sono state eseguite riproducendo le normali condizioni di lavoro in un cantiere; i raccordi sono stati saldati a tubi di acciaio, rispettivamente con fiamma ossiacetilenica e con saldatrice elettrica.

I risultati sono stati: adoperando la saldatura elettrica non si sono notate differenze sostanziali fra i due tipi di ghisa malleabile (GMB e GMN); con la saldatura a cannello i raccordi in GMN hanno richiesto un tempo maggiore di esecuzione, la saldatura è risultata difficoltosa ed il materiale di apporto non aderiva bene al metallo base.

L'esame visivo ha confermato che:

- con la saldatura elettrica non si riscontravano differenze nell'aspetto;
- con la saldatura ossiacetilenica i raccordi in GMN presentavano un cordone abbastanza irregolare e il metallo base aveva netti segni di bruciatura e di ossidazione con formazione di piccole bolle e crateri.

L'esame radiografico dei getti saldati ha messo in evidenza la diversa qualità della saldatura ossiacetilenica della GMN e la presenza di molte soffiature.

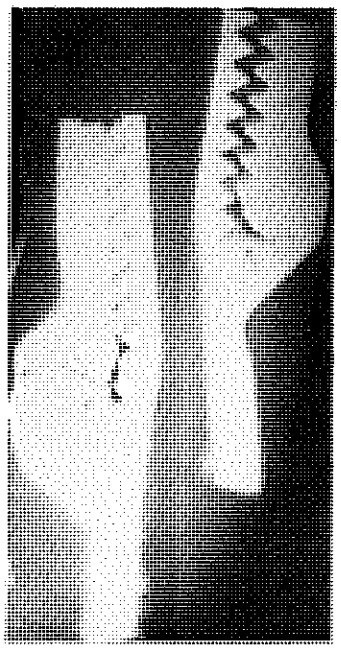


Fig. 283

La prova di schiacciamento dei raccordi saldati al tubo ha dimostrato che per i getti di GMN una deformabilità inferiore a quelli di GMB e ciò è stato confermato anche dall'esame micrografico. Infatti la GMB non ha subito modifiche strutturali di rilievo, tranne un aumento della quantità di perlite; di conseguenza il raccordo unito al tubo mediante saldatura ha resistito bene alle sollecitazioni meccaniche. Il raccordo di GMN, invece, ha subito una notevole modificazione della struttura di base, con formazione di perlite e carburi ledeburitici che hanno portato ad un infragilimento del materiale e quindi alla rottura.

Ciò è anche rilevato dall'andamento delle durezze misurate con microdurometro Vickers, con carico di 1 kg, su una sezione del raccordo+saldatura+tubo, dopo la prova di schiacciamento (fig. 283).

L'analisi chimica dei due raccordi su cui sono state fatte le prove di microdurezza sono le seguenti:

- GMB: C = 0,35; Si = 0,66; Mn = 0,39; S = 0,17.
- GMN: C = 2,47; Si = 2,02; Mn = 0,55; S = 0,19.

Nelle figure seguenti sono visibili le radiografie eseguite sulle varie saldature e precisamente:

- Saldatura elettrica:
  - fig. 284 per raccordo 240 da 3/4 x 1/4 di GMB e GMN;
  - fig. 285 per raccordo 120 da 1 x 1/2 di GMB e GMN.
- Saldatura a cannello:
  - fig. 286 per raccordo 270 da 2 x 1/2 di GMB;
  - fig. 287 per raccordo 270 da 2 x 1/2 di GMN;
  - fig. 288 per raccordo 130 da 2 x 1 x 1/2 x 1 di GMB;
  - fig. 289 per raccordo 130 da 2 x 1 x 1/2 x 1 di GMN.

L'esame delle radiografie è risultato il seguente:

- Saldatura elettrica:
  - raccordo 240 da 3/4 x 1/4: nessuna rottura nè distacco della saldatura per la GMB; rottura del raccordo lungo il bordo della saldatura per la GMN;
  - raccordo 120 da 1 x 1/2: nessuna rottura nè distacco della saldatura per la GMB; leggera tendenza alla rottura lungo il bordo della saldatura per la GMN.
- Saldatura a cannello:
  - raccordo 270 da 2 x 1/2: nessuna rottura nè distacco della saldatura per la GMB; rottura del raccordo lungo il bordo della saldatura che presenta soffiature per la GMN;
  - raccordo 130 da 2 x 1 x 1/2 x 1: leggera formazione di crepe al bordo della saldatura con piccola soffiatura per la GMB; rottura del raccordo lungo il bordo della saldatura che presenta soffiature per la GMN.

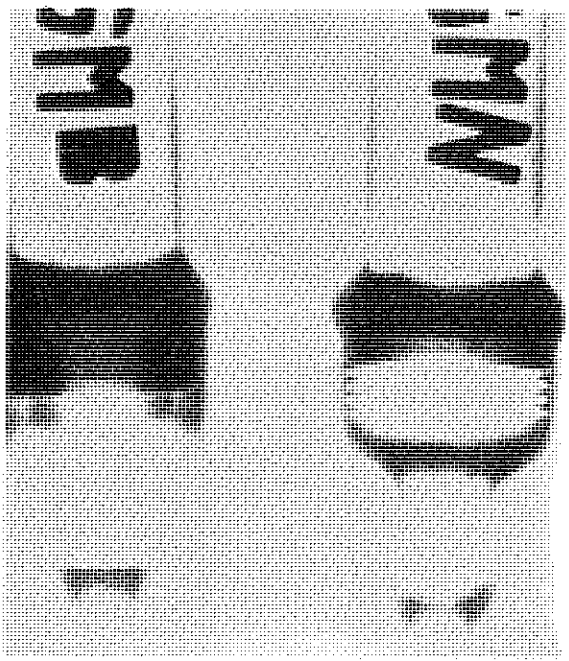


Fig. 284

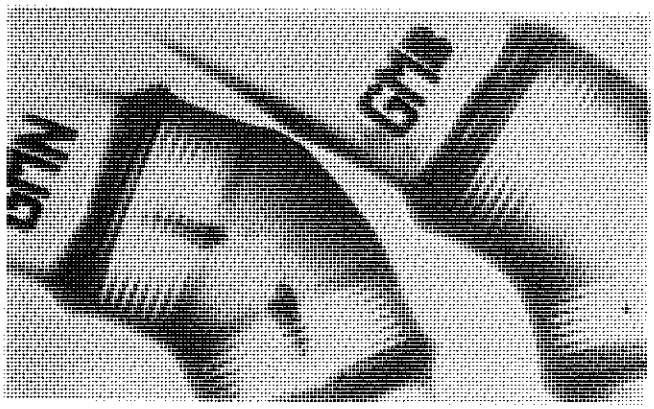


Fig. 285

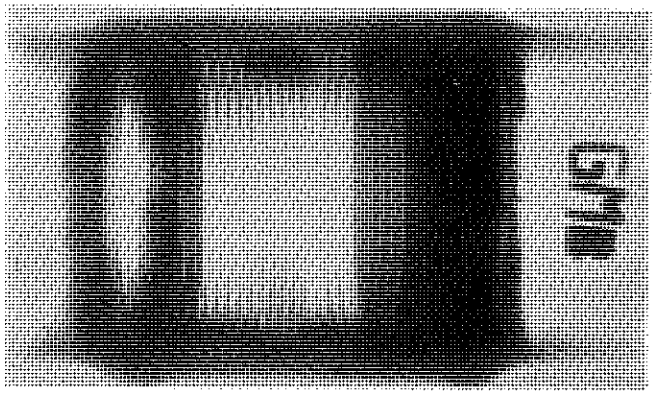


Fig. 286

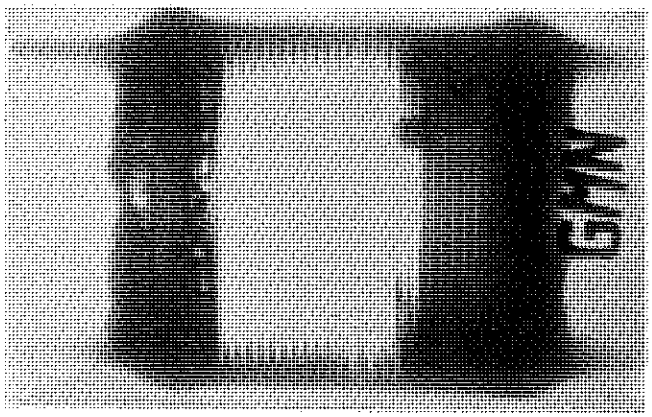


Fig. 287

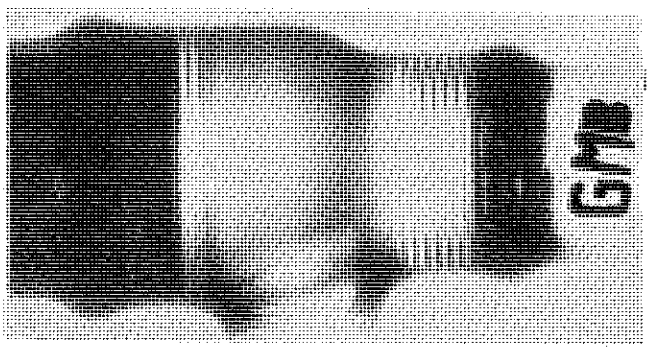


Fig. 288

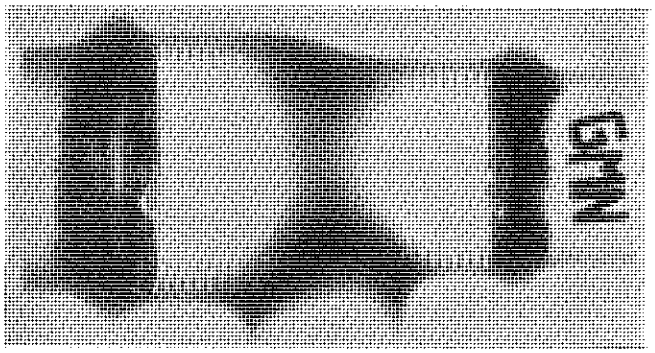


Fig. 289

Saldature eseguite su provini standard di ghise malleabili nere e bianche

Prove su ghise a cuore nero

Si sono presi in considerazione sia il tipo ferritico (GMN 37) che quello perlitico (GMN 45) ottenuti da provini aventi la stessa analisi (differenziando poi i relativi trattamenti termici).

L'analisi chimica risulta la seguente: C = 2,53; Mn = 0,41; Si = 1,38; S = 0,15; Cr = 0,05; Al = 0,001; B = 0,0017.

Il trattamento per il tipo ferritico è stato il seguente: primo stadio con temperatura di regime a 1.233 K (960 °C) per 26,15 h e temperatura di uscita primo stadio a 1.163 K (890 °C); secondo stadio con temperatura a 1.153 K (880 °C) per 4 h e discesa a 276,3 K/h (3,3 °C/h) sino a 893 K (620 °C).

Il trattamento per il tipo perlitico è stato il seguente: primo stadio con temperatura di regime a 1.233 K (960 °C) per 26,15 h, temperatura di uscita a 1.163 K (890 °C) e soffiaggio aria; secondo stadio con temperatura a 983 K (710 °C) per 10 h.

Impostazione della prova

Per ognuno dei due materiali in esame (GMN 37 e GMN 45) si sono preparati, dopo malleabilizzazione, gruppi di tre provini di trazione del diametro di 15 ciascuno e si è dato corso alla prova secondo il seguente ordine:

- Malleabilizzazione.
- Preparazione alla saldatura.
- Saldatura (con tre diversi tipi di elettrodi).
- Distensione (a due diverse temperature).
- Tornitura metallo di apporto in eccesso.
- Trazionatura.

La saldatura e la distensione sono state eseguite secondo la tab. LII.

Tabella LII

Saldatura	Distensione dopo saldatura	
	873 K (600 °C) per 6 h	923 K (650 °C) per 5 h
Elettrodo 446	No. 3 campioni	No. 3 campioni
Elettrodo INOX	No. 3 campioni	No. 3 campioni
Nessuna saldatura	No. 3 campioni	No. 3 campioni

La saldatura è stata eseguita al centro della parte cilindrica (fig. 290) dei campioni previa tornitura.

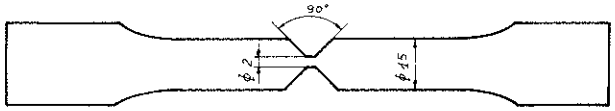


Fig. 290

Si riportano nelle tabb. LIII ÷ LVI i risultati ottenuti nelle prove di trazione.

Tabella LIII - GMN 37 - Distensione a 873 K (600 °C) per 6 ore.

No. Provino	Provino senza saldatura		Provini saldati con elettrodi			
			446		INOX	
	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %
1	336,5 (34,3)	13,3	239,4 (24,4)	1,8	339,4 (34,6)	8,2
2	342,4 (34,9)	12,6	273,7 (27,9)	3,1	354,1 (36,1)	7,8
3	339,4 (34,6)	14,0	--	--	--	--
Media $\bar{X}$	339,4 (34,6)	13,3	256,0 (26,1)	2,45	346,3 (35,3)	8,0
			Rotti nella zona di saldatura		Rotti nella zona di saldatura	

Tabella LIV - GMN 37 - Distensione a 923 K (650 °C) per 5 ore.

No. Provino	Provino senza saldatura		Provini saldati con elettrodi			
			446		INOX	
	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %
1	331,6 (33,8)	13,5	236,4 (24,1)	1,5	334,5 (34,1)	9,5
2	328,6 (33,5)	9,8	251,1 (25,6)	1,8	331,6 (33,8)	8,7
3	331,6 (33,8)	10,6	267,8 (27,3)	2,0	316,9 (32,3)	5,8
Media $\bar{X}$	330,6 (33,7)	11,3	252,1 (25,7)	1,8	327,7 (33,4)	8,0
			Rotti nella zona di saldatura.		Provini 1 e 2 rotti nella zona di saldatura, provino 3 rotto nel metallo base.	

Tabella LV - GMN 45 - Distensione a 873 K (600 °C) per 6 ore.

No. Provino	Provino senza saldatura		Provini saldati con elettrodi			
			446		INOX	
	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %
1	462,1 (47,1)	9,5	242,3 (24,7)	2,2	395,3 (40,3)	3,8
2	444,4 (45,3)	8,7	234,5 (23,9)	1,3	450,3 (45,9)	4,9
3	--	--	257,0 (26,2)	1,5	405,2 (41,3)	4,0
Media $\bar{X}$	453,2 (46,2)	9,1	244,3 (24,9)	2,5	416,9 (42,5)	4,3
			Rotti nella zona di saldatura		Rotti nella zona di saldatura	

Tabella LVI - GMN 45 - Distensione a 923 K (650 °C) per 5 ore.

No. Provino	Provino senza saldatura		Provini saldati con elettrodi			
			446		INOX	
	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %
1	427,7 (43,6)	8,4	219,7 (22,4)	1,3	441,5 (45,0)	8,4
2	433,6 (44,2)	9,1	154,0 (15,7)	1,5	402,2 (41,0)	3,8
3	445,4 (45,4)	7,1	210,9 (21,5)	1,5	387,5 (39,5)	4,2
Media $\bar{X}$	435,6 (44,4)	8,2	195,2 (19,9)	1,4	410,1 (41,8)	5,5
			Rotti nella zona di saldatura.		Rotti nel metallo base.	

Considerazioni sui risultati

Per la GMN 37 ferritica nessuna differenza significativa fra i due trattamenti di distensione in esame; differenziazione nelle resistenze e negli allungamenti fra i provini saldati e non saldati con elettrodo 446, solo negli allungamenti per i rimanenti tipi di elettrodi; con elettrodo 446 risultati nettamenti peggiori; con elettrodi INOX resistenze come provini non saldati, allungamenti inferiori di circa 25 ÷ 30%.

Per la GMN 45 perlitica differenziazione fra provini non saldati e saldati, gruppo peggiore 446, gruppo migliore INOX con caratteristiche solo di poco al di sotto dei provini non saldati; sempre fra i campioni saldati con questo elettrodo (INOX) un fatto molto interessante riguarda le due distensioni, i campioni trattati a 873 K (600 °C) si sono rotti sulla saldatura, quelli trattati a 923 K (650 °C) al di fuori. Di conseguenza sembrerebbe di intravedere una differenza significativa tra i due diversi trattamenti.

Durezze

Sui vari campioni si è dato corso all'esecuzione di alcune microdurezze a cuore (HV carico 1 kg). Nella tab. LVII sono riportati i risultati in forma riepilogativa.

Tabella LVII

Saldatura con elettrodo	Ferritica		Perlitica	
	Valore		Valore	
	medio	massimo	medio	massimo
446	308	839	261	290
INOX	224	290	288	439
Nessuna saldatura	170	190	180	200

Prove su ghise a cuore bianco

Si sono impiegati provini UNI del diametro di 12 aventi la seguente analisi: C = 2,88; Mn = 0,46; Si = 0,83; S = 0,23.

Dopo il trattamento termico, i getti presentavano le seguenti decarburazioni: zona ferritica 0,5 mm; zona perlitica ferritica 3 mm.

La prova ha seguito quindi la falsariga delle precedenti e cioè:

- Preparazione alla saldatura (fig. 291).
- Saldatura (usati tipi di elettrodi 446 - INOX).
- Distensione (923 K = 650 °C per 6 h).
- Tornitura metallo di apporto in eccesso.
- Trazionatura.

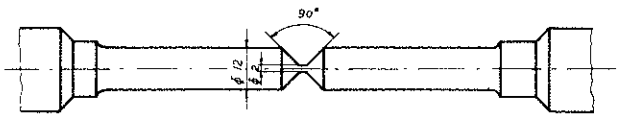


Fig. 291

Nella tab. LVIII sono riportati i dati ottenuti e, come si può vedere, con l'elettrodo INOX si sono ottenuti ottimi risultati.

Tabella LVIII

No. Provino	Provino senza saldatura		Provini saldati con elettrodi			
			446		INOX	
	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %	Carico di rottura a trazione N/mm² (kg/mm²)	Allungamento %
1	451,3 (46,0)	7,0	352,2 (35,9)	4,4	478,7 (48,8)	7,5
2	476,8 (48,6)	8,3	318,8 (32,5)	5,8	373,8 (38,1)	7,2
3	485,6 (49,5)	9,4	442,4 (45,1)	7,8	478,7 (48,8)	9,4
4	464,0 (47,3)	8,5	260,0 (26,5)	2,8	430,7 (43,9)	7,5
Media $\bar{X}$	466,0 (47,5)	8,4	343,4 (35,0)	5,4	440,5 (44,9)	7,9

BIBLIOGRAFIA

(1) G. CARNIEL – Nuovi orizzonti nella saldatura ad arco senza preriscaldo della ghisa malleabile nera e bianca. Tesi di laurea inedita – Facoltà di Ingegneria – Specializzazione Ingegneria Chimica – Istituto di Chimica Applicata ed Industriale – Relatore Prof. Aldo Regè – Università di Trieste – Anno accademico 1970–1971.

(2) H. GRUNDMANN – Schweissen von Temperguss – V.D.G. – Arbeitskreis "Werkstoffuntersuchungen" – 13.9.1976.
H. GRUNDMANN – Technische Mitteilungen der Zentrale Gussverwendung Düsseldorf S 4 – 4 Düsseldorf 1 – Sohnstrasse 70.

(3) Assofond – Metallurgia delle ghise – Volume 2° "Ghise grigie" – Capitolo VIII A. Regè: Saldatura, brasatura e taglio termico – 1978.

(4) H. GRUNDMANN – Schweissen von Gusseisen Werkstoffen und Stahlguss – Die Schweisstechnische Praxiss – Deutsche Verlag für Schweisstechnik G.m.b.H. – Düsseldorf – 1971.

(5) V.D.G. – Merkblatt 1170–1965 – Schweissen von Temperguss. Bucherei des Verein Deutscher Gussereifachleite – 4 Düsseldorf 1 – Sohnstrasse 70.

(6) H. CARY – Modern Casting – Novembre 1963 – Riassunta da La Fonderia – Giugno 1964 – La ghisa malleabile si può saldare?

(7) A. REGE' – Saldatura di testa a resistenza a scintillio di ghise di vario tipo fra di loro e con metalli dissimili, sia ferrosi che non ferrosi. Caratteristiche meccaniche dei giunti, strutture ed applicazioni – Memoria presentata al 44° Congresso Internazionale di Fonderia – Firenze – 11–14 settembre 1977 – La Fonderia Italiana n. 11 e 12, novembre e dicembre 1977.

(8) A. REGE' – Novità della tecnica di saldatura, i nuovi sistemi di saldatura quali ausiliari nelle costruzioni meccaniche. X° Congresso Nazionale A.M.I. – Associazione Meccanica Italiana – Rovereto – Riva del Garda – 30 settembre–7 ottobre 1962.

(9) Malleable Engineering Data File – Malleable Casting Council-Union Commerce Building – Cleveland – Ohio (U.S.A.).

Volume III: Ghisa malleabile e ghisa sferoidale
Capitolo VII

Gli aspetti metallurgici nel disegno dei getti

— PREMESSA
— PRINCIPI FONDAMENTALI DELLA PROGETTAZIONE
— MODELLI ED ATTREZZATURE
— TOLLERANZE DIMENSIONALI E SOVRAMMETALLI DI LAVORAZIONE MECCANICA

A cura di: Luciano Oltrasi
Carmelo Terranova

PREMESSA

Prima di dar corso alla produzione di un getto di ghisa malleabile è bene anzitutto che il Committente e la Fonderia prendano accordi allo scopo di sfruttare al massimo i vantaggi che possono derivare dalla sua applicazione in un determinato campo industriale.

I fattori, che il progettista e il fonditore devono tenere presenti, sono riducibili ai seguenti due gruppi: i problemi relativi al processo di fabbricazione del getto e quelli dipendenti dalle caratteristiche del materiale da scegliere. Evidentemente i problemi dei due gruppi sono interdipendenti fra loro.

Il fonditore può consigliare il progettista in:

- scegliere opportunamente quale tipo di ghisa malleabile sia più adatto alla geometria del getto ed alle sollecitazioni cui sarà sottoposto in esercizio;
- adattare la geometria del getto alle esigenze della formatura e della colata, in modo da garantire una migliore riuscita del getto;
- indicare le possibilità offerte dal processo di produzione e dalle successive lavorazioni, allo scopo di scegliere la linea di divisione del modello, le zone destinate in placca all'alimentazione e nell'eliminare le variazioni di spessore più critiche per la formazione di crepe;
- suggerire l'impiego di nervature o bave di rinforzo nei punti più sollecitati dal ritiro del materiale durante la solidificazione;
- suggerire un appropriato impiego delle anime;
- esaminare i sovrammetalli e le tolleranze dimensionali ottenibili sul getto grezzo e quindi raggiungere anche un compromesso economicamente conveniente per le successive lavorazioni meccaniche;
- suggerire eventuali accorgimenti per le lavorazioni del getto, con particolare riguardo alla scelta dei punti di riferimento per inizio della lavorazione meccanica.

E' evidente che una progettazione del getto così concordata porterà ad ottenere risparmi nella fabbricazione delle attrezzature di fusione, nell'impiego di liquido e nelle lavorazioni e garantirà inoltre l'ottenimento di un getto sano, funzionale ed in grado di sfruttare al massimo le caratteristiche meccaniche del materiale prescelto.

Le fotografie dei getti riportate nel capitolo delle applicazioni sono molto significative anche dal punto di vista della progettazione dei getti di ghisa malleabile. Infatti queste soluzioni sono il risultato di un cospicuo bagaglio di conoscenze e di esperienze maturate attraverso una stretta collaborazione fra progettisti e fonditori in diversi anni.

Dal punto di vista della resistenza, la ghisa malleabile offre al progettista un rapporto tra snervamento e resistenza a trazione superiore al 65%. Questa particolarità, combinata con l'elevata fluidità del metallo liquido, rende possibile l'utilizzo di sezioni sottili e quindi di poter produrre getti nei quali queste si alternino a sezioni di spessore maggiore (figg. 292 e 293).

E' utile effettuare una prova di impiego su prototipi, allo scopo di verificare le reazioni alle tensioni d'esercizio e poter così intervenire irrobustendo o, meglio, migliorando il disegno nei punti più sollecitati. In questo modo si porranno in evidenza anche i punti con resistenza superiore alla richiesta con possibilità di effettuare alleggerimenti.

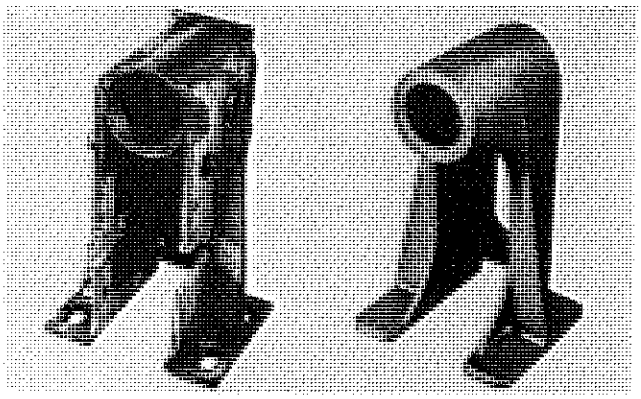


Fig. 292 - Esempio di realizzazione di un getto di ghisa malleabile (a destra peso 7,300 kg) in sostituzione di un getto ottenuto in acciaio saldato (a sinistra peso 10 kg).

PRINCIPI FONDAMENTALI DELLA PROGETTAZIONE

Impiego appropriato dei raccordi e degli angoli arrotondati

Nel progettare un getto di ghisa malleabile è importante sfruttare gli angoli di raccordo più adatti allo scopo di evitare la formazione di spigoli vivi.

Un getto durante il raffreddamento irradia calore da tutte le superfici. Nell'angolo formato da due di esse la concentrazione di calore è ancora maggiore e dà origine ad un *punto caldo* dove la temperatura si mantiene più a lungo superiore di quella delle superfici circostanti. Durante il raffreddamento si originano quindi delle tensioni nelle sezioni vicine ai punti caldi nei quali si ha perciò, oltre ad una concentrazione di calore, anche una concentrazione di tensioni. Quando queste tensioni superano la resistenza del materiale (ghisa bianca) subito dopo la solidificazione, si verificano le cricche a caldo o di ritiro. Si devono perciò sempre arrotondare gli spigoli in modo da eliminare le tensioni e conferire

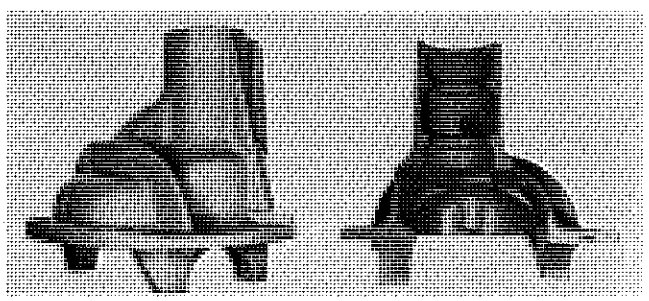


Fig. 293 - Supporto differenziale per vettura: la sezione pone in evidenza la versatilità della ghisa malleabile in differenti parti del getto.

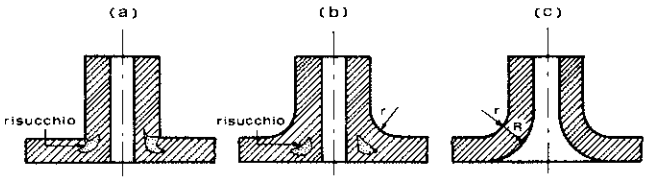


Fig. 294 - Soluzione per eliminare cricche e ritiri.

A - Disegno errato.
B - Disegno migliorato ma non ancora soddisfacente.
C - Disegno buono.

alla zona spessori sufficientemente uniformi tali cioè da ottenere uguali velocità di raffreddamento. Nel caso in cui la creazione del raccordo porti ad un aumento di spessore, sarà opportuno, se possibile, togliere materiale allo spigolo opposto (fig. 294).

La presenza di raccordi arrotondati conferisce nella zona interessata una resistenza maggiore, oltre che alle tensioni termiche, anche a quelle che si verificheranno in esercizio (a fatica, flessione, ecc.).

Il raccordo con raggio adeguato deve essere applicato anche in tutte le variazioni di sezione del getto.

Ottenimento di getti sani attraverso un'appropriata progettazione

In generale l'uso di nervature (spessore da 4 a 6 mm), opportunamente dislocate, si dimostrano utili per l'ottenimento di buoni getti di ghisa malleabile.

I getti di ghisa malleabile hanno spessori in genere compresi tra 2 e 50 mm ed oltre. Lo spessore massimo dipende in parte dalla conformazione del getto ed in parte dalle possibilità tecnologiche di produzione.

Poichè è praticamente impossibile, a meno di getti estremamente semplici, avere sezioni uniformi in tutto il getto, si deve cercare un compromesso in base alle due seguenti regole fondamentali:

- sforzarsi di mantenere le sezioni il più uniformi possibile;
- passare dalle sezioni sottili a quelle più grosse nel modo più graduale possibile, come già detto.

Il ritiro di solidificazione provoca inconvenienti nelle parti a sezione maggiore anche per un altro motivo. Quando il metallo solidifica dalla interfaccia liquido-terra verso l'interno, esso forma inizialmente come un guscio il cui spessore si ingrossa man mano che la ghisa passa dallo stato liquido al solido. Poichè il guscio formatosi inizialmente è rigido, esso richiama il liquido che solidifica verso l'esterno; l'ultimo liquido che deve solidificare al centro dello spessore non è sufficiente a riempire tutto lo spazio che ha a disposizione. Si formano così, nei punti caldi, delle porosità che si possono evitare alimentando il getto con adeguate materozze o alimentatori che hanno lo scopo di fornire il metallo occorrente per occupare i vuoti formantisi nella solidificazione dell'ultimo liquido. Per questo conviene alleggerire gli spessori più massicci mediante cavità o fori in modo da riportare gli spessori, per quanto possibile, più costanti in tutto il getto (fig. 295).

Si è visto che i fenomeni di ritiro di solidificazione sono

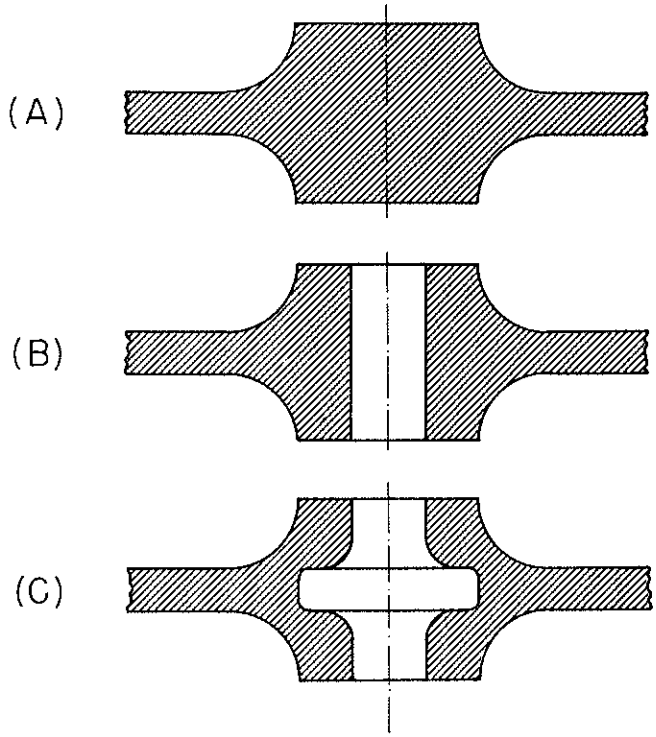


Fig. 295 - Soluzione per alleggerire parti massicce.

A - Disegno originale.
B - Disegno migliorato.
C - Disegno ottimo: si realizza una sostanziale uniformità di sezione nel getto.

più accentuati nella ghisa malleabile rispetto a quelli di altri tipi di ghise, dato il suo maggiore coefficiente di contrazione lineare e volumetrica. Ciò in quanto nella ghisa bianca di partenza (getti crudi) il carbonio è combinato sotto forma di cementite, mentre nelle altre ghise esso si separa come grafite libera già in fase di solidificazione.

Una cura particolare si deve perciò porre nel localizzare e dimensionare le materozze e i montanti dei getti di ghisa malleabile allo scopo di garantire una buona alimentazione in tutte le sezioni del getto.

Se, ad esempio, si deve alimentare una flangia relativamente sottile recante al centro un grosso mozzo, sarà opportuno fare un attacco che in uno o più punti accresca lo spessore della flangia, formando così un canale che alimenti il mozzo anche direttamente. Tale canale supplementare dovrà poi essere eliminato a meno che possa essere tollerato dal Committente (ad esempio si potrebbe farne anche un altro opposto per equilibrare il getto) (figg. 296 e 297).

Mantenere le superfici piane in tensione e le nervature in compressione

I getti di ghisa malleabile sono spesso soggetti durante il loro impiego a notevoli sollecitazioni statiche e dinamiche ed a carichi improvvisi (esempio urti). Quando si deve progettare un getto che andrà soggetto a questi sforzi, occorre ricordare la regola che dice: *piani in tensione, nervature in compressione* e che è messa in evidenza dalla fig. 298. Nella figura a sinistra le sollecitazioni e le reazioni sono sopportate tutte dalla sola nervatura, mentre nella figura a destra le reazioni sono ripartite nel piano che è molto più largo della nervatura e quindi risulta meno sollecitato.

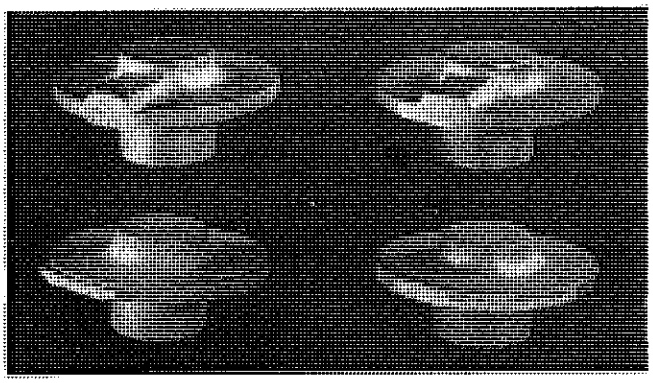


Fig. 296 - Flange con applicato un canale supplementare di alimentazione del mozzo centrale (figure in alto).

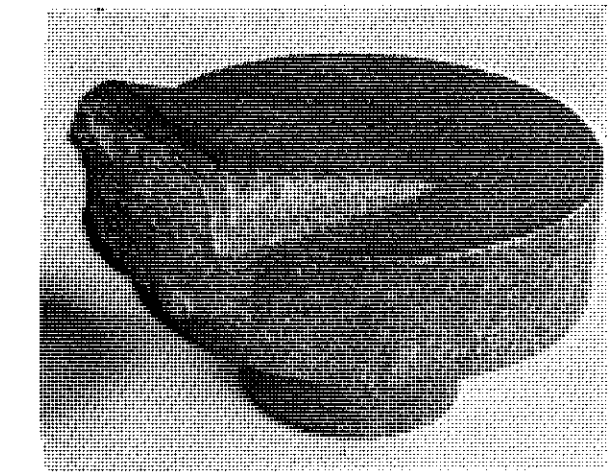


Fig. 297 - Attacco di colata ingrossato per migliorare l'alimentazione della parte centrale del getto.

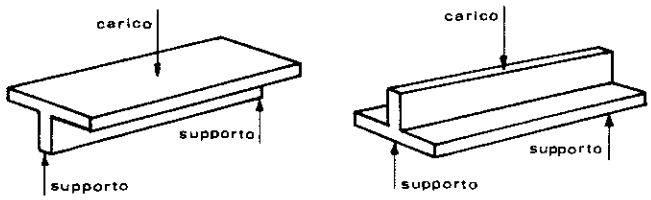


Fig. 298 - Schema di un getto: con nervatura in trazione (a sinistra) e con nervatura in compressione.

Un'applicazione di questo principio si ha nella fig. 299, mentre la fig. 300 mostra un ulteriore passo avanti che consiste nella eliminazione delle nervature, ottenendo un getto alleggerito e di linea più gradevole.

Spesso un getto può essere irrobustito impiegando nervature arrotondate che permettono variazioni di spessore meno brusche di quanto non consentano le nervature a T o ad X (figg. 301 e 302).

Le tre regole ora viste e che si riassumono in:

- fare un conveniente uso dei raggi di raccordo;
- equilibrare gli spessori;
- far sì che le superfici piane lavorino in tensione e le nervature in compressione;

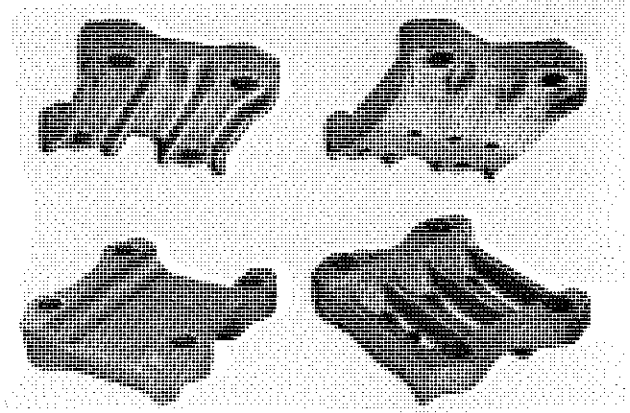


Fig. 299 - Coperchio: getto originario (a sinistra) e getto modificato.

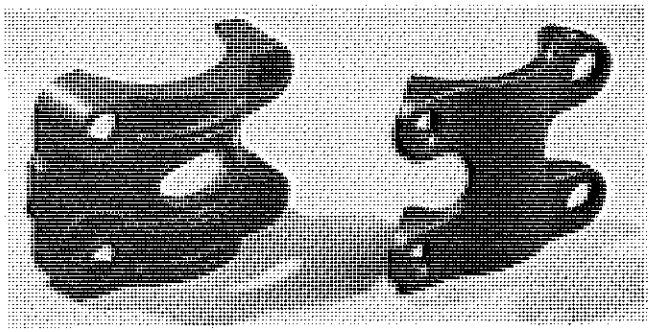


Fig. 300 - Giunto per ponteggi, a destra il getto modificato.

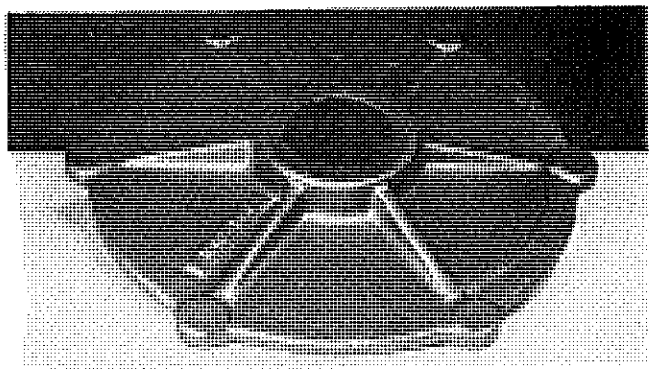


Fig. 301 - Coperchio con nervature a spigolo vivo.

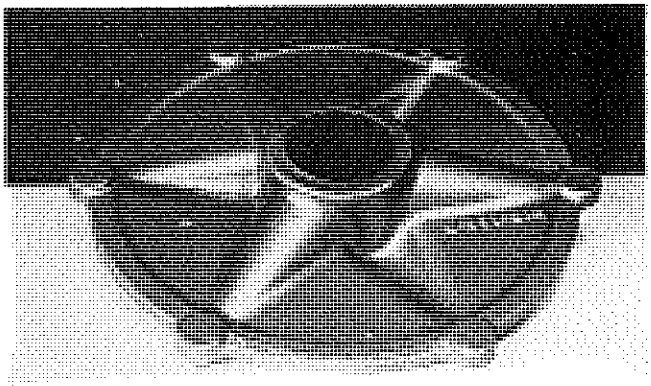


Fig. 302 - Coperchio con nervature arrotondate.

sono la base per un disegno corretto dei getti di ghisa malleabile e per rendere efficiente la collaborazione tra progettista e fonditore, indipendentemente dalle esigenze particolari che il getto richiede.

MODELLI ED ATTREZZATURE

I criteri, che si sono elencati in precedenza per il disegno dei getti, si ripercuotono evidentemente anche nella fase successiva del processo che riguarda l'impostazione e la costruzione dei modelli e delle attrezzature necessarie.

Si è già fatto presente che la produzione dei getti di ghisa malleabile è realizzata in gran parte con medie-grandi e grandissime serie. Di conseguenza un adeguato studio per la realizzazione dei modelli, placche-modello, casse d'anima, ecc. si tradurrà in indubbi vantaggi dal lato tecnico ed economico sia di produzione dei getti grezzi sia di successiva lavorazione meccanica.

Non va dimenticato, infatti, che la precisione dimensionale, l'aspetto ed il costo del getto dipendono per buona parte dal tipo, dalla disposizione e dalla qualità e grado di finitura dei modelli e placche-modello impiegate.

E' pertanto interesse del fonditore e del cliente collaborare nell'analisi non solo dei problemi legati alla progettazione del getto, ma anche a quelli che riguardano la sua fase di produzione in fonderia, in funzione del ciclo e dei metodi adoperati e delle relative modellature e attrezzature.

Particolare importanza assume la linea di divisione del modello, che è evidentemente collegata ai criteri di progettazione iniziale del getto.

Il piano di divisione più conveniente è quello orizzontale che passa di solito per la dimensione maggiore del modello. In alcuni casi però la superficie di divisione non è piana, ma ha un andamento curvilineo ed irregolare, e può essere resa complicata dalla presenza di nervature, flange od altro; in questo caso si può risolvere il problema inserendo delle anime o sfruttando accorgimenti particolari. Tutto ciò porta logicamente ad un incremento del costo di produzione del getto.

Se però il cliente intende fornire alla Fonderia le proprie attrezzature, è necessario che la consulti in precedenza per stabilire le sue esigenze come: ritiri, tolleranze dimensionali possibili, grado di finitura dei getti, sformi, divisione del modello, possibilità e sistemi di produzione delle anime, dimensioni delle placche-modello e delle staffe, ecc.

Sarà poi compito della Fonderia mettere a punto i sistemi di colata e di alimentazione dei getti, in base agli schemi e alle esperienze personali.

Chiariti così alcuni argomenti di carattere generale, si esaminano ora i seguenti punti.

Disporre di sformi sufficienti

Sia per i modelli che per le casse d'anima è necessario aggiungere lo sformo alle dimensioni base del getto risultanti dal disegno.

Onde evitare discussioni a posteriori, è bene che fonditore e cliente si accordino, prima di iniziare la costruzione dei modelli e delle attrezzature, sugli angoli di sformo da applicare alle quote, sempre che non siano state già riportate sul disegno del grezzo.

I valori di sformo adoperati sui modelli metallici applicati su placca variano in genere fra 0,5 e 2 gradi, in funzione del grado di finitura delle superfici dei modelli e della conformazione del getto.

Impiegare anime solo quando è necessario

Come è noto, le anime sono usate per ottenere nei getti aperture o cavità che non sono realizzabili direttamente con il modello.

Occorre però tenere presente che l'impiego delle anime costituisce un costo aggiuntivo e che il loro utilizzo deve essere perciò limitato ai casi indispensabili. Spesso è possibile con adeguate modifiche del disegno del getto ridurre il numero delle anime o addirittura eliminarle (figg. 303 e 304).

E' questo il caso dei getti che presentano borchie, naselli o fori per la lubrificazione. Questi ingrossamenti sono spesso disegnati con sottosquadri tali da richiedere l'impiego di anime che, oltre al loro costo di fabbricazione e di posa nelle staffe, provocano la formazione di bave o di altri difetti che vanno eliminati in finitura con ulteriori costi.

In questi casi l'eliminazione delle anime risulta estremamente semplice, raccordando l'ingrossamento in modo da evitare i sottosquadri (figg. 305 e 306).

Un caso interessante è, ad esempio, il getto di un mozzo ruota. Anche in questo caso si può, modificando il disegno, ridurre le anime ad una sola, la centrale, eliminando quella esterna e contemporaneamente irrobustire il getto conferendogli una linea più armonica e funzionale (figg. 307 e 308).

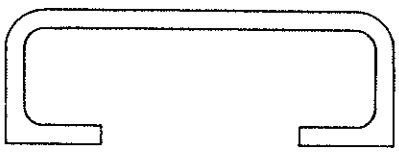


Fig. 303 - Getto che richiede l'anima.



Fig. 304 - Getto modificato senza anima.

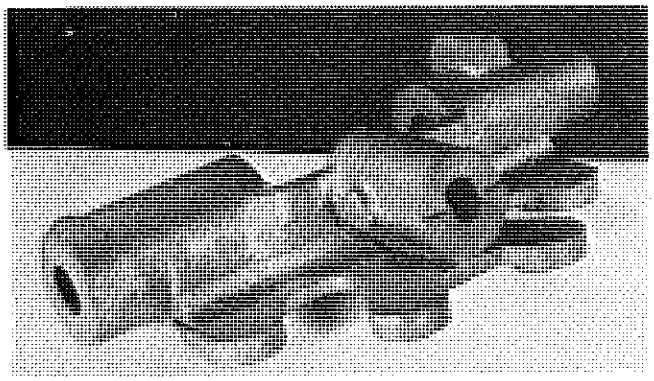


Fig. 305 - Getto originario: richiedeva due anime per realizzare il sottosquadro delle borchie.

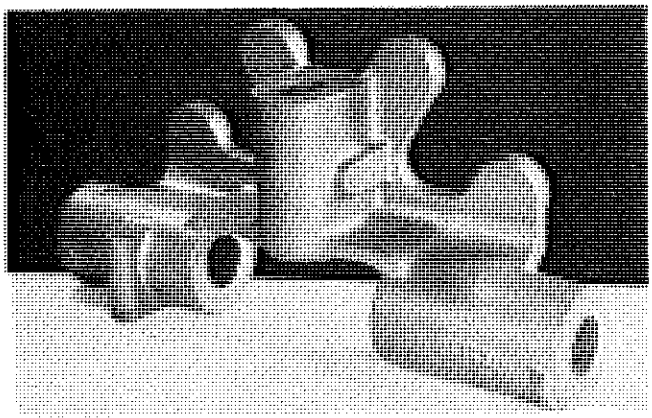


Fig. 306 - Getto modificato di fig. 305.

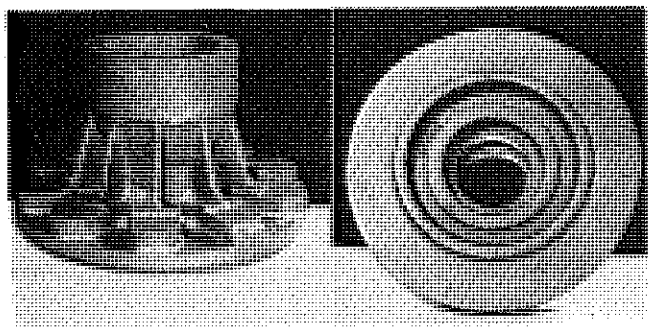


Fig. 307 - Mozzo ruota originario con nervature esterne ottenute in anima.

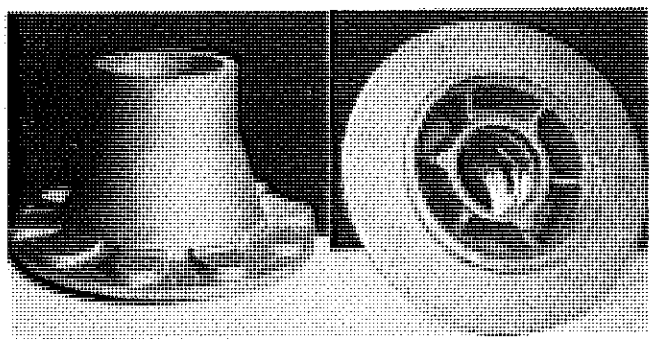


Fig. 308 - Lo stesso getto di fig. 307 modificato con le nervature all'interno.

E' bene mettere le anime:

- Quando un foro può essere ottenuto con sufficiente precisione, eliminando o comunque riducendo il tempo di lavorazione.
  Poichè la punta a forare tende a seguire il foro preesistente, occorre guidare l'utensile a forare o far precedere la foratura da un'alesatura.
- Quando il foro è in posizione impossibile da lavorare e quando sono sufficienti le tolleranze ottenibili con l'anima.
- Quando occorre uniformare le sezioni.
- Quando una sezione a grosso spessore è posizionata in modo da rendere difficile la sua alimentazione ed è circondata da sezioni a spessore sottile.

E' bene non mettere le anime:

- Quando il foro interferisce con altre operazioni di lavorazione meccanica.
- Quando il getto ha molti fori che devono essere in precisa relazione tra loro o che possono essere ricavati con maggior precisione e più economicamente dal pieno.

Quando il foro è troppo piccolo per essere ottenuto di fusione

Si fa presente che nei getti di ghisa malleabile è in qualche caso possibile ricavare fori mediante punzonatura, quando lo spessore di parete è minore del diametro del foro.

TOLLERANZE DIMENSIONALI E SOVRAMMETALLI DI LAVORAZIONE MECCANICA

A seconda del disegno del getto e del suo impiego, le tolleranze dimensionali possono essere critiche per una certa dimensione ed essere meno importanti per un'altra.

D'altra parte sia per la conformazione del getto che per la sua realizzazione con la forma, è in certi casi più facile ottenere tolleranze relativamente più strette su una dimensione che su un'altra. Ad esempio è più facile ottenere tolleranze ristrette sulle misure contenute completamente in ciascuna delle due mezze staffe che sulle misure interessanti la superficie di divisione del modello.

Anche per le zone del getto che interessano la sua alimentazione (attacchi di colata, montanti) è più difficile realizzare tolleranze ristrette.

La possibilità di garantire tolleranze più o meno ristrette dipende anche da altri fattori quali, ad esempio, le dimensioni del getto, il rapporto dei volumi liquido-anime, gli spessori delle sezioni, la temperatura di colata, le caratteristiche della terra e le modalità di formatura.

La Norma UNI 7451-75 indica le tolleranze relative alla lunghezza, altezza e spessori di parete dei getti di ghisa malleabile colata in sabbia o terra.

Le superfici del getto ricavate in una medesima mezza

staffa possono essere convenientemente adoperate per fissare i punti di presa o come riferimenti per le lavorazioni meccaniche del getto. Invece le parti ottenute con anime non danno sufficienti garanzie in proposito, in quanto possono sussistere scostamenti fra le superfici così ricavate e quelle della forma in terra.

In genere i getti di ghisa malleabile sono raddrizzati e in certi casi anche coniati mediante l'impiego di adatti stampi montati su presse. Di conseguenza le tolleranze dimensionali dei getti risultano assai contenute. Ciò è particolarmente importante nel caso della lavorazione di getti di grandi serie, data l'uniformità delle quote per tutti i lotti di lavorazione. Per esempio dadi dello spessore di 12 mm possono essere coniati ottenendo sullo spessore tolleranze inferiori a 0,2 mm e sulla planarità di 0,07 ÷ 0,12 mm. E' evidente che, aumentando lo spessore, si riduce la precisione realizzabile.

Per quanto riguarda i sovrammetalli, l'esperienza ha permesso di indicare alcuni valori a seconda del tipo di lavorazione.

Si riportano in proposito i seguenti dati pratici:

- Fresatura: sovrammetalli da 1,5 a 2,5 mm per getti piccoli.
- Tornitura: sovrammetalli da 3 a 5 mm per getti medi-grandi.
- Alesatura: sovrammetalli da 2 mm sul diametro per fori in anima sino a 25 mm.
- Alesatura: sovrammetalli da 3 a 5 mm sul diametro per fori in anima di diametro medio superiore.

I valori dei sovrammetalli sono in ogni caso particolarmente contenuti per i getti di ghisa malleabile raddrizzati opportunamente e coniati.

Le applicazioni

— SETTORE: AUTO-VETTURE, AUTOCARRI
— SETTORE: TRATTORI, VEICOLI INDUSTRIALI E DI MOVIMENTAZIONE
— SETTORE: FERROVIARIO
— SETTORE: INDUSTRIA ELETTRICA, LINEE DI DISTRIBUZIONE
— SETTORE: MECCANICA VARIA
— SETTORE: RACCORDI FILETTATI PER TUBAZIONI ACQUA E GAS
— ESEMPI DI SOLUZIONI SIGNIFICATIVE
— CONCLUSIONI

A cura di: Gian Baldo Cecchini
Marcello Montini
Luciano Oltrasi
Carlo Piovan
Ultimo Severi
Carmelo Terranova

Le applicazioni dei getti di ghisa malleabile (GMN e GMB) si sono affermate per i vantaggi offerti ai costruttori da questo materiale in particolare per la possibilità di realizzare getti colati in forme complesse, facilmente lavorabili, molto resistenti e duttili.

La molteplicità delle caratteristiche meccaniche, delle proprietà fisiche e tecnologiche, che sono state ampiamente illustrate in questa parte del volume, è tale che i vari tipi di ghisa malleabile considerati (ferritiche, perlitiche, bonificate, legate e speciali) possono essere classificati come una famiglia di ghise di alta qualità, particolarmente indicate anche per le applicazioni più impegnative.

Va segnalato in proposito il campo applicativo dei getti di ghisa malleabile in sostituzione degli acciai al carbonio e degli acciai per cementazione stampati e forgiati.

Da sottolineare, infine, il fatto che il processo produttivo delle ghise malleabili e i relativi controlli di qualità applicati assicurano, anche per una produzione di getti in grandi serie, un'ottima affidabilità di esecuzione sia dal lato metallurgico che da quello di sanità ed integrità dei getti.

Passando ad esaminare una elencazione delle applicazioni delle ghise malleabili, si trova che esse interessano i seguenti principali settori di impiego.

SETTORE: AUTO-VETTURE, AUTOCARRI

E' il più importante sia per quantità di getti impiegati sia per la molteplicità e la varietà di getti e di tipi di ghise malleabili adottate. Rappresenta anche il settore di impiego delle grandi e grandissime serie di getti, considerando la caratteristica dell'ottima lavorabilità della ghisa malleabile.

Fra i particolari di più larga applicazione si ricorda:

- Mozzi ruota: ghisa malleabile perlitica 45-50.
- Supporti e scatole differenziali: ghisa malleabile perlitica 45-50-60.
- Portasatelliti: ghisa malleabile perlitica 50.
- Volani: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Supporti ruotismi: ghisa malleabile perlitica 50.
- Leve e forcelle per cambio: ghisa malleabile perlitica 45-50.
- Supporti fusi a snodo: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Traverse per barre di torsione: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Pedali: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Leve varie: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Giunti: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Mozzi alettati: ghisa malleabile perlitica 45.
- Dischi frizione: ghisa malleabile perlitica 45-50.
- Tamburi freno: ghisa malleabile perlitica 45.
- Bielle motore: ghisa malleabile perlitica 45.
- Bracci di sospensione: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Manicotti: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Pulegge: ghisa malleabile perlitica 45.
- Supporti motore: ghisa malleabile ferritica-perlitica.

Nelle figg. 309 ÷ 329 sono riportati alcuni getti impiegati in questo settore.

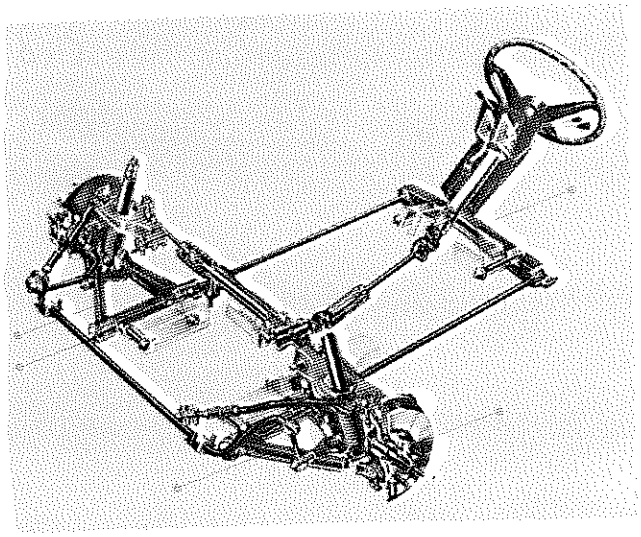


Fig. 309

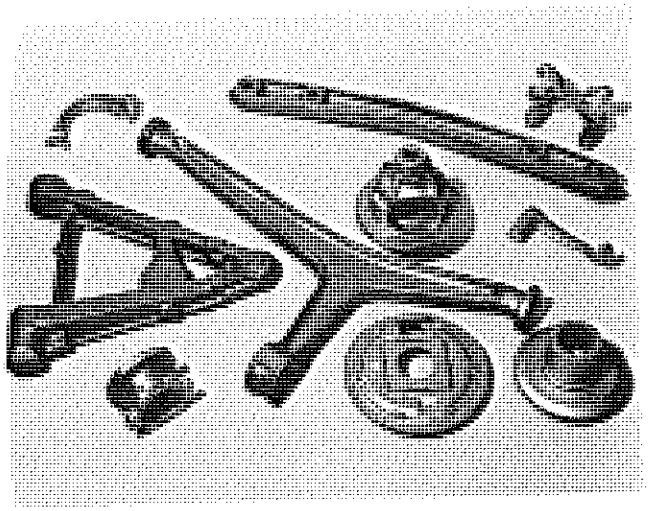


Fig. 310

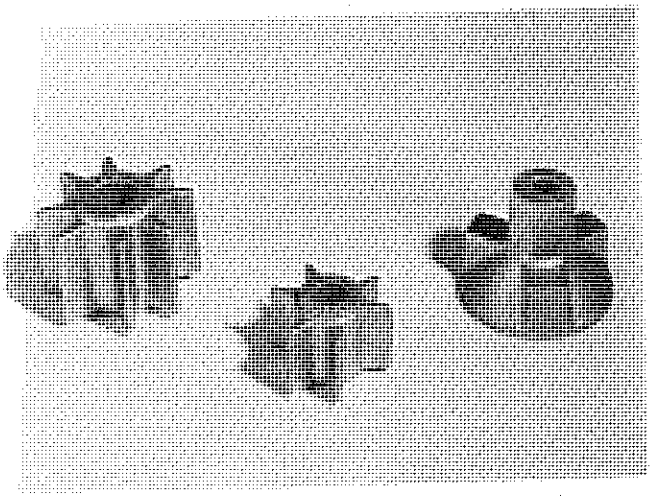


Fig. 311

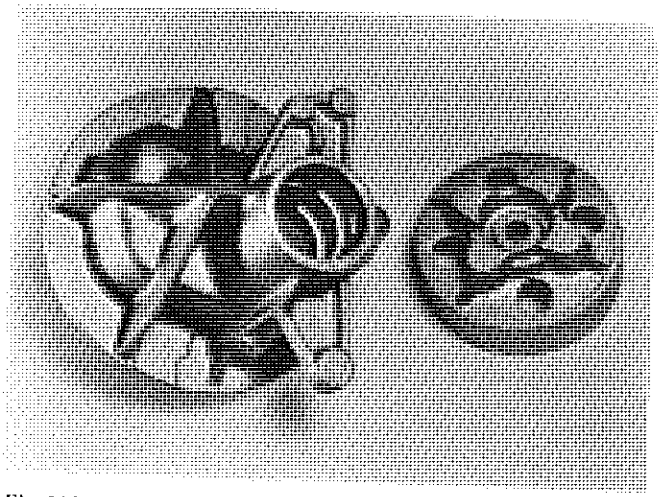


Fig. 312

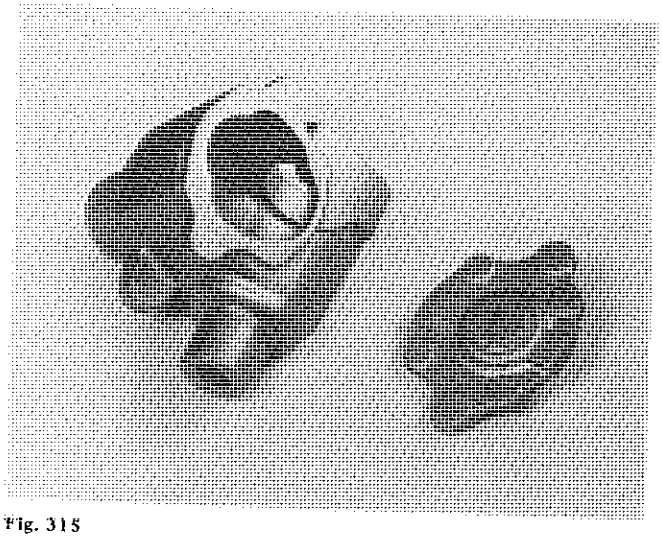


Fig. 315

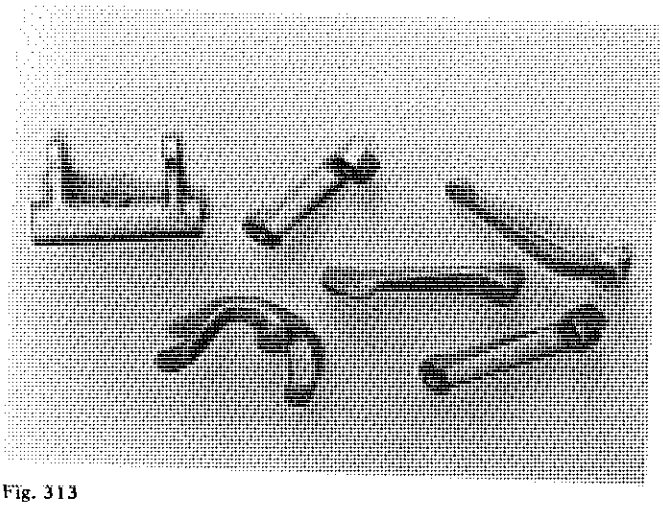


Fig. 313

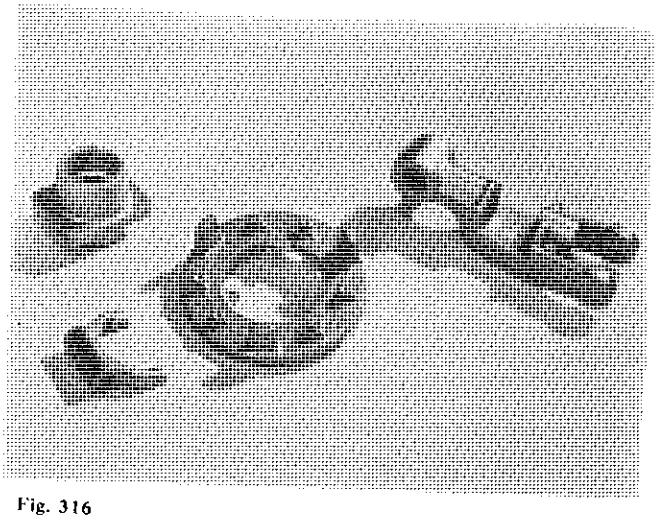


Fig. 316

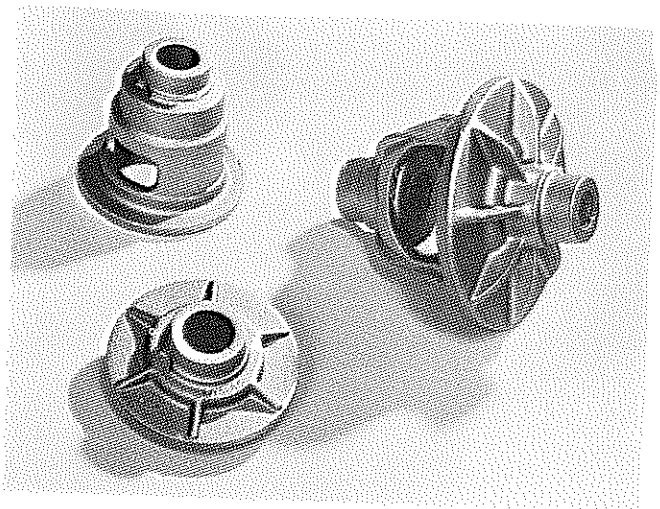


Fig. 314

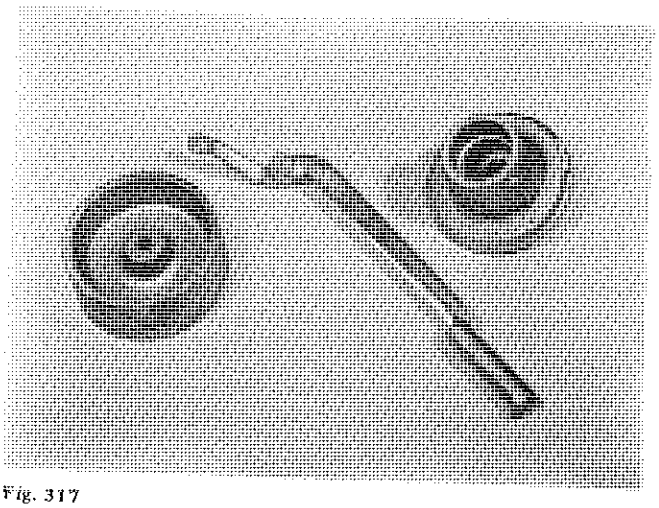


Fig. 317

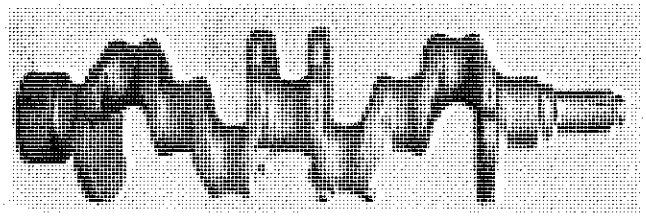


Fig. 318

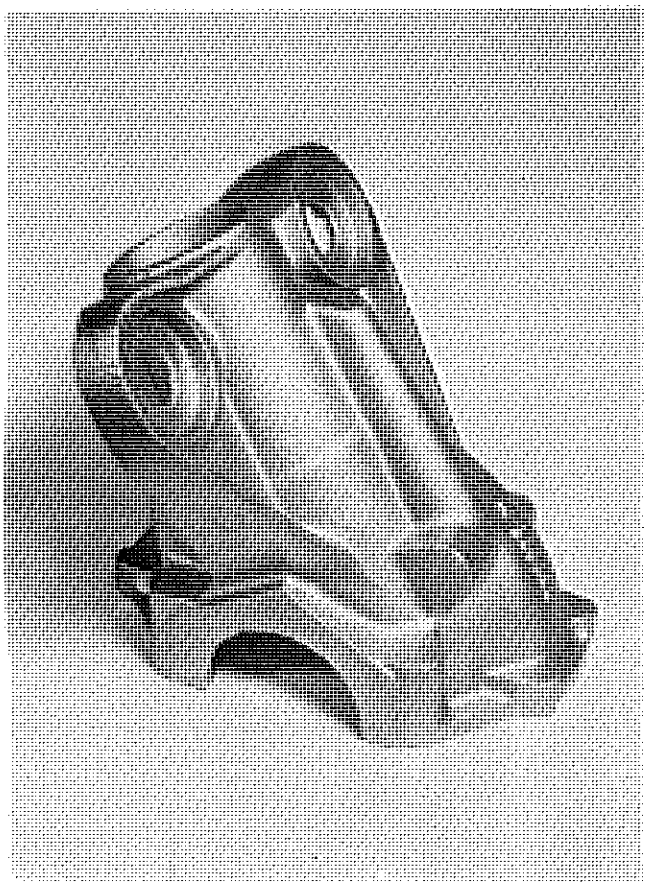


Fig. 319

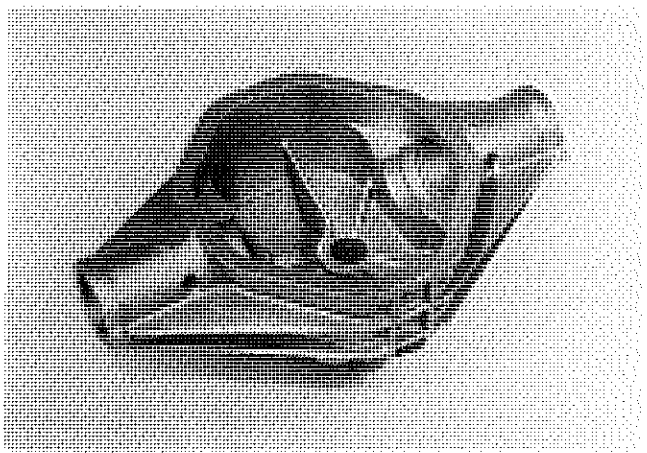


Fig. 320

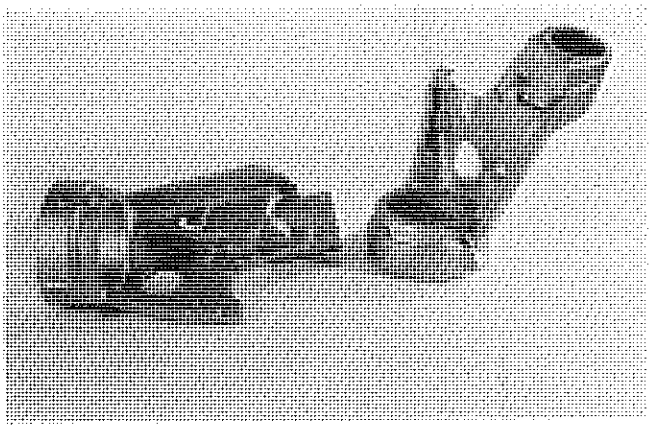


Fig. 321

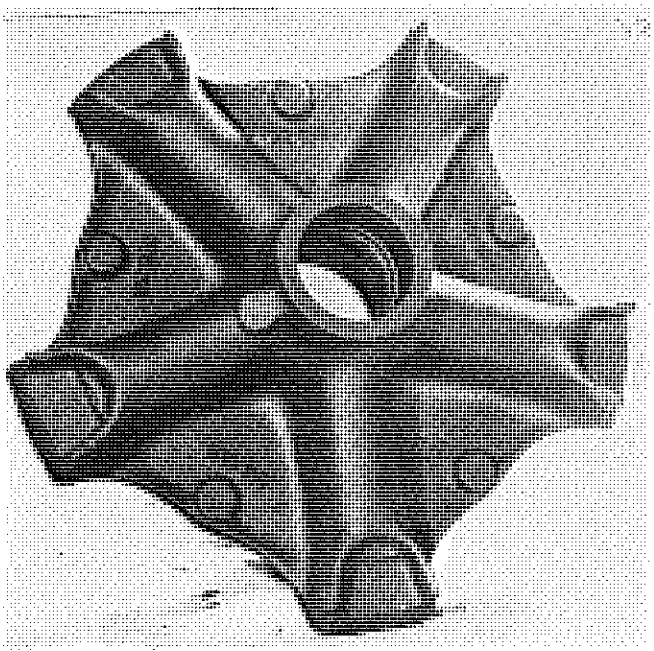


Fig. 322



Fig. 323

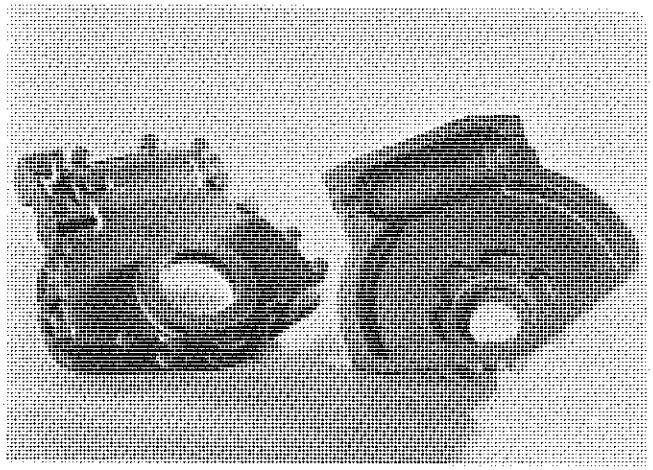


Fig. 324

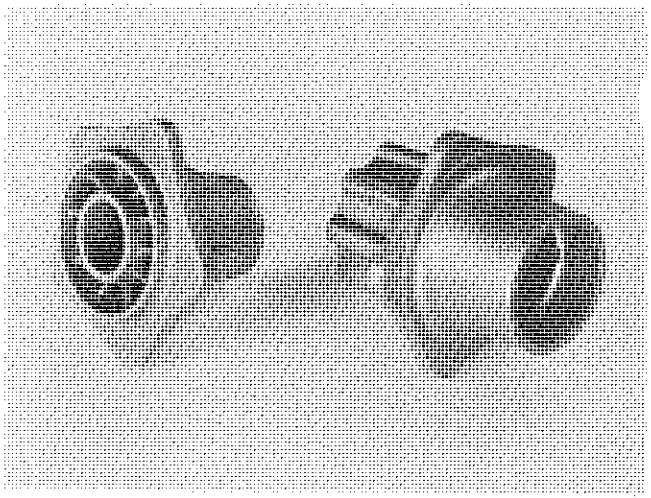


Fig. 325

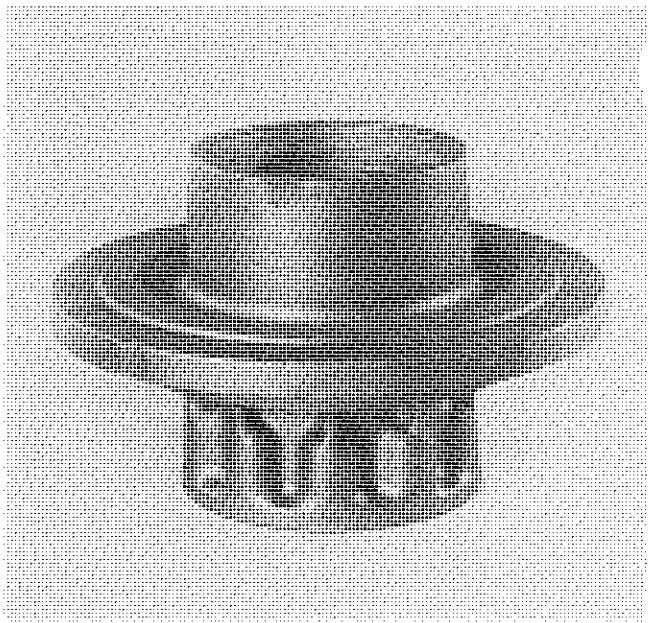


Fig. 326

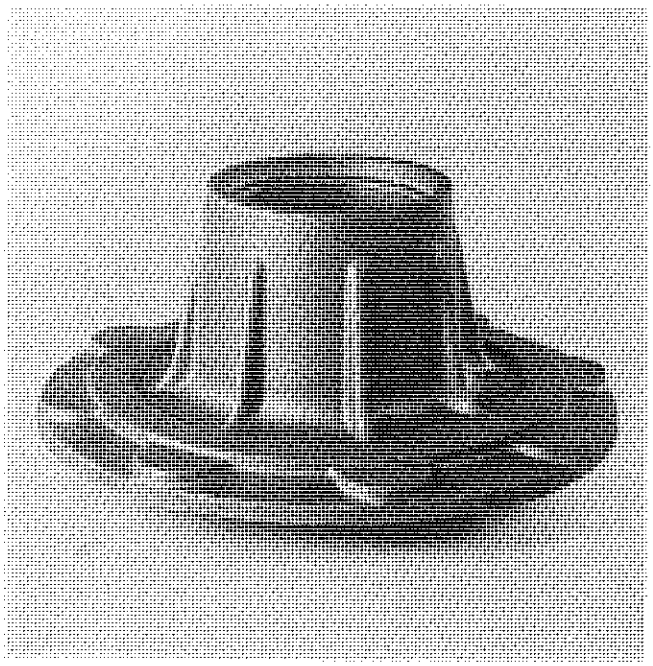


Fig. 327

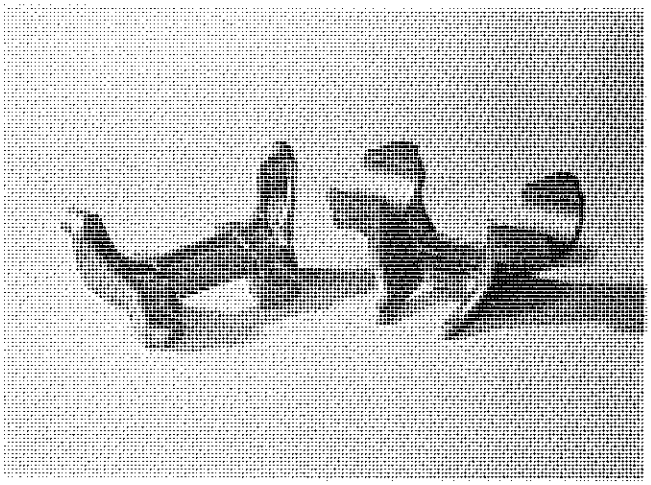


Fig. 328

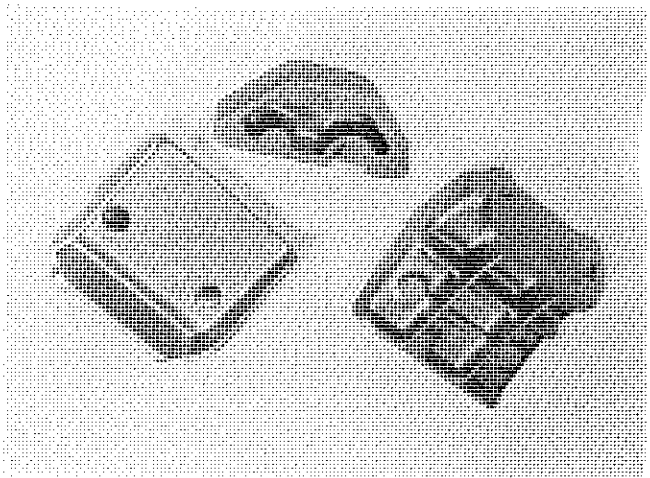


Fig. 329

SETTORE: TRATTORI, VEICOLI INDUSTRIALI E DI MOVIMENTAZIONE

Anche in questo settore le applicazioni sono estese e comprendono tutta la gamma delle ghise malleabili. Si tratta di getti in genere di maggiori dimensioni rispetto al settore precedente e che presentano solitamente spessori ragguardevoli.

Fra i particolari di più larga applicazione si ricordano:

- Ponti differenziali (anteriori e posteriori): ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Scatole riduttori: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Scatole guida: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Coperchi: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Mozzi ruota: ghisa malleabile perlitica 50-60.
- Scatole differenziali: ghisa malleabile perlitica 50-60.
- Pedali: ghisa malleabile ferritica.
- Leve: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Carter: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Leve e forcelle per cambio: ghisa malleabile perlitica.
- Giunti cardanici: ghisa malleabile perlitica.

Nelle figg. 330 ÷ 338 sono riportati alcuni getti impiegati in questo settore.

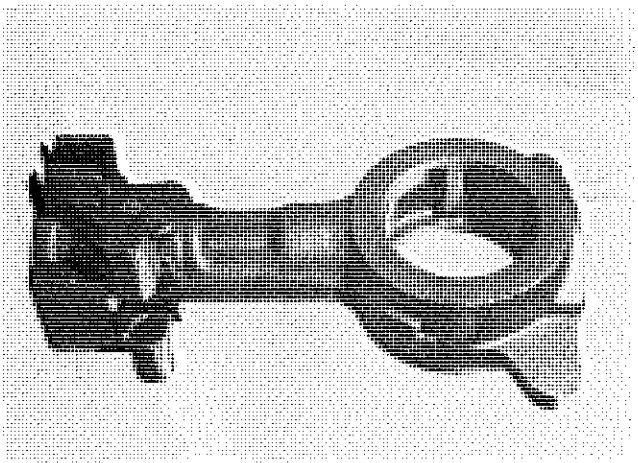


Fig. 330

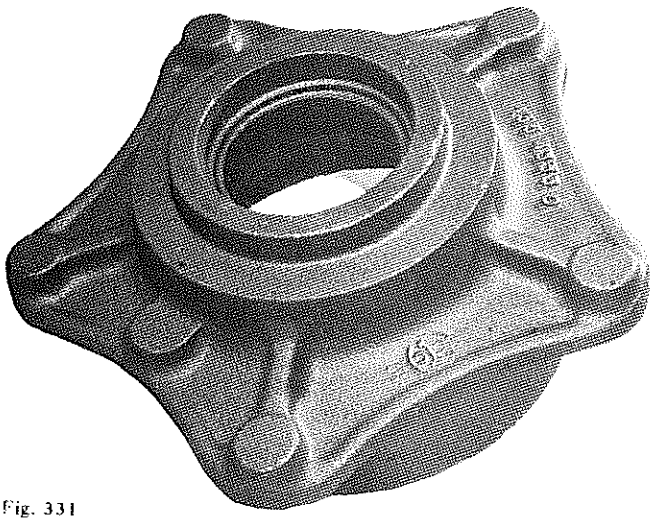


Fig. 331

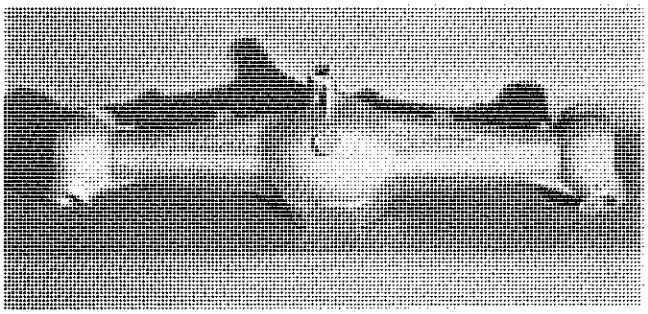


Fig. 332

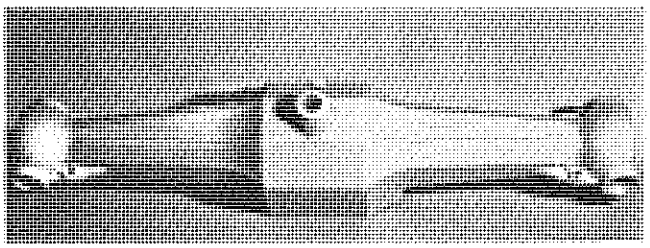


Fig. 333

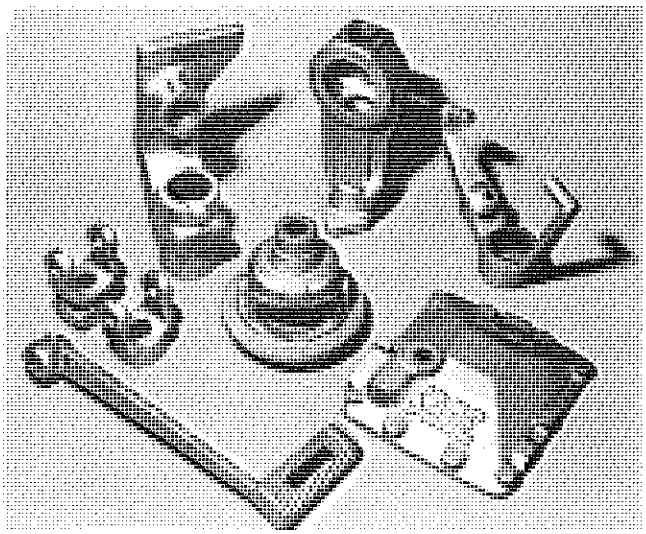


Fig. 334

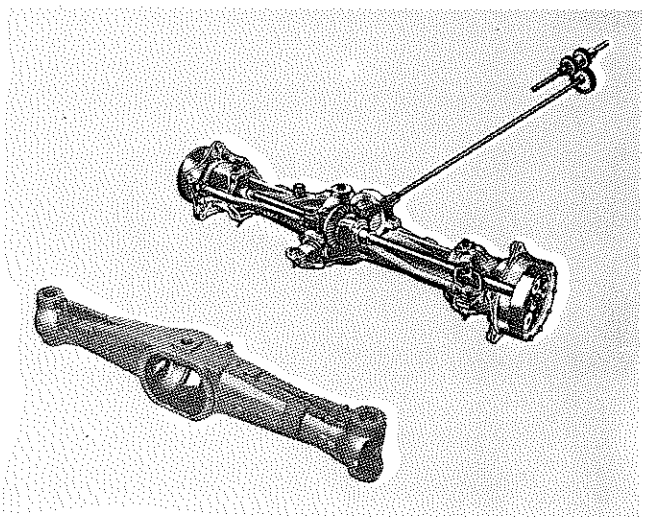


Fig. 335

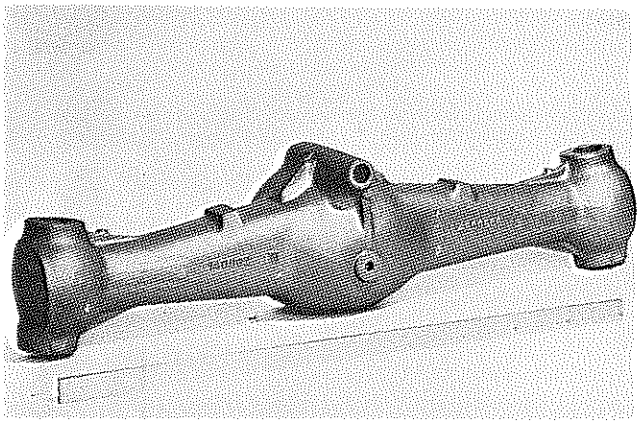


Fig. 336

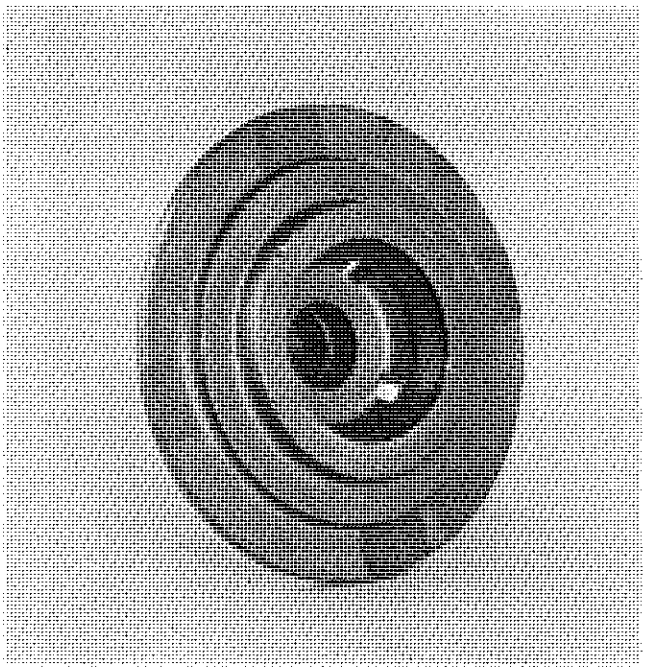


Fig. 337



Fig. 338

SETTORE: FERROVIARIO

Si tratta di un settore che è regolamentato, anche per le ghise malleabili, in base a capitolati e a norme di collaudo particolari. Anche in questo settore la ghisa malleabile ha trovato buoni campi di applicazione fra i quali si ricordano:

- Boccole per carrozze ferroviarie: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Manicotti, giunti: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Morsetteria e rubinetteria varia: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Pulegge: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Gruppi per automatismi di frenata: ghisa malleabile perlitica 45.
- Flange: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Settori: ghisa malleabile ferritica-perlitica.
- Anelli: ghisa malleabile ferritica-perlitica.

SETTORE: INDUSTRIA ELETTRICA, LINEE DI DISTRIBUZIONE

I getti prodotti per questo settore riguardano:

- Cappe per isolatori.
- Supporti per isolatori.
- Morsetteria di ancoraggio e di sospensione.

Questi particolari sono di solito zincati a caldo (fig. 339).

SETTORE: MECCANICA VARIA

Rappresenta un settore molto diversificato per tipologia di produzione. In genere la ghisa malleabile vi ha trovato applicazioni specie per i particolari soggetti a sforzi e sollecitazioni notevoli, statici e dinamici.

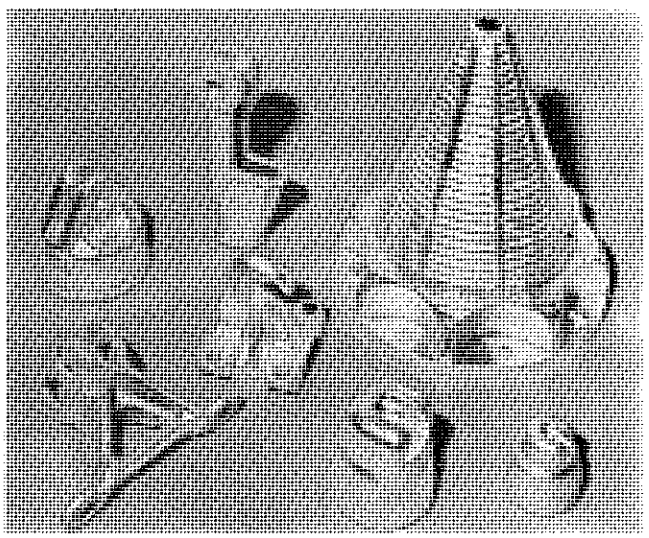


Fig. 339

Da segnalare in modo particolare l'impiego della ghisa malleabile nella fabbricazione di:

- Compressori per l'industria del freddo.
- Motori industriali.
- Macchine utensili.
- Macchine operatrici varie.
- Macchine agricole, motocoltivatori, falciatrici, aratri, sarchiatrici, trebbiatrici, ecc.
- Trasportatori a catena.
- Macchine tessili.
- Costruzioni navali.
- Cicli, motocicli, motoscooter, motofurgoni.
- Ponteggi.
- Rubinetterie, valvolame.

Le figg. 340 ÷ 348 mostrano alcuni esempi di applicazioni in questo settore.

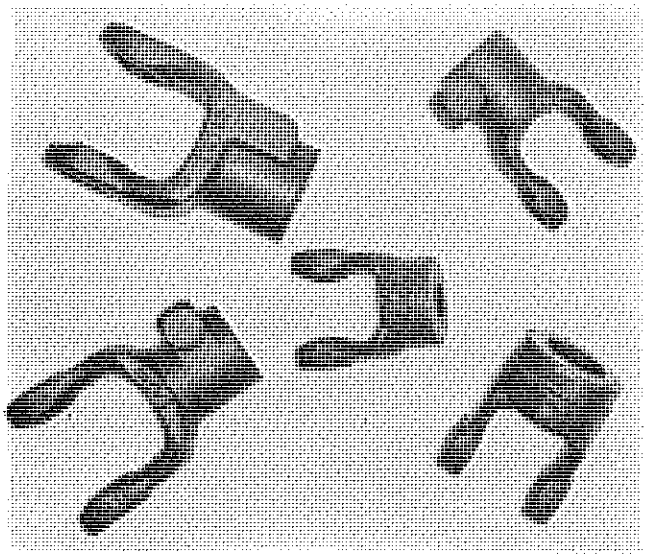


Fig. 340

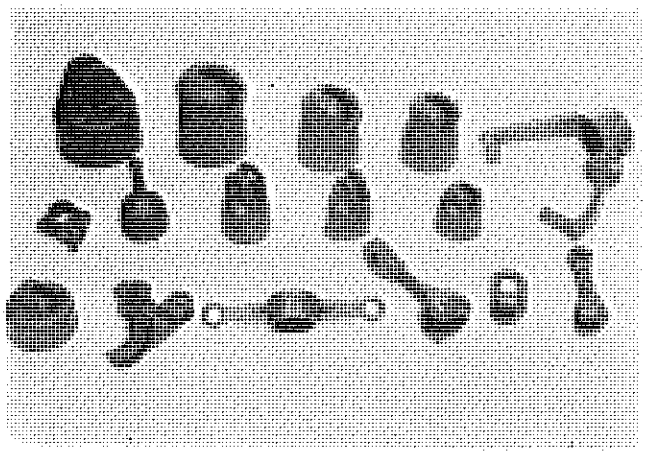


Fig. 341

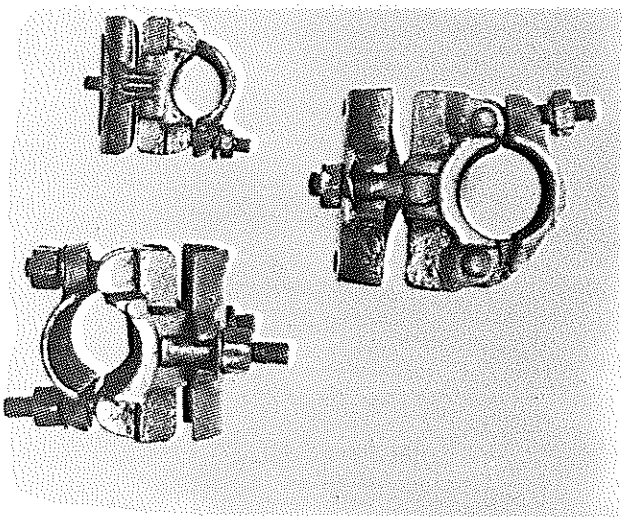


Fig. 342

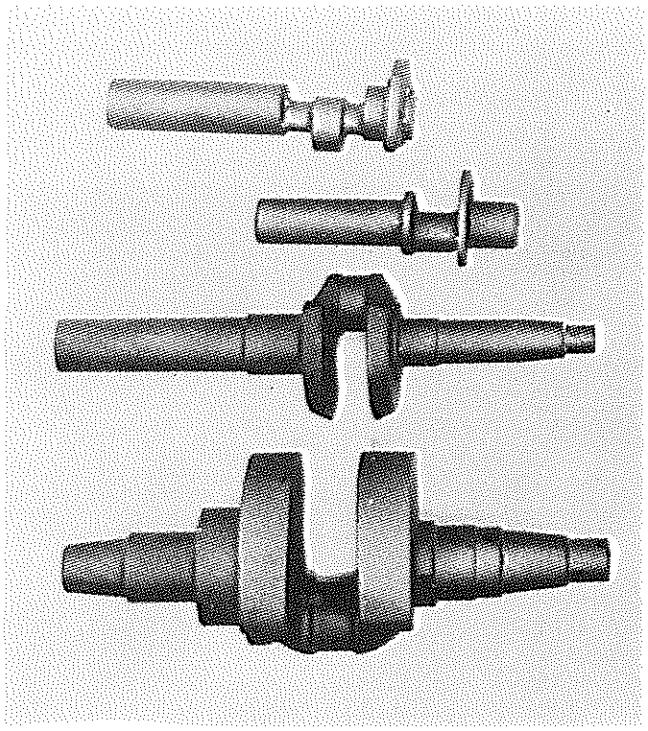


Fig. 343

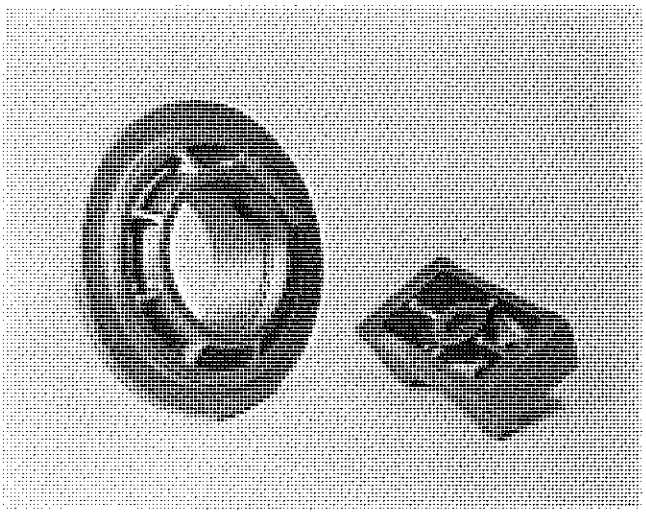


Fig. 344

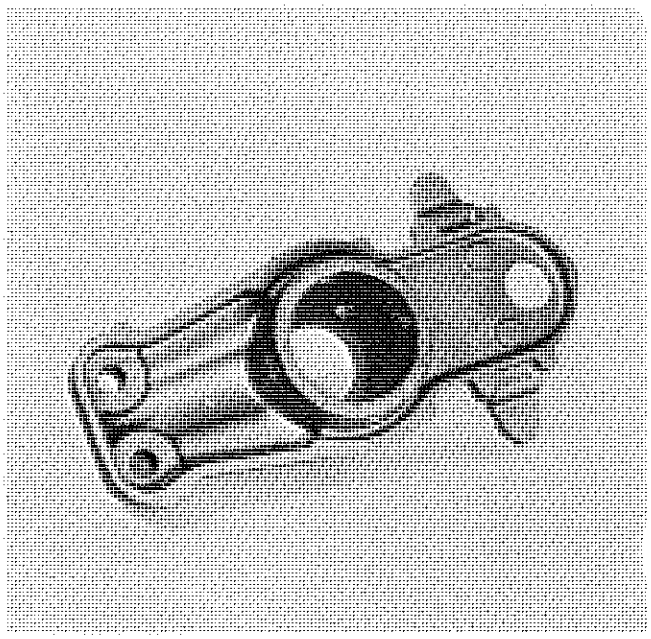


Fig. 345

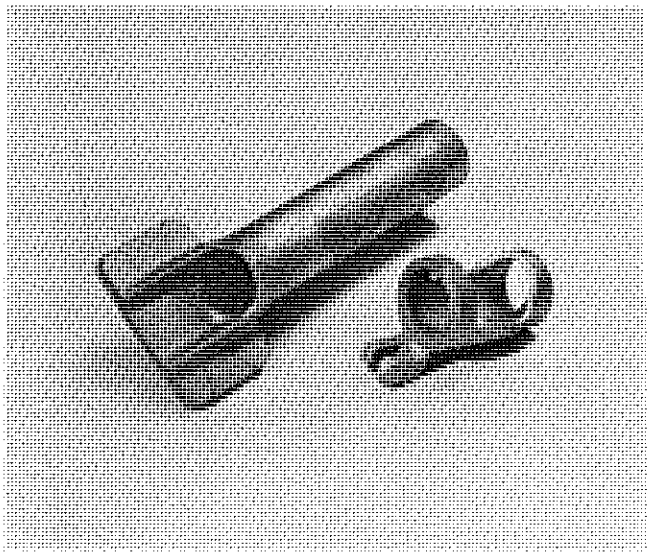


Fig. 346

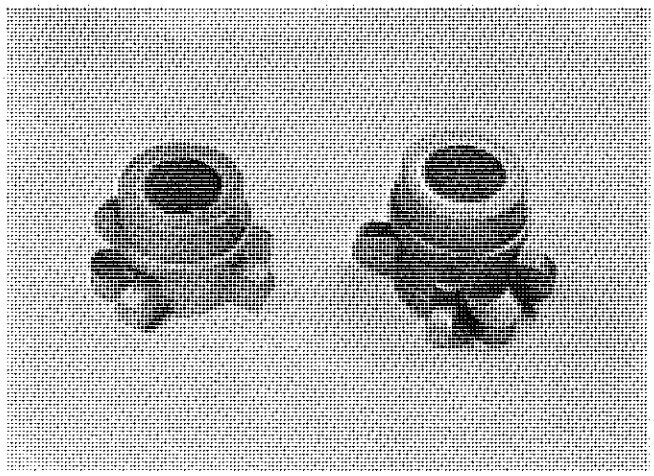


Fig. 347

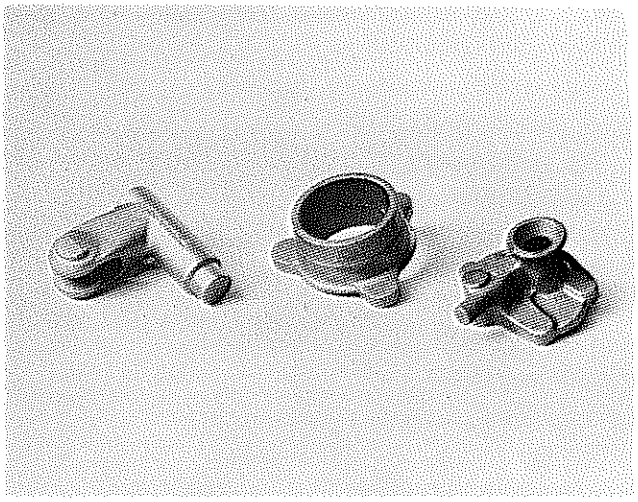


Fig. 348

SETTORE: RACCORDI FILETTATI PER TUBAZIONI ACQUA E GAS

Si tratta di una produzione specializzata che comprende una grande quantità di tipi diversi di raccordi di ghisa malleabile nelle misure da 1/4 di pollice sino a 6 pollici, catalogati secondo norme internazionali.

I raccordi sono forniti neri o zincati a caldo (figg. 349 e 350).



Fig. 349

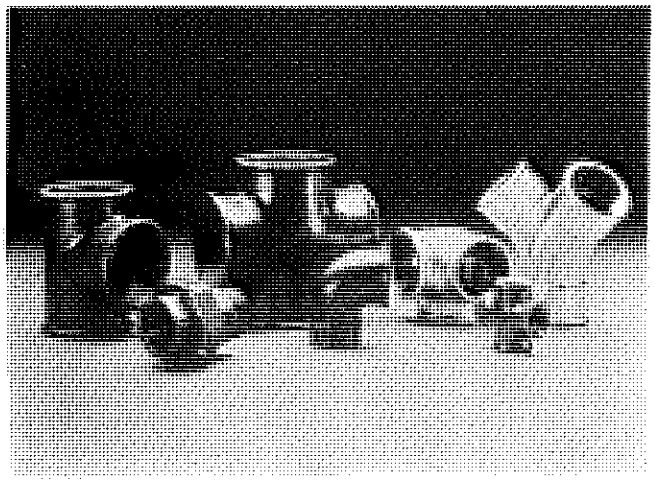


Fig. 350

ESEMPI DI SOLUZIONI SIGNIFICATIVE

Si sono prima considerati i criteri fondamentali che si devono seguire sia nella progettazione che nell'approntamento delle attrezzature, allo scopo di realizzare i getti di ghisa malleabile in modo razionale ed economico, e si è insistito sui vantaggi che si ottengono attraverso una stretta collaborazione fra disegnatore progettista e fonditore.

Si fa seguire ora una serie di esempi pratici di getti nei quali tale collaborazione ha dato origine a soluzioni e a risultati soddisfacenti (figg. 351 ÷ 364).

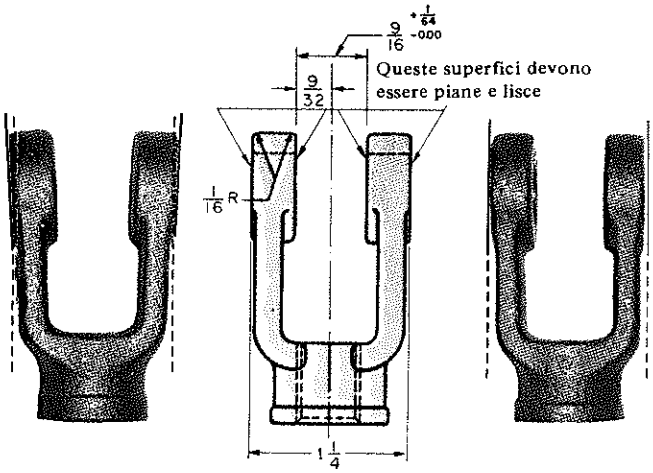


Fig. 351 - Forcella di ghisa malleabile perlitica: la figura centrale fornisce le quote e le tolleranze richieste; a sinistra il getto prima della coniatura; a destra dopo coniatura; le due orecchie sono portate entro la tolleranza richiesta di parallelismo (+ 0,4 0,0 mm).

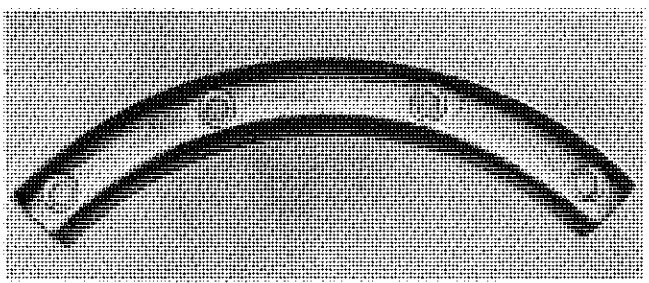


Fig. 352 - Anello di diametro di 300 mm coniato con tolleranza di 0,25 mm sul diametro interno e 0,2 mm sulla larghezza.

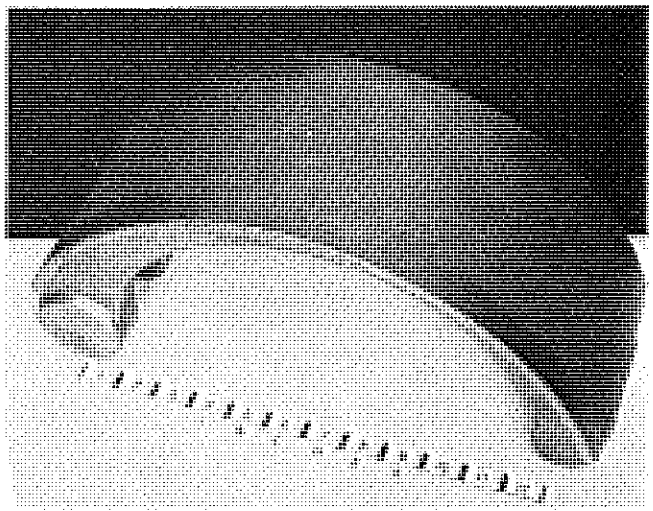


Fig. 353 - Ceppo freno coniato: la superficie curva risulta in tolleranza sufficiente per eliminare l'operazione di lavorazione meccanica di finitura.

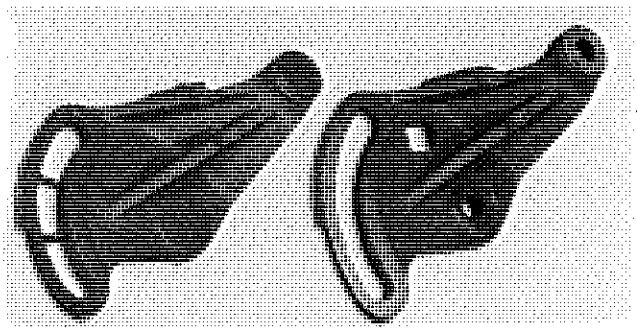


Fig. 354 - Braccio: grezzo (a sinistra) e coniato (a destra); i fori sono ottenuti mediante punzonatura.

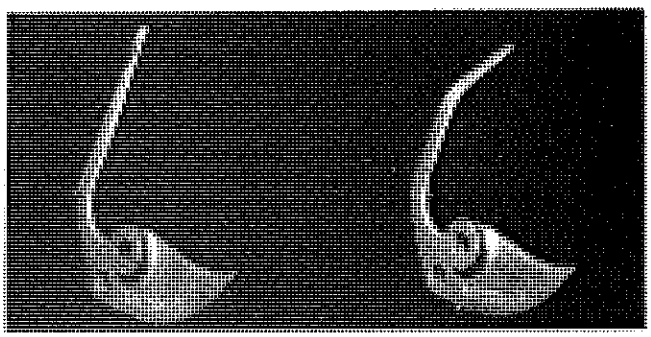


Fig. 355 - Leva realizzata diritta di fusione e quindi curvata con stampaggio.

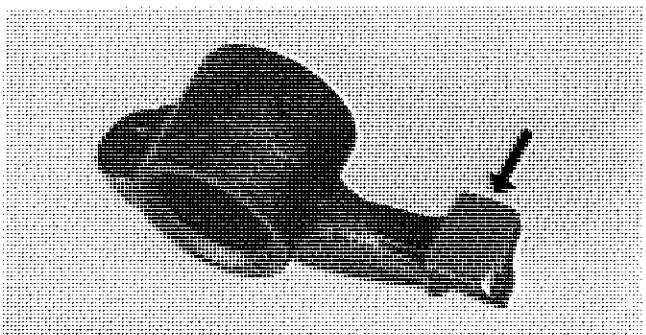


Fig. 356 - Leva a bilancere di ghisa malleabile perlitica: la parte indicata dalla freccia è indurita per migliorare la resistenza all'usura.

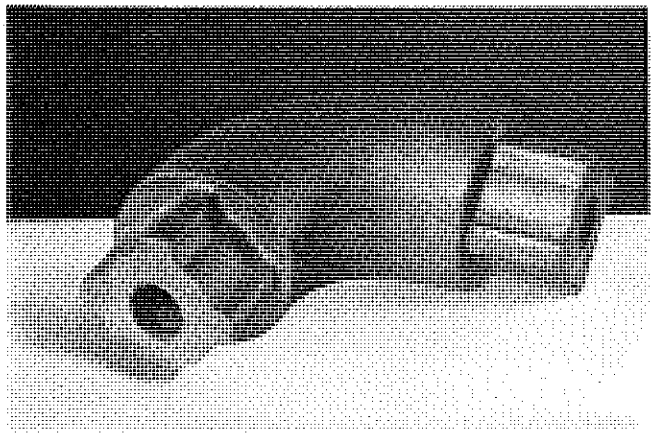


Fig. 357- Esempio di getto con scanalature per assemblaggio con altra parte (tubo di acciaio).

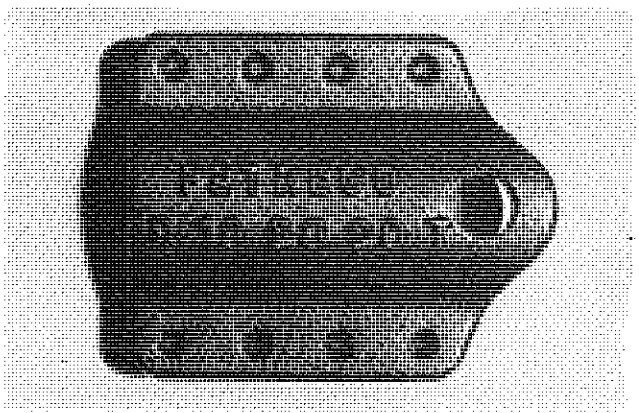


Fig. 358- Flangia con le impronte, ricavate di fusione, che servono come riferimento e guida alla punta del trapano.

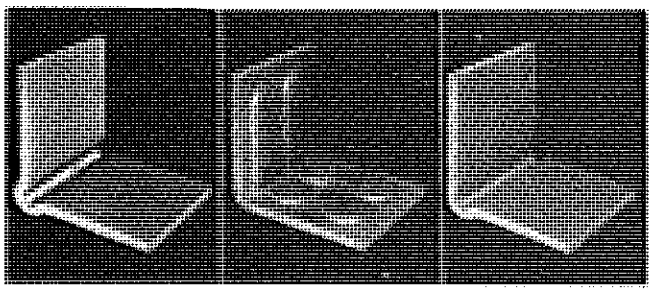


Fig. 359- Angolare a 90° : lo spigolo è stato modificato (a destra) per ridurre le tensioni di raffreddamento. Il pezzo al centro presenta anche le borchie.

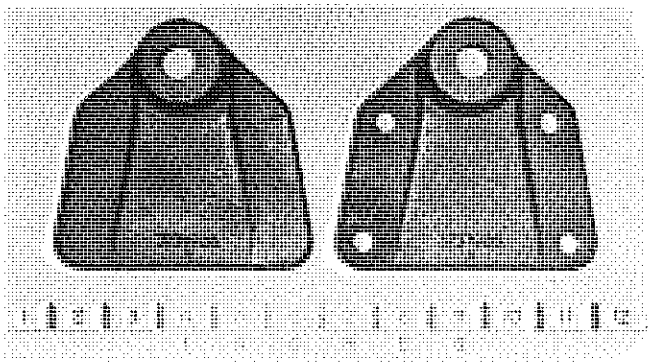


Fig. 360- Getto grezzo (a sinistra) e con fori ottenuti mediante punzonatura.

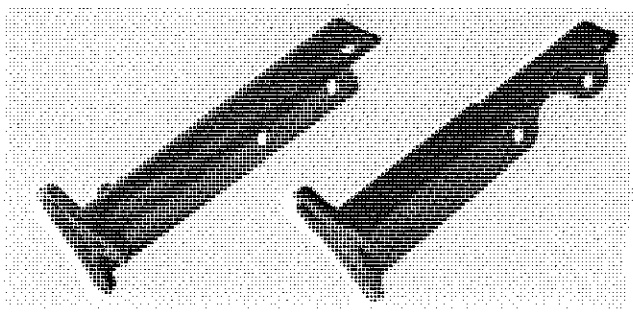


Fig. 361- Esempio di passaggio da getto saldato (acciaio + flangia di ghisa) a getto completo di ghisa malleabile.

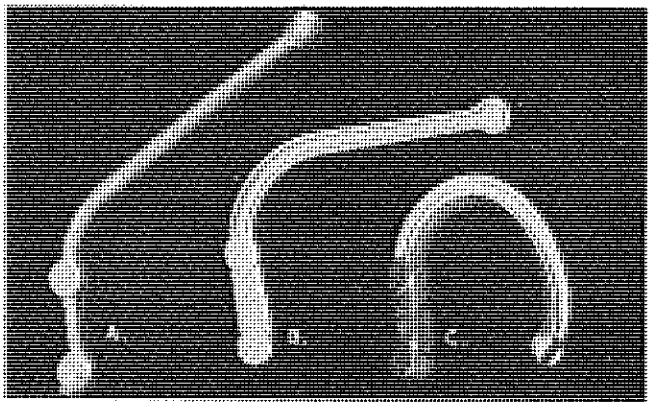


Fig. 362- Leva di ghisa malleabile.

A - Getto originario.
B - Getto modificato, alleggerito con aumento della resistenza.
C - Getto piegato per mostrare la duttilità del materiale.

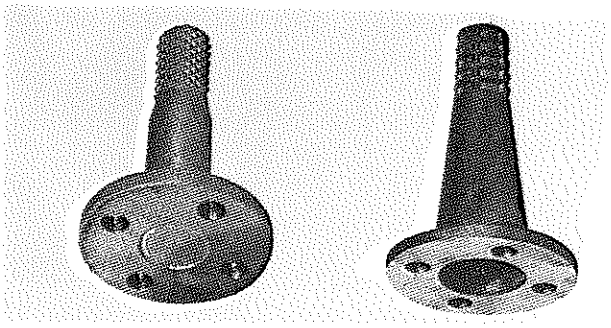


Fig. 363- Supporto isolatore: a destra il getto modificato, alleggerito con aumento della resistenza.

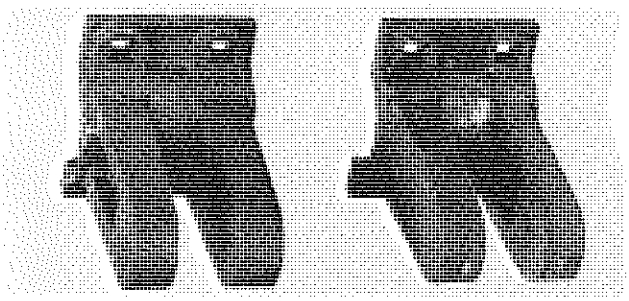


Fig. 364- Supporto a forcella: il getto originario necessitava di due anime esterne; il getto modificato (a destra) necessita di una sola anima centrale, più facile da ramolare e che realizza un alleggerimento più funzionale dei due bracci.

CONCLUSIONI

Dalle fotografie che riproducono varie applicazioni dei getti di ghisa malleabile nonchè dagli esempi riportati concernenti i criteri di progettazione che si sono esaminati, si può vedere come i getti presentino in genere una forma base alla quale sono aggiunte altre parti componenti come: flange, borchie, nervature, ecc.

Oltre a quanto detto in precedenza, quando si progetta un getto nuovo è opportuno tener presente anche i seguenti punti:

- Analogie con getti già studiati ed impiegati.
- La disposizione di eventuali altri pezzi componenti un determinato gruppo.
- Le condizioni di esercizio nelle quali il getto dovrà trovarsi, le caratteristiche meccaniche richieste e le sollecitazioni statiche e dinamiche.

Ci si augura che le informazioni e gli argomenti sviluppati in questa parte del volume dedicato alle ghise malleabili possano risultare di utilità per quanti, fonditori e meccanici, si dedicano rispettivamente alla produzione e all'impiego dei getti di ghisa malleabile.

Parte seconda
Ghisa sferoidale

— Capitolo I - INTRODUZIONE

— Capitolo II - I PRINCIPI FONDAMENTALI DELLA METALLURGIA DELLA GHISA SFEROIDALE

— Capitolo III - LA SCELTA DELLA COMPOSIZIONE CHIMICA E LA FUSIONE

— Capitolo IV - LA TECNOLOGIA DI PRODUZIONE

— Capitolo V - IL CONTROLLO DI PRODUZIONE

— Capitolo VI - LA CLASSIFICAZIONE E LE NORME

— Capitolo VII - I TRATTAMENTI TERMICI

— Capitolo VIII - LE CARATTERISTICHE DELLE GHISE SFEROIDALI NON LEGATE E BASSO LEGATE

— Capitolo IX - LA PRATICA DI FONDERIA

— Capitolo X - LE GHISE SFEROIDALI MEDIO E ALTO LEGATE

— Capitolo XI - L'ANALISI DEI DIFETTI

— Capitolo XII - LA RASSEGNA MICROGRAFICA STRUTTURALE

— Capitolo XIII - LE APPLICAZIONI

Introduzione

A cura di: Mario Bertacchini

L'inizio della produzione dei getti di ghisa si perde nella notte dei tempi e per parecchi millenni, anche se progressi nell'arte fusoria ci sono stati, sono andati molto a rilento, nonostante le scoperte della ghisa malleabile a cuore bianco per opera di Réaumur nel 1722 e della ghisa malleabile a cuore nero per opera di Set Boyden nel 1820. Queste due scoperte rappresentano gli unici picchi in una curva di progresso piatta che inizia a salire solo ai primi del XX secolo, quando i metallurgisti cominciano a studiare seriamente, con nuovi mezzi a disposizione, gli effetti delle variazioni nella composizione, i processi fusori, le caratteristiche di solidificazione, le velocità di raffreddamento e molti altri fattori. Il passaggio, da conoscenze empiriche a conoscenze scientifiche, gradualmente porta a dissipare alcuni dei misteri che circondavano il mondo dei materiali ferrosi da colata e nasce un nuovo concetto di impiego del getto per le sue proprietà e non più legato principalmente alla relativa semplicità di ottenere forme anche complesse.

Prima di allora le proprietà erano considerate di secondaria importanza e differenziate solo fra acciaio, ghisa malleabile e ghisa grigia: a seguito delle ricerche si è potuto dimostrare che, cambiando la composizione, con trattamenti termici o con aggiunta di elementi di lega, si potevano estendere gli intervalli di proprietà per ciascun materiale. Così ad esempio, la ghisa grigia non rappresentava un materiale con resistenze limitate a 150 ÷ 200 N/mm^2 (15 ÷ 20 kg/mm^2), ma poteva dare resistenze anche superiori a 390 N/mm^2 (40 kg/mm^2).

Con l'avanzare delle ricerche condotte in tutto il mondo, gli archivi si riempivano di informazioni valide, apportando all'industria fusoria grandi benefici.

Tuttavia, la letteratura tecnica non faceva mai cenno ad una ghisa con grafite in forma sferoidale o nodulare allo stato *as-cast* o ad una ghisa ad alto carbonio di qualsiasi tipo con duttilità allo stato *as-cast*.

Solo nel 1920 Kerlpley riportava che, surriscaldando un bagno di ghisa grigia in un forno basico ad arco diretto e sotto scoria fortemente basica, si otteneva una ghisa grigia con resistenza superiore a 390 N/mm^2 (40 kg/mm^2) e con un allungamento del 3 ÷ 4% allo stato *as-cast*; successivamente nel 1936, in occasione del VI Congresso Internazionale di Fonderia a Düsseldorf, venne presentata come curiosità una ghisa *as-cast* con una struttura con grafite completamente sferoidale, e si può dire che la corsa a produrre getti di ghisa con grafite sferoidale era cominciata già nel 1930 con cognizioni certe di poter ottenere una tale struttura.

Lo scopo da raggiungere era evidente: sostituire in una ghisa grigia la grafite in forma lamellare con grafite in forma sferoidale e contemporaneamente evitare nella matrice metallica i componenti duri e fragili, quali carburi e fosfuri di ferro, per ottenere un materiale più resistente e duttile.

I partecipanti, che hanno avuto successo in questa corsa, sono stati: l'Istituto di Fonderia di Aachen (Germania), la B.C.I.R.A. di Alvechurch (Inghilterra) e il Laboratorio di Ricerche della International Nickel Co. Inc. di Bayonne (New-Jersey, USA). L'annuncio quasi contemporaneo da parte di queste tre gruppi di ricercatori non è affatto strano, in quanto il fatto sta a confermare che erano maturi i tempi per la scoperta della ghisa sferoidale.

Le ricerche presso l'Istituto di Aachen (1937-1948) portavano a fissare tre condizioni per ottenere ghisa con grafite sferoidale: carbonio equivalente eutettico o ipereutettico, surriscaldo in forno elettrico sotto scoria basica in modo da avere un contenuto di zolfo non superiore allo 0,008%, elevata velocità di solidificazione.

Le ricerche della B.C.I.R.A. iniziarono presumibilmente alla fine del 1930 e riguardavano non solo i sistemi Fe-C-Si, ma anche quelli Ni-C e Co-C: elevate velocità di raffreddamento ed inoculazioni con siliciuro di calcio portavano alla precipitazione di grafite sferoidale nelle leghe a base di Ni e di Co; più tardi si è trovato che l'aggiunta di cerio produceva grafite sferoidale in tutti i sistemi considerati, a condizione che il contenuto di zolfo fosse basso. In particolare per il sistema Fe-C-Si si richiedeva anche un'altra condizione e cioè che il carbonio equivalente doveva essere ipereutettico. Il 7 maggio 1948 a Filadelfia (Pennsylvania), al Convegno annuale dell'American Foundrymen's Association, la B.C.I.R.A. rendeva di dominio pubblico i risultati delle sue ricerche con una memoria di H. Morrogh.

Le ricerche presso i Laboratori della International Nickel Co. iniziarono nel 1942 e riguardavano gli effetti delle aggiunte di magnesio alle ghise, con lo scopo iniziale di sostituire il cromo (allora di scarsa disponibilità) con il magnesio quale stabilizzante dei carburi nelle ghise bianche martensitiche resistenti all'abrasione. I positivi risultati raggiunti nello stesso anno, che mettevano in evidenza la forte influenza di piccole quantità di Mg (0,5%) sulla struttura metallografica delle ghise bianche martensitiche, furono di incoraggiamento per dar corso a nuove ricerche per studiare l'effetto del Mg dapprima sulle ghise bianche e più tardi sulle ghise grigie. Nell'aprile 1943 vennero preparati due bagni di ghisa (G 15 con CE = 4,20% e G 30 con CE = 3,74%) che furono trattati con quantità di Mg (aggiunto sotto forma di lega 80% Ni - 20% Mg) variabili dallo 0,15 allo 0,50% e successivamente inoculate con 0,50% di Fe-Si (85% Si). Entrambe le ghise, dopo trattamento con 0,5% di lega di Mg e 0,5% di Fe-Si, presentavano resistenze alla trazione molto elevate (770 N/mm^2 = 78 kg/mm^2) e l'esame microscopico metteva in evidenza che la struttura della grafite non era in forma di lamelle, ma in forma di sferoidi dispersi, una struttura mai vista prima in una ghisa grigia: era stata fatta la terza coincidente scoperta per la produzione della ghisa sferoidale.

Dal 1943 al 1948 l'INCO, con un esteso programma di ricerche di laboratorio, esaminava gli aspetti produttivi e di controllo della ghisa sferoidale e già nel 1947 aveva a disposizione una quantità di dati sufficienti per la richiesta di un brevetto (21 novembre 1947) che fu assegnato a A.P. Gagnebin, K.D. Mills e N.B. Pilling il 25 ottobre 1949 (U.S. Patents 2.485.760 e 2.485.761). Dopo le ricerche di laboratorio, l'INCO nel 1948 iniziava prove pratiche presso la fonderia della Jamestown Malleable Iron Co. ed era intenzionata a proseguire con ulteriori prove in altre fonderie (anche se i primi risultati erano stati coronati dal più ampio successo) prima di diffondere pubblicamente il processo.

Il 7 maggio 1948, quando Morrogh al Convegno annuale

dell'A.F.A. rendeva pubblica la sua scoperta, un successivo intervento di T.H. Wickenden in forma di discussione annunciava il *processo INCO*, cioè il processo di sferoidizzazione della grafite con impiego di magnesio.

Da quel lontano 1948 i processi di origine tedesca ed inglese non hanno avuto praticamente applicazione commerciale, in quanto nati già con alcune limitazioni.

Il processo tedesco richiede, infatti, la fusione al forno ad arco o almeno in duplex ed un controllo sulla velocità di solidificazione; il processo inglese, anche se più pratico, è limitato alle ghise ipereutettiche, una grave restrizione per le fonderie di getti medi e pesanti.

Il processo INCO, invece, al confronto con gli altri due processi, presenta notevoli vantaggi per il fatto che la ghisa base può essere fusa con qualsiasi forno a disposizione (sia cubilotto, sia forno elettrico), inoltre non ci sono limitazioni per il carbonio equivalente ed anche il costo di produzione è relativamente basso. Per queste ragioni l'interesse delle fonderie per il processo INCO fu immediato e costrinse questa Compagnia a mettere in moto un meccanismo per permettere la produzione commerciale della ghisa sferoidale.

Il 20 dicembre 1948 fu data la prima licenza alla Cooper - Bessemer Corporation, alla fine del 1949 i licenziatari negli Stati Uniti erano già cinquanta e nel 1950 l'INCO di Londra iniziò a concedere licenze in Europa.

Poichè la maggior parte di queste prime licenziatarie erano fonderie di ghisa grigia con scarsa o nessuna esperienza per produrre un materiale nuovo che richiedeva accurati controlli, l'INCO ritenne necessario assistere i licenziatari con uno staff di esperti. Il successo di questa collaborazione non tardò a manifestarsi, superando anche l'iniziale scetticismo di progettisti e potenziali utilizzatori.

Il processo al Mg per la produzione di ghisa sferoidale inizialmente interessò più il mondo scientifico di quello industriale e si deve arrivare al 1953 per superare un'insignificante produzione di 100.000 t/anno e dal 1959, con una produzione di 500.000 t/anno, si assiste ad una rapida e continua ascesa che nel 1980 si presume possa raggiungere un livello di produzione mondiale intorno ai 7 ÷ 8 milioni di t/anno di getti, mentre gli esperti di mercato prevedono per il futuro ulteriori incrementi del 10 ÷ 15% all'anno fino ad un traguardo di 20 ÷ 25 milioni t.

Per valutare l'eccezionale rapidità di affermazione della ghisa sferoidale come materiale da costruzione, è significativo un raffronto con l'acciaio inossidabile, un altro materiale ben noto e relativamente nuovo: l'acciaio inossidabile (brevettato per la prima volta nel 1914) ha impiegato 47 anni (1961) per eguagliare la produzione raggiunta in 16 anni dalla ghisa sferoidale, inoltre nel 1966 (dopo cioè 52 anni) la produzione di acciaio inossidabile era uguale alla produzione raggiunta dalla ghisa sferoidale dopo 18 anni dalla data della sua scoperta.

La ghisa sferoidale rappresenta oggi il materiale ferroso più diffuso dopo la ghisa grigia e l'acciaio, ma attualmente sembra essere il solo in continua ascesa a scapito della ghisa grigia e dell'acciaio che hanno da tempo un mercato statico e della ghisa malleabile che è decisamente in declino. Negli Stati Uniti la produzione di ghisa sferoidale nel 1977 ha raggiunto 2,7 milioni di t, un valore cioè superiore alla somma delle produzioni dell'acciaio e delle ghise malleabili.

Per le sue elevate caratteristiche di resistenza, snervamento, duttilità e lavorabilità anche allo stato *as-cast*, per la possibilità di ottenere con aggiunta di elementi di lega peculiari caratteristiche di resistenza agli acidi, alle alte temperature, all'usura e all'abrasione, per la possibilità di poter trasformare la matrice anche con i trattamenti termici e per la buona colabilità e per la relativa semplicità di produzione, la ghisa sferoidale ha aperto al progettista il campo per nuove applicazioni e in tema di crisi energetica rappresenta una possibilità reale di produrre getti, principalmente allo stato *as-cast*, di realizzazione più facile ed economica rispetto ad altri materiali e ad altri metodi di produzione.

Ma se la ghisa sferoidale ha aperto al progettista il campo per nuove applicazioni e se le previsioni di mercato sono per una continua ascesa, la possibilità di concretare queste previsioni è nelle mani dei fonditori che devono garantire non solo getti di sferoidale che soddisfino i requisiti di qualità richiesti, ma mantenere standard di qualità elevati e competitivi.

E' opportuno a tale riguardo sottolineare che quando un progettista prende in considerazione la ghisa sferoidale, conoscendone le sue proprietà e la competenza del fonditore, avrà quasi sempre un altro materiale, con le stesse caratteristiche, da scegliere in alternativa e la preferenza alla ghisa sferoidale dipenderà dal prezzo del getto e dalla sua affidabilità.

L'economicità della produzione della ghisa sferoidale dipende soprattutto dalla possibilità di fornire getti *as-cast*, non sottoposti a trattamento termico. In tempi di crescente crisi energetica il trattamento termico può essere a ragione considerato un lusso e deve essere impiegato unicamente quando le proprietà richieste non lascino altra scelta. Con un trattamento termico si prolunga il ciclo produttivo, aumenta il numero delle manipolazioni e delle operazioni di pulitura, c'è la possibilità di decarburazione delle superfici e di distorsioni che comportano supplementari operazioni di rettifica o raddrizzatura, e questi sono solo alcuni dei parametri che vanno a sommarsi al costo vero e proprio del trattamento termico e che possono aumentare il prezzo di vendita del getto di ghisa sferoidale fino al 20%.

L'affidabilità della ghisa sferoidale comporta da parte del fonditore la garanzia di forniture di qualità costante, nel pieno rispetto delle caratteristiche strutturali e meccaniche richieste e ciò sta a significare accurati controlli nelle varie fasi di avanzamento del processo produttivo e nell'impiego di un idoneo processo di sferoidizzazione. Oggi, anche se le conoscenze nel campo della ghisa sferoidale sono ancora in evoluzione e se ancora una parola decisiva non si può dire sulla teoria della sferoidizzazione, si può tuttavia affermare che con un'adeguata preparazione metallurgica specifica e nel pieno rispetto di alcuni fondamentali parametri che possono influire sui risultati, con l'impiego di alcune tecnologie la produzione della ghisa sferoidale è facile e sicura e può dare agli utilizzatori fiducia anche per l'esecuzione di getti sottoposti ai controlli più sofisticati.

Le fonderie possono sensibilmente contribuire allo sviluppo della ghisa sferoidale non solo affiancando i progettisti nella scelta del tipo più idoneo per una data applicazione, ma mettendo in evidenza una delle caratteristiche salienti della ghisa sferoidale: lo snervamento.

Erroneamente nella promozione della ghisa sferoidale è spesso dato rilievo alla duttilità e alla tenacità, proprietà raramente utilizzate e in ogni caso non superiori a quelle dell'acciaio o di alcuni tipi di malleabile. Ma se la duttilità è considerata tutt'al più un fattore di sicurezza, la proprietà che assume il valore maggiore è la resistenza che solitamente entra nei calcoli di progetto con un fattore di sicurezza rappresentato dal carico di snervamento e in questi termini le ghise sferoidali sono generalmente superiori sia alle ghise grigie che alle ghise malleabili ed anche agli acciai non legati. Dalle varie combinazioni carico di snervamento-allungamento, ottenibili nella gamma delle ghise sferoidali (austenitiche, ferritiche, perlitico-ferritiche, perlitiche, bainitiche, bainitico-austenitiche), il progettista sarà indirizzato in una scelta con una preferenza per i tipi a media-alta resistenza con allungamenti moderati (questi tipi sono i più facili da ottenere allo stato *as-cast*). Per avere carichi di snervamento superiori a 490 N/mm^2 (50 kg/mm^2) si richiede l'introduzione di qualche elemento di lega, il che risulta sempre meno costoso di un trattamento termico rinforzante.

Naturalmente il progettista può essere interessato ad avere sul getto non una sola proprietà, ma una combinazione di proprietà a partire, ad esempio, dalla lavorabilità alle caratteristiche di smorzamento, al modulo di elasticità, alla resistenza alla corrosione, e la fonderia deve essere in grado di fornire tutte le notizie richieste.

Volume III - Ghisa malleabile e ghisa sferoidale
Capitolo II

I principi fondamentali della metallurgia della ghisa sferoidale

— OSSERVAZIONI SPERIMENTALI
— TEORIE SULLA FORMAZIONE DELLA GRAFITE SFEROIDALE
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Roberto Casimiro
Alessandro Sarti

OSSERVAZIONI SPERIMENTALI

Sistemi che contengono sferoidi

La formazione di sferoidi è stata osservata frequentemente in natura, principalmente in rocce e minerali; la loro genesi è attribuita, in tali casi, all'elevata viscosità del fuso da cui le rocce prendono origine.

Sferoidi sono presenti ancora in polimeri organici o sostanze inorganiche, verosimilmente per l'azione di impurezze in tracce; a dispetto delle diverse caratteristiche fisiche delle sostanze di base, gli sferoidi dei due sistemi posseggono strutture molto somiglianti e simili agli sferoidi di grafite (*).

La capacità di formare grafite sferoidale senza aggiunte di sferoidizzanti è nota nelle leghe del carbonio con elementi appartenenti al gruppo del ferro (Fe-C; Ni-C; Co-C; Pt-C; Rh-C) in taluni casi persino in relazione a lenti raffreddamenti delle stesse (Co-C) ([1]).

Sferoidi di grafite sono stati osservati in leghe pure Fe-C-Si per fusione sotto vuoto; in tal caso l'ottenimento di forme perfette è favorito da elevate velocità di raffreddamento del liquido (così come avviene per colata di sezioni sottili). Raffreddamenti più lenti danno origine a grafite di tipo D (grafite interdendritica non orientata).

Va notato che talvolta, per degasaggio sotto vuoto, la formazione di sferoidi può essere favorita da elementi sferoidizzanti presenti in tracce.

Per le leghe commerciali, infine, che contengono i consueti livelli di impurezze, la formazione di sferoidi deve essere preceduta da trattamenti del liquido con purificazioni e degasaggi o aggiunte di metalli reattivi.

Entrambi i metodi utilizzati favoriscono probabilmente la riduzione del contenuto di impurezze capaci di interferire negativamente sulla formazione di sferoidi, con particolare riguardo a zolfo e ossigeno.

La colata del bagno così modificato è solitamente (non sempre) preceduta da un trattamento di inoculazione, effettuato di solito con leghe Fe-Si, avente lo scopo di incrementare il numero degli sferoidi e di modificare favorevolmente la struttura della matrice.

Formazione di sferoidi per aggiunta di metalli

La tab. LIX offre un panorama degli elementi capaci di promuovere la forma sferoidale nel sistema Fe-C-Si.

Nonostante il loro numero elevato, nella pratica industriale si usano quasi esclusivamente magnesio e cerio, quest'ultimo facendo parte, solitamente assieme ad altre terre rare, di un composto denominato *Mischmetall*.

Altri elementi, quali alluminio, zinco, cadmio, inefficaci per la loro incapacità a rimuovere lo zolfo, se non addirittura dannosi, promuovono viceversa la formazione di sferoidi in leghe pure Fe-C-Si raffreddate rapidamente ([2]).

La quantità di sferoidizzante aggiunto, comprensiva di quella porzione che sarà persa nel tempo per ossidazione, evaporazione o reazioni con il refrattario, deve essere tale da farne permanere nel getto solidificato una certa quantità, ritenuta indispensabile per la formazione di sferoidi. Morrogh, ad esempio, indica le seguenti quantità ([3]) ([4]):

- Magnesio (in leghe ipo e ipereutettiche) aggiunta $> 0{,}04\%$ per S $< 0{,}015\%$.
- Cerio (in leghe ipereutettiche): aggiunta $> 0{,}02\%$ per S $< 0{,}02\%$.

Il cerio non è ritenuto buon promotore di sferoidi in ghisa ipoeutettiche.

Questo risultato è in contraddizione solo apparente con la formazione di sferoidi da leghe altamente pure di Fe-C-Si o Ni-C esenti da magnesio. Mentre in tale caso, infatti, sono richieste condizioni relativamente severe, magnesio e cerio consentono di raggiungere lo stesso risultato entro limiti molto ampi di raffreddamento ed analisi. Volendo indagare con maggior impegno sugli elementi capaci di promuovere forme sferoidali in ghise commerciali, si possono individuare certe proprietà comuni ([2]):

- Elevata affinità verso lo zolfo e l'ossigeno per dare prodotti di reazione stabili, riducendo fortemente la libera presenza degli stessi e innalzando conseguentemente la tensione superficiale del liquido.
- Bassa solubilità nel ferro.
- Accentuata tendenza a segregare durante la solidificazione.
- Probabilmente una certa affinità per il carbonio unitamente a basse solubilità nel reticolo della grafite.

Si è creduto di individuare un parametro comune anche nell'alta tensione di vapore, ovvero nel passaggio allo stato gassoso alla temperatura cui sono aggiunti, caratteristica degli sferoidizzanti alcalino-terrosi e all'origine della evaporazione violenta degli stessi (esempio magnesio) aggiunti puri alla ghisa liquida.

Ma l'importante eccezione del cerio e delle altre terre rare nega a questa proprietà la condizione di prerequisito per la formazione di grafite sferoidale.

A 1.473 K (1.200 °C), infatti, la tensione di vapore del magnesio liquido (per esempio 1.380 K = 1.107 °C) è di $2{,}1 \cdot 10^{5}$ Pa contro $3 \cdot 10^{-4}$ Pa del cerio liquido (per esempio 3.741 K = 3.468 °C).

Ulteriori tentativi, volti a individuare se vi fossere ulteriori proprietà particolari, proprie della generalità degli sferoidizzanti, hanno messo in evidenza che gli stessi posseggono tutti speciali configurazioni elettroniche, caratterizzate da 1 o 2 elettroni di valenza ed un penultimo strato di 8 elettroni. Siffatti stati di valenza spiegano la loro affinità per zolfo, ossigeno e carbonio ([2]).

(*) Almeno nel caso dei polimeri organici, sarebbe più esatto parlare di "sferoliti" che sono forme geometricamente quasi perfette, mentre lo "sferoide" è una sfera di buona, anche se non perfetta, geometria, simile ad arancia o uova, con superficie esterna sufficientemente liscia. Rammentiamo anche che è designato "nodulo" l'agglomerato di grafite che non appartiene ai gruppi precedenti e possiede una forte scabrosità esterna: è caratteristico delle ghise malleabili.

Tabella LIX - Capacità di diversi elementi di produrre sferoidi di grafite in leghe Fe-C-Si ([1]).

Gruppo del sistema periodico	Elemento	Temperatura di ebollizione del metallo K (°C)	Formazione di sferoidi di grafite in Leghe Fe-C-Si			
			In presenza di zolfo e ossigeno		Leghe Fe-C pure o leghe Fe-C-Si esenti da zolfo	
			Raffreddamento		Raffreddamento	
			Lento	Veloce	Lento	Veloce
I A	Li	1.609 (1.336)	-	-	+	+
	Na	1.165 (892)	-	-	-	+
	K	1.033 (760)	-	-	-	+
	Rb	961 (688)	?	?	?	?
	Cs	963 (690)	?	?	?	?
II A	Mg	1.380 (1.107)	+	+	+	+
	Ca	1.693 (1.420)	+	+	+	+
	Sr	1.653 (1.380)	(-)	(-)	(+)	+
	Ba	1.913 (1.640)	(-)	(-)	(+)	+
II B	Zn	1.180 (907)	-	-	-	+
	Cd	1.038 (765)	-	-	-	+
	Hg	629 (356)	-	-	-	-
III A	Al	2.600 (2.327)	-	-	?	+
	Ga	3.273 (3.000)	?	?	?	?
III B	Sc	3.003 (2.730)	?	?	?	?
	Y	3.200 (2.927)	+	+	+	+
	La	3.742 (3.469)	(+)	(+)	+	+
	Ce	3.741 (3.468)	+	+	+	+
	Terre rare		+	+	+	+
	Th	4.123 (3.850)	?	?	+	+
IV A	Si	2.953 (2.680)	?	?	?	?
	Ge	3.103 (2.830)	?	?	?	?
	Sn	2.543 (2.270)	-	-	?	?
	Pb	2.013 (1.740)	-	-	?	?
V A	P	553 (280)	-	-	-	-
	As	886 (613)	-	-	-	-
	Sb	1.653 (1.380)	-	-	-	-
	Bi	1.833 (1.560)				
VI A	O	-	-	-	-	-
	S	719 (446)	-	-	-	-
	Se	958 (685)	-	-	-	-
	Te	1.262 (989)	-	-	-	-

- Contrari (promotori di lamelle); + favorevoli (promotori di sferoidi); ? non noti; ( ) non confermati.

Tutti gli sferoidizzanti più importanti formano composti a legame ionico di tipo carburo (esempio CaC_2). Questo suggerisce che gli agenti sferoidizzanti si collochino sulle superfici del cristallo di grafite influenzandone la crescita, come sarà più estesamente illustrato in seguito.

Elementi interferenti nei confronti della forma grafitica

L'elenco degli elementi interferenti è molto lungo: si sospetta, infatti, che ogni elemento chimico eserciti qualche influenza, anche se per taluni in maniera tanto debole da non permetterne il rilevamento.

Le esperienze più recenti consigliano di evitare classificazioni definitive, in conseguenza del fatto che lo stesso elemento, dannoso in certe circostanze, può risultare utile in talune altre.

Un caso limite può essere rappresentato dallo stesso magnesio che, promotore per eccellenza di forme sferoidali quasi perfette a livelli nella ghisa ritenuti ottimali (0,066% Mg residuo nel lavoro citato) fornisce sferoidi meno regolari per tassi di Mg più elevati (0,116%), fino a presentare lamelle per tassi dell'ordine di 0,28 ÷ 0,31% (fig. 365) ([6]).

A scopo di curiosità si cita ancora il caso del bismuto come un esempio del fatto che il comportamento di questi elementi non è ancora chiaro, ammesso secondo lavori abbastanza recenti che sia benefico per la formazione di sferoidi se presenti entro certi limiti.

Rammentando le premesse, un tentativo di classificazione degli elementi attivi nei confronti della forma grafitica può comunque avere una sua validità.

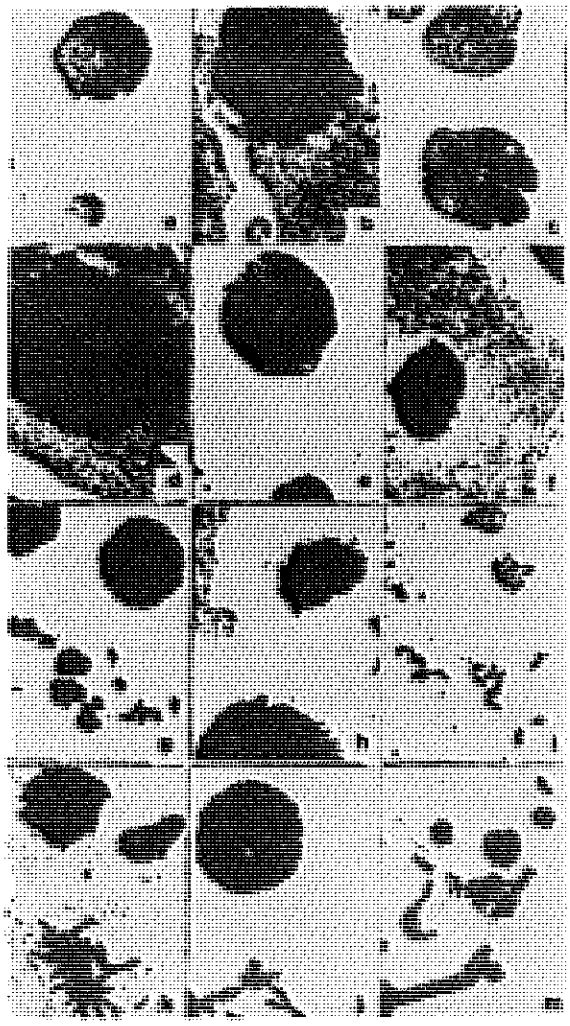


Fig. 365 – Degenerazione degli sferoidi di grafite per eccesso di magnesio.
- Forma sferica con Mg 0,066% (a-b) e Mg 0,085% (c-d).
- Forme meno regolari per Mg 0,116% (e-f) e Mg 0,170% (g-h).
- Forme degenerate per Mg 0,280% (i-k) e Mg 0,310% (j-m).

Si indicherà pertanto come:

1) sferoidizzanti: Mg) Ce, Ca, Li, Na, K, Sr, Ba, Y, Th, La, terre rare;
2) elementi interferenti: S, O;
3) elementi interferenti per ghise trattate con solo magnesio: Al, Cu, Zn, Sn, Pb, As, Sb, Bi, Se, (Cd), (Te);
4) elementi interferenti indiretti: Ti;

cui vanno aggiunti, per completezza, anche gli:

5) elementi promotori di sferoidi irregolari: Mg, Ce, Ca, Si, Ni, C.

Risulta subito evidente come Mg, Ce e Ca, appartenenti notoriamente al gruppo degli elementi promotori di sferoidi, siano capaci di degenerarli quando impiegati (come si è visto per il magnesio) in quantità o situazioni non opportune.

Elementi interferenti generali

Lo zolfo deve essere il più basso possibile, perchè l'elemento sferoidizzante non esplica la sua azione specifica se non dopo una desolforazione fino a circa 0,01% S.

L'ossigeno, presente nelle ghise da trattare in tenori che possono raggiungere le 200 p.p.m., è ridotto dal trattamento a limiti bassissimi di trascurabile peso (3 ÷ 8 p.p.m.).

Elementi interferenti per ghise trattate al solo magnesio

L'effetto interferente di un elemento è sentito in maniera diversa dai vari sferoidizzanti.

L'efficacia del cerio, ad esempio, è meno influenzata dalla presenza di certi elementi rispetto al magnesio. E' questo il motivo per cui, nelle leghe sferoidizzanti commerciali, cerio e terre rare sono aggiunti al magnesio; lo scopo è, cioè, quello di neutralizzare la presenza degli elementi che influenzerebbero negativamente l'esito di un trattamento effettuato con solo magnesio.

Il cerio, combinandosi per dare composti intermetallici con gli elementi che compongono questo gruppo, ne previene l'influenza deleteria.

La formazione di tali composti, infatti, abbassa la concentrazione libera di questi elementi, in maniera tale da ridurre la loro influenza perturbatrice, aumentando contemporaneamente la concentrazione del magnesio libero.

In carenza di cerio o simili gli elementi menzionati tendono a segregare ai bordi dei grani (segregazione diretta) dove possono raggiungere concentrazioni tali da permettere la formazione di grafite lamellare intercellulare. Ne deriva che l'effetto nocivo è tanto più elevato quanto più è bassa la solubilità dell'elemento, alta la sua concentrazione ed ampio l'intervallo di solidificazione.

A parità di concentrazione ed ampiezza dell'intervallo di solidificazione, la loro efficacia a tale proposito è sensibilmente diversa e decrescente secondo il seguente ordine: Bi, Pb Sb, As, Cd, Al, Sn, Cu ([7]).

L'attuale stato di conoscenze non permette, comunque, di assegnare fattori numerici relativi alla *potenza* di ciascuno.

L'effetto appena considerato è attribuibile, almeno parzialmente, alla combinazione chimica dell'elemento interferente con l'agente sferoidizzante, così da rendere inadeguato il contenuto efficace dello stesso (fig. 366) ([2]).

L'importanza dell'argomento ha spinto ricercatori e organismi internazionali a definire dei limiti di accettabilità per il tenore degli elementi considerati, di cui è riportato un esempio nella tab. LX ([2]).

Tabella LX - Massimi contenuti percentuali ammessi, secondo Wastschenko ([5]) (*) e Donoho ([6]) (**).

	Trattamento con Mg puro		Trattamento con Mg - Ce
	(*)	(**)	(**)
Bi	0,003	0,005	0,006
Pb	0,009	0,010	0,014
Sb	0,026	0,010	0,015
Te	-	0,050	-
Sn	0,130	-	-
As	0,080	-	-
Se	-	0,050	-
Ti	0,040	0,080	0,150
Cu	-	0,400	-
Al	0,300	-	0,500

Concordemente con quanto evidenziato poc'anzi, la presenza di cerio nella lega di trattamento consente l'impiego di materie prime sensibilmente più inquinate in elementi interferenti.

E' stata anche tentata la quantizzazione dell'effetto interferente di un singolo componente; Muhlberger ([2]) suggerisce la seguente relazione:

$$SE_M = (A_M \cdot \Sigma \Delta F_{(M/NM)} \cdot C_M \cdot C_{NM}) / L_M$$

dove:

SE l'effetto interferente dell'elemento M;

A il peso atomico;

ΔF l'energia di legame (metallo-non metallo);

C la concentrazione;

L la solubilità di M nella ghisa base.

E' peraltro ammesso da molti ricercatori che è importante che sia bassa la somma degli elementi interferenti, poichè il loro effetto nocivo è esaltato quando si trovano associati.

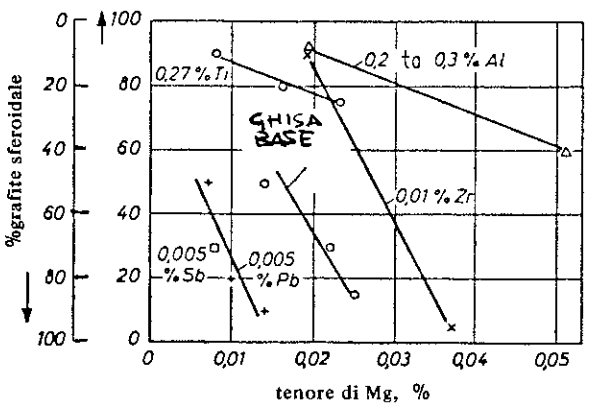


Fig. 366 – Effetto di vari elementi sulla struttura grafitica della ghisa trattata con Mg e Ce, secondo Schelleng.

Le leggi, che governano questo effetto sinergico, non sono note: per far luce su tale argomento sarebbero necessari studi sistematici su materiali di partenza purissimi con aggiunte definite di determinate impurezze.

Ono e collaboratori ([8]) ritengono, ad esempio, che la somma degli elementi interferenti non debba superare lo 0,2%.

Tentativi di trovare relazioni empiriche tra l'effetto interferente e la natura chimica degli elementi ha messo in evidenza come l'effetto nocivo degli stessi aumenta con l'aumentare del loro volume atomico (fig. 367).

Si può, infine, segnalare come la maggior parte degli elementi interferenti sia tensioattiva, riducendo la tensione superficiale delle leghe Fe-C, Co-C, Ni-C, Fe-C-Si, ecc.

Elementi interferenti indiretti

Il Ti ha effetto notevole quando altri elementi nocivi sono contemporaneamente presenti: lo stesso fornisce, quindi, l'esempio di elemento interferente con azione indiretta per l'aumento dell'effetto lamellante che provoca combinandosi con As, Sb, Pb, Bi, ecc.

Secondo Herfurth ([2]), i composti, normalmente non interferenti di tali elementi, sono ridotti dal titanio, aumentando in tal modo la loro concentrazione libera.

A differenza degli appartenenti al gruppo precedente, promotori di forme lamellari solo negli spazi intercellulari, il titanio degenera pesantemente gli sferoidi anche entro la cella eutettica.

Fortunatamente il cerio forma composti molto stabili con il titanio. Secondo Karsay ([7]), 0,01% di Ce aggiunto ad una ghisa contenente lo 0,07% di Ti produce nuovamente grafite sferoidale.

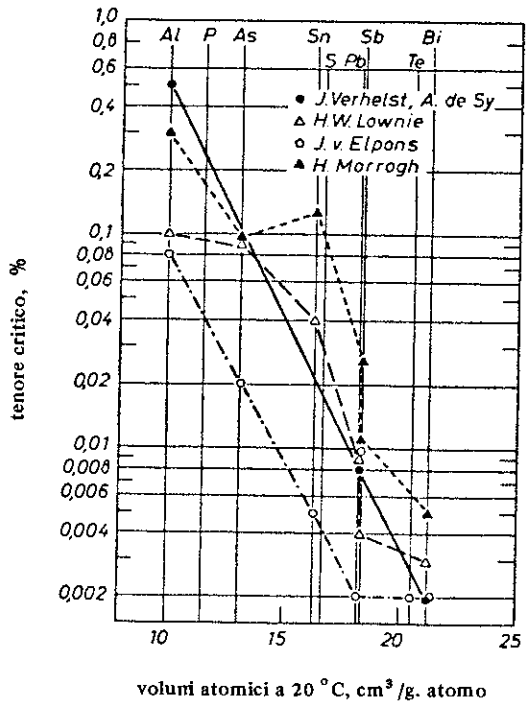


Fig. 367 – Contenuto critico di elementi interferenti in relazione ai volumi atomici.

Anche l'azoto forma con il titanio dei nitruri estremamente stabili. L'azoto stesso è talvolta sospettato come uno degli elementi lamellanti nella ghisa sferoidale. Recenti ricerche sperimentali, tuttavia, sembrano confermare la sua estraneità nei confronti della sferoidizzazione.

Durante tali indagini è emerso che, quanto maggiore è il tenore di magnesio residuo, tanto maggiore risulta il tenore di N_S (frazione di N solubile in acido cloridrico), probabilmente perchè aumenta la solubilità dell'azoto a seguito della riduzione dell'ossigeno e dello zolfo.

E' stato constatato sperimentalmente che ad aumenti di N_S corrispondono diminuzioni della ferrite e, talvolta, aumenti nella cementite libera. Fusioni perfettamente ferritiche con lo 0,0025% di azoto solubile presentano, infatti, porzioni consistenti di carburi già con azoto solubile di 0,0037%.

Elementi promotori di sferoidi irregolari

Oltre al magnesio già considerato come esempio, e quasi mai nella pratica presente a livelli di autodistruzione dei noduli, hanno importanza: Ce, Ca, Si, Ni (e forse anche lo Sr) che, anch'essi in ordine di efficacia decrescente, per un meccanismo di segregazione inversa realizzano questa volta, all'interno delle celle, degenerazione di grafite nota con il nome di *chunky graphite* (grafite spezzettata).

In tal caso le periferie cellulari possono presentare, e presentano spesso, sferoidi ben formati.

Lo stesso cerio, quindi, considerato spesso (e giustamente) un rimedio di natura universale in presenza di interferenti, in loro carenza può originare forme deteriorate di grafite.

Queste imperfezioni sono ancora una volta più facilmente riscontrabili in getti di grosso spessore.

Come per il gruppo precedente, l'effetto interferente è cumulativo. Valga, ad esempio, il caso delle ghise sferoidali austenitiche ad alto tenore di nichel e silicio dove è facile osservare le strutture grafitiche appena considerate e dove per l'identico motivo è assolutamente sconsigliato l'uso del cerio (*).

Si è visto in precedenza come l'effetto di elementi del 3° gruppo (lamellanti intercellulari) possa essere neutralizzata da aggiunte di qualche elemento (Ce) del 5° gruppo (promotori di grafite spezzettata).

Analogamente è valido l'inverso: le difettosità morfologiche della grafite provocate da elementi del 5° gruppo possono essere eliminate tramite l'opportuna aggiunta di Sn, As, Bi, Pb, ecc.

Diverse ricerche, volte a stabilire la possibilità di soppressione della grafite spezzettata attraverso determinati elementi in tracce, hanno accertato che piombo e rame, nelle concentrazioni in cui appaiono efficaci, possono favorire la formazione di grafite lamellare.

Buoni risultati si sono registrati con aggiunte di arsenico in tenori di 0,07% e di stagno al di sotto di 0,1% e preferibilmente a valori non più alti di 0,05%. Anche l'aggiunta di 0,02% di tellurio è sufficiente a sopprimere la grafite spezzettata anche se, potendo lo stesso promuovere la formazione di carburi, è necessario impiegarlo molto cautamente.

Naturalmente i metodi risultano validi per contenuti costanti di elementi in tracce, poichè la loro introduzione attraverso materiali di carica inadatti può provocare il deterioramento della grafite in una direzione o nell'altra.

I maggiori benefici sembrano, tuttavia, derivare da aggiunte controllate di antimonio che, responsabile di sensibili degenerazioni degli sferoidi quando presente in concentrazioni superiori allo 0,01% (secondo Morrogh) sotto questa soglia sembra impiegabile con successo proprio per la sua capacità di prevenire grafite spezzettata particolarmente nei forti spessori per alti contenuti di silicio ([10]). La sua efficacia appare più intensa qualora sia aggiunto con l'inoculante; questa tecnica di addizione consente aggiunte più consistenti di Sb senza che intervengano deterioramenti degli sferoidi.

La fig. 368 illustra a sufficienza gli effetti menzionati come pure l'incremento degli sferoidi che si registra con l'uso di un tale metodo. Questa tecnologia può essere impiegata solo con metalli molto puri, evitando inoltre magnesi residui eccedenti quelli necessari.

Per quanto riguarda il meccanismo di formazione della grafite spezzettata, non si è ancora giunti ad una esatta chiarificazione. Si è ipotizzato che si tratti di uno sferoide che si è decomposto con la scomparsa del guscio protettivo di austenite. Ciò potrebbe essere imputabile all'erosione dovuta ai moti convettivi del liquido.

Un'altra ipotesi tiene conto della concentrazione di calcio nelle zone in cui è presente grafite spezzettata: il Ca altererebbe l'energia interfacciale della superficie degli sferoidi, variandone il meccanismo di crescita ([9]).

Uguale spiegazione è data anche per l'effetto dello stronzio; per l'azione esercitata da Cu, Pb, Sn, As, Sb e Te non è ancora stata avanzata alcuna ipotesi soddisfacente.

Composizione chimica degli sferoidi

Per meglio conoscere l'intima natura dei fenomeni di cui si parla, numerosi ricercatori hanno in diversi periodi analizzato sferoidi estratti chimicamente e/o meccanicamente dalla matrice metallica. La tab. LXI, che rappresenta una sintesi di alcuni lavori sull'argomento, indica come, seppure gli sferoidi posseggano una struttura grafitica di elevata qualità, gli stessi possano contenere tracce di elementi provenienti dal metallo liquido.

Il ferro, ad esempio, è presente negli sferoidi (dove è allogato in microsezioni simili ad inclusioni) in concentrazioni dieci volte superiori a quelle determinate nelle lamelle della ghisa grigia; tale presenza dà origine a proprietà magnetiche sensibilmente diverse nelle due morfologie grafitiche.

(*) Un'indagine condotta per l'appunto su ghisa austenitica con grafite sferoidale ha messo in evidenza come la stessa, in assenza di cerio, non presenti grafite spezzettata quando sia rispettata la: %C + 0,2% Si + 0,06% Ni < 4,5 ([9]).
Si riscontrava, inoltre, che anche una minima aggiunta di cerio dell'ordine di 0,01% determinava la comparsa di grafite spezzettata, persino in presenza di limitati spessori di parete.

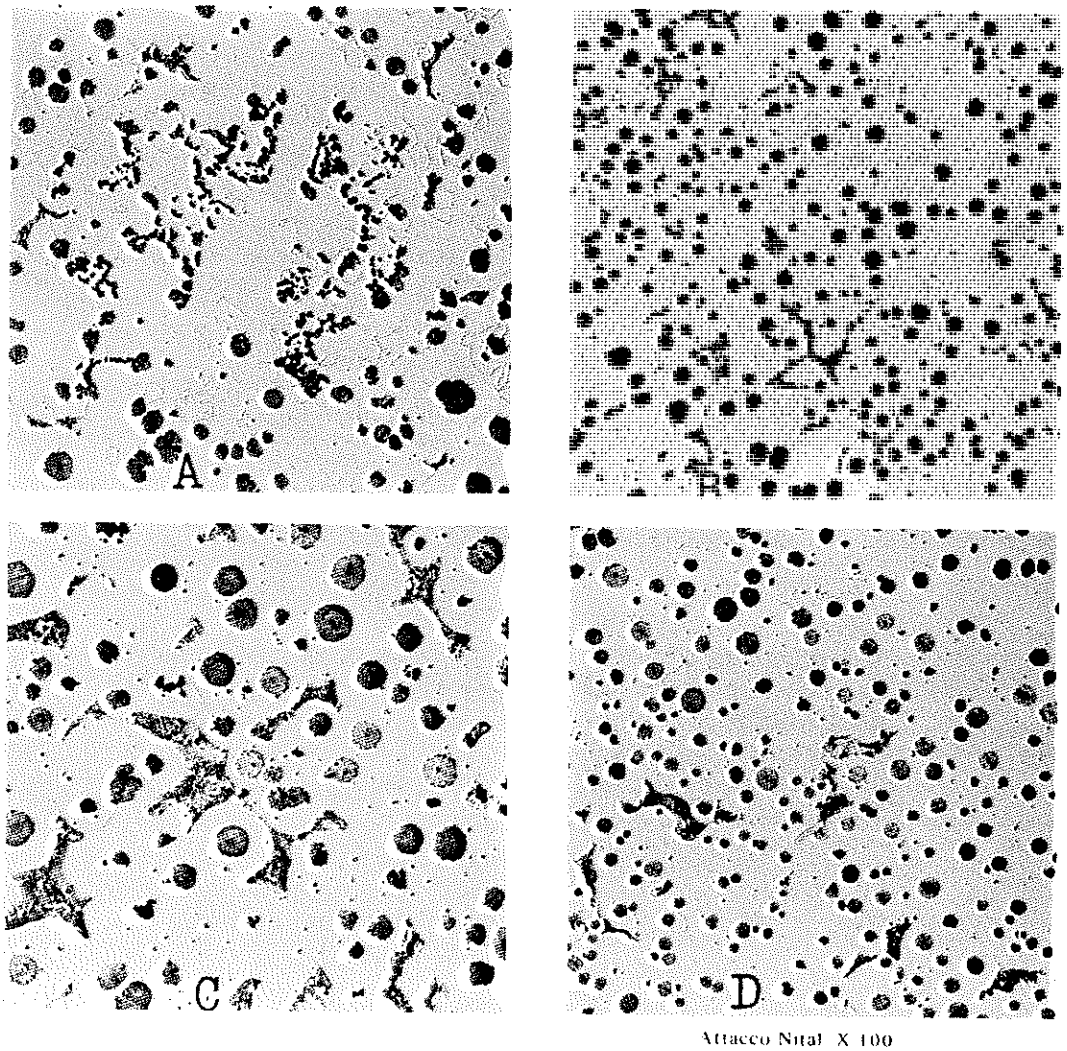


Fig. 368 – Effetto di antimonio aggiunto con l'inoculante sulla struttura della grafite in sezioni sottili e spesse.

A – Centro di una sezione del spessore di 125 mm senza aggiunta di Sb. Grafite spezzettata.
B – Come A, ma con aggiunta di 50 p.p.m. di Sb.
C – Provetta a chiglia dello spessore di 25 mm senza aggiunta di Sb.
D – Come C, ma con aggiunta di 100 p.p.m di Sb.

Tabella LXI- Contenuti di elementi non grafitici (impurezze) in lamelle o sferoidi estratti dalla matrice chimicamente e/o meccanicamente.

Descrizione	Sferoidi di grafite secondo Rehder		Weld	Wittmoser	Lemellari di grafite secondo Rehder	Weld	Wittmoser
Composizione % delle ceneri							
SiO_2	0,68	0,98	3,36	3,08	ignoto	5,83	4,29
Fe_2O_3	21,93	25,25	40,50	71,40	13,5	7,74	83,51
TiO_2	44,04	29,80	32,30		70,20	58,40	ignoto
MgO	2,20	4,51	2,45	21,86	ignoto	0,02	2,36
V_2O_5	5,07	4,11	3,25	ignoto	11,70	3,63	ignoto
Al_2O_3	15,60	15,80	0,88	ignoto	ignoto	2,22	ignoto
Cr_2O_3	ignoto	ignoto	0,46	ignoto	ignoto	1,00	ignoto
MnO	0	0	0,39	0,25	ignoto	2,00	ignoto
CuO	ignoto	ignoto	0,46	ignoto	ignoto	4,58	ignoto
MoO_2	ignoto	ignoto	3,20	ignoto	ignoto	4,65	ignoto
P_2O_5	ignoto	ignoto		1,28	6,60	ignoto	3,27
Resto	10,48	19,55	12,75	2,13	ignoto	9,93	3,20
Contenuto % degli elementi							
Fe	0,210	0,376	0,4700	0,0920	0,057	0,032	0,0409
Mn	–	–	0,0050	0,0004	ignoto	0,0009	0,00175
Mg	0,018	0,057	0,0245	0,0270	ignoto	–	0,001
Si	0,004	0,009	0,0026	0,0028	ignoto	0,016	0,0014
P	–	–	–	0,0040	0,057	–	0,001
Ti	0,362	0,372	0,3200	0	1,680	2,07	0
Resto	0,776	1,325	0,8279	0,0688	ignoto	–	0,05395

Un sensibile incremento in concentrazione (rispetto alle lamelle) si riscontra anche per il magnesio, seppure in tenori diversi secondo le varie fonti bibliografiche.

Con riferimento al cerio, la sua distribuzione nello sferoide indicherebbe una sua concentrazione al cuore con contenuti decrescenti negli strati più esterni (fig. 369) ([2]). Gli sferoidi poi non presenterebbero normalmente tracce di zolfo al loro interno (fig. 370) ([11]).

L'evoluzione delle tecniche di analisi e di osservazione sembra, però, almeno in parte smentire i risultati ottenuti dai primi ricercatori.

L'elemento sferoidizzante è stato individuato nel nucleo dello sferoide, ma non è stata sempre accertata la presenza nella grafite stessa.

Associata alle lamelle di grafite è stata rilevata la presenza di una notevole quantità di ossigeno, ed una certa quantità di S, mentre questi due elementi sarebbero praticamente assenti nella grafite in sferoidi.

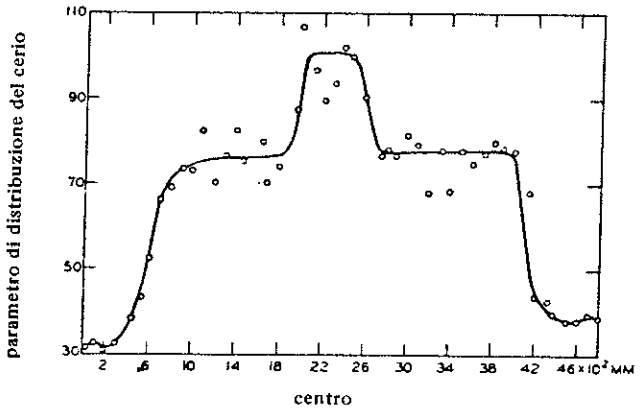


Fig. 369 – Distribuzione del cerio in uno sferoide di grafite nella ghisa sferoidale.

Processo di solidificazione di una ghisa sferoidale

L'interrogativo su come o dove si formino gli sferoidi è stato ed è tuttora oggetto di ricerche e discussioni che a tutt'oggi non si sono esaurite.

Loper, Heine, Wittmoser, De Sy, lo stesso Morrogh, per citare solo alcuni fra i nomi più prestigiosi, sostennero l'opinione che l'intera crescita di uno sferoide (in ghise ipoeutettiche) avvenisse entro un guscio di austenite, per diffusione del carbonio attraverso lo stesso. Questa ipotesi non spiega, però, l'origine di noduli senza gusci di austenite (fig. 371b).

Scheil e Schöbel ([12]), da determinazioni quantitative delle dimensioni degli sferoidi e degli spessori dei gusci, ipotizzarono che almeno una frazione di sferoidi doveva essere cresciuta a dimensioni misurabili, prima di essere avviluppata dal guscio di austenite.

Anche la semplice e comune osservazione di sferoidi, spesso a contatto diretto tra loro (fatto che sembra verificarsi per circa il 4% di tutti gli sferoidi), indica che sarebbe manifestamente impossibile una loro simile configurazione, qualora fossero circondati da gusci di austenite.

La rivalutazione delle vecchie teorie, avvenuta gradualmente in anni recenti, propone la nucleazione degli sferoidi ed una relativa crescita in fase liquida, con loro successivo avviluppo da parte di un mantello di austenite e raggiungimento delle dimensioni finali per diffusione del carbonio attraverso lo strato di austenite.

Il metodo più immediato, per determinare l'entità relativa dei citati stadi di crescita, rimane l'interruzione del normale processo di solidificazione mediante tempra rapida a tempi diversi a partire dall'inizio della solidificazione eutettica, esaminando metallograficamente a quale stadio e dimensioni degli sferoidi inizi a formarsi il guscio d'austenite.

Anche se i risultati dei vari ricercatori sono spesso non confrontabili, inficiati presumibilmente dal diverso effetto temprante, vi sono in tutti le indicazioni per una crescita diretta dal liquido.

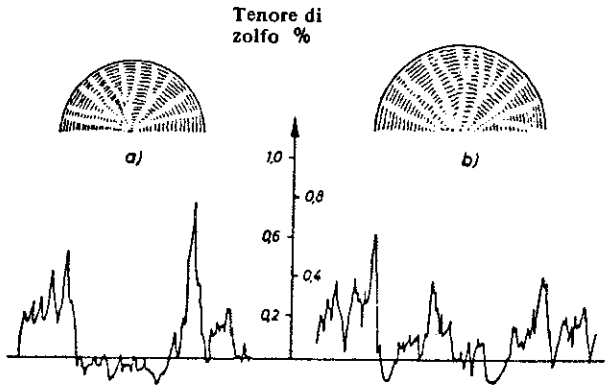
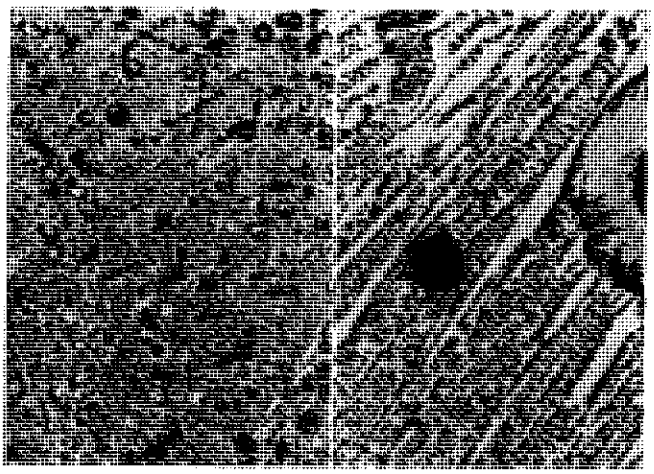


Fig. 370 – Ripartizione dello zolfo ai bordi e all'interno degli sferoidi di grafite.
a – caso normale
b – occasionale



a b

Fig. 371 – Lega quasi eutettica temprata 6 s dopo l'inizio della reazione eutettica (a) (x 105). Sferoidi di grafite flottanti nel liquido: si nota la presenza contemporanea di sferoidi con e senza avviluppo di austenite (b) (x 1.050).

Le figg. 371, 372, 373 e 374 ([12]) ([13]) illustrano, quale esempio, le strutture di una lega quasi eutettica (C 4,05%; Ni 3,02% ; Mg 0,14% ; Si 0,03%) ottenute da tempre effettuate ad istanti diversi a partire dall'inizio della solidificazione.

In particolare, le micrografie di fig. 372, effettuate su un campione temprato dopo 2 s dall'innesco della reazione di solidificazione eutettica, mettono in evidenza come la solidificazione abbia inizio con la formazione di dendriti di austenite fra le quali compaiono piccoli noduli di grafite (fig. 372a) ingranditi nella fig. 372b.

Le micrografie di campioni temprati dopo 6, 28 e 76 s mostrano che, se la maggior parte degli sferoidi è avvolta da gusci di austenite (figg. 371a e 373a), ve ne sono comunque di flottanti nel liquido residuo che non presentano tale guscio (figg. 371b e 373b).

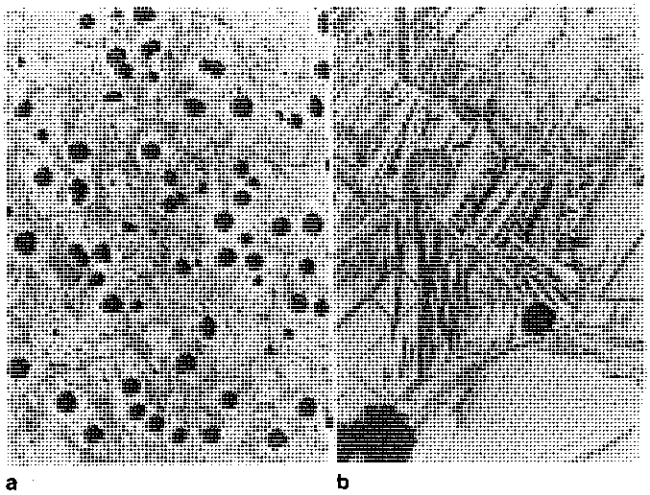
Le sequenze di solidificazione di leghe ipoeutettiche sono analoghe a quelle di leghe eutettiche come quella considerata, se si eccettua l'anticipazione nella precipitazione delle dendriti di austenite primaria per il più basso tenore di C delle stesse.

Per composizioni ipereutettiche la solidificazione inizia con la precipitazione di sferoidi di grafite primaria (fig. 375) prima dell'arresto eutettico.

Immediatamente sotto la temperatura eutettica si nuclea l'austenite che circonda rapidamente gli sferoidi di grafite primaria ed i nuovi sferoidi che si formano secondo un modello ancora una volta simile a quello analizzato per la composizione eutettica.

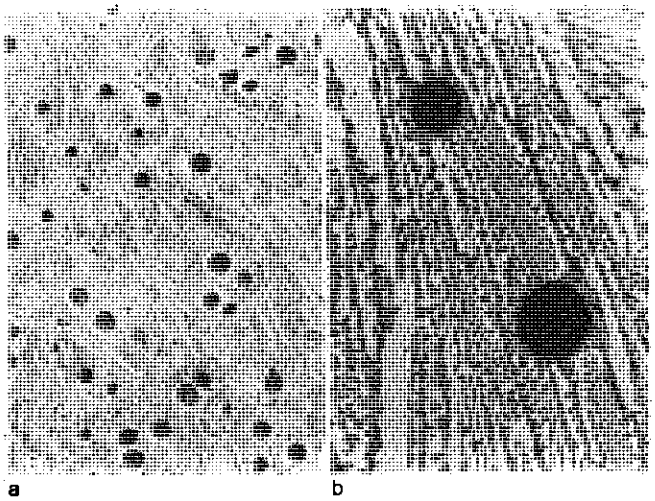
Il processo generale di solidificazione può, pertanto, essere considerato il seguente:

- gli sferoidi di grafite si formano e crescono a contatto con il liquido;
- sono solitamente circondati da un guscio di austenite;
- durante l'intero processo di solidificazione si formano gradualmente nuovi sferoidi la cui velocità di crescita è



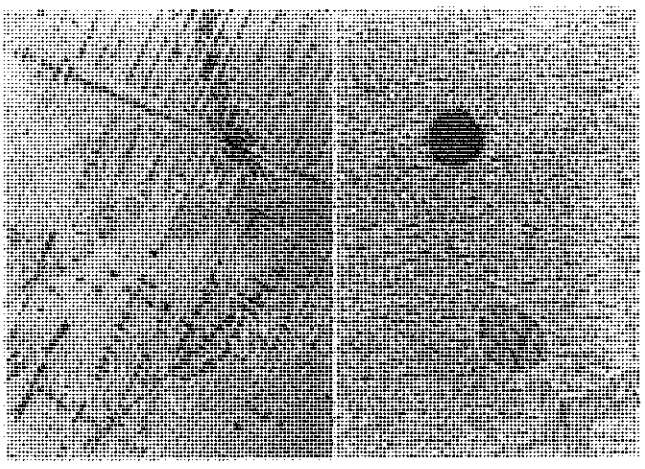
a b

Fig. 373 – Lega quasi eutettica temprata 28 s dopo l'inizio della reazione eutettica (a) (x 105). Sferoidi di grafite flottanti nel liquido (b) (x 1.050).



a b

Fig. 374 – Lega quasi eutettica temprata dopo 76 s dall'inizio della reazione eutettica (a) (x 105). Sferoidi di grafite flottanti nel liquido (b) (x 1.050).



a b

Fig. 372 – Lega quasi eutettica temprata 2 s dopo l'inizio della reazione eutettica (a) (x 108). Sferoidi di grafite flottanti nel liquido (b) (x 1.080).

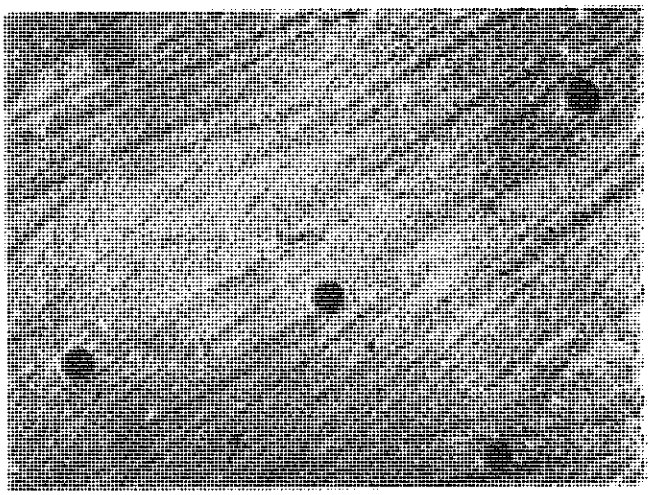


Fig. 375 – Sferoidi di grafite primaria in una lega ipereutettica (C = 4,40% , Si = 0,03% , Ni = 2,96% , Mn = 0,12%) temprata prima della reazione eutettica.

controllata inizialmente dalla diffusione del carbonio nella fase liquida;

- la crescita dello sferoide, circondato da austenite, è rallentata a causa della più bassa diffusività del carbonio nell'austenite che nella fase liquida;
- nonostante tale rallentamento, è stato stimato che più di metà del volume di grafite dello sferoide abbia origine dalla diffusione del carbonio attraverso l'austenite.

Una verosimile interpretazione grafica dello stesso è schematizzata in fig. 376 unitamente alla probabile distribuzione dei vari elementi al fronte di solidificazione nelle varie fasi di crescita degli sferoidi ([2]).

Se si assume che lo sferoide cresca liberamente e direttamente nel liquido, la crescita dello sferoide determina nel metallo circostante un impoverimento in carbonio e conseguente arricchimento in ferro.

Questo meccanismo di diffusione dà origine ad una zona nota comunemente sotto il nome di *alone* che, per il suo marcato sottoraffreddamento costituzionale, può solidificare in austenite, rallentando di molto la velocità di crescita dello sferoide.

La solidificazione dell'alone dovrebbe aver luogo per ultimo per il progressivo innalzamento del punto di fusione, determinato in quella regione dall'arricchimento in ferro e impoverimento in carbonio. Un inizio di solidificazione precoce del guscio di austenite riduce le dimensioni degli sferoidi, incrementandone il numero (caso degli spessori sottili).

Più avanti, infine, con la transizione $\gamma \rightarrow \alpha$, la solubilità del carbonio nel ferro tende a zero; l'austenite si trasforma in perlite che, a sua volta, può decomporsi in grafite e ferrite, depositandosi la prima sugli sferoidi già presenti.

Il risultato visibile di questa sedimentazione è un anello discontinuo prossimo alla periferia dello sferoide di grafite, talvolta distinguibile anche dopo una normale preparazione metallografica, ma più spesso evidenziato da attacco o lieve compressione del provino (fig. 377) ([14]).

Quando durante la trasformazione eutettoidica l'austenite che avvolge lo sferoide si trasforma in ferrite per precipitazione del carbonio, questa assumerà il tipico aspetto a *occhio di bue*.

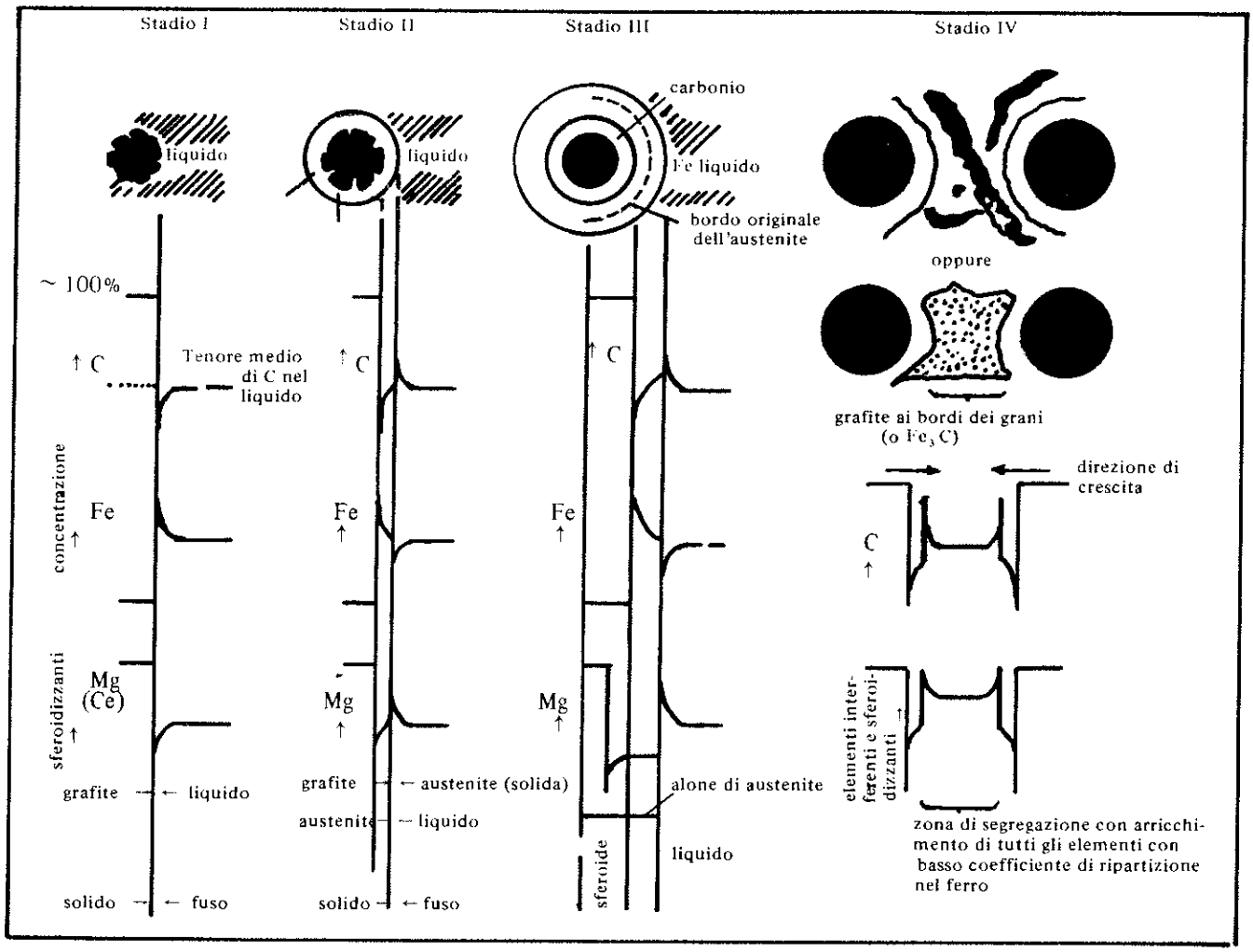
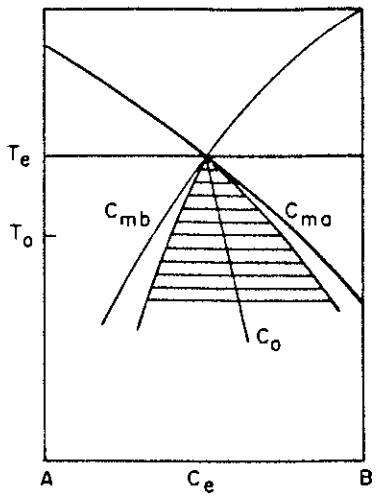


Fig. 376 — Distribuzione di vari elementi nel fronte di solidificazione dei vari stadi di crescita degli sferoidi di grafite.



Fig. 377 – Sferoide con anello periferico di grafite precipitata durante la trasformazione eutettoidica.



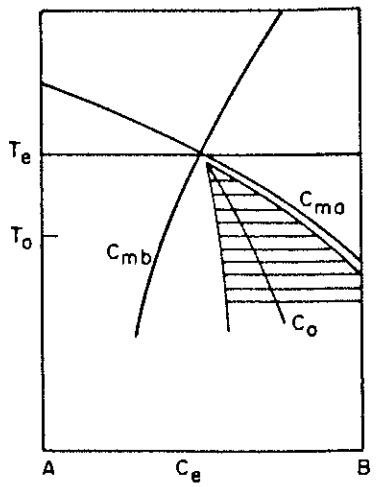


Fig. 378 – Rappresentazione schematica delle zone di accoppiamento nei sistemi metallici eutettici.

TEORIE SULLA FORMAZIONE DELLA GRAFITE SFEROIDALE

Zona di accoppiamento - Tipi di eutettico - L'eutettico grafitico degenerato

Nella solidificazione eutettica le fasi solide, che si formano, precipitano in genere contemporaneamente all'interfaccia comune solido-liquido. Si ha cioè quella crescita, detta crescita accoppiata, che rende possibile la cristallizzazione all'interfaccia ad una velocità maggiore di quella di due fasi che cristallizzano indipendentemente.

Il concetto di *zona di accoppiamento* è di grande utilità per descrivere i processi di solidificazione eutettica. In un eutettico binario essa è rappresentata dal campo di temperature e di concentrazioni, al di sotto della temperatura eutettica, in cui le due fasi eutettiche possono crescere simultaneamente alla stessa velocità.

Nella fig. 378 ([15]) le zone di accoppiamento sono quelle tratteggiate: il proseguimento delle curve del *liquidus* sotto la temperatura eutettica Te contiene, appunto, la zona nella quale il liquido sottoraffreddato è soprassaturo in entrambe le fasi eutettiche. La linea Co rappresenta la concentrazione alla quale la soprassaturazione è la stessa per i due componenti A e B.

All'esterno della zona di accoppiamento le due fasi possono crescere contemporaneamente, ma una fase crescerà a velocità maggiore dell'altra. Se la zona di accoppiamento è pressocchè simmetrica rispetto alla composizione eutettica, Ce resta all'interno della zona di accoppiamento e la crescita porta ad una struttura eutettica normale. Al contrario, quando la differenza tra la temperatura di fusione di A e quella di B è notevole, la composizione eutettica sottoraffreddata Ce resta fuori della zona di accoppiamento, e tanto più quanto maggiore è il sottoraffreddamento stesso.

In questo caso la struttura è quella di un eutettico *degenerato* o *divorziato*, nel quale le due fasi non possono all'inizio crescere contemporaneamente e la crescita è allora regolata dalla possibilità di nucleazione della fase.

Nella fig. 379 sono rappresentati, per due fasi a grande differenza di punto di fusione (e precisamente Fe e C), i tre casi di composizione rispettivamente eutettica, ipoeutettica e ipereutettica. Nel primo caso il sottoraffreddamento porta il liquido in un'area fuori della zona di accoppiamento, dove cominciano a formarsi dendriti austenitiche (punto 1). Ciò conduce ad una variazione di concentrazione ed al punto 2. Qui può avvenire una crescita contemporanea di austenite-grafite con emissione di calore di solidificazione e l'eutettico è in tal caso normale.

Per una ghisa ipoeutettica, dopo la separazione di dendriti austenitiche sopra la temperatura eutettica e sotto, fino al punto 2, si giunge, a causa del forte sottoraffreddamento, alla separazione di grafite con spostamento della composizione verso sinistra e, quindi, crescita eutettica entro la zona di accoppiamento.

Nel terzo caso (composizione ipereutettica) si separa la grafite primaria in 1 e la composizione si sposta, quindi, lungo il *liquidus* fino a 2; qui, nel caso della formazione di sferoidi di grafite, l'austenite si separa fuori zona ed avvolge la grafite. La crescita dell'austenite porta, in tal caso, ad una crescita divorziata a causa dell'incapsulamento della grafite.

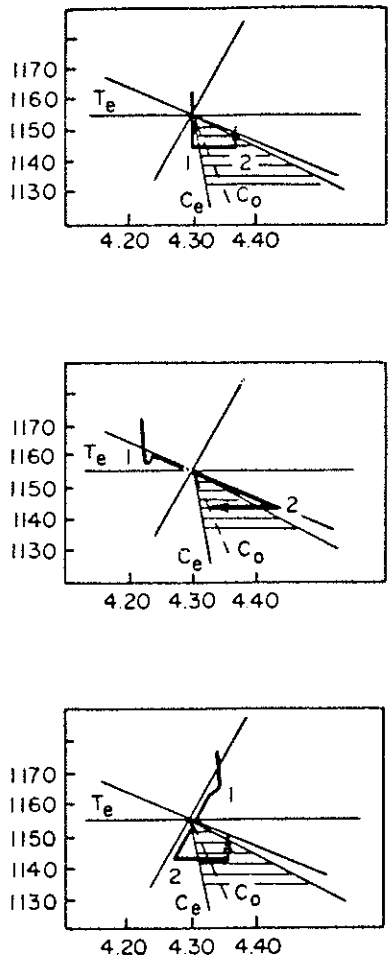


Fig. 379 — Rappresentazione del raffreddamento di ghise con differenti carboni equivalenti secondo il concetto di zona di accoppiamento.

I fenomeni, però, appaiono spesso più complessi di quelli ora descritti. Una zona di accoppiamento asimmetrica rende possibile una grande varietà di differenti strutture che dipendono soprattutto dalle caratteristiche di nucleazione delle due fasi. Le variazioni strutturali sono altresì legate strettamente alle condizioni di raffreddamento o meglio al sottoraffreddamento, in quanto quest'ultimo provoca variazioni della composizione.

Dal concetto di zona di accoppiamento derivano, quindi, tre possibili tipi di eutettico ([16]):

- Eutettico normale o cooperante: una delle due fasi nuclea l'altra ed ambedue crescono, quindi, contemporaneamente da un fronte comune di separazione solido-liquido.
  Il risultato è la struttura eutettica lamellare.
- Eutettico anomalo o non cooperante: nessuna delle due fasi ha potere nucleante verso l'altra. Esse crescono contemporaneamente con un meccanismo che porta ad una struttura lamellare disordinata.
- Eutettico degenerato o divorziato: nessuna delle due fasi ha potere nucleante nei confronti dell'altra. La cristallizzazione delle fasi è separata nello spazio e nel tempo. Riferendosi al diagramma fasico, ciò significa che le fasi crescono completamente fuori della zona di accoppiamento. La crescita divorziata di un eutettico è tanto più probabile quanto maggiore è lo scostamento dalla composizione eutettica e quanto maggiore è il sottoraffreddamento. Inoltre, perchè un eutettico divenga degenerato, occorre che esistano condizioni tali per cui una fase precipita in notevoli quantità prima che solidifichi l'altra.
  In questo tipo di eutettico si può, quindi, avere la formazione di un guscio della seconda fase intorno alla prima fase, già precipitata, quando la prima cresce fino ad un certo punto prima che la seconda fase inizi a solidificare e le velocità di diffusione nel liquido sono tante basse che non può aversi equilibrio tra la concentrazione all'interfase ed il liquido residuo.
  L'eutettico con grafite sferoidale è un tipico esempio di eutettico degenerato nel quale la grafite non può nucleare l'austenite e cresce fino ad un certo diametro prima che l'austenite solidifichi.
  Si può supporre che la presenza di elementi interferenti e sferoidizzanti influenzi rispettivamente in modo positivo e negativo la nucleazione dell'austenite da parte della grafite; ciò, però, resta da dimostrare. Un'influenza degli elementi sferoidizzanti potrebbe anche manifestarsi attraverso un rallentamento della velocità di crescita della grafite e, quindi, un aumento del sottoraffreddamento.
  Secondo Minkoff e Lux ([17]) sarebbe la grande stabilità del piano (0001), cioè la sua difficoltà a sviluppare una proiezione nel liquido o una ramificazione, a determinare la crescita degenerata dell'eutettico. La grafite, avendo come limiti nello sferoide i piani (0001), non è in grado di iniziare una crescita in cooperazione con l'austenite, cosicchè questa fase finisce per circondarla completamente.

Nucleazione della grafite sferoidale e possibile influenza del nucleo sulla sua morfologia

Molti studi sono stati effettuati sui nuclei della grafite ai quali parecchi ricercatori hanno attribuito la causa della morfologia della grafite. Nel caso dello sferoide, i nuclei agirebbero in modo da provocare la crescita della grafite con la stessa velocità in tutte le direzioni, formando così una sfera.

Nel caso della ghisa sferoidale i nuclei possono essere generati, oltre che dagli elementi preesistenti nel bagno, dai costituenti dell'inoculante e dai prodotti della reazione dell'agente sferoidizzante con i predetti elementi.

Secondo Htun ([18]), il quale, variando le condizioni di solidificazione, ottenne grafite lamellare, sferoidale, vermiculare, i nuclei che formano i vari tipi di grafite possono essere identici. Ciò fu confermato anche da Wieser e altri ([19]) che sottolinearono che la pratica di inoculazione e i suoi effetti paiono essere gli stessi sia per grafite lamellare sia per grafite sferoidale, cosicchè i nuclei efficaci per l'una sono efficaci anche per l'altra.

Percheron e Septier ([20]), ad esempio, identificarono al centro degli sferoidi particelle di nitruro di boro, formatesi da N e B contenuti in minima quantità negli inoculanti: questo composto, avendo parametri della cella simili a quelli della grafite, può costituire un ottimo substrato per una crescita epitassiale della grafite stessa.

Una delle teorie più note a sostegno della crescita da nuclei è quella di Lux ([21]), che ipotizza una crescita della grafite da nuclei formati da carburi salini (Ca, Sr, Ba). Una buona parte del suo lavoro fa esplicito riferimento al carburo di calcio; egli afferma che è plausibile che la grafite cresca epitassialmente sugli strati di carbonio del CaC_2. Similmente, carburi di Sr e Ba possono fornire nuclei attivi per la crescita della grafite, quando si usano inoculanti contenenti appunto Sr o Ba. Finora, tuttavia, non è stata ottenuta una prova metallografica che confermi la validità di questa ipotesi; ad esempio, non sono state identificate particelle di carburo al centro degli sferoidi.

Warbichler e Geymayer ([22]), con l'ausilio del microscopio elettronico a trasmissione e a scansione ed anche del microscopio ottico per l'osservazione di campioni in lamine sottilissime, constatarono la presenza nello sferoide di inclusioni che per lo più contenevano Mg, Si, Ca e Fe. La separazione delle inclusioni dal nucleo era fatta per attacco con plasma di ossigeno.

Karsay ([23]) ha per primo supposto che gli sferoidi siano nucleati dalla precipitazione della grafite entro bolle gassose.

Recentemente, Yamamoto e altri ([24]) sono riusciti a produrre grafite sferoidale, provocando bolle gassose per mezzo di aggiunta sia di elementi con alta tensione di vapore alle temperature normali del bagno (S, Se, Te, ecc.) sia di altri elementi nei quali è stato assorbito idrogeno (La, Ce, Y, ecc.), sia per mezzo di introduzione di azoto ad alta pressione e di gas come Ar, CO_2 e N_2 con lancia forellata.

Jacobs e altri ([25]) hanno impiegato per il loro lavoro il microscopio elettronico a scansione, a trasmissione e il microanalizzatore. Essi hanno messo in evidenza che gli sferoidi contengono al centro una particella estranea ed hanno pure dimostrato che questo vale per tutti o quasi tutti gli sfeoridi. Le particelle hanno l'aspetto di lamelle esagonali di diametro circa 1 μm e alla periferia sono formate da Mg, Al, Si, mentre al centro si nota la presenza di S e Ca. Queste particelle possiedono, evidentemente, una struttura duplice complessa.

Le particelle isolate presenti nella matrice, le particelle cioè non circondate da grafite, di diametro $1 \div 2$ μm e spessore $\sim$ 0,3 μm pure esagonali, rivelarono al microanalizzatore la seguente struttura:

a – la regione esterna consiste di un singolo cristallo cubico che è stato identificato come ossido del tipo spinello, contenente Mg, Al e Si;

b – la particella centrale, molto piccola, dell'ordine di 0,05 μm è un solfuro misto (Ca, Mg) S;

c – le facce maggiori di ogni particella sono formate da due superfici (111) dello spinello. Ogni superficie (111) è coperta da uno strato sottile di grafite;

d – la regione più esterna della particella è contaminata da zolfo assorbito e debolmente legato alla particella.

Da questi risultati gli Autori dedussero che le particelle estranee agiscono da nuclei; esse, cioè, rappresentano un idoneo substrato per la crescita epitassiale della grafite secondo la relazione:

(0001) grafite // (111) ossido

I nuclei isolati osservati nella matrice mostrano uno strato esterno sottilissimo di grafite che può essere interpretato come una crescita epitassiale incipiente. Essi probabilmente non sono divenuti attivi proprio per contaminazione con zolfo. Da un lato, quindi, lo zolfo si combina con Mg e Ca per formare i germi primitivi attivi; dall'altro, poichè con il procedere del raffreddamento aumenta la soprassaturazione del liquido in zolfo e questo non può più depositarsi sui solfuri formatisi perchè incapsulati dall'ossido, lo zolfo è assorbito all'interfaccia spinello/liquido, impedendo ogni ulteriore crescita grafitica.

Secondo questi Autori, dunque, la cinetica di formazione del nucleo doppio è governata da alcuni elementi vitali e cioè in particolare da Mg, Al, Ca (ed eventualmente Sr).

Anche Lalich e Hitchings ([26]), impiegando microscopi elettronici ed un attacco al plasma per evidenziare le particelle non metalliche, trovarono che al centro della maggior parte degli sferoidi esiste un nucleo costituito da solfuro di Mg e di Ca. In molti casi la forma della grafite è stata trovata in relazione con la forma delle inclusioni non metalliche. In ghise commerciali fuse al cubilotto le inclusioni consistevano di una miscela di solfuri e silicati che come costituenti principali avevano Mg, Ca e Al.

Francis ([27]) ha studiato la composizione di sferoidi di varie dimensioni contenuti in ghise sferoidali al magnesio, di sferoidi ottenuti nelle parti di un getto di ghisa con grafite lamellare che solidificava più velocemente ed infine di grafite lamellare.

Dopo aver separato la grafite con un attacco acido e centrifugazione, egli procedette all'esame dei campioni ai microscopi ottico ed elettronico. Tutti gli sferoidi osservati avevano al centro una ed una sola particella pressocchè sferica che costituisce il nucleo eterogeneo.

Furono trovati anche indizi di una relazione morfologica tra il nucleo e la grafite: nucleo sferico = grafite sferica, nucleo ovale = grafite ovale e così via. Il particolare attacco acido adottato assicurava che doveva trattarsi veramente di un nucleo, in quanto questo restava protetto dalla grafite, mentre le inclusioni eventuali non protette erano disciolte e portate via dal successivo lavaggio.

L'esame diffrattometrico dimostrò che i nuclei sono soprattutto CeO_2 e Fe_2O_3 con un pò di MgO. Forse sono presenti anche silicati che non poterono però essere identificati. Nella grafite in lamelle è presente l'ossigeno in alta concentrazione e poco zolfo. Nella ghisa sferoidale O e S non furono trovati nella grafite. Questo induce a pensare che è soprattutto l'ossigeno a modificare la crescita (oltre allo S) e che Mg e Ca hanno la funzione di disossidanti. Non fu, però, possibile accertare quantitativamente l'importanza dell'ossigeno e dello zolfo.

Fu, tuttavia, constatato che la composizione dei nuclei varia molto in bagni diversi ed anche nello stesso bagno. Per la grafite lamellare, i nuclei sono costituiti da solfuri.

Sui nuclei eterogenei, si può ancora accennare agli studi ed alle ipotesi di Warrich ([28]) (presenza di vari solfuri di magnesio), Rosenstiel ([29]) (nuclei costituiti da Mg, Si e O),

Zeedijk ([30]) (nuclei di silicoalluminato di Mg). Anche Hunter e Chadwick ([31]) suppongono che si formi un nucleo eterogeneo per reazione del Mg con le impurezze del bagno.

Esiste, infine, la possibilità che a nucleare lo sferoide possa essere la grafite stessa ([32]). E' stato, infatti, provato che nella ghisa allo stato liquido la probabilità di una distribuzione casuale degli atomi è molto bassa e che probabilmente sono presenti piccoli raggruppamenti di atomi di carbonio. Una lega liquida FeC sarebbe, quindi, da considerare un sistema colloidale contenente microgruppi di atomi di C, che diminuiscono di numero con l'aumentare della temperatura e la cui esistenza spiega bene certe proprietà dei bagni metallici.

Il raggio di questi gruppi, considerandoli sferici, è però al massimo di circa 5×10^{-3} μm, che è una dimensione troppo piccola perchè sia termodinamicamente possibile su di essa una deposizione di grafite. E' stata perciò avanzata l'ipotesi che avvenga un'aggregazione di questi gruppi, che sarebbe in particolare promossa dall'aggiunta di inoculanti, come il Fe-Si. Naturalmente questa azione del Fe-Si non esclude il meccanismo che prevede la formazione di zone di alta concentrazione di silicio e, quindi, di sovrassaturazione di C e formazione di grafite con nuclei eterogenei di reazione, dei quali si è parlato.

Inoltre è stata notata presso l'inoculante in dissoluzione la presenza di carburo di silicio; questo si decompone quando non possono più sussistere le condizioni per la sua esistenza (22% Si e 0,3% C) ed è turbata la concentrazione del silicio nel bagno. Si formano, in tal caso, particelle di grafite che potrebbero costituire i nuclei di crescita.

Un'ulteriore osservazione riguarda il numero degli sferoidi e quindi dei nuclei efficaci: esso è 100 ÷ 200 volte maggiore di quello della grafite lamellare. Molto probabilmente questo alto numero di nuclei è provocato dall'alto grado di sottoraffreddamento proprio della ghisa sferoidale e che, come già detto, potrebbe essere dovuto al ritardo nella crescita della grafite, anche se questa in realtà ha già iniziato a solidificare vicino alla temperatura di equilibrio.

Come si noterà, le opinioni e soprattutto i risultati delle ricerche sono molto contrastanti. Spesso le differenze nella composizione dei nuclei riscontrate dai diversi Autori possono essere attribuite alle elevate difficoltà di osservazione e di analisi, benchè l'impiego recente di nuovi mezzi di indagine abbia permesso progressi veramente considerevoli. E' però anche probabile che differenze tra i nuclei esistano realmente, come osservato da Francis ([27]), tra bagni diversi ed anche entro lo stesso bagno.

Ipotesi sulla formazione dello sferoide basate su considerazioni chimico-fisiche

Da studi metallografici è risultato che le velocità di crescita nelle direzioni "a" e "c" del reticolo grafitico possono essere molto diverse (fig. 380). Si può perciò supporre che nel caso della grafite in lamelle la faccia del prisma e cioè il piano $(10\bar{1}0)$ sia cresciuto più del piano (0001) a causa di una maggiore velocità di crescita. Nella grafite sferoidale accadrebbe esattamente l'opposto [maggior velocità di crescita del piano (0001)].

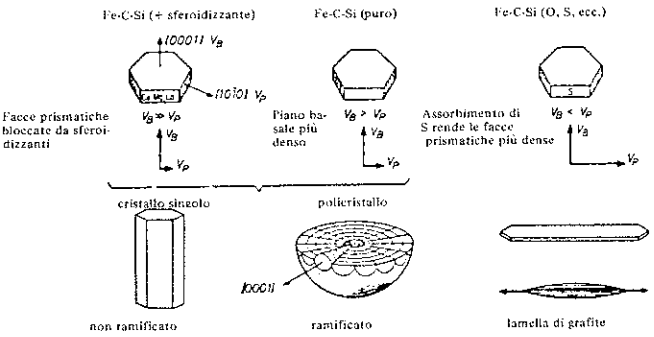


Fig. 380 – Schema della variazione della velocità di crescita della grafite causata dall'assorbimento di atomi estranei.

Questa differenza della velocità di crescita costituirebbe il presupposto per una diversa forma esterna della grafite, anche se di per sè non è sufficiente a spiegare la crescita in forma radiale policristallina.

La spiegazione di questa inversione della velocità di crescita può risiedere nell'assorbimento di atomi estranei sulle facce del reticolo della grafite durante la cristallizzazione.

La grafite presenta strati di estensione indefinita di atomi di carbonio composto da anelli esagonali saldati insieme (fig. 381): tra gli strati il legame è molto debole. La diversa distribuzione atomica nelle varie direzioni origina proprietà diverse per i differenti piani cristallografici considerati.

Lavori recenti ([33]) hanno preso in considerazione l'anisotropia cristallografica del reticolo di grafite, studiando le variazioni di energia interfacciale tra i piani di base e prismatici della grafite di una ghisa trattata con agenti sferoidizzanti o meno, a diversi livelli di impurezze, in forni ad atmosfera neutra. I risultati di alcuni lavori sono riportati nella tab. LXII. L'esame della tabella permette di rilevare come l'ottenimento di grafite sferoidale sia legata a:

– Valori elevati di γ_{LG} (maggiori di 1.550 mJ/m^2) e di γ_{SL} (0001) e γ_{SL} $(10\bar{1}0)$ (non inferiori a 1.150 ÷ 1.200 mJ/m^2 (*).

(*) γ_{LG} = tensione superficiale del metallo liquido.

γ_{SL} = tensione interfacciale tra grafite e metallo liquido.

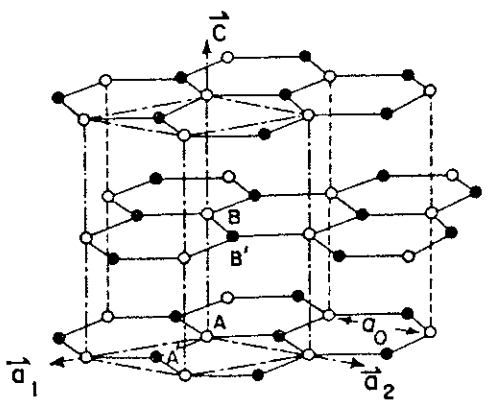


Fig. 381 – Struttura dei cristalli di grafite che mostrano la sequenza ABAB. La lunghezza AA' è 0,146 nm.

Tabella LXII - Proprietà superficiali delle ghise liquide.

Tipo di ghisa	γ_{LG} (mJ/m²)	γ_{SL} (mJ/m²)		Asse c	Asse a	Forma della grafite dopo solidificazione
		(0001)	(10$\bar{1}$0)			
1) Trattata con Mg	1.622	1.242	1.390	140	149	Sferoidale
2) Trattata con Ce	1.590	1.236	1.348	141	146	
3) Trattata con Mg, + aggiunta di 0,2% Bi e 0,45% Ce	1.560	1.195	1.293	140	146	
4) Trattata con Mo + aggiunta di 0,25% Sb e 0,45% Ce	1.540	1.198	1.277	141	146	
5) Trattata con Mg + aggiunta di 0,5% Sn e 0,45% Ce	1.580	1.210	1.310	140	146	
6) Trattata con Mg + aggiunta di 0,08% Sb	1.560	1.212	1.323	141	148	
A) Ghisa lamellare (Tipo 1)	1.034	197	72	101	94	Lamellare
B) Ghisa lamellare (Tipo 2)	1.380	711	539	121	113	
C) Ghisa con eccesso di Ce	1.110	863	898	141	144	
D) Trattata con Mg + aggiunta di 0,2% Bi	1.049	754	880	136	147	
E) Trattata con Mg + aggiunta di 0,25% Sb	1.034	780	826	139	143	
F) Trattata con Mg + aggiunta di 0,5% Sn	1.192	900	1.000	139	147	
G) Ghisa con 0,16% Al	1.590	570	465	111	107	

Composizione chimica % delle ghise esaminate

Descrizione	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ce	O_2
Ghisa trattata con Mg (sferoidale) (1)	3,52	2,89	0,33	0,001	0,004	0,09	-	0,0007
Ghisa trattata con Ce (sferoidale) (2)	3,51	2,85	0,33	0,001	0,004	-	0,18	0,0008
Ghisa non trattata (lamellare) (A)	3,53	2,89	0,31	0,228	0,019	-	-	0,0035
Ghisa non trattata (lamellare) (B)	3,58	2,79	0,30	0,001	0,004	-	-	0,0018
Ghisa con eccesso di Ce (lamellare) (C)	3,52	2,9	0,30	0,001	0,003	-	0,7	0,0016

γ_{LG} = Tensione superficiale del metallo liquido.

γ_{SL} (0001) = Tensione interfacciale sull'interfaccia ghisa liquida con piani basali del reticolo di grafite.

γ_{SL} (10$\bar{1}$0) = Tensione interfacciale sull'interfaccia ghisa liquida con piani prismatici del reticolo della grafite.

– Inversione contemporanea dei livelli di tensione interfacciale (fig. 382) provocata dall'assorbimento preferenziale degli elementi tensioattivi nei diversi piani reticolari.

Le facce del prisma (10$\bar{1}$0) sono le meno dense, possiedono un'alta energia superficiale ed hakno, perciò, la massima capacità di assorbimento. E', quindi, su queste facce che sono di preferenza assorbiti gli atomi estranei e cioè nel caso specifico sia gli elementi interferenti (S, O, Ti, ecc.) sia gli sferoidizzanti (Mg, Ce, Ca, ecc.). Le facce più dense (0001), e cioè i piani di base della grafite, hanno la più alta probabilità di nucleazione superficiale (fig. 382) ([34]) e, quindi, possiedono una maggior velocità di crescita . In una lega Fe-C-Si di alta purezza la crescita avviene sui piani di base, compatti, a bassa energia ed alta probabilità di nucleazione per aggiunta di atomi di carbonio.

Elementi interferenti che sono anche tensioattivi, come lo S, sono assorbiti sulle facce del prisma meno dense, abbassando l'energia interfacciale ad un valore inferiore a

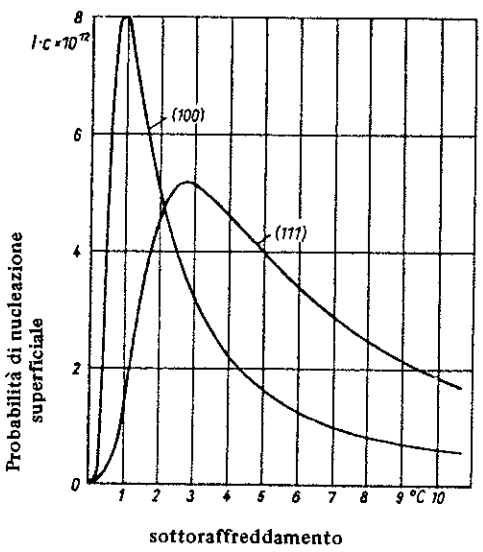


Fig. 382 – Probabilità di formazione di germi sulle facce (111) e (100) del piombo in relazione al sottoraffreddamento.

quello dei piani di base $\gamma SL\ (0001) > \gamma SL\ (1\bar{0}10)$. La probabilità di nucleazione superficiale di queste facce (fig. 383) aumenta allora in modo tale che esse diventano la direzione preferenziale di crescita. Si forma una lamella.

Elementi sferoidizzanti, come il Mg, aggiunti ad un bagno contenente S, reagiscono con questo e ne impediscono perciò l'assorbimento. I piani di base diventano allora di nuovo i piani a minor energia e la crescita avviene ancora da questi ($\gamma SL\ (0001) < \gamma SL\ (1\bar{0}10)$).

La riduzione delle energie interfacciali operate dalla presenza di elementi interferenti (ghise DEF, tab. LXII) fino a provocare la scomparsa della forma sferoidale può essere convenientemente annullata da significative aggiunte di cerio. Quest'ultimo neutralizza gli elementi interferenti, combinandosi con loro per dare composti intermetallici passivi: la tensione interfacciale aumenta di nuovo sino ai livelli necessari a favorire la cristallizzazione sferoidale della grafite (ghise 3, 4 e 5).

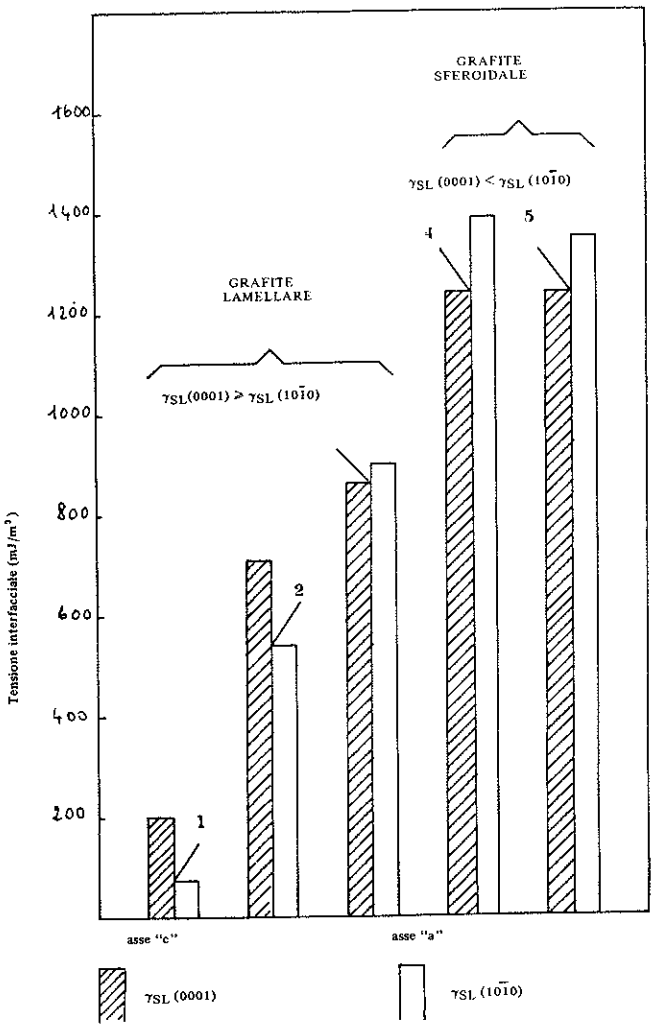


Fig. 383 — Tensioni interfacciali della ghisa liquida per piani diversi del reticolo cristallino di grafite per le seguenti ghise lamellari e sferoidali.

1 — Ghisa commerciale con S = 0,019% non trattata.
2 — Ghisa sperimentale non trattata.
3 — Ghisa con eccesso di cerio.
4 — Ghisa trattata con magnesio.
5 — Ghisa trattata con cerio.

Vi è ancora da notare come l'aggiunta eccessiva di elementi sferoidizzanti evidenzi le loro intrinseche qualità tensioattive, riducendo il valore della tensione interfacciale: in questo caso la forma della grafite è sferoidale (ghisa C).

Esperienze contemporanee, condotte mantenendo alla stessa temperatura bagni di ghisa e miranti a specificare la forma della grafite in funzione dei livelli di tensione interfacciale e al rapporto tra detti valori determinati sull'interfaccia del liquido con ciascuno dei piani del reticolo di grafite, favoriscono una più profonda comprensione della natura fisico-chimica della forma di cristallizzazione della grafite.

E' stato dimostrato ([33]) che il mantenimento isotermico della ghisa trattata con magnesio porta in tutti i casi ad una diminuzione della tensione interfacciale, ma la diminuzione più marcata avviene all'interfaccia del metallo liquido con le facce prismatiche del reticolo di grafite (fig. 384). Ne consegue che dopo un certo tempo si eguaglia la tensione interfacciale dei piani di base e delle facce del prisma.

Un'ulteriore attesa provoca l'inversione dei livelli di tensione interfacciale, con $\gamma SL\ (0001) > \gamma SL\ (1\bar{0}10)$. Viene a mancare, in tale istante, una delle condizioni capaci di promuovere la forma sferoidale della grafite, che evolverà la propria geometria verso strutture compatte e lamellari.

Analogo comportamento è manifestato dal metallo trattato con cerio, per quanto con velocità meno marcate.

Si può dunque ritenere che l'inversione dei livelli di tensione interfacciale, unitamente ad un loro generale abbassamento sia da considerare alla base dell'evoluzione della grafite verso forme lamellari, fenomeno noto comunemente al fonditore come *fading* o *evanescenza*.

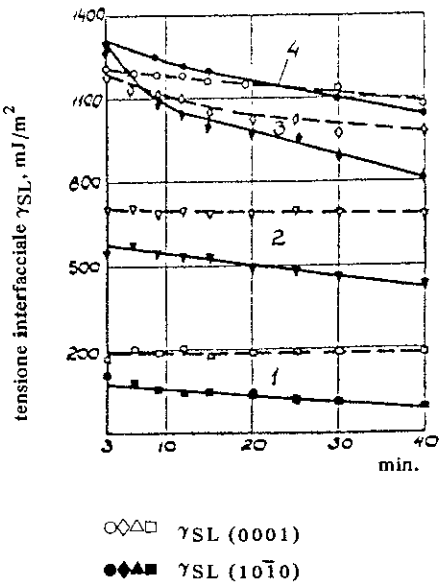


Fig. 384 — Variazione della tensione interfacciale di diverse ghise liquide nel mantenimento isotermico.

1 — Ghisa commerciale con S = 0,019% non trattata.
2 — Ghisa sperimentale non trattata.
3 — Ghisa trattata con magnesio.
4 — Ghisa trattata con cerio.

Sembra che vi sia una differenza sostanziale nel tipo di legame che si instaura quando sono assorbiti sulle stesse facce gli sferoidizzanti e gli elementi interferenti. Lo S è fortemente legato alla grafite come legame omopolare. Gli sferoidizzanti, invece, formano con la grafite legami ionici che non entrano a far parte del reticolo della grafite e tendono forse a bloccare la cristallizzazione del reticolo grafitico con legame omopolare.

Tra le ricerche più recenti, che prendono in considerazione l'aspetto chimico-fisico del processo di crescita sferoidale della grafite, sono da menzionare quelle di Swan e Bates ([35]) che hanno preparato strati di grafite pirolitica che presentano un piano formato dai piani di base grafitica (piani basali) e bordi formati dai piani del prisma (piani prismatici). La tendenza di una ghisa all'assorbimento sui 2 piani suddetti può essere misurata, fondendo gocce di ghisa sui piani basali o sui piani prismatici (metodo della goccia sessile). Si è effettivamente constatato che lo S o altri elementi tensioattivi abbassano l'energia interfacciale dei piani prismatici, sui quali sono assorbiti, al di sotto di quella dei piani basali. La crescita avviene in tal caso nella direzione "a" con formazione di lamelle di grafite. Nei metalli puri i piani basali sono risultati quelli a minor energia e quindi la crescita avviene in direzione "c".

Gli elementi sferoidizzanti come Mg e Ce si combinano con lo S e ne impediscono l'assorbimento. Analoghi risultati hanno ottenuto Kalvelage-Pötschke ([36]). Uno studio, effettuato con accurati esami ed analisi al microscopio elettronico a scansione ([37]), ha messo in evidenza nella ghisa a grafite lamellare la presenza all'interfaccia grafite-liquido di zolfo e ossigeno i quali, come è stato dimostrato, sono stati assorbiti durante la solidificazione. Nel caso della grafite sferoidale, non si nota la presenza all'interfaccia nè di elementi interferenti nè di sferoidizzanti, se si eccettuano particelle di precipitati di Mg combinato con P e/o S. I vari modelli, che prevedono l'assorbimento all'interfaccia dello sferoide di grafite-liquido degli sferoidizzanti, sono perciò smentiti dalle esperienze di questi autori.

Ipotesi sulla formazione della grafite sferoidale basata sulla teoria della crescita dei cristalli

La solidificazione eutettica porta in genere a strutture monocristalline. La conformazione di uno sferoide costituisce un'eccezione a questa regola: si ha, infatti, in questo caso una fase che ha assunto una configurazione radiale di cristalli che crescono da un centro comune verso l'esterno. Siamo in presenza di una struttura policristallina monofasica altamente simmetrica.

Se si prescinde dall'ipotesi dello sferoide generato dal nucleo viene naturale rifarsi ai meccanismi di crescita in forma sferoidale studiati per altre sostanze, richiamando innanzitutto alcuni fenomeni relativi alla crescita cristallina di metalli liquidi.

Nella fig. 385 ([38]) la curva (a) rappresenta una situazione (ideale) di un metallo puro, nella quale l'interfaccia solido/liquido non avanza e, quindi, la solidificazione non procede. La temperatura all'interfaccia è infatti T_E, che è

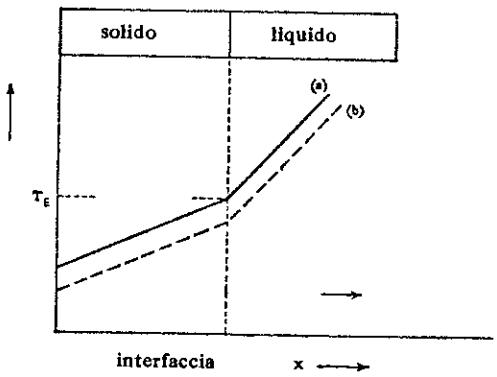


Fig. 385 — Andamento della temperatura in una crescita cristallina.
a — Interfaccia stazionaria.
b — Interfaccia avanzate.

la temperatura alla quale coesistono solido e liquido in equilibrio. Affinchè la solidificazione proceda e cioè affinchè vi siano più atomi che si aggiungono al solido di quanti lo abbandonano, occorre che la temperatura all'interfaccia sia leggermente sotto la temperatura di fusione. In poche parole deve esistere un certo sottoraffreddamento.

Nella stessa figura la curva (b) rappresenta, sempre per un metallo puro, una situazione di sottoraffreddamento nel quale l'interfaccia può avanzare ed il calore che si elimina attraverso il solido (dove si ha un alto gradiente di temperatura) deve eguagliare il calore assorbito dal liquido più il calore latente di fusione. E' intuibile che la velocità, con la quale si trasmette il calore attraverso il solido, controlla la velocità di avanzamento dell'interfaccia. Quando, come nel nostro caso, il gradiente di temperatura nel liquido è positivo, l'interfaccia solido-liquido è piana e priva di strutture, almeno considerando una scala superiore a circa 10^{-3} cm. Se si formasse una protuberanza all'interfaccia, essa entrerebbe in un liquido più caldo e la sua crescita si arresterebbe subito.

Quando il gradiente di temperatura nel liquido è negativo (fig. 386), il liquido davanti all'interfaccia è sottoraffreddato, è cioè al di sotto della temperatura di fusione termodinamica. Una tale situazione può essere ottenuta, ad esempio, sottoraffreddando il liquido davanti all'interfaccia senza nucleazione.

Avanzando la cristallizzazione, se per caso si forma una sporgenza, questa è proiettata con la punta in una regione di maggior sottoraffreddamento ed è perciò portata a crescere di più. Il calore latente di fusione tende a fare dimi-

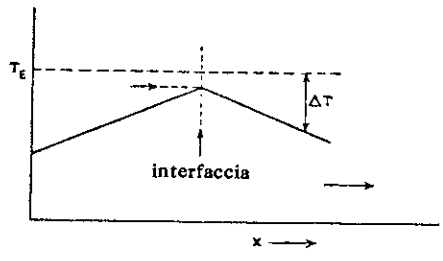


Fig. 386 — Crescita con un gradiente di temperatura negativo nel liquido.

nuire l'entità del sottoraffreddamento all'interfaccia principale vicino alla protuberanza. Questo fenomeno concorre con il precedente alla formazione di una struttura a celle che crescono continuamente e ramificano (dendriti).

Diverso il caso in cui la solidificazione riguarda non un metallo puro, ma una lega o comunque un metallo contenente elementi e/o impurezze in soluzione.

In condizioni non ideali, quali si verificano nella pratica e cioè in condizioni di non-equilibrio, si formano nel liquido davanti all'interfaccia solido-liquido dei gradienti di concentrazione perchè la composizione del solido che si forma è diversa dal liquido. Può essere, ad esempio, che la concentrazione del soluto nel solido sia minore di quella nel liquido; questo significa che vi è un rigetto di soluto nel liquido all'interfaccia. Se non vi è sufficiente tempo perchè il soluto si distribuisca nel liquido, si sviluppa e persiste un gradiente di concentrazione nel liquido presso l'interfaccia: questo gradiente provoca un sottoraffreddamento che Rutter e Chalmers hanno determinato *sottoraffreddamento costituzionale*. La fig. 387 rappresenta la distribuzione del soluto nel liquido (a) e l'andamento della temperatura di fusione di equilibrio (b). Quando si sovrappone in un grafico alla curva della temperatura di fusione quella che rappresenta la temperatura vera esistente alle varie distanze dall'interfaccia, si ottiene il grafico di fig. 388. Da esso si deduce che fino alla distanza P il liquido è sottoraffreddato. Questo raffreddamento costituzionale rende *instabile* un'interfaccia piana anche quando, come nel caso visto, il gradiente di temperatura del liquido è positivo. Ogni casuale sporgenza è allora favorita nella crescita perchè la sua punta viene a trovarsi in un liquido più sottoraffreddato: l'effetto di questo è la formazione di una struttura cellulare.

Ogni cella rigetta il soluto lateralmente e quindi si ottiene un'alta concentrazione nel liquido vicino alla base. In questi punti si formano convessità perchè il liquido non solidifica per il notevole abbassamento del punto di fusione. La profondità dei solchi delle celle aumenta con l'aumentare del sottoraffreddamento.

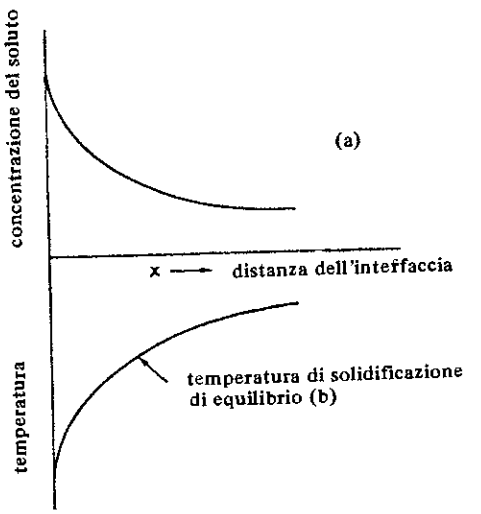


Fig. 387 — Concentrazione di soluto nel liquido davanti all'interfaccia (a); distribuzione della temperatura di solidificazione di equilibrio davanti all'interfaccia (b).

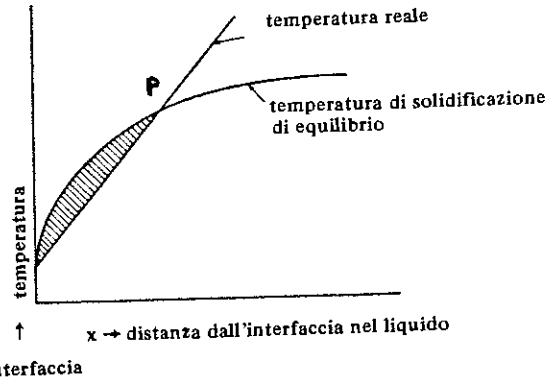


Fig. 388 — Rappresentazione del sottoraffreddamento costituzionale.

Al sottoraffreddamento costituzionale è talvolta attribuita anche la formazione degli sferoidi; i liquidi, che nella solidificazione formano sferoidi, possiedono però non solo viscosità maggiore degli altri liquidi, ma cristallizzano anche molto più lentamente. Benchè la somiglianza con i processi di solidificazione sopra descritti sia effettivamente allettante, i liquidi che danno sferoidi presentano alcune caratteristiche del tutto particolari. Una interpretazione di questo tipo di crescita è stata data per quanto riguarda gli sferoliti in alcune sostanze organiche ([39]) ([40]).

La legge di crescita degli sferoliti è lineare. Le velocità di crescita non sono, infatti, controllate da un processo di diffusione, ma dalle velocità di nucleazione dei fronti di crescita. La presenza di impurezze, in concentrazioni apprezzabili in pressocchè tutti i liquidi che formano sferoliti, rende plausibile l'ipotesi che esse siano un fattore indispensabile nella maggior parte dei casi di crescita sferoidale. L'impurezza disciolta provoca un forte aumento di viscosità del liquido e di conseguenza, per ogni data temperatura, la velocità radiale di crescita dello sferoide diminuisce sostanzialmente con l'aumento del tenore di impurezza. Anche in questo caso si forma all'interfaccia una zona o meglio uno strato ricco di impurezze $\delta = D/G$ (D = coefficiente di diffusione dell'impurezza nel liquido; G = velocità di crescita) che molto probabilmente ha una parte importante nel provocare la crescita sferoidale. Una crescita lineare con un sottoraffreddamento sensibile significa che essa è tanto lenta da richiedere un basso gradiente di temperatura tra lo sferoide ed il liquido che lo circonda: il sistema può allora considerarsi come più o meno isotermico.

Le depressioni che si sono formate contengono liquido con impurezze in tenori abbastanza alti, ma la temperatura è circa la stessa in ogni punto. Per questa causa ed anche perchè la velocità di nucleazione diminuisce molto con l'aumento della concentrazione del soluto, la crescita laterale delle celle e cioè la ramificazione è molto lenta, con sviluppo di lunghe proiezioni fibrose.

Le ramificazioni laterali sono presumibilmente nucleate da piccole regioni non orientate presenti nella superficie della fibra. Il fattore più significativo in questo fenomeno è δ: la maggior frequenza della crescita laterale non-cristallografica si osserva quando δ è abbastanza piccolo da essere dello stesso ordine di grandezza delle regioni *disordinate*

sulle superfici. La differenza tra cristallizzazione di liquidi semplici e di liquidi che formano sferoliti è quindi bene espressa dalla grandezza δ, perchè solo in questi ultimi tipi di liquido i coefficienti di diffusione sono sufficientemente bassi da provocare ramificazione non-cristallografica.

Le ramificazioni di uno sferolito si distinguono dalle normali, in quanto formano un piccolo angolo rispetto alla fibra e sono state perciò chiamate *ramificazioni a basso angolo*.

Secondo Johnson e Smartth ([37]) nel caso specifico dello sferoide di grafite, poichè esso rimane termicamente isolato ed a causa della sua forma non presenta in sè stesso gradienti di temperatura, l'unico gradiente necessario all'allontanamento del calore di solidificazione è nel metallo fuso che lo circonda. In tali condizioni, come si vede in fig. 389, saranno favorite le proiezioni dall'interfaccia instabile ed il liquido ricco in Fe tra le proiezioni solidifica piuttosto lentamente. Le cavità tra le celle si riempiono per ramificazione. Anche inclusioni metalliche restano intrappolate entro lo sferoide, come sperimentalmente osservato da molti autori.

Per crescita di policristalli filamentosi si forma lo sferoide di grafite secondo ([14]) ([31]). Per questo sono necessarie due condizioni principali:

- aumento del sottoraffreddamento richiesto per la crescita della grafite ad un valore tale che la morfologia naturale di crescita degenerata è lo sferoide;
- impedimento del contatto tra grafite e metallo.

Queste due condizioni sarebbero dovute all'assorbimento diretto dello sferoidizzante all'interfaccia grafite-liquido e dalla rimozione dello zolfo ed elementi simili. Infatti sia gli sferoidizzanti che gli inibitori agiscono sul bilancio dell'energia interfacciale e, quindi, causano una crescita degenerata.

Il meccanismo proposto da questi autori è che si formi prima una piccola lamella, che essi hanno osservato al centro degli sferoidi. Ad alto sottoraffreddamento, poichè la lamella cresce molto più velocemente alle estremità che al centro, il liquido adiacente alle regioni centrali della lamella sarà più ricco in carbonio di quello alla periferia. Ciò provoca un impulso molto alto per una crescita normale al piano della lamella che è soddisfatto da una morfologia fibrillare.

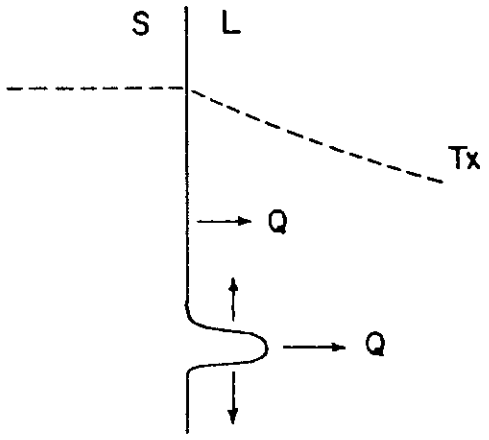


Fig. 389 – Schema di una interfaccia instabile liquido-solido.

Dalle osservazioni microscopiche è risultato, contrariamente a quanto un tempo teorizzato da Morrogh e Williams, che i piani basali della grafite non sono sempre paralleli alla circonferenza e anzi la direzione "a" dei reticolo è inizialmente più radiale della direzione "c". L'allineamento dei piani di base parallelamente alla circonferenza è raggiunta solo gradualmente durante la crescita. Ciò autorizza gli Autori ad affermare che le teorie che prevedono una variazione immediata di crescita dall'asse "a" all'asse "c", passando dalla crescita della lamella a quella dello sferoide, devono essere rifiutate.

Queste conclusioni sono state criticate da alcuni ricercatori: è stato supposto che la tecnica di replicazione abbia provocato l'asportazione della parte centrale dello sferoide che poi è stata scambiata per una lamella ([26]); è stato pure ipotizzato, come sarà detto in seguito, che si tratti di piccole cricche ([41]).

Molti ricercatori ([41] ÷ [51]) hanno studiato a fondo, con osservazioni microscopiche ottiche ed elettroniche, il fenomeno della formazione degli sferoidi sulla base della teoria della crescita dei cristalli. Il meccanismo specifico della crescita della grafite per ramificazione è soprattutto legato alla presenza di un gran numero di difetti (dislocazioni a vite, giunti di flessione, di torsione e bordi di geminato) (*).

Secondo la teoria dei cristalli le facce (0001) a basso indice e bassa energia, che quindi non hanno tendenza a crescere, sono favorite però nella crescita soprattutto dai difetti presenti. Dislocazioni a vite, e quindi spirali che crescono per adesione di atomi ai gradini, allungano il cristallo in direzione (0001) (fig. 390). Anche la faccia $(10\bar{1}0)$ cresce con apprezzabile velocità con basse soprassaturazioni dai gradini dei giunti di torsione. La velocità di crescita per un semplice meccanismo di nucleazione è invece sempre piuttosto bassa.

Nella fig. 391 è riportato il rapporto tra il sottoraffreddamento Δ T all'interfaccia del cristallo e la velocità di crescita R per le due facce $(10\bar{1}0)$ e (0001) del cristallo grafitico ([49]). La forma finale della grafite è legata alla velocità di crescita di queste due facce ed ai fattori che la influenzano. Le curve (1), (2) e (3) corrispondono rispettivamente a:

- crescita di $(10\bar{1}0)$ da gradini di giunti di torsione;
- crescita di $(10\bar{1}0)$ da nucleazione, senza presenza di difetti;
- crescita di (0001) con meccanismo di crescita a spirale.

(*) DISLOCAZIONE – Imperfezione cristallina che può essere visualizzata quale bordo tra una regione di una superficie interna nella quale è avvenuto uno slittamento ed un'altra regione nella quale lo slittamento non è avvenuto. Lo slittamento è definito dal "vettore di Burgers" che specifica la direzione nella quale gli atomi di una regione si sono spostati rispetto a quelli dell'altra regione e la relativa distanza. Nella dislocazione "a vite" il bordo di dislocazione è parallelo al vettore di Burgers.

GIUNTO DI FLESSIONE – Bordo il cui disorientamento è una rotazione attorno ad un asse che giace nel bordo stesso.

GIUNTO DI TORSIONE – Bordo in cui il disorientamento è una rotazione attorno ad un asse normale al bordo.

BORDO DI GEMINATO – Bordo che separa due regioni che sono immagini speculari l'una dell'altra rispetto al piano del bordo.

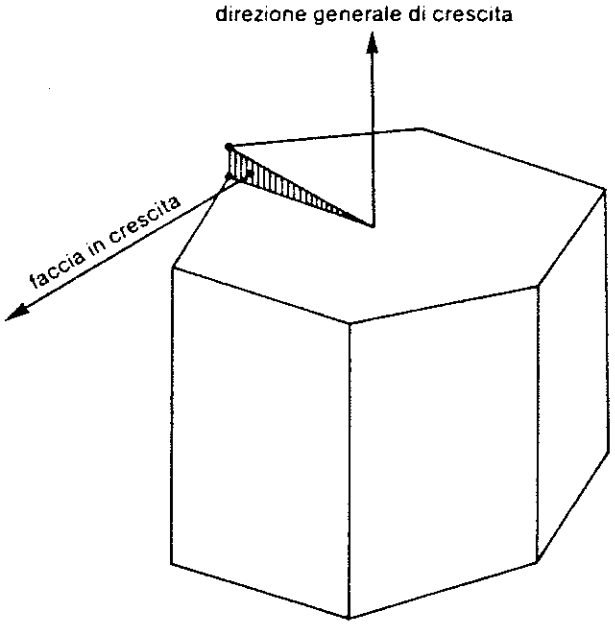


Fig. 390 — Crescita assiale spiraliforme di un cristallo di grafite per dislocazione a vite.

Nella fig. 391a le curve (1) e (2) sono più spostate verso sinistra rispetto alla fig. 391b per la presenza di impurezze debolmente reattive, come lo zolfo. In questi casi la grafite cresce in forma lamellare; ciò corrisponde ad un sottoraffreddamento di circa 277 K (4 °C). Queste impurezze in piccole concentrazioni abbasserebbero l'energia superficiale dei piani $(10\bar{1}0)$ e l'energia libera per la nucleazione sui gradini dei giunti di torsione. Ad alte concentrazioni (ad esempio S = 0,2%) si genera una forte instabilità dell'interfaccia grafite-liquido. Esami al microscopio elettronico hanno permesso di constatare la presenza di ossigeno e azoto nelle lamelle di grafite e non negli sferoidi.

La fig. 391c rappresenta la crescita in un metallo liquido puro. Se la velocità di raffreddamento è alta, il cristallo può crescere ora dalle curve (2) e (3) anzichè dalle curve (1) e (2).

Si può osservare dalle relative velocità che (0001) cresce ora più velocemente di $(10\bar{1}0)$.

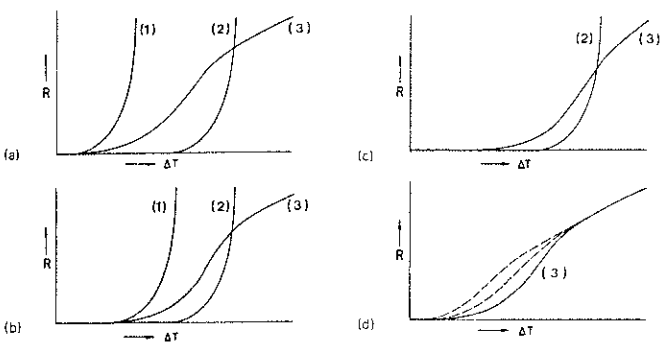


Fig. 391 — Relazione ΔT - R per facce cristalline di grafite (1010) e (0001) tratta da osservazioni sperimentali di cristalli cresciuti in ambienti diversi (ΔT = sottoraffreddamento R = velocità di crescita).

La fig. 391c rappresenta la crescita in un metallo liquido contenente impurezze *reattive* come Mg e terre rare. E' sparita la curva (1) e cioè la crescita dai gradini dei giunti di torsione e restano solo le curve (2) e (3) che sono spostate verso più alti sottoraffreddamenti.

L'impurezza interagisce fortemente con la superficie: si sistema in un gradino della superficie o forma un reticolo sulla superficie che il gradino che avanza deve attraversare. In ambedue i casi il movimento è ostacolato o bloccato.

Se le impurezze sono presenti in piccola percentuale, sono bloccate alcune aree di crescita e si formano buchi nel cristallo, come è stato osservato ([43]). A concentrazione più alta di impurezze *reattive* la copertura totale della superficie cristallina abbassa la temperatura alla quale può procedere la crescita. Ciò può portare il sistema in un intervallo di temperatura nel quale la velocità di crescita del carburo può superare quella della grafite. Si ha perciò da un lato con basso contenuto di sferoidizzante la possibilità di ottenere forme di grafite imperfette (ad esempio grafite compatta) e dall'altro lato la possibilità di arrivare ad alti sottoraffreddamenti cinetici e quindi ottenere carburi in presenza di sferoidizzanti in eccesso. Il sottoraffreddamento legato alla forma sferoidale è dell'ordine di grandezza di 303 K (30 °C).

Nella fig. 391d sono rappresentate curve relative a crescita a spirale. Le curve rappresentano diverse densità di dislocazione. Alta densità di spirali = minor sottoraffreddamento. La curva continua si riferisce ad una superficie che cresce da una singola dislocazione.

Sottoraffreddamento costituzionale si può avere in presenza di impurezze senza interazione con la grafite, come silicio e boro, che si concentrano allo strato limite e causano la crescita instabile del cristallo. L'instabilità può portare ad una grafite del tipo corallino. Se è presente il silicio, esso interagisce con lo zolfo e la forma corallina è più evidente quando lo zolfo è assente. In tali condizioni si possono anche ottenere sferoidi con un meccanismo diverso da quello dato dal Mg (fig. 392).



Fig. 392 — Cristallo primario di grafite in una lega Ni-C-B. La forma sferoidale è dovuta ad una crescita instabile iniziata da uno strato di soluto all'interfaccia.

sulle superfici. La differenza tra cristallizzazione di liquidi semplici e di liquidi che formano sferoliti è quindi bene espressa dalla grandezza δ, perchè solo in questi ultimi tipi di liquido i coefficienti di diffusione sono sufficientemente bassi da provocare ramificazione non-cristallografica.

Le ramificazioni di uno sferolito si distinguono dalle normali, in quanto formano un piccolo angolo rispetto alla fibra e sono state perciò chiamate *ramificazioni a basso angolo*.

Secondo Johnson e Smartth ([37]) nel caso specifico dello sferoide di grafite, poichè esso rimane termicamente isolato ed a causa della sua forma non presenta in sè stesso gradienti di temperatura, l'unico gradiente necessario all'allontanamento del calore di solidificazione è nel metallo fuso che lo circonda. In tali condizioni, come si vede in fig. 389, saranno favorite le proiezioni dall'interfaccia instabile ed il liquido ricco in Fe tra le proiezioni solidifica piuttosto lentamente. Le cavità tra le celle si riempiono per ramificazione. Anche inclusioni metalliche restano intrappolate entro lo sferoide, come sperimentalmente osservato da molti autori.

Per crescita di policristalli filamentosi si forma lo sferoide di grafite secondo ([14]) ([31]). Per questo sono necessarie due condizioni principali:

- aumento del sottoraffreddamento richiesto per la crescita della grafite ad un valore tale che la morfologia naturale di crescita degenerata è lo sferoide;
- impedimento del contatto tra grafite e metallo.

Queste due condizioni sarebbero dovute all'assorbimento diretto dello sferoidizzante all'interfaccia grafite-liquido e dalla rimozione dello zolfo ed elementi simili. Infatti sia gli sferoidizzanti che gli inibitori agiscono sul bilancio dell'energia interfacciale e, quindi, causano una crescita degenerata.

Il meccanismo proposto da questi autori è che si formi prima una piccola lamella, che essi hanno osservato al centro degli sferoidi. Ad alto sottoraffreddamento, poichè la lamella cresce molto più velocemente alle estremità che al centro, il liquido adiacente alle regioni centrali della lamella sarà più ricco in carbonio di quello alla periferia. Ciò provoca un impulso molto alto per una crescita normale al piano della lamella che è soddisfatto da una morfologia fibrillare.

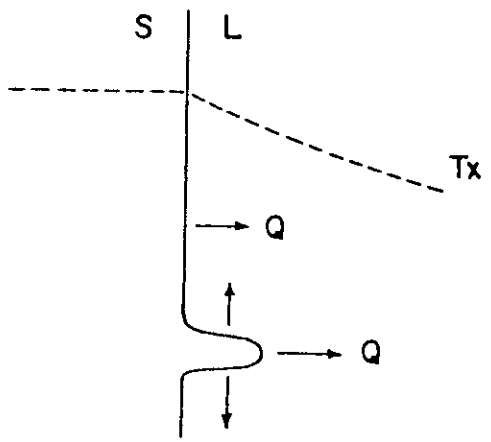


Fig. 389 – Schema di una interfaccia instabile liquido-solido.

Dalle osservazioni microscopiche è risultato, contrariamente a quanto un tempo teorizzato da Morrogh e Williams, che i piani basali della grafite non sono sempre paralleli alla circonferenza e anzi la direzione "a" dei reticolo è inizialmente più radiale della direzione "c". L'allineamento dei piani di base parallelamente alla circonferenza è raggiunta solo gradualmente durante la crescita. Ciò autorizza gli Autori ad affermare che le teorie che prevedono una variazione immediata di crescita dall'asse "a" all'asse "c", passando dalla crescita della lamella a quella dello sferoide, devono essere rifiutate.

Queste conclusioni sono state criticate da alcuni ricercatori: è stato supposto che la tecnica di replicazione abbia provocato l'asportazione della parte centrale dello sferoide che poi è stata scambiata per una lamella ([26]); è stato pure ipotizzato, come sarà detto in seguito, che si tratti di piccole cricche ([41]).

Molti ricercatori ([41] ÷ [51]) hanno studiato a fondo, con osservazioni microscopiche ottiche ed elettroniche, il fenomeno della formazione degli sferoidi sulla base della teoria della crescita dei cristalli. Il meccanismo specifico della crescita della grafite per ramificazione è soprattutto legato alla presenza di un gran numero di difetti (dislocazioni a vite, giunti di flessione, di torsione e bordi di geminato) (*).

Secondo la teoria dei cristalli le facce (0001) a basso indice e bassa energia, che quindi non hanno tendenza a crescere, sono favorite però nella crescita soprattutto dai difetti presenti. Dislocazioni a vite, e quindi spirali che crescono per adesione di atomi ai gradini, allungano il cristallo in direzione (0001) (fig. 390). Anche la faccia $(10\bar{1}0)$ cresce con apprezzabile velocità con basse soprassaturazioni dai gradini dei giunti di torsione. La velocità di crescita per un semplice meccanismo di nucleazione è invece sempre piuttosto bassa.

Nella fig. 391 è riportato il rapporto tra il sottoraffreddamento Δ T all'interfaccia del cristallo e la velocità di crescita R per le due facce $(10\bar{1}0)$ e (0001) del cristallo grafitico ([49]). La forma finale della grafite è legata alla velocità di crescita di queste due facce ed ai fattori che la influenzano. Le curve (1), (2) e (3) corrispondono rispettivamente a:

- crescita di $(10\bar{1}0)$ da gradini di giunti di torsione;
- crescita di $(10\bar{1}0)$ da nucleazione, senza presenza di difetti;
- crescita di (0001) con meccanismo di crescita a spirale.

(*) DISLOCAZIONE – Imperfezione cristallina che può essere visualizzata quale bordo tra una regione di una superficie interna nella quale è avvenuto uno slittamento ed un'altra regione nella quale lo slittamento non è avvenuto. Lo slittamento è definito dal "vettore di Burgers" che specifica la direzione nella quale gli atomi di una regione si sono spostati rispetto a quelli dell'altra regione e la relativa distanza. Nella dislocazione "a vite" il bordo di dislocazione è parallelo al vettore di Burgers.

GIUNTO DI FLESSIONE – Bordo il cui disorientamento è una rotazione attorno ad un asse che giace nel bordo stesso.

GIUNTO DI TORSIONE – Bordo in cui il disorientamento è una rotazione attorno ad un asse normale al bordo.

BORDO DI GEMINATO – Bordo che separa due regioni che sono immagini speculari l'una dell'altra rispetto al piano del bordo.

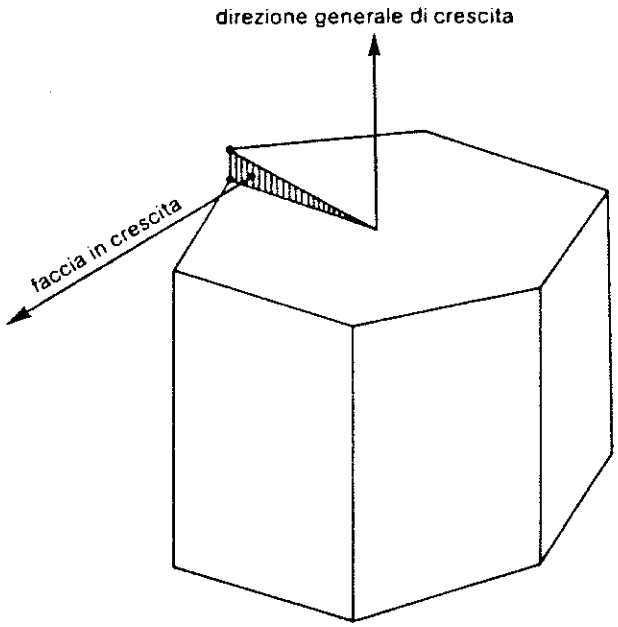


Fig. 390 – Crescita assiale spiraliforme di un cristallo di grafite per dislocazione a vite.

Nella fig. 391a le curve (1) e (2) sono più spostate verso sinistra rispetto alla fig. 391b per la presenza di impurezze debolmente reattive, come lo zolfo. In questi casi la grafite cresce in forma lamellare; ciò corrisponde ad un sottoraffreddamento di circa 277 K (4 °C). Queste impurezze in piccole concentrazioni abbasserebbero l'energia superficiale dei piani $(10\bar{1}0)$ e l'energia libera per la nucleazione sui gradini dei giunti di torsione. Ad alte concentrazioni (ad esempio S = 0,2%) si genera una forte instabilità dell'interfaccia grafite-liquido. Esami al microscopio elettronico hanno permesso di constatare la presenza di ossigeno e azoto nelle lamelle di grafite e non negli sferoidi.

La fig. 391c rappresenta la crescita in un metallo liquido puro. Se la velocità di raffreddamento è alta, il cristallo può crescere ora dalle curve (2) e (3) anzichè dalle curve (1) e (2).

Si può osservare dalle relative velocità che (0001) cresce ora più velocemente di $(10\bar{1}0)$.

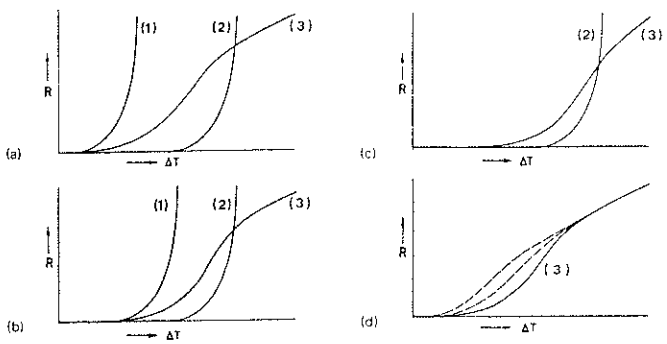


Fig. 391 – Relazione ΔT - R per facce cristalline di grafite (1010) e (0001) tratta da osservazioni sperimentali di cristalli cresciuti in ambienti diversi (ΔT = sottoraffreddamento R = velocità di crescita).

La fig. 391c rappresenta la crescita in un metallo liquido contenente impurezze *reattive* come Mg e terre rare. E' sparita la curva (1) e cioè la crescita dai gradini dei giunti di torsione e restano solo le curve (2) e (3) che sono spostate verso più alti sottoraffreddamenti.

L'impurezza interagisce fortemente con la superficie: si sistema in un gradino della superficie o forma un reticolo sulla superficie che il gradino che avanza deve attraversare. In ambedue i casi il movimento è ostacolato o bloccato.

Se le impurezze sono presenti in piccola percentuale, sono bloccate alcune aree di crescita e si formano buchi nel cristallo, come è stato osservato ([4 3]). A concentrazione più alta di impurezze *reattive* la copertura totale della superficie cristallina abbassa la temperatura alla quale può procedere la crescita. Ciò può portare il sistema in un intervallo di temperatura nel quale la velocità di crescita del carburo può superare quella della grafite. Si ha perciò da un lato con basso contenuto di sferoidizzante la possibilità di ottenere forme di grafite imperfette (ad esempio grafite compatta) e dall'altro lato la possibilità di arrivare ad alti sottoraffreddamenti cinetici e quindi ottenere carburi in presenza di sferoidizzanti in eccesso. Il sottoraffreddamento legato alla forma sferoidale è dell'ordine di grandezza di 303 K (30 °C).

Nella fig. 391d sono rappresentate curve relative a crescita a spirale. Le curve rappresentano diverse densità di dislocazione. Alta densità di spirali = minor sottoraffreddamento. La curva continua si riferisce ad una superficie che cresce da una singola dislocazione.

Sottoraffreddamento costituzionale si può avere in presenza di impurezze senza interazione con la grafite, come silicio e boro, che si concentrano allo strato limite e causano la crescita instabile del cristallo. L'instabilità può portare ad una grafite del tipo corallino. Se è presente il silicio, esso interagisce con lo zolfo e la forma corallina è più evidente quando lo zolfo è assente. In tali condizioni si possono anche ottenere sferoidi con un meccanismo diverso da quello dato dal Mg (fig. 392).



Fig. 392 – Cristallo primario di grafite in una lega Ni-C-B. La forma sferoidale è dovuta ad una crescita instabile iniziata da uno strato di soluto all'interfaccia.

I fenomeni di instabilità avvengono in genere sulla faccia $(10\bar{1}0)$, perchè si tratta di una faccia che cresce rapidamente e perchè si formano frequentemente difetti. Limitandosi all'argomento che interessa, e cioè la formazione di sferoidi, si può osservare, in caso di alti sottoraffreddamenti, quando cioè i giunti di torsione non hanno alcuna parte o quando diventano inefficienti per la presenza di impurezze molto reattive (fig. 391), che i fenomeni di instabilità secondo Minkoff e Lux ([49]) si manifestano come in fig. 393. La crescita avviene allora per un difetto di bordo a basso angolo o a carattere di geminato. Nella fig. 393 esso è stato disegnato sulla faccia $(10\bar{1}0)$, ma per un geminato sarebbe più corretta una faccia $(11\bar{2}1)$. L'instabilità deve avvenire su ogni faccia $(10\bar{1}0)$ formata: il meccanismo produce uno sferoide (fig. 394).

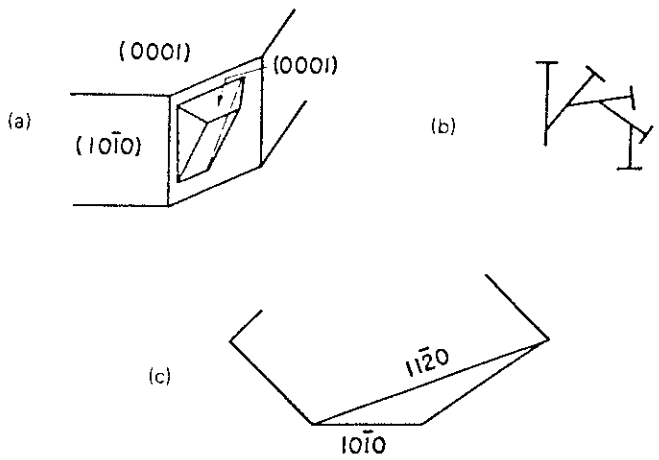


Fig. 393 – Possibile modo di crescita instabile sulla (1010) quando il cristallo cresce in condizioni di sottoraffreddamento senza formazione di giunto di torsione.

Un altro meccanismo proposto ([47]) si basa sulla flessione della lamella di grafite che, quando è molto sottile e le condizioni sono tali da aversi un'alta energia libera all'interfaccia solido-liquido, si ripiega in una sfera riducendo così il rapporto superficie/volume. La crescita, almeno presso il centro, potrebbe avvenire per mezzo di eliche coniche, che sono strati grafitici arrotolati in forma di elica attorno all'asse "c".

Questi coni spiegherebbero l'aspetto caratteristico della sezione dello sferoide *a spina di pesce*. La superficie esterna dello sferoide presenta molti gradini dai quali crescono miriadi di difetti (di flessione e di torsione) che permettono ai sub-grani di crescere uno sopra l'altro.

La crescita potrebbe essere circonferenziale, anzichè radiale ([41]) per movimenti a gradini. Questi gradini crescono in direzione dell'asse "a" con un processo di crescita cristallina curva; il piano di base è però sempre in contatto con il liquido (fig. 395). Poichè vi è sempre un numero di gradini che si espande in varie direzioni, essi devono frequentemente toccarsi l'uno con l'altro e formare bordi sulla superficie.

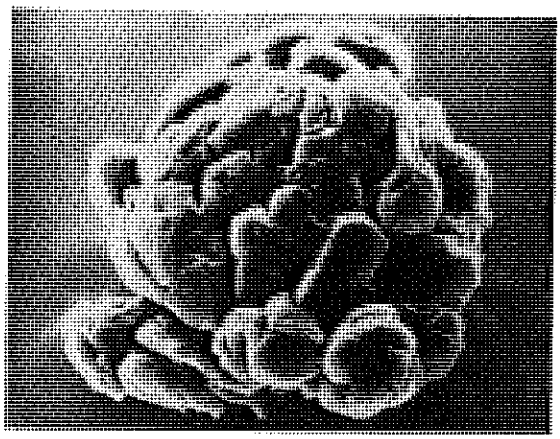


Fig. 394 – Cristallo di grafite estratto da una lega Ni-C. La crescita sembra essere avvenuta per ramificazione secondo il processo di fig. 393.

Da questi bordi può svilupparsi un altro gradino ed espandersi sulla superficie. La crescita avviene così come *foglie di cavolo* ed è sempre nella direzione "a" che, a causa dell'anisotropia della grafite, deve essere considerata come la normale direzione di crescita.

La crescita curva avviene per la capacità di formare bordi geminati e di flessione durante la cristallizzazione da liquidi puri.

Il nucleo iniziale dello sferoide è anche qui supposto come una lamellina che nei primi stadi di crescita è soggetta a curvatura e geminazione; a causa di questi meccanismi si può avere anche una cricca nel centro dello sferoide, come talvolta è stato osservato.

Secondo le teorie descritte, risulta che il modo di crescita della grafite, che può considerarsi naturale da liquidi Fe-C molto puri e nel corso del quale viene meno il meccanismo di crescita cooperante normale, è quello in forma sferoidale.

Lux e Minkoff e altri ([50]) hanno presentato un'interessante rassegna dei vari tipi di ramificazione e precisamente, per quanto riguarda la sola crescita sferoidale:

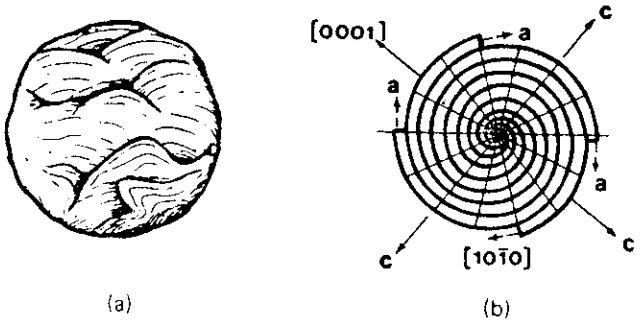


Fig. 395 – Rappresentazione schematica del modello di crescita circonferenziale di uno sferoide di grafite.
a – superficie
b – sezione diametrale

GHISE SFEROIDALI NON LEGATE

Le proprietà più rappresentative e di interesse applicativo più generale delle normali ghise con grafite sferoidale, cioè dei tipi non legati o tenuemente legati, sono costituite dalle loro principali caratteristiche meccaniche:

- carico di rottura alla trazione;
- allungamento;
- durezza Brinell.

Poichè tali caratteristiche, nell'arco della loro variazione, sono correlate strettamente a ben determinate strutture della matrice metallica, appare logica anche la classificazione riferita appunto a determinate differenti strutture tipiche.

Inoltre, per la scelta o la prescrizione del tipo di ghisa adatto ad un determinato impiego, in certi casi particolari può risultare più significativo fare riferimento al tipo di struttura della matrice metallica piuttosto che alle caratteristiche meccaniche o soltanto a queste.

Ferritiche

Si intendono quelle con struttura completamente ferritica; la loro resistenza alla rottura per trazione e la durezza tendono ai valori minimali, mentre l'allungamento tende al valore massimale.

Si possono ottenere sia allo stato greggio di colata sia per trattamento termico di ricottura. Nel primo caso sono necessarie accurate tecniche di produzione, impiego di sferoidizzanti che non contengano elementi stabilizzatori della perlite - quali Ni e Cu - adatta composizione chimica (specialmente basso contenuto di Mn); particolari procedimenti di inoculazione con inoculanti efficaci, appropriato contenuto di Si prima e dopo l'inoculazione, adeguata temperatura del metallo, breve intervallo di tempo tra la fine del trattamento di sferoidizzazione/inoculazione ed il termine dell'operazione di colata nelle forme del metallo trattato. Il procedimento è, inoltre, condizionato dagli spessori e dalla geometria del getto, oltre che dalla configurazione del dispositivo di colata; infatti, a parità di altre condizioni, poichè la struttura dipende dalla velocità di solidificazione e di raffreddamento del getto, è più difficile ottenerla ferritica nelle sezioni più lontane dagli attacchi di colata, specialmente se esse sono sottili ed estese. Il contrario si verifica, ovviamente, per getti con spessori più grossi e di forma geometrica più compatta.

Con il trattamento termico di ricottura si ottiene più facilmente la completa ferritizzazione sia della perlite che della cementite libera, eventualmente presente anche se non desiderata; in questo caso, però, nella prima fase del trattamento è necessario raggiungere la temperatura di austenitizzazione (1.173 K = 900 °C) e permanervi almeno per 1 h più 1 h per ogni 25 mm di spessore: il che comporta rischi di deformazione e di ossidazione del getto.

Nel caso di assenza di cementite libera può non essere necessario raggiungere 1.173 K (900 °C), e risultare sufficiente raggiungere 973 ÷ 998 K (700 ÷ 725 °C) - intervallo di temperatura cui corrisponde la massima velocità di ferritizzazione della perlite - e permanervi per 5 ÷ 6 h più 1 h per ogni 25 mm di spessore.

Il procedimento di ricottura a bassa temperatura non è però consigliabile adottarlo quando sia necessario ottenere il valore massimale di resilienza. In questo caso occorre un trattamento termico particolare.

Perlitiche

In questo tipo la matrice è completamente perlitica; la resistenza alla rottura per trazione e la durezza tendono ai valori massimali, mentre l'allungamento tende al valore minimale. Il valore della resilienza si può considerare praticamente nullo.

Nelle ghise con grafite sferoidale di produzione corrente, cioè a basso tenore di Mn e senza particolari elementi di alligazione, quali Ni, Cu, Sn, ecc., l'ottenimento della struttura completamente perlitica allo stato greggio di colata, intervenendo con le uniche variabili controllabili - contenuto finale di Si e apporto di Si mediante l'inoculazione - presenta difficoltà non trascurabili specialmente se il getto, nelle sue varie parti, ha sezioni di spessore differente per cui le velocità di solidificazione e di raffreddamento sono altrettanto diverse. Infatti, regolando il Si nel modo già accennato in funzione dello spessore medio gel getto, si potrà trovare della cementite libera negli spessori più sottili, ed in quelli più grossi un alone ferritico, più o meno esteso, intorno al nodulo di grafite.

Pertanto, quando sia richiesta la struttura completamente perlitica in tutte le sezioni del getto, senza peraltro ricorrere all'aggiunta di elementi leganti stabilizzatori della perlite - quali Ni, Cu, Sn - è consigliabile sottoporre il getto stesso ad un trattamento termico di normalizzazione, o addirittura, se lo richiedono i suoi spessori, di bonifica in olio o in acqua. Infatti, per evitare la formazione anche parziale di ferrite durante il raffreddamento nell'operazione di tempra, è necessario che questo avvenga a velocità superiore a quella che consentirebbe la trasformazione ferritica della perlite; ciò che non sempre è possibile ottenere in tutti gli spessori del getto con la tempra in aria calma o ventilata (normalizzazione).

Ferritico-perlitiche

Fra le due strutture prima considerate, completamente ferritica e completamente perlitica, vi è tutta la gamma di strutture intermedie miste, con vari rapporti ferrite/perlite, cui corrispondono altrettanti valori delle caratteristiche meccaniche.

Passando dal tipo prevalentemente ferritico a quello prevalentemente perlitico, si ha incremento della resistenza alla rottura per trazione e della durezza e decremento del valore dell'allungamento.

In linea generale, per getti di spessore uniforme, curando in modo appropriato l'isotermia al raffreddamento di tutte le loro parti e regolando opportunamente il contenuto finale di Si ed il suo apporto per inoculazione, ed eventualmente il tenore di Mn, è possibile ottenere, in linea di massima, ogni struttura desiderata anche senza ricorrere ad aggiunte di elementi di lega.

Come si è già precedentemente accennato, in combinazione con il Mo, eventualmente insieme al Ni, il Cu è anche aggiunto nelle ghise sferoidali per ottenere strutture bainitiche allo stato grezzo di colata, ed in quelle destinate a subire trattamenti termici quali normalizzazione, bonifica, tempra bainitica, tempra martensitica.

Silicio - Simbolo chimico: Si

Precedentemente si è visto che questo elemento, se contenuto nei valori da 4 a 7%, abbinato o no con l'Al ed eventualmente con il Mo, conferisce alla ghisa sferoidale buone caratteristiche di resistenza alla scagliatura, all'ossidazione e all'ingrossamento a caldo e conserva buona resistenza a trazione ed allungamento anche a temperature dell'ordine di 1.073 K (800 °C) e più.

Nei vari tipi di ghise sferoidali austenitiche è normalmente compreso in valori da 1,5 a 3% . Nei tipi UNI 7737 S Ni Si Cr 20.5.2 e S Ni Si Cr 30.5.5, al fine di migliorare la resistenza alla corrosione, all'erosione ed all'ossidazione esso è presente in percentuali che vanno, rispettivamente, dal 4,5 al 5,5% e dal 5 al 6%.

La semiricottura o ricottura di addolcimento è effettuata a qualche decina di gradi al di sotto del punto ACl, permanendovi per il tempo necessario in funzione sia della struttura originaria che di quella finale desiderata - oltre che dello spessore medio di parete - e facendo seguire un raffreddamento in forno fino a 773 K (500 °C) e poi in aria calma fino a temperatura ambiente.

Tabella riassuntiva

Nella tab. LXXXI, raggruppate secondo l'entità di alligazione e in base alle caratteristiche d'impiego, sono classificate le varie famiglie di ghise con grafite sferoidale ed indicate le strutture allo stato grezzo di colata, i corrispondenti valori percentuali entro i quali, di regola, è possibile far variare - caso per caso - il contenuto degli elementi componenti, i possibili trattamenti termici operabili.

I valori concernenti i quattro gruppi delle ghise alto-legate (austenitiche) sono stati rilevati dalla Norma UNI 7737.

Le percentuali specifiche, caratteristiche di ciascuno dei due differenti tipi appartenenti a ogni famiglia delle ghise indicata in tabella, sono precisate nel capitolo X, nel quale sono dettagliatamente trattate le *Ghise sferoidali medio ed alto legate*.

Alla lettura di tale capitolo si rimanda, quindi, il lettore interessato ad una più approfondita conoscenza dell'argomento.

Per completezza di informazione si ritiene opportuno segnalare che, per quanto riguarda la struttura della matrice, e quindi le caratteristiche in generale, la presenza di gran parte degli elementi leganti qui citati - in proporzioni simili se non uguali a quelle indicate - procura nelle ghise austenitiche con grafite lamellare effetti analoghi a quelli descritti per le ghise sferoidali.

NORME NAZIONALI

Per la classificazione dei vari tipi di ghisa sferoidale la Norma UNI 4544 *Ghisa sferoidale dei getti - Qualità, prescrizione e prove*, così come del resto le norme ISO e quelle degli altri Paesi, considera le caratteristiche meccaniche riscontrate alla prova di trazione effettuata su provette standard (fig. 476) ottenute da saggi la cui forma e dimensione sono pure definite nella Norma stessa (figg. 477 ÷ 480).

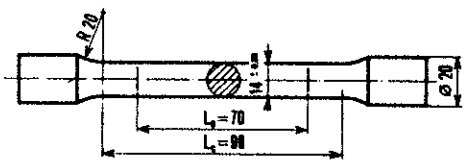
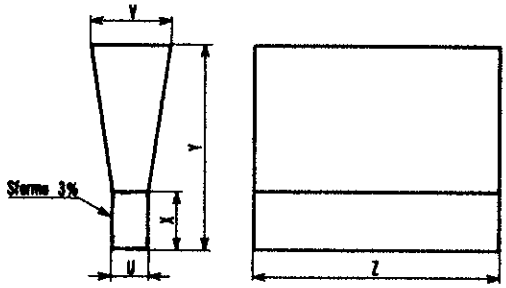
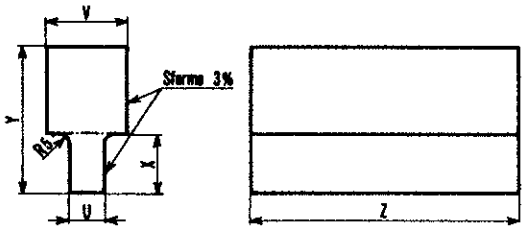


Fig. 476 – Provetta per prova di trazione di ghisa sferoidale (secondo UNI 4544 e UNI 7737).



Dimensione	Saggi tipo			
	IIIa	IIIb	IIIc	IIId
U	12	25	50	75
V	40	65	100	125
X	25	40	60	85
Y	135	140	150	175
Z	secondo la lunghezza della provetta			

Fig. 477 – Saggio ad Y per prova di ghisa sferoidale (secondo UNI 4544 e UNI 7737.



Dimensioni	Saggi tipo			
	Ia	Ib	Ic	Id
U	12	25	50	75
V	40	65	90	125
X	30	40	60	85
Y	80	100	150	165
Z	secondo la lunghezza della provetta			

Fig. 478 – Saggio a chiglia semplice per prova di ghisa sferoidale (secondo UNI 4544 e UNI 7737).

– *Crescita dell'asse "c"*: alluminio aggiunto ad una lega Ni-C blocca la crescita delle facce $(10\bar{1}0)$ e quindi il cristallo si ispessisce in direzione $< 0001 >$ probabilmente con meccanismo a spirale (fig. 396).
– *Ramificazione dell'asse "c"*: la ramificazione dell'asse "c" porta a forme a stella o talvolta a sferoide (fig. 397).
– *Estensione della ramificazione dell'asse "c" a formare sferoidi*: è visibile in fig. 398. Gradini si sviluppano in cima alle dita. Altri gradini si muovono sulla superficie esterna e lo sferoide cresce allora per questo movimento laterale . Si forma una superficie a *tegole*.
– *Estensione della crescita instabile di protuberanze a formare sferoidi*: nelle leghe Ni-C-B il meccanismo di crescita porta a sferoidi formati da ramificazioni di grafite in lamelle (crescita cooperativa) (fig. 392). Si formano talvolta tipi di grafite *corallina* o a *rotolo*.
– *Estensione irregolare delle superfici cristalline*: alti livelli di impurezze come lo S oppure elementi in tracce come Sn, Pb, Sb, ecc. provocano l'instabilità dell'interfaccia grafite-liquido e formano facce molto grossolane. Sono migliaia di facce che possono svilupparsi per dare forme finali molto diverse (ad esempio fig. 399).

Conclusioni

E' stata passata in rassegna la letteratura tecnica più recente sulla formazione degli sferoidi di grafite e sono state esposte le diverse ipotesi sulla loro crescita, suddividendole in 3 grandi gruppi: quelle basate sulla decisiva influenza del nucleo, quelle di natura chimico-fisica e quelle basate sulla teoria dei cristalli.

La suddivisione adottata per inquadrare le varie teorie sulla formazione dello sferoide non esclude naturalmente che la crescita della grafite nelle varie forme non possa avvenire con un meccanismo complesso per il quale sia valida più di una delle teorie enunciate.

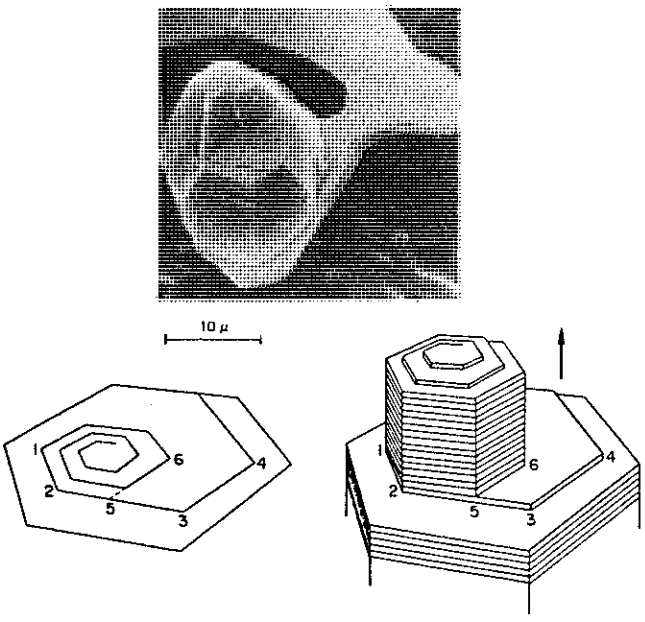


Fig. 396 – Crescita di un cristallo a blocco da una lamella di grafite provocata dalla presenza di atomi di Al.

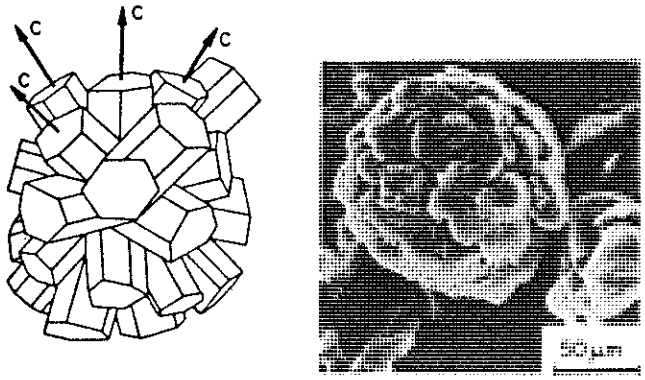


Fig. 397 – Ramificazione a stella di uno sferoide di grafite.

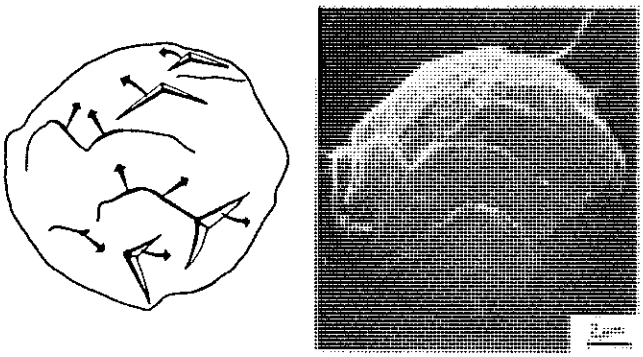


Fig. 398 – Crescita a tegole di uno sferoide di grafite.

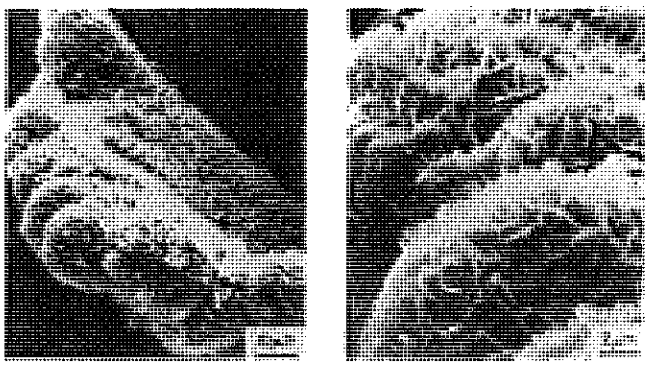


Fig. 399 – Superficie ruvida di grafite in una ghisa con alto livello di elementi in tracce.

Ci si può anche chiedere se vi sia al momento attuale un orientamento preferenziale verso un'ipotesi piuttosto che un'altra. La teoria dei nuclei, come causa della morfologia grafitica, è oggi forse la meno accreditata. I nuclei eterogenei, in effetti, sono importanti perchè esercitano una notevole influenza sulla solidificazione. Essi rappresentano centri potenziali di crescita e agiscono sul sottoraffreddamento e di conseguenza sul processo di solidificazione e sulle proprietà della ghisa. Sembra però molto improbabile che essi possano considerarsi come causa della forma della grafite.

D'altronde neppure la chimica-fisica da sola appare in grado di spiegare completamente tutti i fenomeni connessi alla crescita e chiarirne tutti gli aspetti. Sono stati fatti, per-

ciò, molti studi avvalendosi dei moderni microscopi elettronici che hanno messo in evidenza l'importanza della presenza di difetti durante la crescita e l'influenza in questo senso di molti elementi.

Tra i molti aspetti non chiariti vi è ancora l'azione degli sferoidizzanti: trattasi di azione diretta oppure di azione indiretta attraverso l'eliminazione di elementi come ossigeno e zolfo?

E' infine importante osservare che, in base ai più recenti lavori, il meccanismo della crescita sferoidale della grafite non è unico, ma è diverso a seconda delle condizioni e degli elementi attivi presenti (Mg, Si, B, ecc.).

BIBLIOGRAFIA

(1) R.D. SIDORENKO – Sul meccanismo dell'influenza esplicata dagli elementi tensioattivi sulla forma della grafite nella ghisa, Metally 8 (1967), Trad. CSM n. 643.

(2) B. LUX – On the theory od nodular graphite formation in cast iron, AFS Cast Metals Res. J., Part 1, 25-38, March 1972, Part 2, 49-65, June 1972.

(3) H. MORROGH – Influence of some residual elements and their neutralization in magnesium-treated nodular cast iron, Trans. AFS 19, 20-33 (1952).

(4) H. MORROGH – Production of nodular graphite structures in gray cast irons, Trans. AFS 15, 1-19 (1948).

(5) E. SELCUK, D.H. KIRKWOOD – Surface energies of liquid cast irons containing magnesium and cerium, JISI (2) 134-140 (1973).

(6) Denodularizzazione della grafite in presenza di eccesso di magnesio, Fonderia (10) 336 (1973) da Litieinoe Proisvostvo n. 3 (1972).

(7) S.I. KARSAY – La ghisa sferoidale, Parte I, Q.I.T., Montreal 1976.

(8) K. ONO e altri – Effect of tramp elements on foundry pig iron, R. 23, 33° Congresso Internazionale di Fonderia, New Delhi 1966.

(9) Sul deterioramento della grafite sferoidale nei getti di ghisa, Fonderia, (6) 53-56 (1979).

(10) E. CAMPOMANES – Effect of minute additions of antimony on structure and properties of ductile iron, Trans. AFS 71 57-62 (1971).

(11) D. WOLTERS – Rassegna annuale della ghisa sferoidale, la Fonderia Italiana (4) 124-130 (1973).

(12) S.E. WETTERFALL e altri – Solidification process of nodular cast iron, JISI 210 May 323-333 (1972).

(13) B. LUX e altri – On the formation of envelopes around graphite in cast iron, The Metallurgy of Cast Iron, 371-403, Georgi Publishing Co., St. Saphorin, Switzerland 1975.

(14) M.J. HUNTER, G.A. CHADWICK – Nucleation and growth of spheroidal graphite alloys, JISI 210, 707-717 (1972).

(15) G.F. RUFF, J.F. WALLACE – Control of graphite structure and its effect on mechanical properties of gray iron, Trans. AFS 84 705-728 (1976).

(16) M. PALLADINO – Comunicazioni private. Centro Sperimentale Metallurgico, Roma, 1972 e 1974.

(17) I. MINKOFF, B. LUX – On eutectic and spherulitic graphite growth, AFS Cast Metals Res. J., 181-183 (1970).

(18) K.M. HTUN, R.W. HEINE – Nucleation and neo-eutectic growth of spheroidal graphite in cast irons, AFS Cast Metals Research J. 5 (2) 51-58 (1969); 6 (1) 5-10 (1970); 6 (2) 49-57 (1970).

(19) P.F. WIESER e altri – Mechanism of graphite formation in iron-silicon-carbon alloys, Malleabile Founders Soc., Cleveland 1967.

(20) J.C. PERCHERON, L. SEPTIER – Contribution à l'étude du traitement des fontes à graphite sphéroïdal, Revue de Mét. 68 (5) 365-378 (1971).

(21) B. LUX – Nucleation of graphite in Fe-C-Si alloys, Recent research on cast iron, Gordon and Breach, London 1968.

(22) P. WARBLICHLER, W. GEYMAYER – Mikromorphologische Untersuchungen an Graphitausscheidungen in Gusseisen, Giess.-Forsch., 25 (1) 29-38 (1973).

(23) S.I. KARSAY – Hypothetical considerations on the role of phase boundaries during graphitization. Recent Research on Cast Iron, Gordon and Breacker London 1968.

(24) YAMAMOTO e altri – A proposed theory of nodularization of graphite in cast irons. Met. Sci. 9 360-369 (1975).

(25) JACOBS e altri – Graphite spheroids in cast iron, Met. Technology (3) 98-108 (1976).

(26) M.J. LALICH, J.R. HITCHINGS – Characterization of inclusions as nuclei for spheroidal graphite in ductile cast irons, Trans. AFS 84 653-664 (1976).

(27) B. FRANCIS – Heterogeneous nuclei and graphite chemistry in flake and nodular cast irons, Met. Trans. A 10A, 21-31 (1979).

(28) R.J. WARRICK – Spheroidal graphite nuclei in rare earth and magnesium inoculated irons, AFS Cast Metals Res. J. 2 (3) 97-108 (1966).

(29) A.P. ROSENSTIEL e altri – Heterogeneous nucleation of spheroidal graphite iron, AFS Cast Metals Res. J. 2 (1) 14-16 (1966).

(30) H.B. ZEEDIYK – Identification of the nuclei in graphite spheroids by electron microscopy, JISI 203 737-738 (1965).

(31) M.J. HUNTER, G.A. CHADWICK – Structure of spheroidal graphite, JISI 210, 117-123 (1972).

(32) P. APPENDINO, M. MONTORSI – Nucleazione della grafite nella ghisa sferoidale, La Fonderia Italiana (3) 57-66 e 78 (1979).

(33) N.N. ALEKSANDROV, I. S. MILMAN – Studio del processo di formazione della grafite nella ghisa, La Fonderia Italiana (4) 103-107 (1978).

(34) K. HERFURTH – Einige Probleme des Kristallwachstums und ihre Bedeutung fur die Graphitkristallisation in Gusseisen-Giessereitechnik, 10 (10) 298-302 (1964).

(35) R.H. Mc SWAIN, C.E. BATES – Surface and interfacial energy relationships controlling graphite formation in cast iron. The Metallurgy of Cast Iron, 423-442, Georgi Publishing Co., St. Saphorin, Switzerland, 1975.

(36) L. KALVELAGE, J. POTSCHKE – Das Wachstum von Graphit in ubereutektischen Eisen-Kolenstoff-Schmelzen, Giess.-Forsch. 30 (4) 142-151 (1978).

(37) W.C. JOHNSON, H.B. SMARTT – The role of interphase boundary adsorption in the formation of spheroidal graphite in cast iron, Met. Trans. 8A 553-565 (1977).

(38) W.C. WINEGARD – An introduction to the solidifcation of metals, The Institute of Metals, London 1964.

(39) H.D. KEITH, F.J. PADDEN – Aphenomenological theory of spherulitic crystallization, J. Appl. Phys. 34 2409-2421 (1963).

(40) H.D. KEITH, F.J. PADDEN – Spherulitic crystallization from the melt. Part I and II. J. Appl. Phys. 35 1270-1295 (1964).

(41) J.P. SADOCHA, GRUZLESKI – The mechanism of graphite spheroidal formation in pure Fe-C-Si alloys, The Metallurgy

La scelta della composizione chimica e la fusione

— SCELTA DELLA COMPOSIZIONE CHIMICA
— FUSIONE DELLA GHISA BASE PER SFEROIDALE (MATERIALI E FORNI)

A cura di: Carlo Dalmazio

SCELTA DELLA COMPOSIZIONE CHIMICA

La scelta della composizione interessa prima la ghisa base da sottoporre al trattamento di sferoidizzazione e inoculazione e poi i getti che devono presentare le caratteristiche richieste dal disegno e rispondere in servizio alle attese del progettista.

La composizione della ghisa dipende dalla carica dei forni, dalla condotta della fusione e da eventuali trattamenti o aggiunte al metallo liquido. E' buona pratica cominciare selezionando i materiali adatti. La ghisa in pani usata dovrebbe avere i tenori di zolfo e fosforo più bassi possibile e, se si desidera che la ferrite si formi con facilità, la ghisa base dovrebbe essere povera di manganese e sostanzialmente priva di tracce di elementi che stabilizzano i carburi e la perlite. Inoltre la ghisa in pani dovrebbe essere priva di elementi occasionali che influenzano negativamente la forma della grafite.

Il rottame di acciaio usato dovrebbe essere di tipo chiaramente identificabile e adatto, per esempio acciaio extradolce da stampaggio profondo (ritagli di carrozzerie auto) e acciaio dolce da costruzione pulito sotto forma di travi, profilati, ecc. Il rottame di rotaie non dovrebbe essere usato, eccetto quando si vuole avere un manganese più alto e non si dovrebbe neppure usare materiale misto che può contenere acciai al cromo o acciai automatici al piombo o allo zolfo.

Rottami misti di ghisa non dovrebbero essere caricati, ma si dovrebbe fare il più largo uso possibile di boccami (ritorni) di ghisa sferoidale, specialmente per approfittare del contenuto di zolfo estremamente basso.

Nella preparazione della ghisa sintetica per la produzione di ghisa sferoidale saranno considerati anche i materiali apportatori di carbonio, specialmente per il loro tenore di zolfo.

Il processo di fusione è poi di rilevante importanza per la realizzazione della composizione chimica voluta per la ghisa base. Esso deve dare sotto stretto controllo e a basso costo un metallo liquido avente, oltre alla composizione chimica, la temperatura e la fluidità conveniente.

Il processo fusorio dovrebbe andare incontro al massimo alle esigenze del trattamento di sferoidizzazione e inoculazione che precedono la colata dei getti.

I vari tipi di forni hanno particolarità e presentano vantaggi e svantaggi che devono essere attentamente valutati.

Il metallo ottenuto deve essere potenzialmente *grigio*, tenuto conto della cinetica del raffreddamento e cioè dovrebbe dare getti di ghisa grigia nel caso non fosse fatto il trattamento successivo di sferoidizzazione e di inoculazione.

A grandi linee la composizione della ghisa base può essere: C = 3,2 ÷ 4% ; Si = 1,8 ÷ 2,8% ; Mn = 0,2 ÷ 0,8% ; S ⩽ 0,002% ; P ⩽ 0,06% . Ma su questo argomento occorre fare alcune precisazioni e considerare gruppi di ghisa sferoidali con esigenze nettamente distinte.

Ghise sferoidali non legate (o debolmente legate)

E' il gruppo maggiore per quantità di produzione e per estensione delle applicazioni.

Un caso interessante è quello della produzione di getti ferritici allo stato greggio di colata (*as-cast*).

Si considera innanzitutto il CE in rapporto allo spessore dei getti, allo scopo di evitare il galleggiamento degli sferoidi di grafite con un valore eccessivo di CE e, d'altra parte, la formazione di cementite libera con un valore di CE troppo basso.

Una indicazione di un valore ragionevole di CE è data dal diagramma di fig. 400.

Ma per uno stesso valore di CE ha importanza il rapporto C/Si. Un elevato tenore di C (e un corrispondente basso tenore del Si) sembra favorire la sanità dei getti, contrastando la tendenza al risucchio della ghisa.

Un elevato tenore di Si, e un corrispondente basso valore di C, contribuisce ad evitare la formazione della cementite libera e a incrementare la resistenza della ferrite nella matrice. L'azione svolta dal silicio è illustrata dalle figg. 401 ÷ 405.

Il manganese, nel caso specifico della produzione di ghisa sferoidale ferritica allo stato greggio di fusione, deve essere tenuto il più basso possibile.

Tenuto conto del tenore di silicio e dello spessore delle pareti dei getti, il tenore di Mn consigliato è rappresentato dal diagramma di fig. 406.

Altri elementi devono essere tenuti sotto controllo e sono il cromo, vanadio, boro, tellurio e molibdeno, ben noti stabilizzatori di carburi. I tenori massimi dovrebbero essere Cr = 0,05% , V = 0,03% , B = 0,003% , Te = 0,003% e Mo = 0,01% .

Nello stesso senso dei predetti elementi agiscono gli elementi sferoidizzanti quando sono presenti in percentuali superiori a quelle necessarie per ottenere la sferoidizzazione completa della grafite.

La distribuzione e la forma della grafite sono influenzate da numerosi elementi da alcuni dei quali in senso positivo e da altri in senso negativo.

Gli elementi manganese, nichel, molibdeno, cromo, cobalto, vanadio e niobio non influenzano la forma della grafite nelle ghise trattate con magnesio. Il rame, stagno e alluminio sono casi limite i quali, per alto tenore o circostanze sfavorevoli di raffreddamento, possono dare luogo alla formazione di grafite non sferoidale. Questo inconveniente è in una certa misura rimediabile con l'aggiunta di Ce.

Generalmente parlando su ghise trattate solo con magnesio possono essere presenti rame fino a 1,5% e stagno fino a 0,1% ; inoltre rame fino al 2% e stagno fino allo 0,4% in ghise trattate con magnesio e mischmetall.

Il titanio in elevate percentuali è da evitare, anche se la sua azione non è chiara. Il diagramma di fig. 407 delimita il campo dei tenori di Ti ammessi per ottenere una regolare sferoidizzazione della grafite.

Per lo zolfo si può dire che quanto è più basso il suo tenore nella ghisa base, tanto minore è la richiesta dell'elemento sferoidizzante, come risulta dalla fig. 408.

Oltre al caso della ghisa sferoidale ferritica allo stato greggio di colata (*as-cast*) è interessante considerare il caso

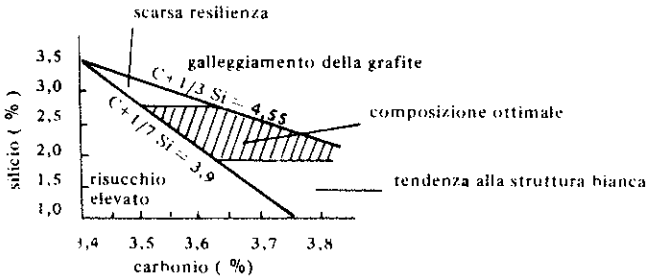


Fig. 400 – Diagramma di H.E. Henderson.

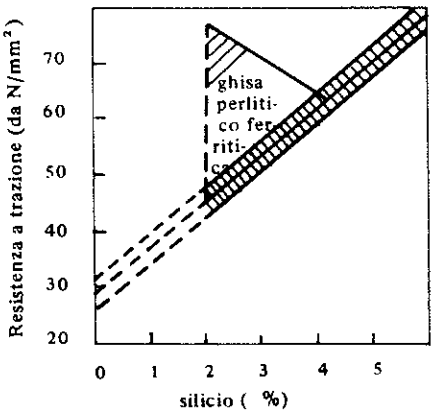


Fig. 401 – Resistenza a trazione in funzione del tenore di silicio.

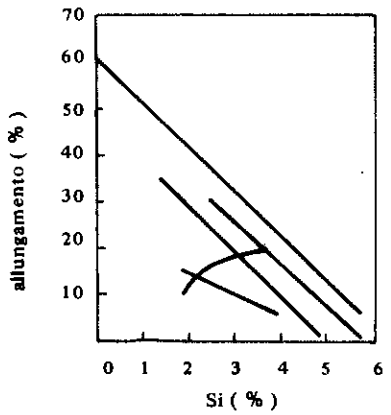


Fig. 402 – Allungamento percentuale in funzione del tenore di silicio.

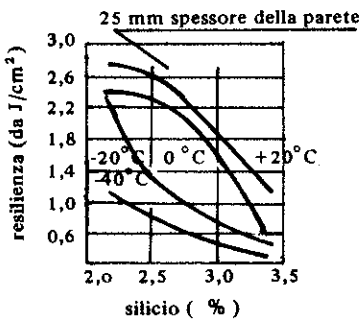


Fig. 403 – Resilienza in funzione del tenore di silicio.

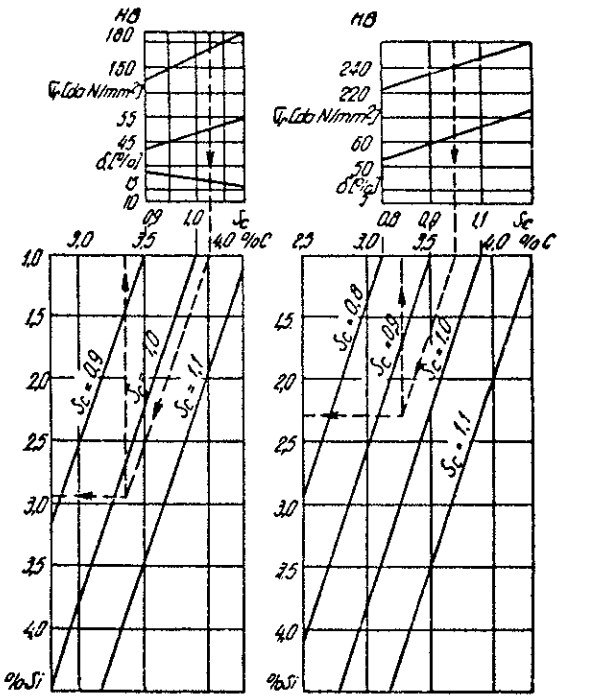
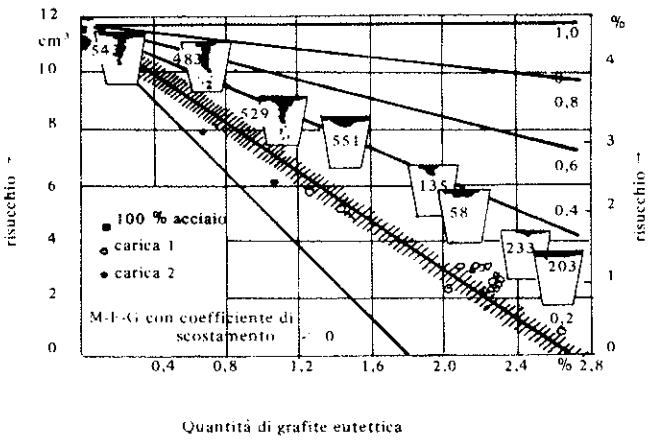


Fig. 404 – Normogramma per la determinazione della composizione chimica in funzione delle caratteristiche meccaniche.



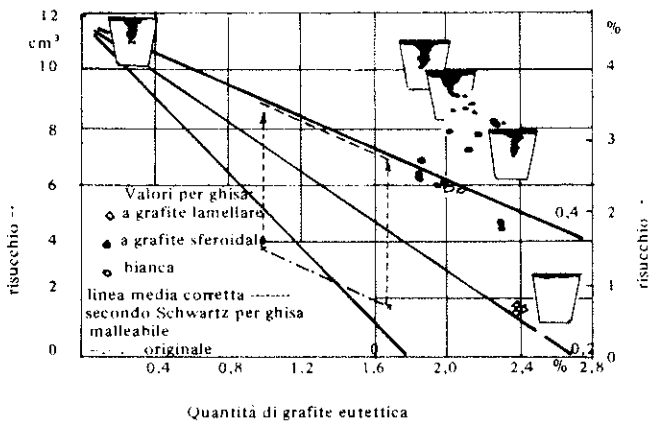


Fig. 405 – Cavità di ritiro della ghisa lamellare e sferoidale in funzione della quantità di grafite eutettica.

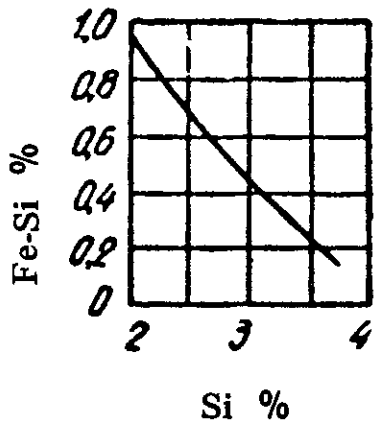


Fig. 406 – Quantità di Fe-Si di inoculazione in funzione del tenore di silicio finale nella ghisa sferoidale.

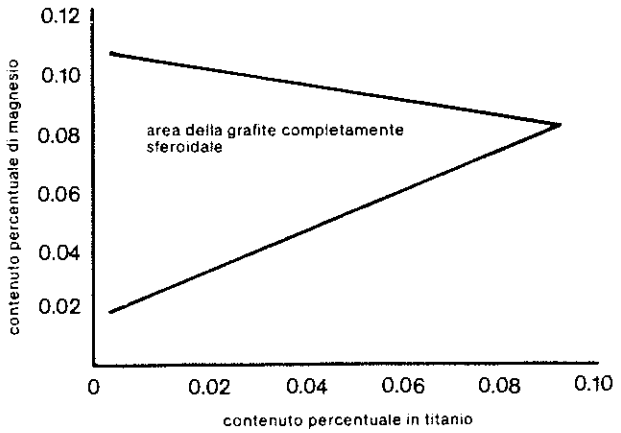


Fig. 407 – La quantità di magnesio necessaria per ottenere una struttura grafitica sferoidale cresce con il crescere del tenore di titanio. La combinazione di elevati tenori di magnesio e titanio provoca la formazione di grafite lamellare.

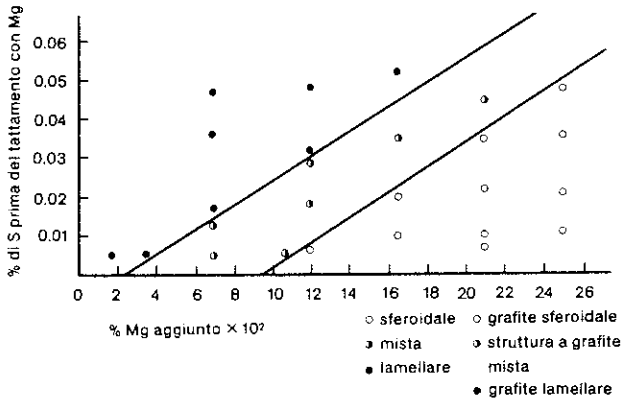


Fig. 408 – Quantità richiesta di magnesio da aggiungere (sotto forma di MgFeSi) per ottenere una struttura grafitica sferoidale.

delle ghise sferoidali con matrice ferritico-perlitica fino a perlitica pura non legate o debolmente legate, sempre ottenute allo stato greggio di colata.

La matrice è determinante agli effetti delle caratteristiche meccaniche. Si è già visto quale influenza abbia il silicio sulla formazione della ferrite e della perlite. Anche per il manganese esistono precise combinazioni per il suo corretto impiego in relazione al tenore degli altri elementi e allo spessore dei getti.

In pratica il manganese è largamente usato per ottenere struttura ferritica-perlitica e perlitica, anche se per tenori un poco elevati esiste il pericolo di formazione di carburi liberi.

Il fosforo, normalmente $\leqslant 0{,}05\%$, è talvolta impiegato in tenori maggiori, esempio fino a 0,1% insieme con il Mo per migliorare la resistenza meccanica alle alte temperature o in tenori fino all'1% per produrre ghise sferoidali resistenti all'abrasione.

Per ottenere una matrice completamente perlitica e realizzare i massimi valori di resistenza meccanica, servono teoricamente gli elementi come stagno, molibdeno, fosforo, rame, titanio, manganese, nichel o cromo, elencati in ordine decrescente di efficacia.

Esclusi il fosforo, titanio, manganese e cromo per le note ragioni rimangono lo stagno, il rame, il molibdeno e il nichel.

Lo stagno è un energico perlitizzante. La perlite così ottenuta non è del tutto stabile, ma può essere dissociata mediante trattamento termico anche se più lentamente di quella appartenente a ghise esenti da stagno.

Bene considerato è anche il rame. Questo elemento ha una spiccata azione perlitizzante che è dovuta non tanto alla sua influenza sulla trasformazione dell'austenite quanto al blocco della superficie degli sferoidi di grafite e all'ostacolo così posto alla ferritizzazione per migrazione del carbonio dalla matrice agli sferoidi.

E' perciò possibile ottenere una matrice prevalentemente o completamente perlitica con l'aggiunta di rame senza pericoli di formazione di carburi liberi.

Il molibdeno e il nichel sono esclusi dal normale impiego per il prezzo esorbitante, ma sono utilizzati insieme o separatamente per ottenere elevate caratteristiche meccaniche ad alta temperatura. I tenori di Mo e Ni possono arrivare in questi casi fino al 2%.

Il comportamento della ghisa sferoidale alle alte temperature è determinato dalla sua resistenza alla formazione dell'ossido e al rigonfiamento come pure dalla sua resistenza allo scorrimento a caldo. Presupposto per un buon comportamento a caldo è una struttura prevalentemente ferritica.

Un miglioramento del comportamento alla formazione dell'ossido e al rigonfiamento della ghisa sferoidale, come pure della ghisa grigia a grafite lamellare e dell'acciaio bassolegato, è dato principalmente da un aumento del tenore di silicio fino a $4 \div 6\%$. Uno svantaggio dagli elevati tenori di silicio è l'aumento della fragilità.

Un altro modo di migliorare le caratteristiche sopradette

è l'aggiunta di alluminio alle ghise legate con il silicio. In questo caso si ha un peggioramento delle caratteristiche di fonderia dovute appunto alla presenza di alluminio.

Un miglioramento della resistenza allo scorrimento a caldo si ottiene con il molibdeno.

Il massimo aumento di resistenza si ha con un tenore di Mo di 0,5 ÷ 1% che compromette solo di poco l'allungamento e la tenacità della ghisa ferritica.

Tenori maggiori di molibdeno aumentano solo di poco la resistenza allo scorrimento a caldo.

Un secondo gruppo di ghise sferoidali di grande interesse è quello con matrice bainitica (aciculare) o martensitica. Quando interessa evitare il trattamento termico, per ottenere questi tipi di ghise si può ricorrere agli elementi di lega Mo e Ni che spostano l'inizio della formazione della perlite verso tempi più lunghi e quindi rendono possibile il raggiungimento del campo della bainite o della martensite attraverso una conveniente velocità di raffreddamento (fig. 409).

La fig. 410 illustra i valori rispettivi di Ni e Mo ottimali per il raggruppamento di strutture bainitiche.

Analogamente al nichel agiscono aggiunte di rame o manganese. Però una quantità eccessiva di Mn favorisce la comparsa di carburi liberi nella struttura.

Le buone caratteristiche di tenacità di queste ghise sono compromesse fortemente dalla presenza di carburi liberi.

L'aggiunta di rame, a seconda della quantità, può influenzare negativamente la formazione degli sferoidi.

Nella tab. LXIII sono indicate combinazioni di elementi di lega idonee per ottenere ghise sferoidali bainitiche allo stato greggio di fusione.

Un terzo gruppo di ghise sferoidali è rappresentato dalle austenitiche (Ni-resist). In tab. LXIV sono riportate le composizioni chimiche di queste ghise.

La matrice austenitica conferisce a queste ghise una buona resistenza alla corrosione e al calore, sviluppa una buona resistenza a caldo, buone caratteristiche di scorrimento, elevato allungamento e tenacità a freddo.

Concludendo, si può dire che è soprattutto la regolazione della composizione chimica della ghisa di base per la ghisa sferoidale che determina la quantità di carbonio combinato della matrice e permette di ottenere le strutture ferritiche, ferritiche-perlitiche e perlitiche, e le strutture bainitiche martensitiche e austenitiche. Gli elementi di lega (e i trattamenti termici) permettono di estendere il campo di impiego delle ghise sferoidali.

FUSIONE DELLA GHISA BASE PER SFEROIDALE (MATERIALI E FORNI)

La scelta della composizione chimica della ghisa base per sferoidale è fatta in base alle caratteristiche meccaniche e fisico-chimiche richieste per i getti da produrre.

Questa ghisa base deve essere fornita al reparto di tratta-

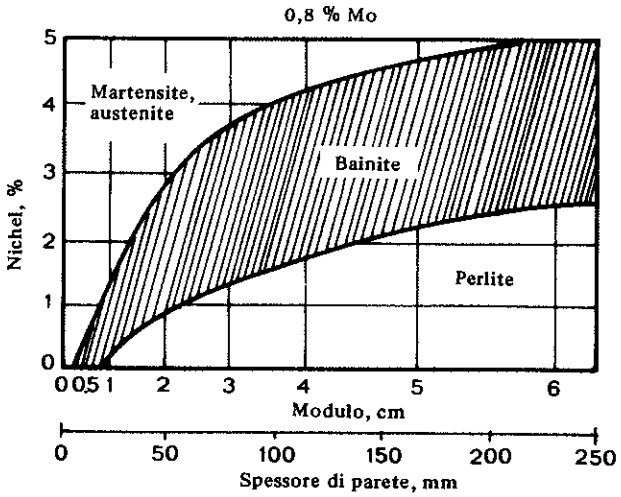


Fig. 409 – Influenza di nichel, molibdeno e spessore delle pareti del getto sulla matrice della ghisa.

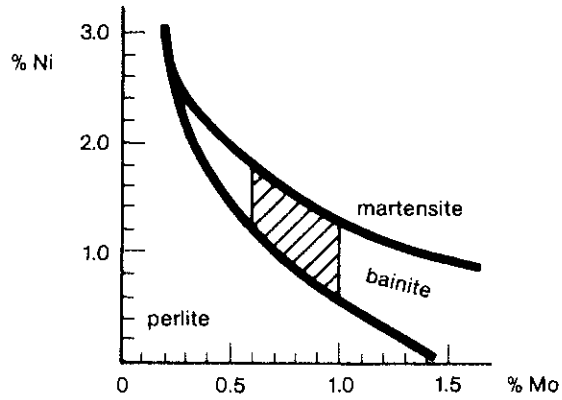


Fig. 410 – Combinazione Ni-Mo per ottenere matrici bainitiche di fusione.

Tabella LXIII - Combinazione di leghe per ottenere ghise sferoidali bainitiche di fusione.

Tipo di bainite	Dimensione delle sezioni		Ni%	Mo% (*)	Mn% (*)	Si%	CE
	in.	mm					
Superiore	0,8-1,2	20- 30	1,5-2,0	0,3-0,5	0,2	2,5	4,4
Superiore	2,4-3,2	30- 80	2,5-3,0	0,5-0,75	0,2	2,0	4,2
Inferiore	1,0-4,0	25-100	3,0	0,2	0,5	2,0-2,5	4,2-4,5

(*) Nelle leghe bainitiche superiori ricche in Mo sono necessari bassi contenuti di Mn per ridurre al minimo la formazione di carburi stabili intercellulari.

Tabella LXIV - Composizione chimica di ghise feroidali austenitiche (*).

Designazione del tipo	TC %	Si %	Mn %	Ni %	Cr %	P %
D-2 (**)	3,0 max.	1,75-3,00	0,70-1,00	18,0-22,0	1,75-2,50	0,08 max.
D-2B	3,0 max.	1,75-3,00	0,70-1,00	18,0-22,0	2,75-4,00	0,08 max.
D-2C	2,9 max.	2,00-3,00	1,80-2,40	21,0-24,0	0,50 max.	0,08 max.
D-2M	2,7 max.	1,50-2,60	3,75-4,50	21,0-24,0	0,50 max.	0,08 max.
D-3 (**)	2,6 max.	1,50-2,80	0,50 max.	28,0-32,0	2,50-3,50	0,08 max.
D-3A	2,6 max.	1,50-2,80	0,50 max	28,0-32,0	1,00-1,50	0,08 max.
IN 854	2,0	5,5	0,60	36,0	2,0	0,08 max.
D-4	2,6 max.	5,0-6,0	0,50 max.	29,0-32,0	4,50-5,50	0,08 max.
D-4	2,4 max.	1,50-2,75	0,50 max.	34,0-36,0	0,10 max.	0,08 max.
D-5B	2,4 max.	1,50-2,75	0,50 max.	34,0-36,0	2,0-3,0	0,08 max.
Nodumag	3,0 max.	2,00-3,00	6,00-7,00	12,0-14,0	N.S.	N.S.

(*) Il contenuto di magnesio necessario è uguale a qualunque altra ghisa sferoidale.

(**) L'aggiunta dello 0,7-1,0% di molibdeno aumenta la resistenza sopra i 698 K (425 °C).

N.S. Non specificato.

mento per la sferoidizzazione e successivamente al reparto di colata ad una determinata temperatura, in un tempo e in una quantità determinata e ad un costo accettabile.

A queste esigenze tecniche e *industriali* si aggiungono le esigenze relative all'ambiente di lavoro e all'inquinamento esterno.

Il problema è complesso e un notevole aiuto può venire da quanto già è stato detto nel II volume della Metallurgia delle ghise a proposito della scelta dei forni fusori per la ghisa grigia con grafite lamellare e dei relativi materiali componenti la carica.

Il cubilotto occupa più che mai un posto prevalente nella fonderia di ghisa lamellare e sferoidale.

La carica del cubilotto è costituita da metallo, coke (combustibile) e castina (scorificante).

A causa delle variazioni di composizione che avvengono durante la fusione, la composizione della carica è basata largamente sull'esperienza.

La variazione degli elementi durante la fusione in cubilotto acido è rappresentata in tab. LXV.

Come si vede, la maggior parte degli elementi subisce un calo, mentre lo zolfo aumenta.

Anche il carbonio può aumentare durante la fusione. La composizione della parte metallica della carica è basata sui cali previsti e sulla analisi richiesta nei getti e varia in maniera rilevante da una fonderia all'altra per ottenere gli stessi risultati.

Tabella LXV - Variazioni di composizione al cubilotto.

Elemento o componente della ghisa	Calo %	Aumento %
Silicio	10-30	=
Manganese	10-20	=
Nichel	2-5	=
Rame	2-5	=
Zolfo	=	40-60

La percentuale del boccame impiegato in carica è un dato dipendente dalla media dei dispositivi di colata e di alimentazione, montanti, getti di scarto, fondi di siviera, ferrino.

I rottami di acciaio sono stati impiegati in passato per regolare il tenore di carbonio della ghisa. Poi con il crescente impiego delle scorie basiche, e per la estesa esigenza di avere un basso tenore di fosforo, è diventato pratica diffusa l'impiego di elevate percentuali di rottami di acciaio.

La percentuale impiegabile dipende dal tenore di carbonio desiderato nella ghisa (e dai controlli metallurgici disponibili).

Le piccole fonderie, che usano il cubilotto acido per fusioni di breve durata per piccoli getti, impiegano poco o niente rottame di acciaio in carica, mentre una fonderia di grande produzione con cubilotti raffreddati ad acqua e una buona apparecchiatura di controllo può impiegare tutto rottame d'acciaio (più il boccame) se il prezzo di questo materiale è conveniente.

L'impiego di rottame di acciaio in un cubilotto acido convenzionale diminuisce il tenore di carbonio e fosforo e richiede una più elevata temperatura di spillata e una maggiore percentuale di coke di carica con la conseguenza di introdurre nella ghisa una maggiore quantità di zolfo.

Poichè le fonderie adottano in misura crescente il controllo delle scorie, l'impiego del rottame di acciaio in carica è principalmente una questione economica.

L'impiego di rottami di ghisa rappresenta un fattore di incertezza, in quanto la composizione di questo materiale è raramente conosciuta e possono essere presenti elementi contaminanti indesiderati.

La ghisa in pani, proveniente direttamente dall'alto forno o sottoposta a trattamento speciale in vista dell'impiego per la produzione della ghisa sferoidale, presenta generalmente un basso contenuto di elementi indesiderabili, ha una elevata percentuale di carbonio e può essere acquistata in base ad analisi chiaramente specificate.

L'impiego della ghisa in pani è giustificato quando la composizione della carica e l'assenza di elementi *perturbatori* consente di ottenere vantaggi di uniformità delle caratteristiche dei getti e riduzione degli scarti.

In particolare si ricorre alla carica di ghisa in pani quando interessa produrre certi getti con un allungamento percentuale elevato. Si impiegano in questo caso ghise in pani con un bassissimo tenore di Mn $< 0{,}1\%$ che nessun altro materiale di carica usualmente raggiunge.

Normalmente le piccole fonderie e quelle che producono getti, che devono avere una elevata lavorabilità, consumano più ghisa in pani delle grandi fonderie.

I migliori risultati sono ottenuti quando si effettuano rigidi controlli su tutti i materiali di carica impiegati nei cubilotti.

Il coke impiegato per la formazione della dote e per le cariche durante la fusione non richiede, nel caso della ghisa sferoidale, caratteristiche più impegnative di quelle per la ghisa grigia lamellare.

E' importante la scoria.

Una indicazione della natura acida, basica o neutra della scoria è data dal rapporto

$$\frac{CaO + MgO}{SiO_2} =$$

< 1 acida
$= 1$ neutra
> 1 basica.

Vi è una gamma continua della scoria da fortemente basica fino a fortemente acida e la composizione è regolata secondo necessità.

Con la condotta acida del cubilotto si ha sempre un passaggio di zolfo dal coke alla ghisa fusa.

Generalmente si ha anche un aumento del carbonio della ghisa fusa; però la produzione di ghisa ad alto carbonio, come in genere è richiesto per la ghisa sferoidale, richiede una notevole quantità di ghisa in pani nella carica oppure l'iniezione di materiale apportatore di carbonio nella ghisa liquida.

La basicità della scoria è regolata dalla quantità di calcare aggiunto per ogni carica. La quantità dipende dalla pulizia dei materiali metallici usati e dalle ceneri del coke.

La basicità delle scorie non può superare il valore 1 quando il cubilotto ha rivestimento acido, per non causare l'erosione del medesimo.

Nel cubilotto raffreddato ad acqua, dove vi è minor quantità di refrattario soggetto ad erosione, è richiesta una quantità minore di calcare per ottenere una determinata basicità delle scorie.

Per la scoria basica, in un caso tipico, si carica calcare nella quantità di $7 \div 10\%$ (in peso rispetto ai materiali metallici) e spatofluore nella quantità del 2% per aumentarne la fluidità.

Quando la scoria è basica, l'assorbimento del carbonio è fortemente aumentato, il calo del silicio aumenta e diminuisce il tenore di zolfo nella ghisa fusa.

Questo effetto aumenta con la basicità e con basicità = 3 si può ottenere un tenore di carbonio del 4% e zolfo 0,01% con una carica costituita completamente di rottame di acciaio.

Con l'aumentare della basicità della scoria, il punto di fusione della medesima aumenta; perciò si devono impiegare quantità maggiori di spatofluore ed aumentare la temperatura della ghisa per mantenere la scoria fluida.

Il calo del silicio nelle stesse condizioni diventa molto severo (fino al 30% con basicità 3 della scoria), per cui diventa economico aggiungere la maggior parte del silicio nell'avancrogiolo o nel forno in duplex con il cubilotto.

L'impiego del vento caldo permette di ottenere temperature della ghisa più elevate anche con un coke di qualità più scadente.

Il vento caldo consente l'impiego di più elevate percentuali di rottami di acciaio in carica.

L'impiego di una minore quantità di coke permette l'impiego di materiali metallici con zolfo più alto senza aumentare eccessivamente il tenore di zolfo della ghisa.

Inoltre le temperature raggiungibili con il vento caldo rendono possibile effettuare la condotta del cubilotto con scorie più basiche e ottenere una desolforazione più spinta.

Analogamente al vento caldo agiscono gli altri perfezionamenti introdotti nella costruzione e nella condotta del cubilotto e precisamente: vento arricchito di ossigeno, carburo di calcio in carica, doppio rango di ugelli, ecc.

Il forno elettrico ad arco è usato come forno fusorio oppure in alcuni casi come forno di riscaldamento o di mantenimento in duplex con il cubilotto.

E' essenzialmente un crogiolo rivestito di materiale refrattario acido o basico nel quale la carica solida o liquida è riscaldata dagli archi elettrici. Il bagno fuso è relativamente esteso in rapporto alla sua profondità. Le reazioni tra metallo fuso e scoria sono vivaci perchè la superficie di contatto è grande e la scoria ha la stessa temperatura del metallo.

Il rendimento termico della fusione è elevato perchè gli archi sono circondati dai materiali solidi di carica. Invece la capacità di surriscaldo è relativamente bassa, in quanto il bagno riceve calore soltanto dalla superficie.

Nel caso della ghisa base per sferoidale la scoria, oltre che esercitare una azione protettiva del metallo, può essere usata per effettuare un efficace trattamento di desolforazione (forno basico). In pratica si ritiene di elaborare normalmente una ghisa con S = 0,010 ÷ 0,015%.

Il forno ad arco può fondere qualsiasi tipo di materiali, dalla tornitura ai grossi pezzi.

La carica generalmente contiene una elevata percentuale di acciaio e il carbonio e il silicio possono essere aggiunti fino al raggiungimento delle percentuali volute.

Il silicio deve essere aggiunto al bagno fuso il più tardi possibile per favorire la velocità di assorbimento del carbonio.

Il forno a induzione presenta alcune caratteristiche vantaggiose per la produzione della ghisa base per sferoidale. Non provoca alcuna contaminazione del metallo, non ha impiego di elettrodi, la composizione chimica può essere controllata con cura, non vi sono limiti teorici alla temperatura raggiungibile (praticamente però con le attuali pigiate non è economico superare i 1.823 K = 1.550 °C).

I due tipi fondamentali impiegati nella fonderia di ghisa (a crigiolo e a canale) sono basati sullo stesso concetto di trasformazione dell'energia elettrica in calore, utilizzando il fenomeno dell'induzione.

Il forno a crogiolo è meglio adatto e più usato per la fusione e il surriscaldamento del bagno e l'assorbimento di C dei materiali carburanti, mentre il *tipo* a canale è più adatto al mantenimento e al lavoro in duplex.

I forni a crogiolo sono generalmente rivestiti di pigiata di quarzite e in qualche caso di allumina, mentre i forni a canale hanno rivestimento a base di allumina e magnesia.

I materiali di carica sono normalmente costituiti da rottami di acciaio, boccami, ferroleghe e materiali per la carburazione. La ghisa in pani è raramente usata. In quantità moderata anche nei forni a canale possono essere caricati acciaio, piccoli boccami e torniture.

Poichè nel forno a induzione con la carica normalmente è introdotto pochissimo zolfo, il tenore di zolfo della ghisa corrisponde a quanto è caricato e risulta praticamente impossibile ridurne il tenore. In pratica, a meno di caricare ghisa in pani a bassissimo zolfo, si ottiene una ghisa base con il tenore di S dell'acciaio di partenza, ovvero 0,02 ÷ 0,03%.

Il duplex cubilotto - forno elettrico ad induzione è giustificato da tre motivi principali:

- smorzare le variazioni di composizione e di temperatura della ghisa;
- aumentare la temperatura della ghisa prodotta al cubilotto;
- fare da serbatoio con la possibilità di ricupero della temperatura e di correzione della composizione chimica.

La prima funzione è realizzata in ogni caso anche con un avancrogiolo o mescolatore di capacità sufficiente equivalente a 1 ÷ 2 h di produzione del cubilotto (in questo caso non si può parlare di duplex).

I forni a induzione a crogiolo sono particolarmente adatti per queste funzioni a causa del loro elevato rendimento termoelettrico e della capacità di realizzare una mescolazione del metallo.

Le dimensioni del forno a induzione dipendono dalla produzione oraria del cubilotto e dalle possibili variazioni di temperatura e composizione della ghisa fusa al cubilotto. Queste variazioni, a loro volta, dipendono dal tipo e dalla variabilità delle materie prime, dagli impianti di preparazione delle cariche e dai controlli della condotta del cubilotto.

Tra questi sistemi di fusione della ghisa base per sferoidale la divisione principale è tra cubilotto che introduce zolfo nella ghisa ad opera del coke e i forni elettrici che non alterano il tenore di zolfo (nel caso del forno elettrico basico lo riducono).

Poichè è desiderabile per la ghisa base per sferoidale che il tenore di zolfo sia ridotto ad un valore inferiore a 0,02% per evitare eccessive aggiunge di Mg, il costo della desolforazione interna o esterna al forno influenza il costo dei vari sistemi di fusione.

Le fonderie con elevate produzioni di ghisa sferoidale impiegano diversi tipi di forni tra cui:

- forno a induzione a crogiolo con o senza forno a induzione a canale come serbatoio;
- forno ad arco con forno di attesa a induzione a crogiolo o a canale;
- cubilotto con desolforazione in secchia della ghisa spillata e forno elettrico (ad arco, ad induzione a crogiolo o a canale per il surriscaldo).

La tecnologia di produzione

— GENERALITA'
— DESOLFORAZIONE
— SFEROIDIZZAZIONE
— INOCULAZIONE
— MANTENIMENTO IN FORNO DELLA GHISA TRATTATA CON Mg
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Mario Bertacchini
Ha collaborato Riccardo Medana per:
— Processo di sferoidizzazione in-mold
— Inoculazione
— Mantenimento in forno d'attesa

GENERALITA'

La produzione della ghisa sferoidale comporta la preparazione di una idonea ghisa di base, un trattamento con particolari metalli, leghe o miscugli contenenti magnesio o terre rare per far precipitare la grafite in forma sferoidale, un trattamento più o meno spinto con inoculanti a base di ferro-silicio per il controllo della matrice e della distribuzione della grafite per ottenere getti con caratteristiche meccaniche allo stato *as-cast* esenti da carburi, aggiunte eventuali di elementi di lega (Ni, Cu, Mo, Cr) per migliorare le caratteristiche meccaniche o esaltare alcune specifiche caratteristiche di comportamento.

Ne consegue che la matrice della ghisa sferoidale *as-cast* potrà essere ferritica, ferritico-perlitica, perlitica o anche aciculare o martensitica in relazione alla velocità di raffreddamento dopo solidificazione e alla presenza di elementi di lega. La matrice e le proprietà della ghisa sferoidale possono essere alterate o migliorate con i normali trattamenti termici di ricottura, normalizzazione, tempera e rinvenimento .

Nel capitolo precedente, si è visto che la ghisa base per sferoidale può essere prodotta con cubilotti acidi e basici, con forni ad arco, con forni ad induzione con o senza canale e con altri mezzi fusori. I vantaggi e gli svantaggi di ciascun sistema dovranno essere considerati in relazione a vari fattori, quali il tonnellaggio richiesto, i tipi di getti da prodursi (e relative caratteristiche analitiche, meccaniche, fisiche e di temperatura), i metodi di sferoidizzazione usati, il capitale a disposizione, la disponibilità di materie prime e di energia, le richieste ecologiche.

Per la maggior parte, detti fattori sono talmente interdipendenti per cui non si può affermare l'esistenza di un sistema decisamente ottimale e la scelta sarà conseguente alla personale preferenza riservata a uno o più dei suddetti fattori. In ogni caso, tuttavia, nella scelta del mezzo fusorio da impiegarsi si devono generalmente tenere presenti due aspetti fondamentali: il primo riguarda le caratteristiche operative del mezzo fusorio già esposte nel capitolo precedente, il secondo riguarda considerazioni di carattere analitico della ghisa base prodotta.

Per produrre una ghisa sferoidale con le migliori caratteristiche meccaniche o comunque rispondenti alle prescrizioni delle unificazioni, è opportuno ricordare, ancora una volta, l'intervallo di composizione e l'influenza dei principali costituenti la ghisa base.

Carbonio: la percentuale presente nelle ghise sferoidali può essere compresa tra il 3 e il 4% e anche se il carbonio per sè esercita un'influenza di secondaria importanza sulle proprietà meccaniche, pur tuttavia influisce sulla formazione dei microcostituenti e ciò è fondamentale per tutte le proprietà meccaniche. Per avere una ghisa con buona scorrevolezza, basso ritiro ed elevato numero di noduli è consigliabile mantenere nella ghisa finale un carbonio compreso tra 3,6 e 3,8% . Ovviamente per getti con sezioni pesanti si impiegano valori di carbonio più bassi.

Manganese: poichè, come si vedrà, lo zolfo delle ghise sferoidali deve essere necessariamente basso, il manganese si comporta esclusivamente come elemento di lega stabilizzante della perlite e non esercita alcuna azione di controllo dello zolfo come nelle ghise grigie con grafite lamellare.

Per avere la massima duttilità nelle sferoidali *as-cast*, è necessaria una matrice ferritica e, pertanto, il contenuto di Mn deve essere basso (0,15 ÷ 0,20%): percentuali maggiori possono essere tollerate se i getti devono essere sottoposti a trattamento termico e se sono di sezione media o pesante.

In ogni caso, essendo il Mn un promotore abbastanza forte di carburi, il suo contenuto deve essere limitato ad un massimo che dipende dal tenore di Si e dallo spessore della sezione; per promuovere la struttura perlitica *as-cast* non si deve usare Mn, ma Cu o Sn.

Fosforo: per produrre una ghisa sferoidale con le migliori proprietà meccaniche, resistenza all'urto in particolare, è necessaria una ghisa base con basse percentuali di fosforo ($\leqslant$ 0,08), onde evitare la formazione della fase fragile steadite; percentuali di P un pò maggiori possono essere tollerate se il getto deve essere sottoposto a trattamento termico.

Silicio: in generale il Si finale di una ghisa sferoidale è compreso fra il 2 ÷ 3%. Il silicio è un energico grafitizzante che promuove la formazione di ferrite, ma aumentando la sua presenza, si riduce la resistenza all'urto a basse temperature; oltre il 3% il silicio aumenta la resistenza al calore della sferoidale.

Carbonio equivalente: in generale la sferoidale è una ghisa ipereutettica, con un carbonio equivalente (% C + 0,31% Si) variabile fra 4,3 ÷ 4,7% e ciò sta ad indicare una certa tendenza alla flottazione della grafite formatasi: tale tendenza aumenta con l'aumentare del C.E., ma a causa del più rapido raffreddamento i getti più sottili potranno avere un C.E. più elevato senza denunciare problemi di flottazione . Per tale ragione si consiglia di rapportare il C.E. agli spessori dei getti entro i seguenti valori:

- Sezioni inferiori a 25 mm: C.E. = 4,6 ÷ 4,7%
- Sezioni da 25 a 50 mm: C.E. = 4,4 ÷ 4,6%
- Sezioni superiori a 50 mm: C.E. = 4,3 ÷ 4,4%
- Sezioni da 100 mm ed oltre: C.E. = 4,2%

Zolfo: il processo di sferoidizzazione risulta molto più facile ed economico se la ghisa base è bassa di S, elemento molto più reattivo con il magnesio che non con il ferro.

La percentuale ideale di S nella ghisa base dovrebbe, pertanto, essere intorno allo 0,01% per quanto, come si vedrà di seguito, possono essere tollerate anche percentuali superiori di questo elemento.

Ricordati brevemente quali sono i ruoli dei principali elementi di una ghisa base per sferoidale e quali le percentuali di impiego in funzione dello spessore e della struttura dei getti, risulta abbastanza evidente che, indipendentemente dal mezzo fusorio impiegato, per la produzione di una ghisa base per sferoidale una cura particolare deve essere riservata alla scelta dei materiali di carica ed alla composizione stessa delle cariche metalliche, onde evitare l'introduzione di elementi che possono ostacolare il processo di sferoidizzazione (Pb, Bi, Sb, Al, Ti, Se, Te) o favorire la formazione di carburi (Sn, As, Bi, Cr, Cu) o comunque interferire con l'ot-

tenimento delle caratteristiche richieste dai getti; inoltre si richiederà sempre un precondizionamento della ghisa base prima di sottoporla al trattamento di sferoidizzazione. Tale precondizionamento può comportare una correzione della temperatura e una correzione analitica.

Correzione della temperatura

Prima del trattamento di sferoidizzazione si dovrà controllare sempre la temperatura della ghisa base onde poterla eventualmente correggere (riscaldandola o lasciandola raffreddare) per adeguarla al tipo di getto da colare, tenendo presenti le perdite di temperatura che comporta il processo di sferoidizzazione, la post-inoculazione e il trasporto per recarsi sul posto di colata.

In pratica si dovrebbe sempre fare in modo di mantenere la temperatura della ghisa base la più bassa possibile, ma sempre sufficiente per ottenere getti completi. Temperature di spillata della ghisa base troppo alte comportano una perdita eccessiva di Mg con conseguente formazione di grafite non sferoidale, mentre temperature troppo basse comportano un aumento del Mg residuo con la conseguenza di avere getti incompleti e scarti a causa di inclusioni di scoria o ritiro. Inoltre, tempi di permanenza in forno eccessivi e temperature troppo alte inibiscono la formazione di grafite sferoidale in forma accettabile.

La temperatura della ghisa base al trattamento di sferoidizzazione è generalmente compresa fra 1.723 e 1.833 K (1.450 e 1.560 °C).

Si vedrà successivamente (controllo di produzione) che fra i mezzi, che si possono impiegare per il controllo della temperatura della ghisa base, le coppie termoelettriche ad immersione sono quelle che danno le letture più attendibili, in quanto, operando sotto la superficie del bagno, sono esenti da quegli errori conseguenti alla presenza di uno strato superficiale come fumo, ossidi o scoria.

Correzione analitica

In generale la carica metallica da fondere per ottenere la ghisa base per sferoidale è costituita da percentuali variabili di ghisa in pani, ritorni di sferoidale, rottami d'acciaio ed eventuali addizioni di ferroleghe e dette percentuali sono in stretto rapporto con l'analisi fissata per la ghisa base e con le conseguenti variazioni analitiche dei processi di sferoidizzazione e di post-inoculazione, per avere in definitiva una ghisa sferoidale di composizione adeguata alla richiesta struttura dei getti.

Con l'impiego di materie prime selezionate, completamente esenti da elementi che possono ostacolare la formazione della grafite in forma sferoidale o favorire la formazione di carburi, la correzione analitica della ghisa base interesserà principalmente due elementi: il carbonio e il silicio. Se detti elementi sono in eccesso, la loro riduzione sarà fatta con aggiunte di ferro, mentre, se risultano in difetto, si dovranno apportare correzioni rispettivamente con operazioni di ricarburazione o con addizione di Fe-Si secondo le pratiche normali di fonderia.

Alcuni sostengono che l'impiego del carburo di Si (invece dell'aggiunta di Si e C) offre due vantaggi: miglioramento in generale della qualità metallurgica del fuso con minor possibilità di formazione di carburi e ridotto accumulo di scoria nei forni elettrici, quindi maggior durata del rivestimento refrattario.

Nel calcolo della carica si deve tener presente la perdita di C (0,05 ÷ 0,2%) che si ha durante il trattamento di sferoidizzazione per fuoriuscita di grafite dal fuso.

Da quanto esposto rimane evidente la necessità di opportuni controlli analitici e di esame della frattura da effettuarsi sulla ghisa base, allo scopo di mantenerla nei limiti di composizione fissati ed in stato di non disossidazione, condizioni indispensabili per assicurare una produzione di qualità costante.

Poichè un contenuto di O troppo basso provoca la formazione di carburi, è importante che la ghisa base contenga un Si minimo dell'1% , in quanto il Si è l'unico elemento, fra quelli presenti, in grado di trattenere l'O nel fuso in presenza di C.

Se la fusione della ghisa base è fatta con l'impiego di materie prime non selezionate o se come mezzo fusorio è impiegato il cubilotto acido, ci si trova nelle condizioni di ridurre la percentuale di S presente, di intervenire cioè con un processo di desolforazione, limitandone la sua presenza entro un intervallo compatibile con un economico trattamento di sferoidizzazione.

Ancora oggi non si può stabilire con esattezza quale può essere il livello di S più desiderabile nella ghisa base, in quanto l'argomento è stato ed è tuttora oggetto di molte discussioni e molto lavoro rimane ancora da fare prima che siano compresi completamente e in tutte le circostanze gli effetti dello zolfo.

Alcuni affermano che si deve eliminare tutto lo zolfo possibile per avere i migliori risultati sferoidizzanti e i getti più puliti; altri indicano che ghise basi con livelli di S inferiori a 0,005% portano a strutture di grafite che a volte non sono così buone come quelle delle ghise alle quali è mantenuto uno S intorno a 0,01% ; altri ancora osservano che, per avere i migliori risultati particolarmente per getti di sezione sottile, si dovrebbe mantenere lo S della ghisa base intorno a 0,02%.

Rimane, tuttavia, certo che un trattamento di desolforazione comporta aumenti di costo e perdite di temperatura (tra 303 e 373 K = 30 e 100 °C, in relazione alla percentuale di S iniziale e al metodo impiegato) e per tale ragione si ritiene che la desolforazione, prima del trattamento di sferoidizzazione, è giustificata solo quando lo S della ghisa base liquida supera lo 0,04%.

Questo limite mette in evidenza e indica in modo ben definito la necessità di desolforare la ghisa base prodotta da un cubilotto acido (lo S nei forni elettrici generalmente è controllato impiegando materiali d carica bassi di S). Infatti la ghisa base per sferoidale spillata da un cubilotto acido contiene 0,06 ÷ 0,12% S. Se questa ghisa è desolforata con la lega sferoidizzante, si rende necessario aumentarne sensibilmente la percentuale d'impiego. Sebbene questa pratica ancor oggi sia in uso, non è affatto consigliabile: prima di

tutto perchè la desolforazione con leghe di Mg sferoidizzanti, anche di basso prezzo, costa circa il doppio rispetto a trattamenti di desolforazione con metodi più economici, inoltre è altrettanto importante che la ghisa sferoidizzata non contenga un'elevata concentrazione di Mg, S ed altri prodotti di ossidazione del Mg che difficilmente raggiungono tutti la superficie del bagno, passando nella scoria, prima della colata dei getti; pertanto se detti prodotti saranno trattenuti nella massa metallica liquida, porteranno alla formazione di inclusioni di scoria e a getti di brutto aspetto superficiale.

DESOLFORAZIONE

Si è sottolineato che il fattore più importante per produrre ghisa sferoidale è quello di ottenere una ghisa base con basso zolfo.

Quando il contenuto di S è elevato, la quantità di agente sferoidizzante deve essere aumentata con un conseguente aumento dei costi di produzione e con un incremento dei vari difetti quali inclusioni, ritiro e scoria. L'eliminazione dello S è essenziale prima che l'agente sferoidizzante possa andare in soluzione in quantità sufficiente per cambiare la struttura della grafite.

Lo S disciolto in un bagno di ghisa si presenta sotto forma di solfuro di ferro (FeS) e tutta l'operazione di desolforazione consiste nel fare reagire con questo solfuro un metallo che abbia affinità con lo S o un ossido metallico il cui metallo abbia affinità con lo S.

Il magnesio è un energico desolforante, in quanto lo S è molto più reattivo con il Mg che non con il Fe, ma da un punto di vista economico è più conveniente rimuovere lo S prima del trattamento con un agente sferoidizzante.

Anche il manganese da un punto di vista teorico è un elemento desolforante, ma nella tecnologia di produzione della sferoidale non può essere usato per tale azione, in quanto è un promotore abbastanza forte di carburi.

Gli agenti desolforanti più noti sono dunque:

- la soda caustica (NaOH);
- il carbonato di sodio e soda Solvay (Na_2CO_3);
- la calce viva (CaO);
- la pietra da calce ($CaCO_3$);
- il carburo di calcio (CaC_2);
- la calciocianamide (CaN_2C).

La soda caustica, anche se presenta la migliore efficacia desolforante, è raramente impiegata a causa dei pericoli che presenta.

La soda Solvay, già impiegata diffusamente nelle fonderie, oggi è stata quasi abbandonata, in quanto i suoi svantaggi (formazione di scoria liquida, azione desolforante abbastanza efficace limitata a ghise con alto S, azione violenta di ribollimento della ghisa con abbondanza di fumi, erosione del refrattario e perdite di Si e C: $Na_2CO_3 + S + 2C \rightarrow Na_2S + 3CO$) superano i vantaggi.

La calce viva è il prodotto desolforante più affermato nella tradizione della metallurgia dei ferrosi, ma nella specifica applicazione alla produzione di sferoidale il suo impiego è limitato alla fusione con cubilotti basici e forni ad arco basici o comunque a fusioni sotto un forte spessore di scoria basica, in quanto l'ossido di calcio (CaO) è più stabile del solfuro di calcio (CaS) e la reazione: $CaO + S + C = CaS + CO$ procederà verso destra solo con forti quantità di CaO presenti per lungo tempo; la citata reazione comporta una leggera perdita di C nella ghisa.

La pietra da calce, prima di svolgere la sua azione desolforante, deve scomporsi in CaO, quindi il suo impiego è lo stesso della calce viva; in qualche caso si sono avuti ottimi risultati economici e desolforanti iniettando in grandi siviere (60 t) 0,5% di $CaCO_3$ ad un ritmo di 14 ÷ 16 kg/min e riducendo la percentuale di S da 0,06 a 0,008%; questo metodo rimane comunque limitato alla desolforazione di forti quantitativi di ghisa, a causa delle notevoli perdite di temperatura.

Il carburo di calcio rappresenta oggi il prodotto più usato nei vari metodi di desolforazione; l'efficacia della desolforazione dipende (come si vedrà) dalla sua granulometria, dal grado di agitazione del bagno e dal tempo di permanenza in contatto, dalla quantità - minuto iniettata. Se si considera la reazione stechiometrica:

$$CaC_2 + S = CaS + 2C$$
$$(64 + 32 = 72 + 24)$$

risulta evidente che in teoria per asportare 0,1% S si richiede solo 0,2% CaC_2; ma poichè parte del CaC_2 disintegrato formerà CaO (anzichè CaS) passando nella scoria, in pratica per desolforare si dovrà impiegare dall'1 al 2% CaC_2, cioè quantità da 5 a 10 volte maggiori del teorico.

L'impiego di CaC_2 provoca un aumento del C della ghisa e richiede un controllo accurato delle scorie che invariabilmente contengono ancora CaC_2 attivo che, a contatto con l'acqua, produce acetilene, quindi pericolo d'incendio: è buona norma, pertanto, portare frequentemente le scorie all'esterno per spegnerle con acqua.

La calciocianamide non dovrebbe essere impiegata, in quanto aumenta l'azoto della ghisa base con il pericolo di difetti da gas azoto nei getti.

Metodi di desolforazione (e ricarburazione)

Passando in rassegna i principali metodi di desolforazione oggi noti, ci si soffermerà non tanto in una descrizione dettagliata che si rimanda ai riferimenti bibliografici, ma piuttosto si esporranno alcune considerazioni di carattere critico e si avrà anche occasione di vedere che alcuni di essi sono altrettanto validi per aumentare il C della ghisa base.

Desolforazione e ricarburazione possono essere, infatti, trattati in parallelo, in quanto l'efficacia di desolforazione e l'efficacia di ricarburazione sono largamente dipendenti dall'intimo contatto bagno-agente desolforante o bagno-agente ricarburante ed altra interdipendenza è rappresentata dal contenuto in S dell'agente ricarburante.

Tale considerazione è importante quando si sceglie l'agente ricarburante: se, ad esempio, si deve aumentare il C del bagno dell'1%, il ricarburante (per una resa dell'80%)

può aumentare lo S dello 0,002% e dello 0,02% in relazione al suo contenuto di S.

Sembra pertanto logico usare il ricarburante più costoso, ma a basso tenore di S e risparmiare la desolforazione.

La necessità di ricarburare è chiaramente definita dal C totale della ghisa base: nella pratica normale raramente si ricarburano le ghise fuse al cubilotto, ma è pratica diffusa nelle fusioni al forno elettrico.

I metodi di desolforazione oggi noti si possono suddividere in due classi principali:

- Metodi per ottenere, in forno, una ghisa base con basso S senza desolforazione.
- Metodi per desolforare, fuori dal forno, una ghisa base con alto S.

Metodi per ottenere in forno una ghisa base con basso S senza desolforazione

Questi metodi possono essere così riassunti:

a – impiego di un cubilotto con rivestimento basico;
b – impiego di carburo di calcio nel letto di coke del cubilotto;
c – insufflazione di carburo di calcio in polvere attraverso gli ugelli del cubilotto;
d – impiego di forni elettrici ad induzione

Sui suddetti metodi si possono fare le seguenti osservazioni.

Il metodo a), che prevede l'impiego di un cubilotto basico, è adatto per produrre forti quantitativi di ghisa ad alta temperatura, ma richiede una particolare competenza per la condotta del cubilotto. Poichè il rivestimento basico è molto costoso, è conveniente, per limitarne il consumo, raffreddare con acqua il mantello in corrispondenza della zona di fusione. Ciò comporta, evidentemente, un abbassamento di temperatura della ghisa spillata (in modo particolare nei cubilotti di piccolo diametro), per cui, per innalzare la temperatura della stessa ghisa, è necessario passare al riscaldamento del vento. Con il rivestimento basico ed una quantità sufficiente di fondenti (pietra da calce, dolomite e spatofluore) si produrrà una scoria con un'elevata percentuale di costituenti basici: tale scoria è in grado di assorbire, trattenere e rimuovere lo S dell'operazione di fusione al cubilotto.

Secondo la basicità della scoria lo S delle ghise prodotte con cubilotti basici è compreso nell'intervallo 0,01 ÷ 0,04% . La quantità e il tipo di scoria basica influisce anche sulla percentuale di carbonio assorbita dal coke, permettendo di ottenere, con l'impiego di elevate percentuali di rottami di acciaio in carica, una ghisa alta di C, bassa di S e P: il cubilotto basico si dimostra, pertanto, un mezzo valido per produrre in continuo forti quantità di ghisa sferoidale.

I metodi b) e c) sono poco usati a causa della loro incostanza e scarsa efficacia desolforante.

Il metodo d), che prevede l'impiego di forni ad induzione a bassa frequenza, con canale o senza canale, è impiegato industrialmente e sempre più diffusamente per produrre getti di ghisa sferoidale.

La carica è costituita da materiali con basso S ed anche la ghisa spillata denuncia bassi valori di S, in quanto nel corso della fusione ne mancano le fonti di assorbimento. Secondo i materiali di carica si possono raggiungere tenori di S dello 0,03% ed anche inferiori se il fuso è agitato energicamente e se l'eventuale aggiunta di desolforante non reagisce con il refrattario (il CaC_2 ed esempio può corrodere un rivestimento acido). Nel caso dei forni elettrici la ricarburazione può essere fatta nel forno fusorio o nel forno di attesa. Nel forno fusorio il materiale ricarburante si dovrebbe disporre sul fondo del forno vuoto e successivamente coprirlo con rottami leggeri d'acciaio, quindi con eventuali rottami di acciaio più pesanti, con ritorni di sferoidale e infine con ghisa in pani. Se il crogiolo del forno ad induzione contiene ghisa liquida, il ricarburante va aggiunto sulla superficie del bagno poco prima di far cadere dal contenitore di carica i componenti della carica disposti nello stesso ordine sopra citato. Quando si impiegano blocchi metallici per avviare la fusione in un forno a crogiolo, questi ovviamente devono essere caricati per primi.

Metodi per desolforare, fuori dal forno, una ghisa base con alto S

Questi metodi sono impiegati principalmente per desolforare la ghisa prodotta con cubilotti acidi. E' noto che nei cubilotti con rivestimento acido la ghisa assorbe S dal coke e normalmente si hanno valori di S compresi tra 0,06 e 0,12% . I desolforanti impiegati, dovendo essere necessariamente di basso prezzo ed ampiamente disponibili, sono principalmente il carburo di calcio in polvere o granulare, la soda ed altri materiali ausiliari che hanno il compito di incrementare l'azione desolforante del carburo di calcio e della soda. In generale si può dire che un processo di desolforazione si può ritenere valido quando sono rispettati alcuni fattori fondamentali e più precisamente:

- intimo contatto tra ghisa liquida e agente desolforante;
- breve tempo di reazione;
- facile scorificazione dopo desolforazione;
- bassa perdita di temperatura;
- scarsa emissione di fumi;
- minimo consumo di rafrattario;
- facile introduzione del desolforante.

I metodi di desolforazione, tutt'oggi più noti e più o meno efficaci, si possono suddividere in due classi:

- desolforazione in siviera (su quantità prestabilite);
- desolforazione continua.

Desolforazione in siviera

Metodo con aggiunta in siviera

Rappresenta il metodo di desolforazione più semplice e non richiede particolari attrezzature: si tratta di disporre il desolforante sul fondo della siviera (fig. 411-1), colare su di esso la ghisa e quindi agitare a mano e scorificare. E' generalmente impiegato quando la quantità di ghisa da trattare

per volta è inferiore ai 200 kg. La quantità di desolforante ricbiesta è abbastanza elevata (circa il 2%) e l'efficacia desolforante non è molto buona. Il contenuto minimo di S dopo questo trattamento è intorno allo 0,025% . Migliori risultati si ottengono impiegando CaC_2 granulare miscelato con una piccola percentuale di agente ausiliario (il solo CaC_2 è meno efficace ed il valore finale dello S non può scendere sotto lo 0,03%).

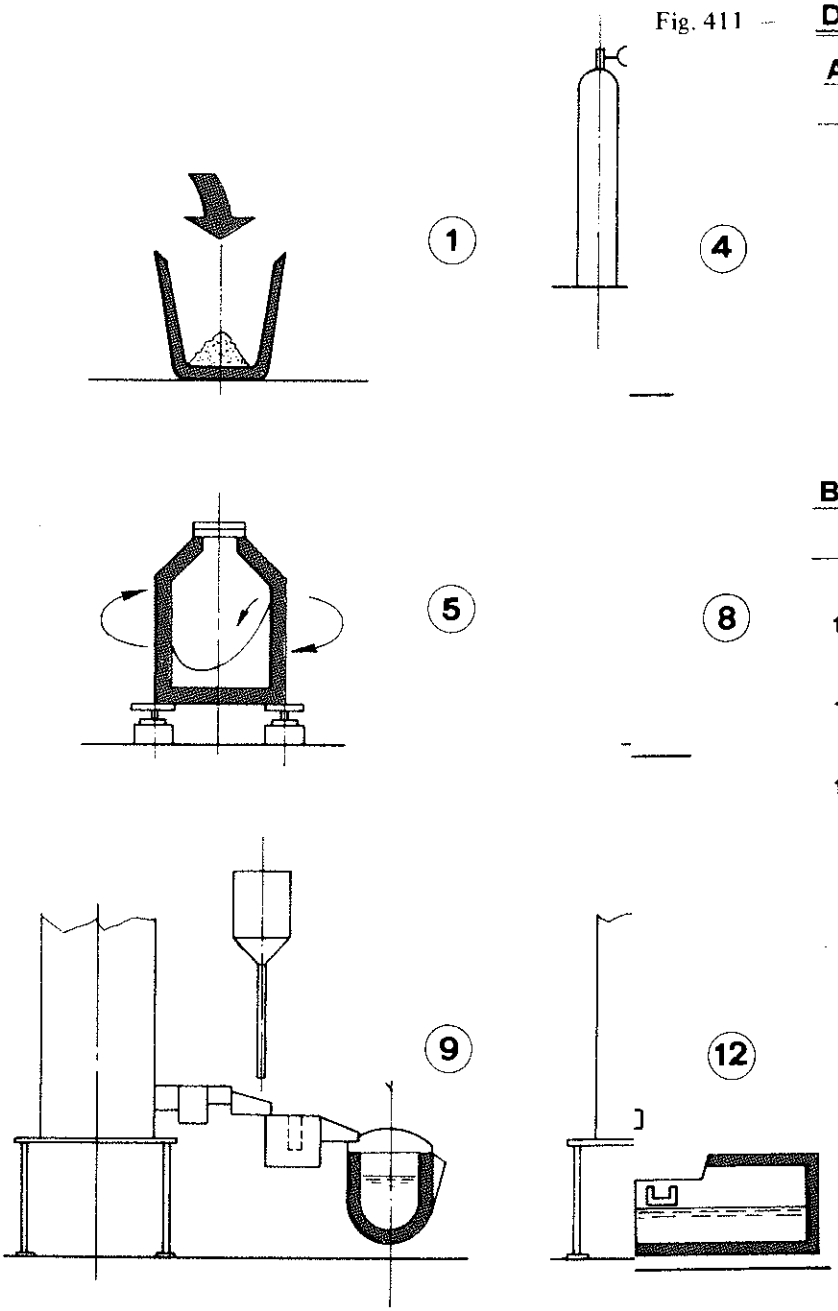
Da tempo è stata abbandonata la vecchia pratica di im-

opera con 3 tubi): fino a 6 t di ghisa trattata la distanza del tubo dal fondo deve essere di 15 ÷ 20 cm, per quantitativi maggiori di 25 ÷ 30 cm;

- la durata del trattamento: da 2 a 4 min secondo la temperatura della ghisa e il livello di desolforazione che si vuole raggiungere.

Con lo stesso metodo si possono ottenere, impiegando polvere di grafite o ferro-silicio, aumenti di C o di Si: è interessante notare che la ricarburazione effettuata nelle condi-

Fig. 411 – **DESOLFORAZIONE**



A. metodi di trattamento in siviera (fig. 1-8)

1. aggiunta sul fondo
2. iniezione
3. Volianik
4. tappo poroso (Union Carbide-Gazial)
5. siviera rotante GHW
6. D.M. converter
7. agitatore Rheinstahl
8. agitatore DORA

B. metodi di trattamento continuo (fig. 9-12)

9. addizione sul canale del cubilotto
10. iniezione nell'avancrogiolo del cubilotto
11. agitazione meccanica continua nell' avancrogiolo
12. tappo poroso sul fondo di una unità di attesa interposta fra il canale di colata del cubilotto e l'avancrogiolo

292 bis

bo di iniezione, per quantitativi di ghisa maggiori ... La semplicità operativa del metodo permette di trattare

piccole e grandi quantità di ghisa. Per trattamenti da 250 a 3.000 kg è sufficiente installare un solo tappo poroso sul fondo della siviera, per trattamenti di quantità maggiori se ne dovranno installare 2 o 3.

Il metodo è molto flessibile per il grado di agitazione, per la quantità delle aggiunte e per il tempo di miscelazione. A titolo indicativo, in molte operazioni di desolforazione (si possono raggiungere valori di S inferiori allo 0,01%), si impiega 0,75 ÷ 1% CaC_2 (di piccola pezzatura) con gorgogliamento di azoto per la durata di 3-4 min con un'erogazione variabile secondo il quantitativo di ghisa da trattare (per esempio 80 l/min per 2,5 t) e con perdite di temperatura dell'ordine dei 283 K/min (10 °C/min).

Il consumo di azoto è strettamente legato al tempo di miscelazione: se si vuole una forte turbolenza per ridurre il tempo di miscelazione, il consumo di azoto è abbastanza elevato; se invece il tempo non rappresenta un fattore critico, il flusso del gas può essere regolato per il minimo consumo. Sarà comunque opportuno prevedere condotte di gas per 280 l/min per ogni tappo.

Il CaC_2, il materiale desolforante che si è dimostrato dare i migliori risultati e la più facile scorificabilità, deve essere aggiunto lentamente (prelevandolo da un'apposita tramoggia con relativo dosatore) nel giro dei primi 2 min di gorgogliamento dell'azoto, il tempo rimanente è sufficiente per assicurarne una sua completa reazione.

Temperatura e turbolenza rappresentano variabili importanti: la desolforazione aumenta aumentando la temperatura della ghisa da trattare; il tempo richiesto per la desolforazione si riduce aumentando il flusso dell'azoto che, in ogni caso, deve provocare una turbolenza sufficientemente vigorosa per trascinare verso il fondo il CaC_2.

Con questo metodo, oltre alla desolforazione, si possono effettuare singolarmente o contemporaneamente trattamenti di ricarburazione, sferoidizzazione, post-inoculazione e l'addizione di elementi leganti.

Il trattamento con tappo poroso può essere semplificato, installando un timer con una valvola solenoide nella condotta del gas. L'operatore in questo caso avvia il gorgogliamento dell'azoto, agendo su un pulsante e il timer chiude l'erogazione del gas automaticamente dopo un tempo prestabilito. Questo sistema assicura tempi di trattamento costanti senza l'attenzione dell'operatore.

Nelle fonderie con elevate produzioni, l'intero processo desolforazione-sferoidizzazione-post inoculazione può essere facilmente automatizzato, integrando con un timer le tramogge di alimentazione, i sistemi di pesata e il flusso di gas.

Metodo con siviera rotante

Questo sistema di agitazione meccanica è stato realizzato in due diverse versioni: in Svezia dalla Stora Kopparbergs AB di Falun ha avuto origine la *siviera rotante GHW*, in Giappone dalla Kobe Steel Ltd. di Tokio il *D.M. Converter*.

La *siviera rotante GHW* (fig. 411-5) imprime al metallo liquido una spinta per cui la superficie del bagno forma un'onda sulle pareti del recipiente: per una determinata combinazione di eccentricità e di velocità di rotazione si ha un effetto di *risacca* per cui tutte le parti del metallo liquido si portano successivamente alla superficie del bagno, entrando in stretto contatto con i prodotti aggiunti per ricarburare o per desolforare o per correggere comunque l'analisi della ghisa. Nella siviera rotante la desolforazione è completa nel giro di 10 min e riduce lo S della ghisa spillata da un cubilotto acido fino allo 0,01% (con CaC_2 = 0,7%) con perdite di temperatura intorno ai 323 K (50 °C) se si parte con siviera molto calda e se non si hanno soste nei trattamenti.

Il *D.M. Converter* (fig. 411-6) con un movimento di rivoluzione eccentrico, che cambia di direzione ogni pochi secondi, provoca un movimento vorticoso del bagno per cui ghisa ed additivi sono miscelati ed agitati violentemente e la reazione risulta più rapida rispetto a quella della *siviera rotante GHW*.

Con il *D.M. Converter* si sono avuti risultati soddisfacenti sia nelle operazioni di desolforazione che in quelle di ricarburazione, aggiunta di elementi di lega ed anche nei trattamenti di sferoidizzazione. Con questo sistema i tempi di desolforazione sono notevolmente ridotti (2 min di azione sono sufficienti per abbassare lo S a valori dello 0,010% impiegando 0,5 ÷ 1% CaC_2); le perdite di temperatura (legate ovviamente alla temperatura della ghisa e al riscaldo e alle dimensioni del convertitore) si mantengono intorno a 288 ÷ 298 K (15 ÷ 25 °C) per cicli di miscelazione di 2-3 min, per miscelazioni prolungate fino a 6 min si possono raggiungere perdite di 313 K (40 °C).

Dopo desolforazione (1% CaC_2 - agitazione 2,5 min) si può aggiungere una lega sferoidizzante a basso tenore di magnesio (3 - 5 - 9% Mg) ed ottenere una buona sferoidizzazione dopo una supplementare agitazione di 1 min con una perdita totale della temperatura iniziale della ghisa di circa 313 K (40 °C).

La *siviera rotante GHW* e il *D.M. Converter* non possono essere impiegati per trattare piccoli quantitativi di ghisa, in quanto la perdita per radiazione della siviera è forte e porta a cadute eccessive di temperatura (373 ÷ 423 K = 100 ÷ 150 °C); il metodo, pertanto, perde di efficacia se la quantità della ghisa trattata non corrisponde alla capacità della siviera (500 kg - 1.000 kg - 2.000 kg - 12.000 kg).

Il costo di queste attrezzature è elevato.

Altri metodi con agitazione meccanica

L'agitatore *Rheinstahl* e l'agitatore *DORA* rappresentano altri due mezzi meccanici impiegati per provocare l'intimo contatto, in siviere di varie dimensioni, fra agenti desolforanti (o ricarburanti o correttivi) e la ghisa.

L'agitatore Rheinstahl (fig. 411-7) è costituito da una pala refrattaria (con anima d'acciaio) a forma di T capovolto che è immersa per quasi tutto il suo spessore e quindi messa in rotazione per mezzo di un albero collegato ad un motore che si trova sul coperchio della siviera. La posizione della pala nel bagno è molto importante per provocare una corretta ed efficace agitazione.

Percentuali di carburo di calcio da 7 a 10 volte lo S ini-

ziale e tempi di agitazione di 4 ÷ 7 min, in genere sono sufficienti per ridurre lo S a livelli quasi sempre inferiori allo 0,01%: più alta è la temperatura della ghisa, maggiore è l'efficacia desolforante. Con il CaC_2 sono state effettuate con successo anche aggiunte contemporanee di grafite in polvere e di ferro-silicio con rese rispettivamente del 75 ÷ 80% e del 85 ÷ 90%.

Inizialmente impiegato per trattare quantitativi di ghisa oltre le 10 t (con perdite di temperatura di circa 283 K = 10 °C), il metodo è ora applicato anche per trattare quantitativi di ghisa inferiori a 1 t: una versione ridotta dell'agitatore, denominata *Mini-Quirl*, è stata applicata con successo al trattamento di 0,4 ÷ 1 t di ghisa.

L'agitatore DORA (Demag Östberg Reaction Accelerator), conosciuto anche come *pompa Östberg* (fig. 411-8), è costituito essenzialmente da un agitatore refrattario cavo a tre vie messo in rotazione da un motore elettrico. Agendo come una pompa centrifuga, l'agitatore cavo ceramico risucchia il metallo dal fondo della siviera e lo ridistribuisce attraverso i due bracci laterali: si crea in tal modo un movimento vorticoso che permette l'intimo contatto del bagno con gli agenti desolforanti (o ricarburanti o additivi) aggiunti sulla superficie del bagno stesso o attraverso la cavità dell'agitatore. Da valori iniziali di S intorno allo 0,08% si sono ottenuti valori finali inferiori allo 0,01%, dopo 4 min di reazione, impiegando vari desolforanti (CaC_2, CaO, Na_2CO_3) in percentuali anche inferiori a quelle richieste da altri metodi.

Desolforazione continua

I metodi di desolforazione in siviera, in modo più o meno accentuato, comportano un decadimento della temperatura della ghisa, in quanto il trattamento di desolforazione non è continuo, ma intermittente. Ne consegue che è piuttosto difficile produrre ghisa sferoidale dal cubilotto acido, che d'altra parte rappresenta il mezzo fusorio più diffuso nelle fonderie, se non si effettua la desolforazione in modo continuo.

A tale proposito sono stati messi a punto diversi metodi che operano la desolforazione o direttamente sul canale del cubilotto o in un avancrogiolo o in una unità di sosta interposta fra il canale del cubilotto e l'avancrogiolo.

Di seguito sono passati in rassegna i principali metodi di desolforazione continua.

Metodo con addizione continua di sodio carbonato sul canale del cubilotto

Questo metodo è stato sviluppato in Russia. La fig. 411-9 mette in evidenza il principio del metodo che consiste nell'aggiunta continua di una data quantità di soda sul canale del cubilotto, impiegando un dosatore a vibrazione e, dopo aver eliminato la scoria nella camera di scorificazione, nel mantenere in attesa la ghisa nell'avancrogiolo. Questo metodo richiede poca mano d'opera ed è molto economico, ma esiste il problema di evitare l'erosione del refrattario nella camera di scorificazione provocata dalla soda. La resa della desolforazione non è buona e il tenore di S dopo il trattamento non raggiunge valori inferiori allo 0,04%.

Metodo con iniezione nell'avancrogiolo del cubilotto

Questo metodo, simile a quelli già menzionati (fig. 411-2 e 3) è stato applicato per la desolforazione continua presso la fonderia Linghburg in U.S.A. La fig. 411-10 mette in evidenza il principio di questo metodo che consiste nel raccogliere la ghisa, spillata in continuo dal cubilotto, in un avancrogiolo e insufflare dal tetto dell'avancrogiolo polvere di CaC_2 in corrente di azoto attraverso 3 tubi di grafite. Trattando forti quantità di ghisa, con questo metodo si ha una caduta di temperatura relativamente bassa (313 ÷ 333 K = 40 ÷ 60 °C) e il tenore di S dopo trattamento è circa dello 0,02%.

E' da sottolineare tuttavia il forte deterioramento dei tubi di grafite: si consuma un tubo di grafite (lungo 2,7 m, diametro interno 12 mm, diametro esterno 50 mm) ogni 3 t di ghisa trattata. Questo metodo richiede normalmente l'impiego di 2 operatori per la manovra del sistema di iniezione, per il cambio dei tubi di grafite e per la scorificazione dell'avancrogiolo. La caduta di temperatura nell'avancrogiolo è forte se si trattano meno di 500 kg di ghisa.

Metodo con agitazione meccanica continua nell'avancrogiolo del cubilotto

Questo metodo è stato messo a punto dalla Tokio Kakin Kogyo Co. La fig. 411-11 mette in evidenza il principio del metodo che consiste nel ricevere nell'avancrogiolo la ghisa spillata in continuo dal cubilotto, aggiungere in continuo del CaC_2 granulare addizionato di un agente ausiliario esotermico e mettere in contatto il fuso con il desolforante, agitando con appendici refrattarie montate all'estremità di aste metalliche mosse in sù e in giù da un albero con eccentrici comandato da un motore elettrico. La caduta di temperatura che si ha con questo metodo è bassa (293 ÷ 313 K = 20 ÷ 40 °C) e il tenore di S dopo trattamento è inferiore allo 0,02%. Il coperchio dell'avancrogiolo è eliminato per semplificare la scorificazione e la perdita per radiazione è piccola, in quanto il desolforante copre completamente la superficie del bagno. Questo metodo è particolarmente efficace nella produzione in serie di piccoli getti di sferoidale ottenuti per trattamento di ghisa fusa al cubilotto acido, in quanto il trattamento di sferoidizzazione può essere facilmente adattato alla quantità di ghisa contenuta nell'avancrogiolo. Il metodo richiede scarso impiego di mano d'opera e ciò che si consuma è la sola parte refrattaria attaccata all'estremità delle aste di agitazione. In Giappone sono numerose le fonderie che l'hanno adottato.

Metodo con tappo poroso sul fondo di un'unità d'attesa interposta fra canale di colata del cubilotto e avancrogiolo

Si tratta, evidentemente, di una logica estensione del processo Gazal per ridurre, con un metodo continuo, le perdite di tempo e di temperatura del metodo intermittente.

Come rappresentato nella fig. 411-12 il metodo prevede, per cubilotti a scorificazione frontale o laterale, l'inserimento di uno speciale recipiente per la desolforazione fra il canale di colata del cubilotto e l'avancrogiolo. Il recipiente di trattamento deve poter contenere un peso di metallo liqui-

do corrispondente da 3 a 5 min di produzione (così, ad esempio, per un cubilotto da 12 t/h il recipiente di trattamento deve avere una capacità da 0,6 a 1 t); la sua forma, a sezione circolare o anche quadra, deve essere determinata tenendo conto di un rapporto altezza/diametro che non deve essere inferiore a 1 e di preferenza a 1,5 ($h:\phi = 1,5$); il rivestimento generalmente è in refrattario al 73 % di allumina.

Il CaC_2 è aggiunto in continuo alla corrente metallica e l'agitazione è fatta ad opera delle bolle di gas uscenti dal tappo poroso disposto sul fondo di detto recipiente. La ghisa desolforata scorre continuamente nell'avancrogiolo e da questo è prelevata per il trattamento di sferoidizzazione.

A titolo di esempio si riportano i dati di esercizio ed i risultati di una fonderia che desolfora e ricarbura in continuo con questo metodo:

- velocità di colata: 6 t/h;
- capacità del recipiente: 300 kg;
- desolforazione e ricarburazione: 1% CaC_2 + 1% ricarburante (resa 70%);
- tempo di contatto agenti-ghisa: 3 min;
- pressione azoto al tappo poroso: 1,36 atm (circa 0,472 ÷ 0,708 l/s);
- temperatura al canale del cubilotto: 1.833 K (1.560 °C);
- temperatura di colata: 1.703 K (1.430 °C);
- risultati: riduzione % S da 0,10 iniziale a 0,009 finale; aumento % C da 3,1 ÷ 3,2 iniziale a 3,7 ÷ 3,9 finale.

Il metodo può essere applicato per desolforare e ricarburare la ghisa prodotta da piccoli e grandi cubilotti e permette di passare indifferentemente dalla produzione di ghise a grafite lamellare a quella di ghise a grafite sferoidale, anche senza variazione nella pratica fusoria o nella composizione delle cariche, avendo soltanto l'avvertenza di vuotare completamente l'avancrogiolo prima di iniziare il trattamento di desolforazione-ricarburazione per la produzione di ghise sferoidali.

Criteri di scelta del metodo di desolforazione

Per la scelta del metodo più conveniente da impiegare per la desolforazione della ghisa base per sferoidale, vari sono i fattori da tenere in considerazione.

Per produrre sferoidale di qualità non solo la ghisa base deve essere sufficientemente desolforata, ma anche la temperatura di colata della ghisa deve essere mantenuta sufficientemente alta (non inferiore a 1.623 K = 1.350 °C) ed il tempo di colata, dopo sferoidizzazione, deve essere il più breve possibile a causa del fenomeno di *fading* della sferoidizzazione e della inoculazione.

Pertanto, in relazione al peso dei getti, la quantità di ghisa, ogni volta sottoposta al trattamento di sferoidizzazione, è variabile e spesso limitata. Sotto questo aspetto si dovrà adottare il metodo di desolforazione più adeguato, tenendo presente che i metodi ad iniezione, Volianik, con tappo poroso e con siviera oscillante anche se dal punto di vista della desolforazione sono considerati i più efficaci, è altrettanto vero che presentano una caratteristica negativa in comune, in quanto la desolforazione su quantità prestabilite comporta una forte caduta di temperatura della ghisa trattata che molto spesso impedisce la successiva sferoidizzazione della grafite. D'altra parte è dimostrato che i metodi di desolforazione continua (agitazione meccanica in particolare) possono limitare a 333 ÷ 343 K (60 ÷ 70 °C) la caduta di temperatura. Rimane certo il fatto che la produzione di ghisa sferoidale dal cubilotto acido è piuttosto difficoltosa specialmente per getti sottili a meno di operare in duplex (senza considerare il costo delle attrezzature) con uno dei seguenti sistemi, in siviera o in continuo, che assicurano ghise a basso S e ad alta temperatura:

- cubilotto acido - D.M. Converter - forno ad induzione b.f.
- cubilotto acido - metodo Volianik - forno ad induzione b.f.
- cubilotto acido - metodo con tappo poroso - forno ad induzione b.f.

I metodi di desolforazione consigliati per il trattamento di ghisa base per sferoidale idonea per la colata di getti piccoli, medi e grandi, sono:

1 – Nel caso della produzione di serie di getti di sferoidale, senza tenere in considerazione la dimensione dei getti, sarà opportuno, per limitarne i costi e per semplificarne il ciclo produttivo, evitare qualsiasi desolforazione fuori dal forno, impiegando come mezzi fusori:
   - cubilotto basico (almeno 5t/h);
   - forno ad induzione b.f.

2 – Nel caso della produzione di getti di sferoidale di dimensioni medie e grandi quando per la fusione non si impiega il forno ad induzione, ma il cubilotto acido, si potranno desolforare quantitativi prestabiliti, impiegando i metodi:
   - con iniezione;
   - Volianik;
   - con tappo poroso;
   - con siviera oscillante;

   o i metodi di desolforazione continua con agitazione meccanica, con iniezione e con tappo poroso.

3 – Nel caso della produzione di getti di sferoidale di piccole dimensioni va sottolineato che in genere i trattamenti di sferoidizzazione interessano quantitativi di 100 ÷ 200 kg di ghisa per volta, che la colata della ghisa trattata dovrà avvenire entro 2 ÷ 5 min, che si hanno rapide cadute di temperatura e che, quindi la ghisa prima della sferoidizzazione deve avere una temperatura intorno ai 1.723 ÷ 1.773 K (1.450 ÷ 1.500 °C): in queste condizioni rimane molto limitata la scelta di un metodo idoneo per desolforare la ghisa prodotta da un cubilotto acido e mantenerla ad una temperatura sufficientemente elevata per la colata. Mentre qualche risultato si potrà avere con i metodi

di desolforazione continua (agitazione meccanica in particolare), si dovranno completamente escludere i metodi di desolforazione su quantità prestabilite e la migliore soluzione sarà quella di operare

- in duplex (con uno dei 3 sistemi già citati);
- fusione con forno ad induzione b.f.

La scelta del metodo di desolforazione più idoneo, entro certi limiti, sarà pure legata al costo delle attrezzature: fatta eccezione per il cubilotto basico ed il forno ad induzione, la siviera oscillante rappresenta il mezzo più costoso; il metodo con iniezione, quello con tappo poroso e quello continuo con agitazione meccanica richiedono spese modeste per le attrezzature; il metodo Volianik non richiede particolari spese d'attrezzatura.

Si può concludere affermando che l'andamento crescente della produzione di ghisa sferoidale nel mondo e la richiesta del mercato per getti di elevata e costante qualità, porta le fonderie ad abbandonare i trattamenti di desolforazione di ghise fuse al cubilotto acido impiegando sempre più estesamente forni elettrici o cubilotti basici come mezzi fusori particolarmente adatti per la produzione di ghise-base con analisi costante e basso zolfo.

SFEROIDIZZAZIONE

Dalla scoperta della ghisa sferoidale nel 1940 e dalla sua introduzione nell'industria nel 1948, molti materiali e molti metodi sono stati provati e adottati o rifiutati dai fonditori ed ancora oggi, a quasi 40 anni dalla sua scoperta, non si può affermare di aver trovato il processo di sferoidizzazione ideale per ogni tipo di produzione, caratterizzato da basso costo, semplicità operativa, bassa caduta di temperatura e sicurezza di risultati ed è difficile prevedere quale sarà questa via ideale che rimane subordinata alla reale conoscenza del meccanismo di solidificazione della ghisa sferoidale, per il quale il numero delle teorie o delle ipotesi contraddittorie esistenti eguaglia il numero degli studiosi che hanno voluto dare un contributo originale.

Sebbene cerio, ittrio e molti altri elementi siano stati sperimentalmente impiegati con successo, ragioni di economia e disponibilità hanno portato a considerare per la sferoidizzazione quasi esclusivamente l'impiego del magnesio, in varie forme elementari (pezzatura metallica, filo, polvere) o in lega con Si, Fe, Ni, Cu, generalmente accompagnato da Ca, Ce e qualche altro elemento delle terre rare.

I primi esperimenti indicavano che se il magnesio era aggiunto ai bagni di ghisa, per il suo basso peso specifico (1,74) galleggiava in superficie, evaporando rapidamente e bruciando senza dare alcuna azione; se era sommerso nel bagno di ghisa si sviluppavano rapidamente, per la sua bassa temperatura di ebollizione (1.380 K = 1.107 °C), grandi quantità di vapore di magnesio ad una pressione di circa 12 atm, provocando un'agitazione violenta e pericolosa del bagno con proiezioni di ghisa fuori dalla siviera . Rimaneva, pertanto, dimostrata l'impossibilità di una diretta aggiunta di Mg puro in siviera aperta e la necessità di operare in camere a pressione, in verità poco pratiche e molto ingombranti, e la convenienza di apportare Mg ai bagni di ghisa impiegando il Mg in lega con elementi che ne potessero aumentare il peso specifico ed innalzare il punto di ebollizione. La convenienza di impiego del Mg puro, tuttavia, non è stata trascurata tenendo presente la sua elevata affinità per S e O che lo rendono uno degli agenti desolforanti e disossidanti più efficaci e mentre si andavano sviluppando leghe più o meno pesanti del tipo Ni-Mg, Ni-Fe-Mg, Fe-Si-Mg ed altre ancora con tenori di Mg variabili dal 3 al 20%, in parallelo per introdurre nei bagni di ghisa Mg puro, si mettevano a punto dei metodi che permettessero di operare in condizioni di sicurezza, convenienza e costanza di risultati.

L'aggiunta dell'agente sferoidizzante alla ghisa base per sferoidale rappresenta indubbiamente la fase più importante del processo produttivo e, senza una ritenzione di Mg che si può predire, l'intero processo di sferoidizzazione fallisce. Ma la resa del Mg, in qualsiasi forma aggiunto, è influenzata da numerose variabili quali la percentuale di S, la temperatura e la quantità della ghisa da trattare, la natura e la forma dell'agente sferoidizzante, la cadenza di spillata della ghisa, il metodo di trattamento.

E' stato dimostrato che anche la composizione del refrattario delle siviere di trattamento e di colata esercita influenza sul Mg residuo finale: le perdite di Mg sono minimizzate impiegando materiali refrattari neutri o basici del tipo Al_2O_3 e MgO che non reagiscono con il Mg; anche le incrostazioni delle siviere di trattamento sono ridotte impiegando detti refrattari in confronto ai rivestimenti acidi a base di SiO_2.

Per tutte queste ragioni, per ottenere un'efficace sferoidizzazione, rappresentata da valori di Mg residuo con minimi scostamenti dai valori fissati, non solo si dovrà adottare il metodo di trattamento e l'agente sferoidizzante più idonei per una data produzione, ma si dovrà operare in condizioni rigidamente costanti e ripetitive con accurati controlli sulla temperatura e sulla composizone della ghisa base, pesando la ghisa da trattare e l'agente sferoidizzante.

In questo paragrafo saranno passati in rassegna numerosi metodi di sferoidizzazione, alcuni semplici altri più sofisticati, alcuni che impiegano Mg puro, altri che impiegano leghe con Mg, ma non tutti sono entrati nell'uso comune, anzi solo pochi sono stati adottati dalle fonderie. Di fronte a tale varietà di metodi, risulta evidente che i fonditori hanno cercato e continuano a cercare per molte strade il sistema più economico per legare alla ghisa un metallo volatile, reattivo e di bassa solubilità qual'è il Mg: la fonderia è un'industria e come tale il suo traguardo è di produrre la qualità richiesta ai costi più bassi possibili.

Metodi di sferoidizzazione

In siviera aperta (open ladle)

Questo metodo (fig. 412-1) non solo è stato il primo ad essere impiegato per la sferoidizzazione, ma per la sua grande semplicità ha incontrato grande diffusione ed ancor oggi è in uso presso molte piccole e medie fonderie.

La richiesta quantità di lega sferoidizzante è disposta sul

fondo di una siviera aperta, ben riscaldata, con o senza pozzetto, con o senza sifone (a seconda che la siviera di trattamento sia o meno impiegata direttamente per la colata) e, successivamente, si versa sopra, il più rapidamente possibile, la ghisa base nella quantità e alla temperatura di trattamento stabilite (1.753 ÷ 1.773 K = 1.480 ÷ 1500 °C). L'aggiunta della lega può anche essere ritardata fino a che il fondo della siviera sia stato coperto da uno strato di ghisa sufficiente da permettere ai pezzi di lega di essere completamente immersi. Se la velocità di riempimento della siviera è lenta, è preferibile aggiungere la lega sferoidizzante in parte all'inizio e in parte più tardi. E' consigliabile, tuttavia, fare in modo di avere un riempimento rapido (spillando da un forno elettrico, da un receiver, o travasando la ghisa base già raccolta in una siviera) e l'ideale è raggiunto se la luce del Mg finisce un pò dopo che si è versata la quantità richiesta di ghisa. Le rese del Mg con questo trattamento possono variare dal 25 al 40% in relazione alla temperatura di trattamento, alla velocità di riempimento della siviera, alla pezzatura e alla densità della lega. Ne consegue la necessità di trattare la ghisa base alla più bassa temperatura compatibile con la riuscita dei getti e in ogni caso non superare i 1.773 K (1.500 °C); riempire la siviera nel più breve tempo possibile; impiegare leghe sferoidizzanti in pezzature tali da raggiungere la quantità richiesta con il minor numero di pezzi; impiegare preferibilmente le leghe di Mg di maggiore densità; impiegare siviere di trattamento di maggiore altezza rispetto al diametro ($h \geqslant 2\phi$) per poter creare un alto battente metallico onde prolungare il contatto ghisa-Mg e riempire la siviera solo per 2/3 dell'altezza per permettere il trattamento senza proiezioni di ghisa all'esterno; operare in modo costante e ripetitivo.

Le prime leghe usate per questo metodo sono state le leghe Ni-Mg, caratterizzate da elevata densità ed efficacia, e più precisamente:

- lega n. 1: magnesio 15 ÷ 17% , nichel 82 ÷ 85%, carbonio fino al 2%;
- lega n. 2: magnesio 15 ÷ 17% , silicio 25 ÷ 30%, nichel a 100.

Attualmente si impiegano più diffusamente le leghe del tipo Fe-Si-Mg (45%Fe-50%Si-5% Mg) che sono più leggere, ma più economiche e non portano quell'introduzione di Ni che nella ghisa dà una eredità perlitica. L'evoluzione della tecnica va nel senso di impiegare leghe con tenori di Mg sempre più bassi, per avere reazioni meno violente e rese migliori; tuttavia, le conseguenze negative sono rappresentate dalla necessità di impiegare percentuali più elevate di lega, quindi di Si, con relative limitazioni di Si nella ghisa base e più significative cadute di temperatura in fase di trattamento.

Sandwich in siviera aperta

E' una variante molto nota e diffusamente applicata del metodo precedente.

La denominazione *sandwich* deriva dal fatto che, per ritardare l'inizio della reazione della lega sferoidizzante ed aumentare la resa del Mg, la lega stessa - disposta sul fondo siviera in un pozzetto - viene ricoperta con tornitura o piccoli sfridi d'acciaio o con una piastra di ghisa (1 ÷ 2% del peso della ghisa da trattare) o con ferro-silicio o con sabbia prerivestita di resina o con CaC_2.

La siviera impiegata per questo trattamento (fig. 412-2) ha la stessa configurazione di quella del metodo precedente, cioè è relativamente alta e stretta ($h \geqslant 2$ d) e non è riempita più di 2/3 della sua capacità; la profondità del pozzetto influisce sul rendimento del Mg (passando da una profondità di 100 mm ad una di 150 mm, la resa del Mg può aumentare del 15 ÷ 20%).

In genere le citate coperture ritardano l'inizio della reazione della lega sferoidizzante ed abbassano localmente la temperatura della ghisa attorno alla lega stessa.

In realtà i benefici ottenuti con l'impiego di sfridi d'acciaio sono molto discutibili: la resa del Mg dipende principalmente dalla temperatura di trattamento e se si considera che per riscaldare, fondere e surriscaldare il 2% d'acciaio del *sandwich* si perdono 298 ÷ 303 K (25 ÷ 30 °C), ne consegue che, trattando una ghisa senza *sandwich* ad una temperatura corrispondentemente inferiore, se si ha un recupero di Mg pressocchè identico.

La pratica ha dimostrato che anche le coperture con Fe-Si sono poco consigliabili, in quanto sia il silicio della ghisa base sia il silicio dell'inoculante, sono molto più efficaci nella prevenzione dei carburi di quanto non sia il silicio del FeSi di copertura.

I pochi utilizzatori della copertura con sabbia prerivestita dichiarano buone rese di Mg e basse perdite di temperatura della ghisa: la sabbia prerivestita, cosparsa sulla lega per uno spessore di circa 2 mm, indurisce e se il guscio così formato è continuo, la reazione non parte fino a che non è rotto detto guscio con una barra d'acciaio manovrata dall'alto.

La Soc. Meehanite (fig. 412-4) ha proposto la copertura (metodo *Trigger*) della lega con uno strato di CaC_2 in piccoli grani (di circa 0,5 mm) che si vetrifica a contatto con la ghisa liquida, isolando la lega: per innescare la reazione anche con questo metodo, si deve rompere la crosta con una barra d'acciaio.

La tendenza attuale, come si è già detto, è di sferoidizzare con leghe a basso contenuto di Mg: per il metodo *sandwich* oggi sono diffusamente impiegate le leghe FeSiMg (5 o 9% Mg) con o senza cerio e la percentuale d'impiego aumenta necessariamente con la temperatura e con il contenuto di S della ghisa da trattare. A titolo d'esempio con uno S iniziale 0,03% e con una temperatura della ghisa di 1.773 K (1.500 °C) si dovrà impiegare circa il 2,50% di lega FeSiMg (al 5% Mg), in pezzatura 4 ÷ 35 mm.

Con il metodo *sandwich* si possono ottenere rese di Mg intorno al 40% . I vantaggi del metodo sono la sua semplicità operativa, i brevi tempi di trattamento, la flessibilità, la miglior resa del Mg con formazione di minore scoria e con reazione meno violenta rispetto al metodo in siviera aperta; l'unico svantaggio può essere la perdita di temperatura, causata dall'introduzione del materiale freddo di copertura.

Sandwich in siviera coperta

Con i metodi in *siviera aperta* e *sandwich in siviera aperta* si consiglia, come si è detto, di versare la ghisa nella siviera di trattamento il più rapidamente possibile per permettere alla lega di Mg di svolgere la sua azione interessando tutta la massa metallica. Le condizioni ambientali nella siviera di trattamento cambiano se la siviera stessa è munita di un coperchio (fig. 412-3); in questo caso l'ossigeno disponibile per la combustione del Mg è limitato a quello contenuto nella siviera vuota prima dell'inizio del trattamento (mentre nel caso di una siviera aperta l'ossigeno disponibile è illimitato), inoltre, nonostante la scarsa tenuta dei refrattari coperchio-siviera, non entra aria nell'interno della siviera sia per lo spostamento di volume provocato dalla ghisa liquida, sia a causa dell'espansione dell'azoto rimanente che è riscaldato ad alta temperatura. Ne consegue che, operando in siviera chiusa da un coperchio munito di bacino di colata, la velocità di riempimento della siviera rimane limitata e costante, ma il ricupero di Mg migliora sensibilmente ed è minimizzata la violenza della reazione e la formazione di ossido di Mg per cui fumi e bagliori sono appena percettibili.

Il metodo *sandwich in siviera coperta*, nonostante i suoi numerosi vantaggi, è poco utilizzato dalle fonderie e in realtà meriterebbe una considerazione maggiore sia per la sua semplicità, sia per la facilità con cui si presta ad essere meccanizzato il movimento di apertura e chiusura del coperchio, sia per la elasticità di potersi adattare a trattamenti di piccoli (200 kg) e grandi (oltre 1.000 kg) quantitativi di ghisa.

L'esperienza ha portato a realizzare due siviere, con movimentazioni meccanizzate, per trattamenti di 200 kg e 1.000 kg di ghisa (figg. 413 e 414).

La siviera per trattamenti da 200 kg è appoggiata su un' apposita incastellatura fissata a terra e il suo basculamento avviene mediante un riduttore comandato a mano; il coperchio, rivestito di mattoni refrattari e munito di largo bacino di colata, è aperto e chiuso con un semplice comando che

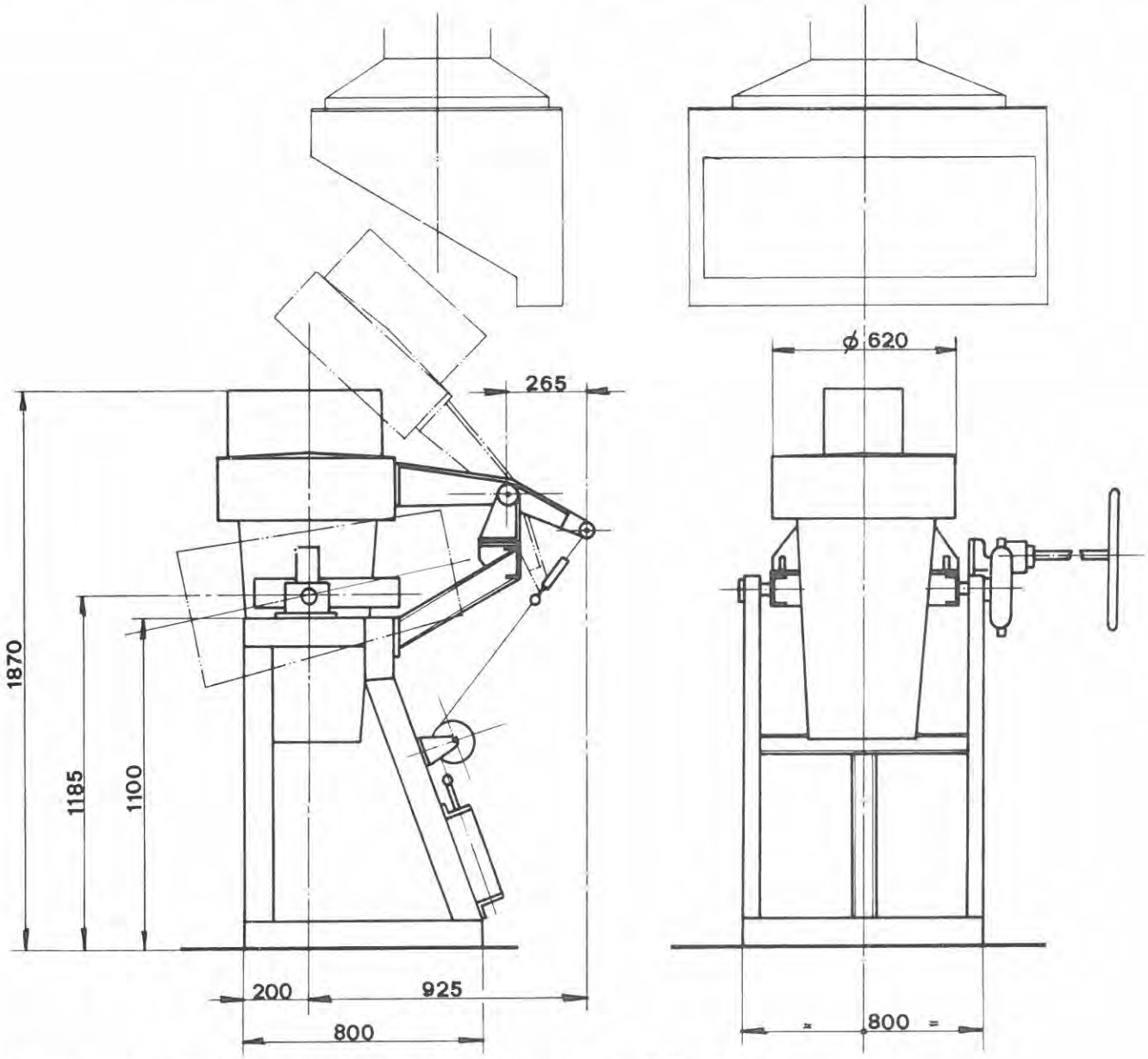


Fig. 413 — Metodo di sferoidizzazione "sandwich" in siviera coperta. Siviera da 2 quintali.

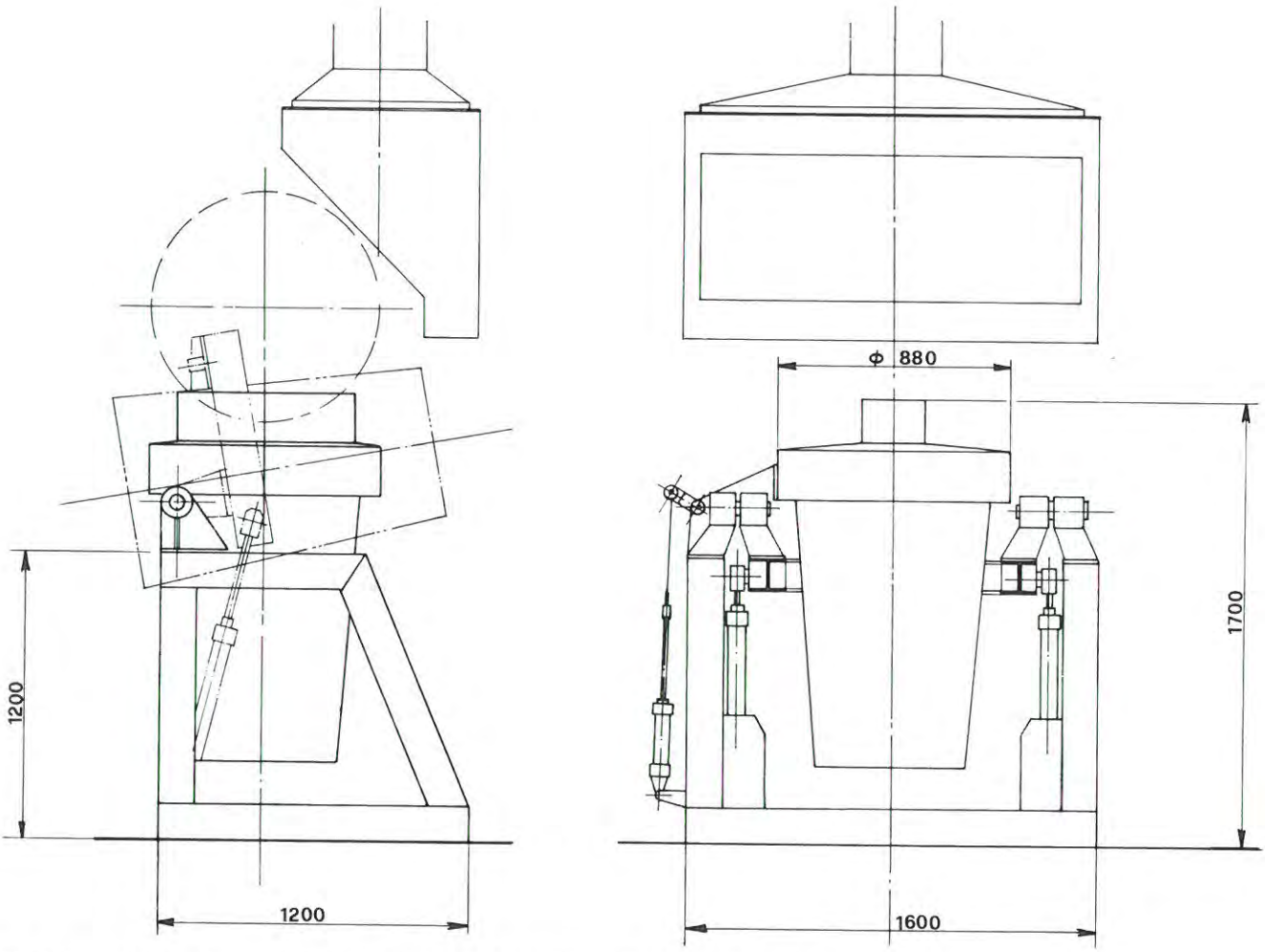


Fig. 414 – Metodo di sferoidizzazione "sandwich" in siviera coperta. Siviera da 10 quintali.

agisce su un pistone ad aria compressa; la siviera, rivestita con pigiata refrattaria al 50% di Al_2O_3, è del tipo classico per trattamento sandwich con pozzetto ricavato sul fondo.

La siviera per trattamenti di 1.000 kg, simile alla precedente, è pure appoggiata su un'apposita incastellatura fissata a terra, ma il suo basculamento avviene a mezzo di pistoni oleodinamici e pure oleodinamica è la movimentazione di apertura e chiusura del coperchio.

Con dette siviere si opera nel modo seguente: dopo averle ben riscaldate con appositi bruciatori installati sulle singole incastellature, si apre il coperchio, si deposita la lega pesata (FeSiMg - 5% Mg) nel pozzetto sul fondo siviera, si copre la lega con una piastra di ghisa, si chiude il coperchio; successivamente si versa nel bacino del coperchio la ghisa prelevata da un forno d'attesa o da un forno elettrico fusorio e raccolta in siviera nella quantità stabilita e pesata; dopo che la siviera di trattamento è stata riempita per circa 1/3 del suo volume (la disposizione del foro di colata del bacino obbliga la ghisa a cadere dalla parte opposta del pozzetto che contiene la lega coperta), si nota l'inizio di una blanda reazione che cessa sempre dopo completato il riempimento e i pochi fumi che si svolgono dal bacino di colata sono captati da una cappa d'aspirazione disposta sopra alla siviera stessa. Cessata la reazione, si apre il coperchio, si scorifica, si travasa (inoculando) la ghisa trattata nella stessa siviera che è stata usata per il prelievo della ghisa base e si inizia la colata dei getti.

Tra i numerosi vantaggi di questo metodo si deve ricordare: la certezza di pesare accuratamente la ghisa da trattare impiegando un semplice dinamometro la cui lettura non risulta ostacolata da fumi e bagliori, la possibilità di eseguire controlli di temperatura ad ogni spillata e prima del trattamento, la costanza dei trattamenti che permette di ridurre al minimo indispensabile la quantità di lega da impiegare, una resa di Mg elevata (circa 10% superiore rispetto al metodo sandwich in siviera aperta), la possibilità di operare in condizioni non gravose e di sicurezza in un ambiente non contaminato da fumi.

Per immersione (plunging)

Questo metodo è conosciuto da molto tempo ed è impiegato abbastanza diffusamente con leghe sferoidizzanti ad alto contenuto di Mg, con coke impregnato di Mg, con barre di Mg rivestite e con combinazioni di leghe di terre rare, anche se è possibile l'impiego delle normali leghe usate per i metodi precedenti.

Allo scopo s'impiega un adatto attrezzo che permette di spingere la lega fin quasi sul fondo della siviera e tenervela, fuori dal contatto con l'atmosfera fino a reazione ultimata (fig. 412-5).

Un tale attrezzo può essere preparato imbullonando un'asta d'acciaio sul fondo di una campana di grafite munita di fori per permettere il contatto ghisa-Mg. L'asta e gli attacchi devono essere protetti con un rivestimento refrattario e preferibilmente con una corda d'amianto legata strettamente all'asta e rivestita con argilla refrattaria. Sull'estremità superiore dell'asta è generalmente montato un coperchio abbastanza alto per avere una protezione dalla reazione già prima che la campana sia a contatto con la ghisa.

Le siviere impiegate per il trattamento sono del tipo con $h \geqslant 2\ \phi$. La lega è solitamente contenuta in una latta o avviluppata in un foglio d'acciaio o comunque tenuta dentro la campana per mezzo di semplici accorgimenti.

La possibilità di immergere e mantenere l'agente sferoidizzante sotto la superficie del bagno, ne evita il galleggiamento ed aumenta le rese del Mg che spesso superano il 50% : la miglior resa del Mg e la sicurezza di pesata della ghisa prima del trattamento, portano ad un prodotto finale di qualità migliore.

Va notato tuttavia che l'impiego ridotto di lega, per le elevate rese di Mg, molto spesso viene ad annullare le riduzioni di costo del trattamento a causa dei costi supplementari delle attrezzature. Vantaggi del metodo comunque sono rappresentati, oltre che da rese elevate di Mg, da poca scoria, poco fumo, dalla possibilità di operare anche con siviere di trattamento non completamente vuote, dalla sicurezza operativa e dalla facile possibilità di meccanizzazione.

Fra gli svantaggi si può citare: il costo delle attrezzature, una sensibile perdita di temperatura a causa della massa fredda del gruppo di immersione, la scarsa flessibilità al trattamento di quantità di ghisa variabili ed un tempo di ciclo abbastanza lungo.

Una particolare esecuzione del metodo per immersione è stata messa a punto, a seguito di ricerche effettuate da una fonderia russa in collaborazione con un istituto politecnico, per il trattamento di sferoidizzazione in siviere di grande capacità (50 t). Il dispositivo di vaporizzazione del Mg (fig. 415) si presenta sotto forma di un tubo che termina con una campana: le barre di Mg, collegate le une alle altre, sono sospese mediante un gancio al dispositivo di dosaggio e scendono all'interno del tubo.

Durante l'immersione nella siviera, nel dispositivo di vaporizzazione si invia aria compressa (40 ÷ 60 m^3/h) per impedire alla ghisa di entrare nel tubo. Dopo immersione del dispositivo di vaporizzazione, si fanno scendere le barre di Mg nel bagno di ghisa mediante il dispositivo di dosaggio: la velocità di introduzione del Mg permette di controllare il processo di vaporizzazione.

Questo metodo può essere impiegato sia per desolforare la ghisa prodotta dagli alti forni (tasso di desolforazione 50 ÷ 80% per un consumo di Mg di 0,3 ÷ 0,6 per mille), sia per sferoidizzare in siviera quantità di ghisa di oltre 50 t (consumo di Mg 1,5 ÷ 2 per mille). L'aggiunta di Mg è molto tranquilla, la velocità di vaporizzazione può essere regolata fra 30 e 250 g/s in funzione della quantità di ghisa in siviera, l'introduzione del Mg nella ghisa può essere fatta automaticamente con un dispositivo di dosaggio a marcia programmata che si può correggere manualmente o automaticamente in funzione della pressione esistente all'interno della campana di vaporizzazione.

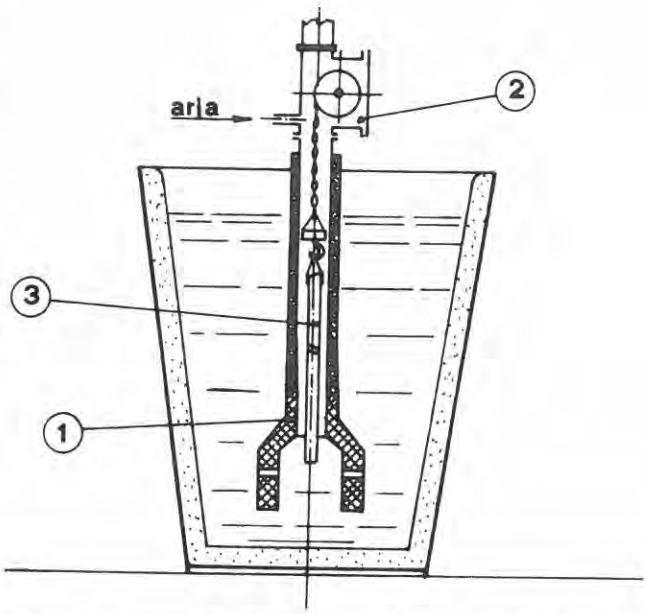


Fig. 415 – Metodo di sferoidizzazione in siviera di grande capacità.

1 – Campana.
2 – Dispositivo di dosaggio.
3 – Barre di magnesio.

Pont-à-Mousson (MAP) (fig. 412-6)

Il metodo di sferoidizzazione Pont-à-Mousson (MAP) si può considerare una variante del metodo per immersione (plunging), in quanto prevede l'introduzione nella ghisa liquida di uno o più mezzi di Mg puro, ricoperti con refrattario, mediante una campana forata di grafite o di refrattario del tipo *vibro-ref* con l'impiego di sistemi più o meno meccanizzati, generalmente adottati per il metodo per immersione tradizionale.

La chiave di questo metodo è rappresentata dal processo di rivestimento refrattario e consiste nell'immergere ripetutamente i pezzi di Mg in una poltiglia refrattaria, essiccando ogni volta lo strato depositato, e facendo in modo che su ogni pezzo di Mg rimanga una piccola superficie scoperta per innescare la reazione.

La velocità di reazione, che può essere controllata variando lo spessore del rivestimento refrattario e la superficie coperta, generalmente è molto breve e dura circa 30 ÷ 45 s dall'immersione della campana nella ghisa alla fine della reazione, mentre il ciclo completo dall'abbassamento della campana alla sua risalita è di circa 1 min. La perdita di temperatura, dovuta principalmente all'effetto dell'attrezzatura d'immersione, è una funzione della quantità di ghisa trattata e varia da 288 K (15 °C) per una siviera da 1 t a 280 K (7 °C) per una siviera da 5 t.

La resa del Mg varierà ovviamente in funzione della temperatura, della quantità di ghisa trattata e dell'altezza della siviera di trattamento; più precisamente sarà intorno al 65 % per una ghisa a 1.673 K (1.400 °C) e intorno al 40% per una ghisa a 1.773 K (1.500 °C) e per trattamenti da 3 a 6 t.

Con siviere di capacità ridotta (1 ÷ 2 t), le rese, a parità di temperatura, si riducono del 10% circa.

Per mantenere pressocchè costante la quantità di Mg impiegata e per avere una ghisa pulita alla colata ed esente da inclusioni di MgS, il metodo MAP richiede una ghisa base con tenori di S non superiori allo 0,012 ÷ 0,015%; con tenori intorno allo 0,05% si può effettuare contemporaneamente desolforazione e sferoidizzazione; per tenori di S superiori si dovrà procedere ad una desolforazione a parte.

Eventuali aggiunte di mischmetall o di siliciuri di terre rare, per neutralizzare l'effetto di certi elementi che possono ostacolare la sferoidizzazione, sono fatte in siviera indipendentemente dal trattamento con Mg.

Il metodo MAP, anche se è stato applicato per trattamenti da 200 a 700 kg, si è dimostrato particolarmente economico, semplice e flessibile, per trattamenti non inferiori a 3 t quali quelli richiesti per la produzione, ad esempio, di tubi centrifugati di ghisa sferoidale.

Con introduzione diretta di lega

Di pari passo con la messa a punto di leghe contenenti Mg di peso specifico maggiore di quello della ghisa liquida, si sono potuti sviluppare metodi di sferoidizzazione con introduzione diretta di lega nel bagno di ghisa di un forno, di una siviera di trattamento o di trasferimento o di colata (fig. 412-7).

In questi casi è consigliabile trattare ghise con basso S per impiegare la minima quantità di Mg o comunque effettuare in precedenza piccole aggiunte di cerio (pari al S della ghisa base) per ridurre ulteriormente la quantità di Mg richiesta per la sferoidizzazione; i risultati migliori si hanno introducendo la lega nell'intera massa di ghisa da trattare; la configurazione della siviera non incide sulla resa del Mg.

Le leghe ad alto peso specifico sono adatte anche per richiamare la forma sferoidale della grafite su quei bagni che sono decaduti, o in fase di decadimento, per un eccessivo tempo d'attesa: è sufficiente un'introduzione diretta di lega pari ad un apporto di Mg dello 0,01 ÷ 0,02% per ripristinare la forma sferoidale.

Fra le leghe di Mg più pesanti della ghisa liquida, si ricorda:

- 60% Ni - 4,2% Mg, resto Fe: consigliabile per impieghi fino a temperatura massima di 1.743 K (1.470 °C);
- 95% Ni - 4,6% Mg: per impieghi fino a temperatura di 1.813 K (1.540 °C).

I vantaggi del metodo sono rappresentati da alte rese di Mg (dal 70 al 100% in rapporto inverso con la temperatura), dalla semplicità operativa, dalla scarsa violenza della reazione, dalla non richiesta necessità di scorificare, dalla riduzione dei difetti per inclusione; la principale limitazione è rappresentata dall'elevato prezzo delle leghe.

Un'altra possibilità per introdurre direttamente Mg nei bagni di ghisa è di impiegare non leghe pesanti di Mg, ma una ghisa-madre con 1% Mg: questa ghisa è elaborata a parte, a bassa temperatura, con un buona resa di Mg. L'inconveniente di questo metodo è la necessità di fare aggiunte dell'ordine del 5%, quindi, per evitare eccessivi raffreddamenti del bagno, si dovrà preriscaldare la ghisa-madre; d'altra parte il Mg fortemente diluito nella ghisa-madre reagisce in modo tranquillo e con rese elevate.

Con savrassaturazione - diluizione (Sulzer e "pudding")

Questo metodo (fig. 412-8), conosciuto anche come *metodo Sulzer*, in quanto sviluppato dalla Gebrüder Sulzer (Svizzera) nel 1954, o come metodo *pudding* successivamente ideato da M. Chevy proprietario delle Fonderie Chevy (Francia), associa il vantaggio di una elevata resa di Mg ottenuta con il trattamento ad una temperatura relativamente bassa, al vantaggio - in termini di temperatura finale della ghisa - conseguente all'aggiunta di una maggiore quantità di ghisa di diluizione a temperatura molto elevata.

Il metodo Sulzer prevede una prima spillata in una siviera di circa 1/3 della ghisa da trattare, la permanenza in siviera fino a che la temperatura scende intorno ai 1.523 ÷ 1.623 K (1.250 ÷ 1.350 °C) e quindi il versamento della ghisa fredda sulla lega (0,8 ÷ 1% di Ni-Mg al 16% Mg) necessaria per l'intero trattamento posta sul fondo di una seconda siviera calda e pulita. A reazione ultimata la ghisa surtrattata è diluita con l'aggiunta dei rimanenti 2/3 di ghisa (non trattata) ad una temperatura di 1.773 ÷ 1.823 K (1.500 ÷ 1.550 °C) e sul flusso metallico di diluizione si può effettuare l'inoculazione con FeSi. La prima parte dell'operazione può essere semplificata, impiegando una sola siviera entro la quale è trattata, con aggiunta in superficie della lega, la prima porzione spillata.

La reazione del Ni-Mg a contatto con la prima ghisa fredda procede in modo lento, regolare e tranquillo e dura per più di 1 min. Durante questa operazione la temperatura della ghisa trattata scende a 1.443 ÷ 1.473 K (1.170 ÷ 1.200 °C), cioè appena al di sopra del suo punto di solidificazione, ma cessata la reazione, o verso la fine della reazione stessa, con l'aggiunta della ghisa calda a 1.773 ÷ 1.823 K (1.500 ÷ 1.550 °C) la temperatura della miscela di ghisa pronta per la colata si troverà intorno ai 1.623 ÷ 1.723 K (1.350 ÷ 1.450 °C).

Come riportato nel diagramma di fig. 416 la resa del Mg diminuisce con l'aumento della temperatura di trattamento o di diluizione, ma in ogni caso è sempre superiore a quella del metodo in siviera aperta: una resa minima del 36% si ha con una temperatura di trattamento di 1.673 K (1.400 °C), con una temperatura di diluizione di 1.873 K (1.600 °C) e con una risultante temperatura della ghisa da colare di 1.763 K (1.490 °C).

Il metodo "pudding" o "Chevy" si differenzia dal metodo Sulzer, in quanto prevede l'impiego (1,25%) di leghe FeSiMg (al 9% di Mg), il trattamento con quantità ridottissime di ghisa fredda a 1.473 ÷ 1.503 K (1.200 ÷ 1.230 °C) (5% del totale da trattare) e l'aggiunta finale (95%) di ghisa calda ad una temperatura un pò superiore (283 ÷ 293 K = 10 ÷ 20 °C) di quella desiderata per la colata.

Sul principio dei 2 metodi descritti si possono fare alcune considerazioni teoriche:

- La solubilità del Mg nella ghisa decresce con l'aumentare

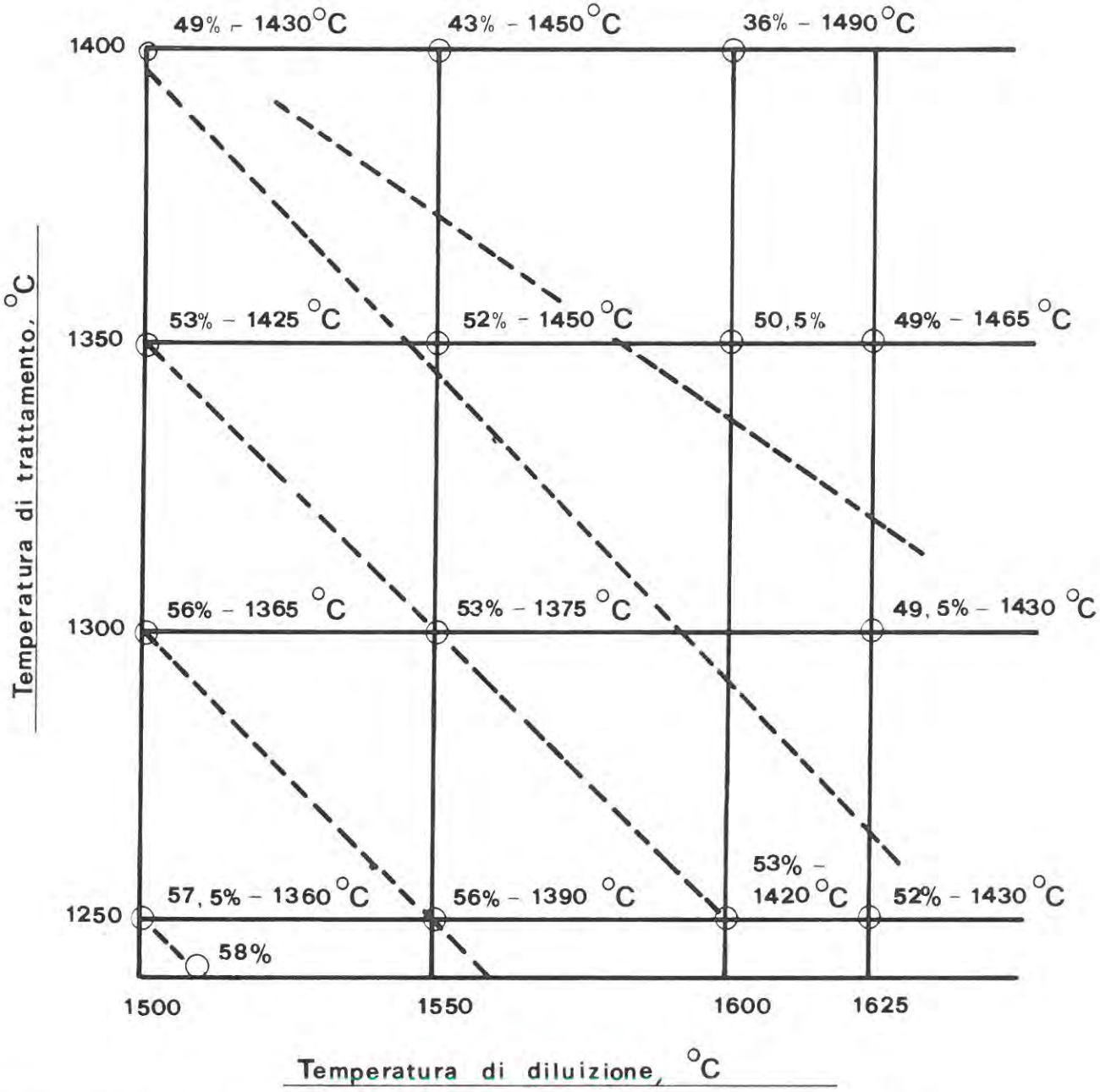


Fig. 416 – Resa del Mg e temperature finali della ghisa in relazione alle temperature di trattamento e di diluizione.

della temperatura, pertanto il limite di solubilità del Mg in una ghisa a bassa temperatura si raggiunge difficilmente, a differenza di quanto succede in una ghisa ad alta temperatura in cui il limite di solubilità si raggiunge prima che la reazione sia completa con conseguenti perdite di Mg; la pressione di vapore del Mg aumenta invece, in progressione quasi logaritmica, con l'aumentare della temperatura: nella tab. LXVI sono espresse numericamente le relative posizioni della solubilità e della pressione di vapore del Mg in funzione della temperatura, supposta arbitrariamente uguale a 100 la solubilità del Mg a 1.473 K (1.200 °C), cioè alla più bassa temperatura praticamente possibile per trattare una ghisa grigia di normale composizione.

– Con il trattamento a bassa temperatura si riduce la parte di Mg disponibile a combinarsi con l'ossigeno e sono pure piccole le perdite per ossidazione associate alla diluizione con ghisa calda. D'altra parte, l'aggiunta di ghisa calda dopo il trattamento di sferoidizzazione a bassa temperatura, è vero che porta ad un aumento finale di temperatura, ma è altrettanto vero che detta diluizione provoca una riduzione del Mg, quindi non si raggiunge il suo limite di solubilità: ciò è confermato da esperienza pratica e si è osservato che l'aggiunta di ghisa calda è accompagnata da una reazione poco visibile.

Il metodo *Sulzer* e il metodo *pudding*, nonostante gli indiscutibili vantaggi e l'estrema logicità, non hanno avuto a tutt'oggi grande diffusione, evidentemente a causa della necessità di disporre di 2 forni elettrici, uno per ghisa molto fredda, l'altro per ghisa molto calda, per poter operare nelle migliori condizioni e in tempi brevi. Per questa sola limitazione i 2 metodi rimangono raccomandabili a quelle fonderie che dispongono di un piccolo forno ad induzione (per ghisa fredda) e di un forno d'attesa (per ghisa calda).

Con Mg-Coke (MAG-COKE)

Nel 1964, l'American Cast Iron Pipe Co. di Birmingham (Alabama), annunciava la messa a punto di un nuovo sferoidizzante: il coke impregnato di magnesio (Mg-coke) ed oggi il Mg-coke può essere considerato un metodo per introdurre nella ghisa Mg puro in modo controllato, senza ricorrere all'impiego di attrezzature troppo costose e complicate (fig. 412-9).

Il Mg-coke è un prodotto che contiene circa il 43% in peso di Mg impregnato nella porosità del coke metallurgico: il coke (57% in peso) agisce da veicolo per introdurre il Mg puro nella ghisa con una reazione che non è più violenta di quella che si ha con le leghe sferoidizzanti più diffuse. Il suo peso specifico è circa 1,4 e la sua densità apparente varia da 0,8 a 0,9, pertanto il peso richiesto per trattare una certa quantità di ghisa è circa 1/3 - 1/4 di quello richiesto nelle stesse condizioni per una lega Fe-Si-Mg al 9% Mg, mentre il volume di Mg-coke richiesto è circa uguale a quello della lega Fe-Si-Mg.

Il Mg-coke è disponibile in varie pezzature (da 150 x 125 a 50 x 6 mm) che permettono di ottenere tempi di reazione variabili da 40 s a 4 min a temperature intorno ai 1.673 K (1.400 °C); naturalmente la reazione è tanto meno violenta e la resa di Mg tanto più elevata, quanto più è prolungata.

Le pezzature più grandi sono quelle che danno in generale le rese di Mg maggiori, ma la resa è sempre dipendente anche da altre variabili quali temperatura della ghisa, quantità della ghisa trattata, percentuale di S della ghisa base, tempo di immersione e metodo impiegato per il trattamento. Con il Mg-coke si possono avere rese di Mg variabili dal 25 al 60% e in generale il suo impiego è consigliabile per trattare quantitativi di ghisa da 0,5 a oltre 5 t.

Per ottenere i migliori risultati, ogni fonderia dovrà farsi la propria esperienza con le adeguate messe a punto del metodo e in ogni caso approfondire le conoscenze, consultando la bibliografia riportata.

Le fonderie che impiegano il metodo Mg-coke ne sottolineano i seguenti vantaggi: flessibilità di controllo sul silicio della ghisa potendo addizionare la desiderata quantità di Si del tutto separata e indipendente dal trattamento con Mg; possibilità di effettuare con una sola operazione desolforazione e sferoidizzazione; basse perdite di temperatura (288 ÷ 313 K = 15 ÷ 40 °C); tendenza del C ad aumentare dello 0,05 ÷ 0,10% , quindi contributo inoculante e aumento di scorrevolezza alla ghisa; possibilità di ottenere buone strutture sferoidali con valori di Mg residuo (0,025%) più bassi di quelli richiesti con altri metodi e, infine, getti più puliti ed esenti da inclusioni di scoria.

Per applicare il metodo Mg-coke si deve tenere presente il basso peso specifico del prodotto che deve essere mantenuto, con qualche artificio, sotto la superficie del bagno. Risultano, pertanto, validi la tecnica per immersione già ricordata e vari tipi di siviere specificatamente studiate con setti forati, di varia forma, aventi tutti lo scopo di impedire la risalita in superficie dei pezzi di Mg-coke.

Mentre la tecnica per immersione comporta prima la spillata della ghisa nella siviera di trattamento e successivamente la discesa della campana contenente il materiale sferoidizzante, le siviere che ora si descriveranno sono previste per il trattamento con spillata della ghisa sopra il materiale sferoidizzante (Mg-coke) previamente collocato sul fondo della siviera.

Siviera con diaframma semplice

In fig. 417 è riportato il disegno generale. Il diaframma è inserito nel rivestimento della siviera ed è provvisto di un

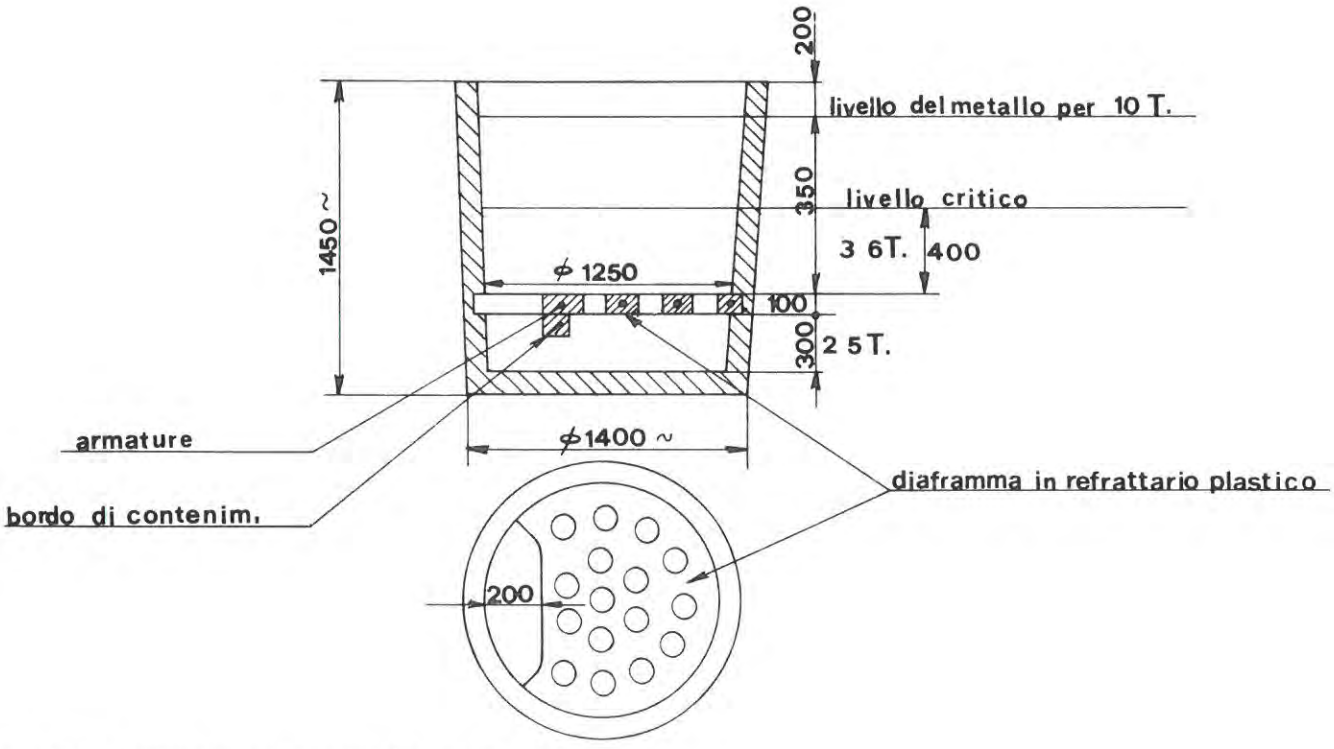


Fig. 417 – Siviera con diaframma semplice (capacità 10 t).

foro, più largo e periferico, attraverso il quale, tenendo la siviera inclinata, si carica il Mg-coke e si scarica anche il materiale esausto residuo dopo il trattamento. Per impedire l'espulsione del Mg-coke durante la reazione, nella parte inferiore del diaframma il foro di carica è contornato da un bordo: ciò permette di usare un foro di carica abbastanza largo da assicurare una rimozione abbastanza facile del coke esaurito.

Alcune fonderie giapponesi usano siviere di questo tipo con capacità variabili da 4 a 20 t.

I principali svantaggi che si sono incontrati con questo tipo di siviera sono rappresentati dalla difficoltà di rimuovere le scorie accumulatesi sotto il diaframma, in quanto il solo accesso è il foro periferico, inoltre l'accumulo di scorie tende ad aggravarsi con basse temperature di trattamento e lo stesso coke esaurito tende ad aderire alle scorie, per cui la sua rimozione da una siviera calda può diventare un lavoro lungo e disagevole. Ne consegue che la siviera tende ad avere una durata relativamente breve e se la siviera deve essere impiegata di frequente, durante il periodo di colata può capitare che non sia pronta in tempo se si incontrano difficoltà per rimuovere il coke residuo.

La recente introduzione dell'uso di refrattari ad alto tenore d'allumina e con grafite per la costruzione del diaframma e per la zona di rivestimento della siviera sotto il diaframma stesso, ha ridotto di molto la gravità del problema dell'accumulo di scoria, ridestando interesse per questo semplice tipo di siviera che comunque, anche con detti miglioramenti, non può essere presa in considerazione da quelle fonderie che intendono impiegare la stessa siviera di trattamento più volte in un'ora: asportare dalla siviera rossa altrettante volte i residui di coke rimarrebbe sempre un lavoro lungo e molto faticoso.

Siviera con fondo staccabile

Questo tipo di siviera, brevettato in molti Paesi, è stato ideato dalla stessa American Cast Iron Pipe Co. e a tutt'oggi è impiegato e realizzato con capacità variabili da 2 a 10 t.

Nella fig. 418 è riportato il disegno generale: l'altezza è circa doppia del diametro e la siviera è divisa in 2 parti (su-

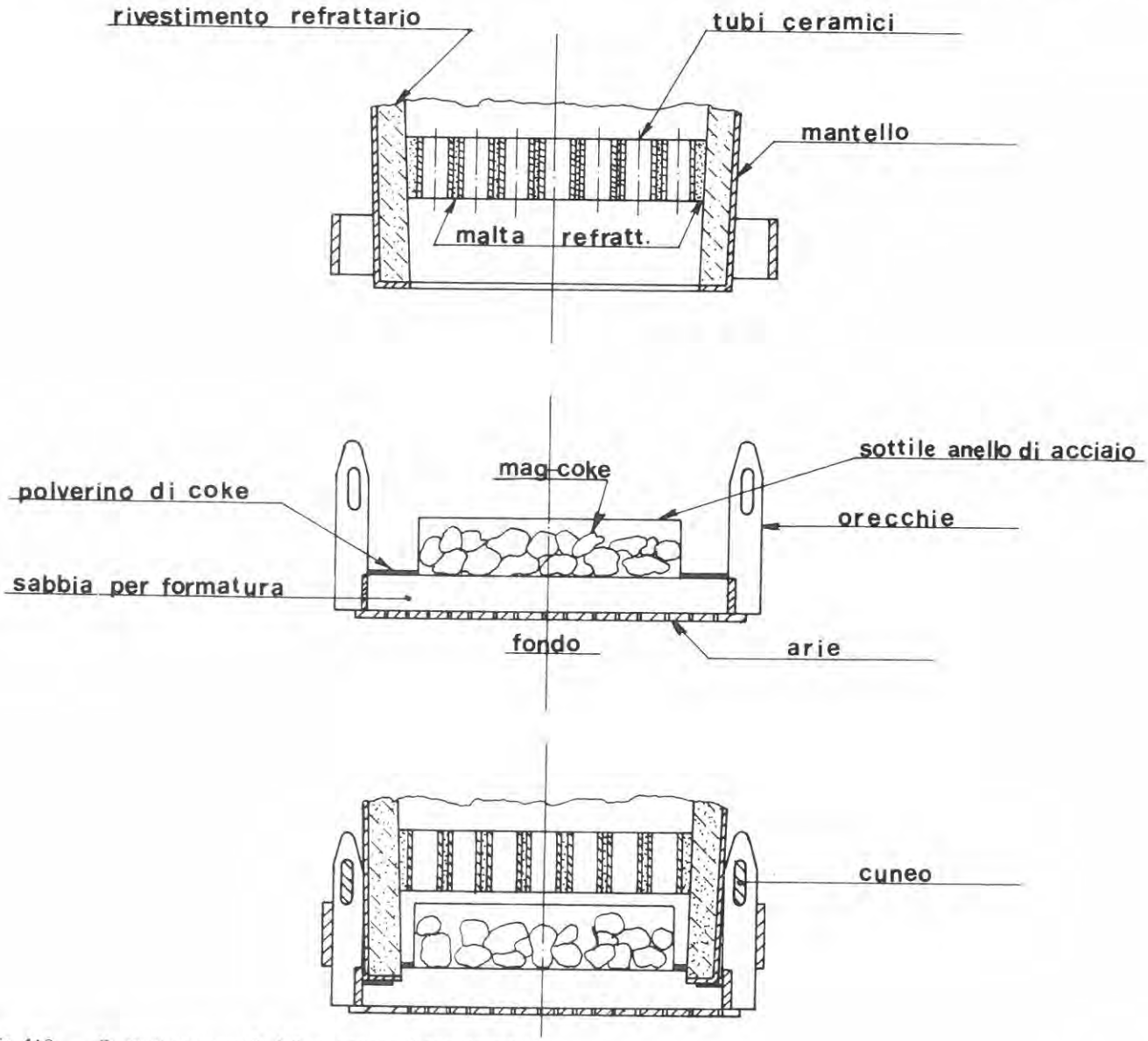


Fig. 418 – Costruzione generale della siviera con fondo staccabile.

periore ed inferiore); il diaframma o *falso fondo* è inserito nella parte superiore permanente, la parte inferiore è rifatta dopo ogni trattamento e poi unita a quella superiore per formare la siviera di trattamento completa.

La parte inferiore è riempita con terra a verde (costipata leggermente), di coesione relativamente bassa, bassa umidità ed elevata permeabilità; la superficie della terra è ricoperta con uno strato di polvere di coke che impedisce la penetrazione della ghisa fra le 2 parti della siviera; al centro del fondo di terra si colloca un sottile anello d'acciaio entro cui si carica il Mg-coke; infine, rimosso l'anello d'acciaio, il fondo è pronto per la chiusura. Per stringere le 2 parti della siviera si impiega generalmente una macchina idraulica e la pressione è tolta solo dopo aver bloccato l'insieme, forzando 4 cunei nelle relative sedi.

Dopo l'impiego si tolgono i cunei e la siviera è nuovamete divisa nelle 2 parti: da quella superiore basta rimuovere le scorie aderite e l'operazione è facile e rapida in quella superiore, liberata dalla terra residua, si rifà il fondo costipando nuova terra a verde.

L'impiego della siviera con fondo staccabile è consigliabile, come alternativa al metodo per immersione, quando si richiedono forti aggiunte di Mg-coke, quando il peso dei trattamenti supera le 3 ÷ 4 t, quando le siviere di trattamento sono trasportate su un circuito a monorotaia ed il ciclo di trattamento è tale che la siviera non può rimanere ferma, quando sono necessarie siviere di varia capacità o per la produzione di diversi tipi di getti.

La siviera con fondo staccabile permette di ottenere rese di Mg che possono superare il 50%, quindi maggiori rispetto al metodo per immersione.

Siviera con diaframma inclinato

Il disegno è riportato nella fig. 419. Il lato più basso del diaframma è a circa 150 mm dal fondo (pure inclinato) e ad un massimo di 200 mm dalla parete: l'inclinazione del diaframma può variare da 25 a 35°; è essenziale predisporre uno sfiato nella zona più alta, altrimenti la pressione di vapore, che si creerebbe nella camera di reazione, provocherebbe l'espulsione di qualche pezzo di Mg-coke.

Questo disegno semplifica molto le operazioni di carico e scarico della siviera: caricando il Mg-coke, questo tende a cadere sotto il diaframma e basta inclinare un pò la siviera per portarlo tutto sotto il diaframma.

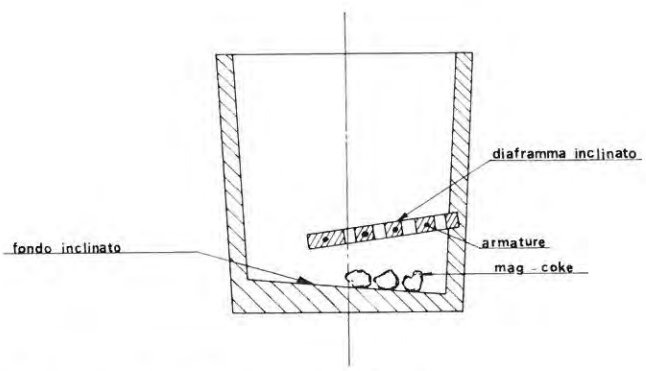


Fig. 419 — Siviera con diaframma inclinato.

Quando si inizia la spillata nella siviera, la ghisa cade nel foro di carica e il Mg-coke tende a salire verso la parte più alta della camera di reazione, lontano dall'unica via attraverso cui potrebbe sfuggire in superficie.

Siviere di questo tipo hanno dato buoni risultati per trattamenti fino a 1,2 t e per aggiunte di Mg-coke intorno ad un massimo dello 0,45%: se l'aggiunta è molto alta, aumenta il rischio di espulsione durante il trattamento. Lo svantaggio più evidente rimane sempre l'accumulo di scoria.

Siviera con diaframma modificato

Si tratta di una modifica relativamente recente. Come si può vedere nella fig. 420, il diaframma (generalmente costituito da una piastra) è stato realizzato con barre di grafite-argilla che formano una specie di griglia sulla parte inferiore della siviera che può essere rimossa per sostituire una barra rotta o la camera di reazione quando sia diventata troppo sporca.

Impiegando questa siviera, si è sperimentato anche l'uso di sfridi d'acciaio come si fà con il metodo sandwich: il flusso di ghisa che cade nella siviera si frantuma contro le barre, gli sfridi di copertura al Mg-coke tendono a raffreddare la ghisa ed il risultato è un significativo ritardo dell'inizio di reazione con conseguenti ricuperi di Mg particolarmente elevati. Questo metodo dovrebbe essere preso in considerazione per trattare grandi quantità di ghisa.

I principali vantaggi riscontrati con l'impiego della siviera con diaframma modificato sono rappresentati da una più facile pulizia della camera di reazione, da una più facile asportazione di quel coke esausto che non sia caduto nel rovesciare la siviera, da una ridotta tendenza alla espulsione di pezzi di Mg-coke dalla camera di reazione e da un ridotto costo del rivestimento refrattario e delle riparazioni.

Con tappo poroso (Gazal) ed altri metodi d'agitazione

Nel capitolo relativo ai trattamenti di desolforazione in siviera si è visto che i metodi che prevedono un'agitazione del bagno per via meccanica o con gorgogliamento d'azoto, possono essere impiegati per effettuare, singolarmente o contemporaneamente, anche trattamenti di ricarburazione, sferoidizzazione, post-inoculazione ed addizioni di elementi

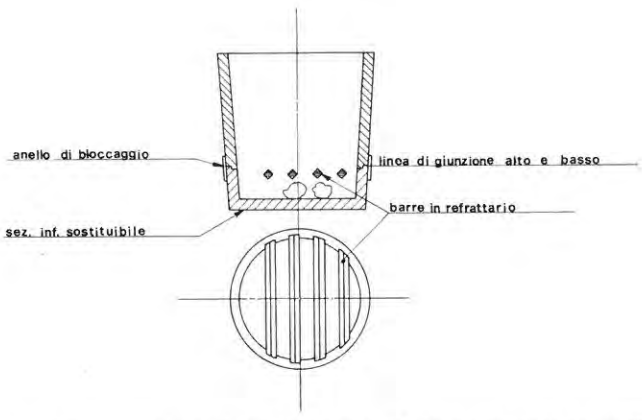


Fig. 420 — Siviera con diaframma modificata impiegando barre di rafrattario.

di lega. Non si ritiene opportuno passare ad una descrizione dei metodi di sferoidizzazione con la siviera rotante G.H.W., con il D.M. Converter, con gli agitatori Rheinstahl e DORA, con il gorgogliamento d'azoto attraverso una o più lance (Volianik) (fig. 412-10-14), ma ci si limiterà a dire che tutti questi metodi prevedono per la sferoidizzazione l'impiego di leghe a bassa percentuale di Mg e che la loro diffusione è molto limitata.

Ci si soffermerà piuttosto sul metodo di sferoidizzazione con tappo poroso (Gazal) che, fra tutti quelli sopra citati, è il più diffuso (fig. 412-15).

La semplicità delle attrezzature richieste, la possibilità di impiegare cariche di basso costo potendo contemporaneamente ricarburare e desolforare, la possibilità di poter aggiungere normali materiali sferoidizzanti (con tenori di Mg fino al 20%) sulla superficie della ghisa contenuta nella siviera munita sul fondo di uno o più tappi porosi, l'efficacia del gorgogliamento dell'azoto che porta ad una buona soluzione della lega con elevate rese di Mg, la flessibilità di poter trattare piccoli (150 kg) e grandi (oltre 10 t) quantitativi di ghisa, la buona e costante qualità della ghisa sferoidale prodotta, sono tutti fattori che hanno portato alla diffusione di questo metodo.

Con il metodo Gazal il fatto di poter effettuare il trattamento di sferoidizzazione su una ghisa precedentemente desolforata nella stessa siviera, consente di operare su una ghisa base a basso S e di conseguenza impiegare la minima quantità di Mg: in tal modo si evitano le fastidiose scorie di MgS che portano a getti difettosi, la formazione di *pinholes*, la presenza di carburi di tempera ed eccessivi ritiri. In generale la desolforazione è spinta fino ad ottenere valori di S inferiori allo 0,015% e in tali condizioni, e per una buona azione di rimescolamento, il Mg può esplicare in pieno la sua azione sferoidizzante (anzichè fissarsi parzialmente sullo S presente) e la quantità di lega sferoidizzante potrà essere ridotta del 30 ÷ 50% rispetto a quella richiesta da altri metodi, mantenendo i valori del Mg residuo nei limiti usuali; inoltre, poichè un gorgogliamento eccessivo d'azoto riduce la resa del Mg e può causare sensibili raffreddamenti, normalmente si impiegano tempi di gorgogliamento compresi fra 25 e 30 s.

L'azione depurante dell'azoto e la complementare azione ricarburante del CaC_2, che porta ad un aumento di C dello 0,10 ÷ 0,15%, contribuiscono ad ottenere una ghisa con più lunghi tempi di decadimento della sferoidizzazione e alla solidificazione si nota un maggior numero di sferoidi, quindi più alti valori di snervamento, e minor presenza di carburi, quindi maggior duttilità allo stato *as-cast*.

I risultati migliori e le maggiori economie si ottengono impiegando il metodo Gazal con siviera di capacità superiore ai 500 kg.

In siviera a pressione e in camera a pressione

Nella ricerca del metodo più conveniente per aggiungere Mg alla ghisa, i fonditori non potevano trascurare l'impiego di mezzi a tenuta di pressione già usati in metallurgia per l'aggiunta di metalli a basso punto di ebollizione. Questa pratica però fin dalle prime applicazioni (1957) si è dimostrata molto sofisticata e a tutt'oggi ha trovato limitate applicazioni e quasi esclusivamente in Russia.

Note le difficoltà dell'aggiunta alla ghisa del Mg puro a causa del suo basso punto di ebollizione a pressione atmosferica (1.380 K = 1.107 °C) e alla sua facilità di combustione a contatto con l'aria, si è pensato di evitare la combustione facendo avvenire la reazione in una atmosfera inerte (azoto o argon) e di evitare l'ebollizione, operando in un ambiente chiuso sotto una pressione maggiore della pressione di vapore del Mg alla temperatura del bagno di ghisa: in tali condizioni il Mg rimane allo stato liquido. Con riferimento alla tab. LXVI, il trattamento di una ghisa ad esempio a 1.773 K (1.500 °C) si potrà fare sotto una pressione di gas inerte superiore a 14,3 atm che rappresenta la pressione di vapore del Mg in equilibrio con il Mg liquido a detta temperatura.

Tabella LXVI

Temperatura K (°C)	Pressione di vapore Mg atm	Solubilità
1.473 (1.200)	2,2	100
1.573 (1.300)	4,5	48
1.673 (1.400)	8,3	26
1.773 (1.500)	14,3	15
1.873 (1.600)	23,5	9

Il metodo a pressione può essere applicato in 2 modi diversi e più precisamente *in siviera a pressione* e *in camera a pressione* (fig. 412-16 e 17).

Nella fig. 421 è schematizzato il metodo *in siviera a pressione*: appena il Mg (disposto in pezzatura in un contenitore) prende contatto con la ghisa, la siviera di trattamento automaticamente è ermeticamente sigillata e pressurizzata; in genere la ghisa è surtrattata, onde poterla diluire con 3 ÷ 4 parti di ghisa non trattata. Questo metodo è stato quasi del tutto abbandonato, a causa degli elevati costi di manutenzione e per sua scarsa affidabilità.

Nella fig. 422 è schematizzato il metodo *in camera a pressione* secondo l'esecuzione Pont-à-Mousson. Con questo metodo si opera nel modo seguente: si sposta il coperchio (j) e nella camera (b) è introdotta la siviera che contiene la ghisa da sferoidizzare; si fa di nuovo ruotare il coperchio e mediante il martinetto idraulico (i) si spinge la camera (b) contro il coperchio stesso, formando in tal modo un'ambiente a tenuta di pressione; si evacua l'aria contenuta nella camera (b) attraverso la valvola (k) e, attraverso la valvola (l), si introduce - fino a raggiungere la pressione richiesta - azoto o argon contenuto nella bombola (h); agendo sul pistone ad aria compressa (e) si abbassa l'immergitoio nella ghisa e, agendo sull'elettrovalvola (f), si fanno compiere all'immergitoio stesso diverse salite e discese per assicurare una buona agitazione del bagno; a reazione ultimata si alza l'immergitoio, si apre la valvola (k) ristabilendo nella

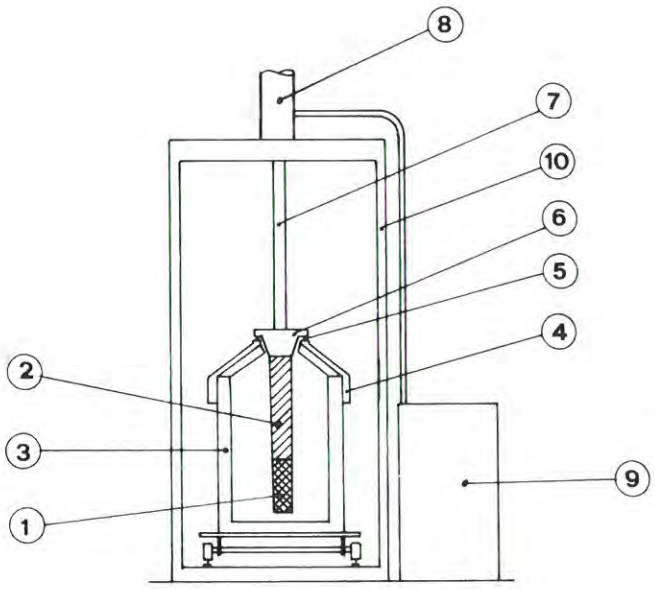


Fig. 421 – Schema della siviera a pressione.

1 – Billetta di magnesio in tubo di acciaio.
2 – Asta rivestita di refrattario.
3 – Siviera a pressione.
4 – Testa di tenuta.
5 – Guarnizione.
6 – Coperchio siviera.
7 – Stelo cilindro.
8 – Cilindro pneumatico.
9 – Pompa.
10 – Camera di trattamento.

camera la pressione atmosferica, si abbassa il martinetto per poter far ruotare il coperchio e riprendere la siviera con la ghisa sferoidizzata ed iniziare la colata dei getti con previa inoculazione con FeSi.

Con questo metodo si impiega generalmente Mg puro in pezzatura, anche se la letteratura riporta combinazioni di Mg puro e leghe con Mg, e si tende a surtrattare la ghisa per poterla diluire con 3 ÷ 4 parti di ghisa base preferibilmente con basso S. Per avere risultati ripetivivi, si richiede un accurato controllo dello S.

Il metodo dà una reazione tranquilla; si impiegano quantità di Mg intorno allo 0,1% con pressioni di circa 18 atm, con pressioni inferiori (ad esempio 14 atm) la quantità di Mg richiesta è maggiore (0,15%); la resa del Mg è funzione diretta della pressione (circa il 70% a 14 atm) e a parità di pressione dipende dalla durata del trattamento, dalla superficie del bagno, dall'efficacia della agitazione e cioè dall'impianto usato. Le perdite di temperatura sono abbastanza sensibili, così ad esempio una ghisa base spillata ad una temperatura di 1.793 K (1.520 °C), a ciclo di trattamento completato, si troverà ad una temperatura vincolata di circa 1.673 K (1.400 °C).

In definitiva se i vantaggi del metodo sono rappresentati principalmente dall'impiego di piccole quantità di un materiale sferoidizzante di basso prezzo (senza introduzione obbligata di altri elementi non necessari) e da elevate rese di Mg, gli svantaggi sono maggiori di quelli riscontrati con al-

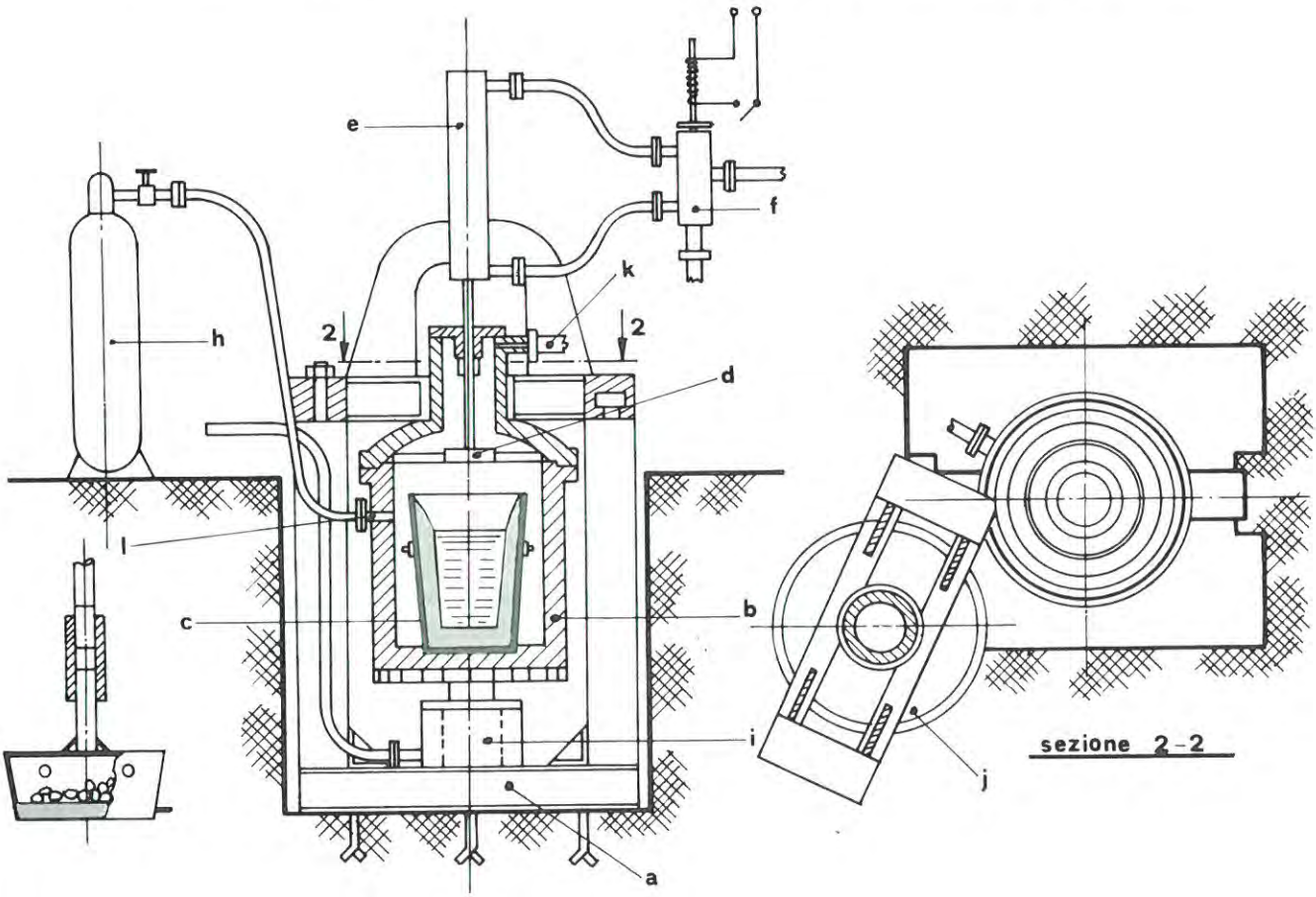


Fig. 422 – Attrezzatura per trattamento con Mg metallico sotto pressione di gas inerte.

a – basamento; b – camera a tenuta; c – siviera; d – immergitoio metallico; e – pistone ad aria compressa; f – elettrovalvola; h – bombola (azoto o argon); k – valvola; i – martinetto; j – coperchio; l – valvola.

tri metodi altrettanto sofisticati: la richiesta di costose attrezzature, i costi di manutenzione e di mano d'opera, i lunghi tempi operativi e le sensibili perdite di temperatura, i potenziali pericoli derivanti dal fatto di operare a pressioni non inferiori alle 14 atm, sono tutti fattori negativi che hanno limitato la diffusione del metodo di sferoidizzazione in ambiente pressurizzato.

Con iniezione di magnesio (fig. 412-18-19-20)

Già diverse volte si è ricordato i vantaggi derivanti dall'impiego di Mg puro per la sferoidizzazione e si è anche messo in evidenza che l'ostacolo maggiore è rappresentato dalla sua violenza di reazione a contatto con il bagno di ghisa. Tuttavia se il Mg puro è introdotto, sotto la superficie del bagno, in piccole quantità per unità di tempo e sotto pressione di azoto, si ha una formazione di vapori di Mg molto limitata che non provoca eccessiva turbolenza e permette una più efficace reazione Mg-ghisa: dapprima il vapore di Mg reagirà principalmente con lo S (fase di desolforazione) e successivamente, raggiunti livelli di S inferiori allo 0,01% , buona parte del Mg si dissolverà nella ghisa (fase di soluzione) rimanendovi - come Mg residuo - in quelle quantità richieste per precipitare la grafite in forma sferoidale.

Partendo da questo concetto, si sono sviluppati diversi metodi di sferoidizzazione con iniezione di Mg che si differenziano fra di loro non solo per la concezione delle attrezzature, ma anche per il fatto che il Mg è iniettato sotto forma di filo, polvere o graniglia sferica calibrata, tutti materiali di costo relativamente basso. Di seguito di riporta una breve descrizione di 3 metodi di iniezione, fra quelli più noti, che impiegano Mg puro in forme diverse.

Iniezione di filo di Mg

Una recente realizzazione di questo metodo è stata presentata al 79° Congresso dell'AFS nel 1975.

La siviera di trattamento, rivestita con uno spessore di 50 mm di pigiata di magnesite, è riempita in posizione orizzontale e quindi ruotata in posizione verticale per l'iniezione di filo di Mg: in una siviera da 250 kg l'altezza della ghisa è di circa 450 mm.

Il meccanismo di alimentazione del filo, progettato per una velocità d'iniezione da 150 a 3.000 mm/s, è costituito da 2 cilindri del diametro di 91,6 mm comandati da un motore a velocità variabile: un cilindro ha delle scanalature di guida per il filo con diametro 3,2 mm e l'altro è semplicemente zigrinato. Dalla bobina di avvolgimento il filo è guidato nei cilindri e successivamente passa, attraverso una guarnizione di teflon a tenuta di gas, in una tubazione di rame e quindi in un tappo disposto alla base della siviera: nella tubazione di rame, in prossimità del tappo, si fa entrare, una derivazione a T, un gas di protezione (azoto) e la tenuta a pressione di tutto il sistema è assicurata facendo passare il filo di Mg attraverso altre guarnizioni di teflon sulla giunzione a T.

Con una siviera di trasferimento si travasa la ghisa nella siviera di trattamento disposta orizzontalmente, si dà una pressione di circa 0,7 atm per raffreddare l'ugello ed evitarne il bloccaggio da spruzzi, si ruota la siviera in posizione verticale, si aumenta la pressione ai valori desiderati (~ 2,5 atm) e si inizia l'iniezione (300 mm/s): la reazione procede relativamente tranquilla a basse velocità d'iniezione, ma quando si superano velocità di 500 mm/s si nota una certa violenza con spruzzi di ghisa, per cui è necessaria una copertura della siviera.

Le perdite di temperatura con questo metodo si aggirano intorno ai 423 K (150 °C) (con una ghisa di partenza a circa 1.823 K = 1.550 °C), le aggiunte di Mg sono dello 0,1% (con S = 0,012%), la resa del Mg varia dal 30 al 45% con valori medi intorno al 37% ; non si nota variazione di resa in funzione della velocità d'iniezione e della temperatura della ghisa, si nota invece una tendenza verso le rese maggiori a basse pressioni di gas che comunque non devono mai essere inferiori a 1,75 atm se si vuole evitare il bloccaggio dell'ugello. Si prevede che, trattando maggiori quantità di ghisa, la resa del Mg possa aumentare.

Iniezione di polvere di Mg

Una realizzazione di questo metodo è stata fatta in Austria dalla Tiröler Röhrenwerke und Metallwerke A.G.

L'iniettore a lancia per l'introduzione di polvere di Mg (fig. 423) è costituito essenzialmente da una sovrastruttura che porta delle slitte sulle quali scorre un carrello cui sono fissati il dosatore della polvere di Mg e la lancia d'iniezione. La lancia d'iniezione è formata da un tubo d'alimentazione (attraverso il quale la polvere di Mg è forzata nel bagno di ghisa da una corrente d'azoto) centrato entro un secondo tubo-guida più largo, attraverso il quale è introdotta aria di raffreddamento che esce da un terzo tubo (che racchiude gli altri due) chiuso nella sua parte inferiore ad eccezione di un'apertura per il passaggio del tubo d'alimentazione; il sistema dei 3 tubi è protetto da una guaina di grafite che porta sul fondo un foro d'uscita per la polvere di Mg.

Con questa attrezzatura il ciclo operativo è molto semplice: riempito il contenitore con la quantità di polvere di Mg richiesta per il trattamento e regolato il dispositivo di dosaggio in modo d'avere un'erogazione di Mg di 10 ÷ 12 g/s, si collega la lancia con l'aria di raffreddamento e con l'azoto e si porta in posizione la siviera chiusa con il suo coperchio. Per il trattamento di sferoidizzazione si aprono l'aria di raffreddamento e l'azoto, regolando la pressione di questo gas con una valvola di riduzione, si fa scendere la lancia che si immerge nel bagno per almeno 25 cm: automaticamente ha inizio l'alimentazione del Mg e l'evidenza della reazione è data dalla caratteristica comparsa della fiamma di combustione del Mg e dal fumo di MgO. Cessata la reazione, si solleva la lancia, si chiude l'azoto, si porta la lancia su un'apposito supporto e dopo 3 ÷ 5 min si chiude l'aria di raffreddamento.

L'iniettore a lancia è idoneo per trattamenti di desolforazione e sferoidizzazione in siviere a sifone da 0,5 a 3 t di ghisa. Nel caso della desolforazione, più alto è il contenuto iniziale di S e più bassa l'aggiunta di Mg, più alta risulterà la resa di Mg che, d'altra parte, si ridurrà notevolmente per temperature di trattamento superiori ai 1.773 K (1.500 °C) così ad esempio se in una ghisa base a 1.673 ÷ 1.723 K (1.400 ÷ 1.450 °C) con S = 0,1% si vuole ridurre lo S del

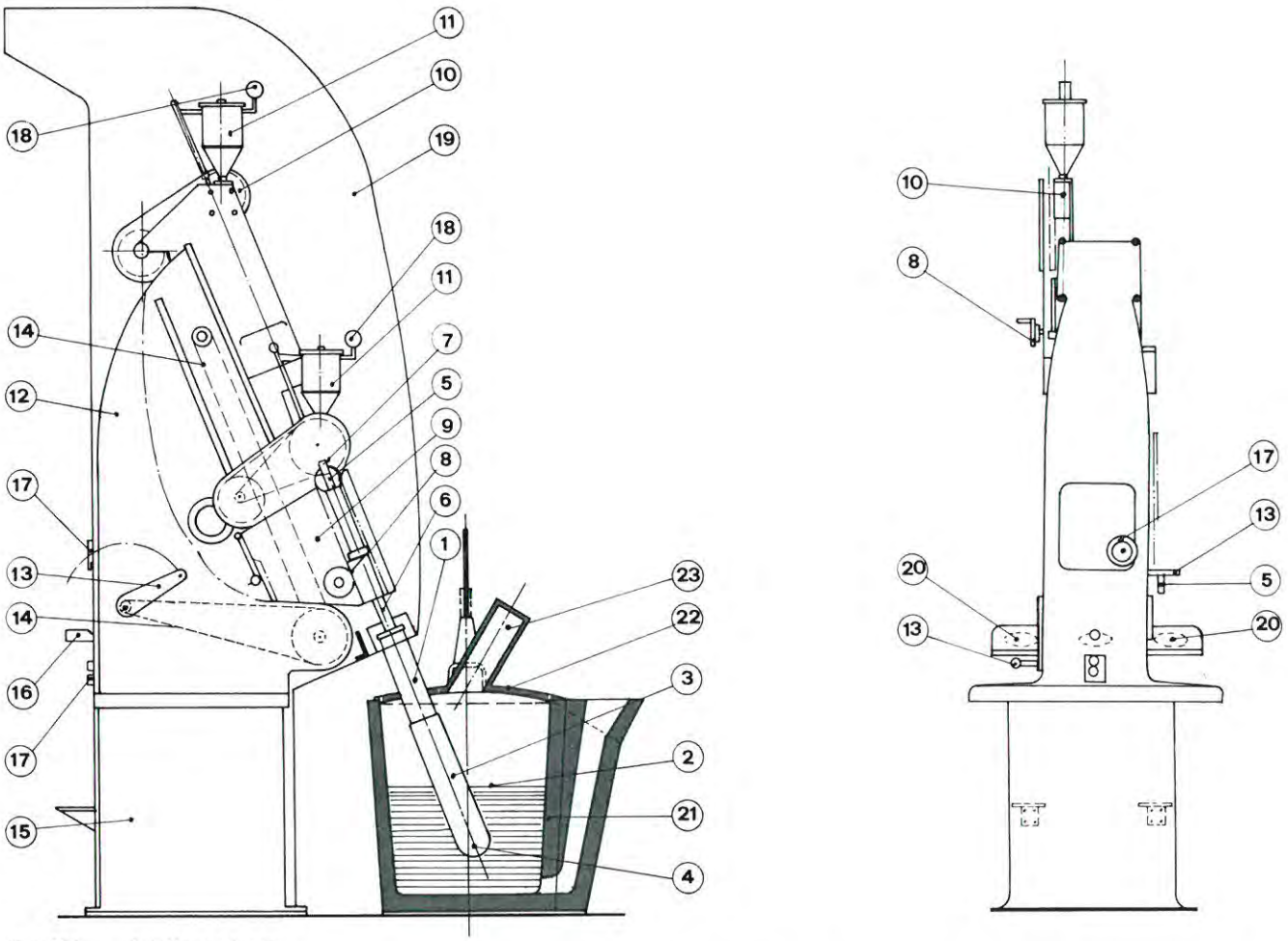


Fig. 423 — Iniettore a lancia.

1 — lancia; 2 — superficie del bagno; 3 — guaina di grafite; 4 — testa di grafite con foro uscita Mg; 5 — collegamento entrata aria raffreddamento lancia; 6 — apertura uscita aria raffreddamento lancia; 7 — collegamento per l'azoto e la polvere di Mg; 8 — morsetti bloccaggio lancia sul carrello mobile; 9 — carrello mobile; 10 — apparecchio di dosaggio; 11 — contenitore polvere di Mg; 12 — sovrastruttura; 13 — maniglia sollevamento e abbassamento carrello mobile; 14 — catena di trasmissione; 15 — basamento sovrastruttura; 16 — leva bloccaggio sovrastruttura-basamento; 17 — comando elettrico variabile dispositivo dosaggio; 18 — manometro controllo pressione nel dispositivo di dosaggio; 19 — custodia di protezione; 20 — apertura passaggio di due lance; 21 — siviera; 22 — copertura siviera; 23 — tubo di areazione.

50% (S = 0,05%), sarà sufficiente aggiungere 0,05% di polvere di Mg, se invece si vuole spingere la desolforazione all'80% fino ad ottenere uno S finale dello 0,02% si dovrà aggiungere lo 0,1% di polvere di Mg.

Nel caso della sferoidizzazione, come ricordato per altri metodi di trattamento, si dovrà rivolgere la massima attenzione ai 3 principali parametri che influenzano la resa di Mg e più precisamente: la percentuale di S presente, la temperatura della ghisa, il Mg residuo desiderato. Così ad esempio con un contenuto di S dello 0,03% ed operando a 1.673 K (1.400 °C) si dovrà impiegare lo 0,12% di polvere di Mg per avere un Mg residuo dello 0,03 ÷ 0,05%, mentre - a pari S - ma operando a 1.773 K (1.500 °C), per avere lo stesso Mg residuo si dovrà impiegare lo 0,2% di polvere di Mg (le rese di Mg si abbassano dal 48 al 28% aumentando la temperatura di trattamento dai 1.673 ai 1.773 K = 1.400 ÷ 1.500 °C).

Il trattamento di sferoidizzazione in siviere da 750 kg comporta un raffreddamento della ghisa di 333 ÷ 343 K (60 ÷ 70 °C), ma tale effetto diventa maggiore per più piccole quantità e minore per quantità più grandi di ghisa. Per la sferoidizzazione di grandi quantitativi di ghisa (2 ÷ 3 t) il metodo offre 2 possibilità: il trattamento diretto in siviera o il trattamento di sovrasaturazione - diluizione.

La ghisa sferoidale prodotta con iniezione di polvere di Mg si caratterizza per il suo grado di purezza, conseguente al positivo effetto sulla scoria prodotto dal gorgogliamento dell'azoto (0,5 ÷ 0,6 l/Mg); ma nonostante i dichiarati vantaggi qualitativi, economici e tecnologici, l'applicazione di questo metodo è rimasta molto limitata.

Iniezione di graniglia di Mg

Il merito di una definitiva messa a punto di questo metodo spetta alla Valley Metallurgical Processing Co. Inc. (Essex, Connecticut, USA) che produce anche il Mg in forma di graniglia sferica calibrata (10 ÷ 40 mesh) da iniettarsi, mediante un tubo di grafite e in corrente d'azoto, nel bagno di ghisa di una siviera.

Lo schema riportato nella fig. 424 indica il flusso dell'azoto e del Mg, a monte del tubo di grafite, attraverso una serie di tubazioni con relativi regolatori di pressione, manometri, valvole di sicurezza, ecc.

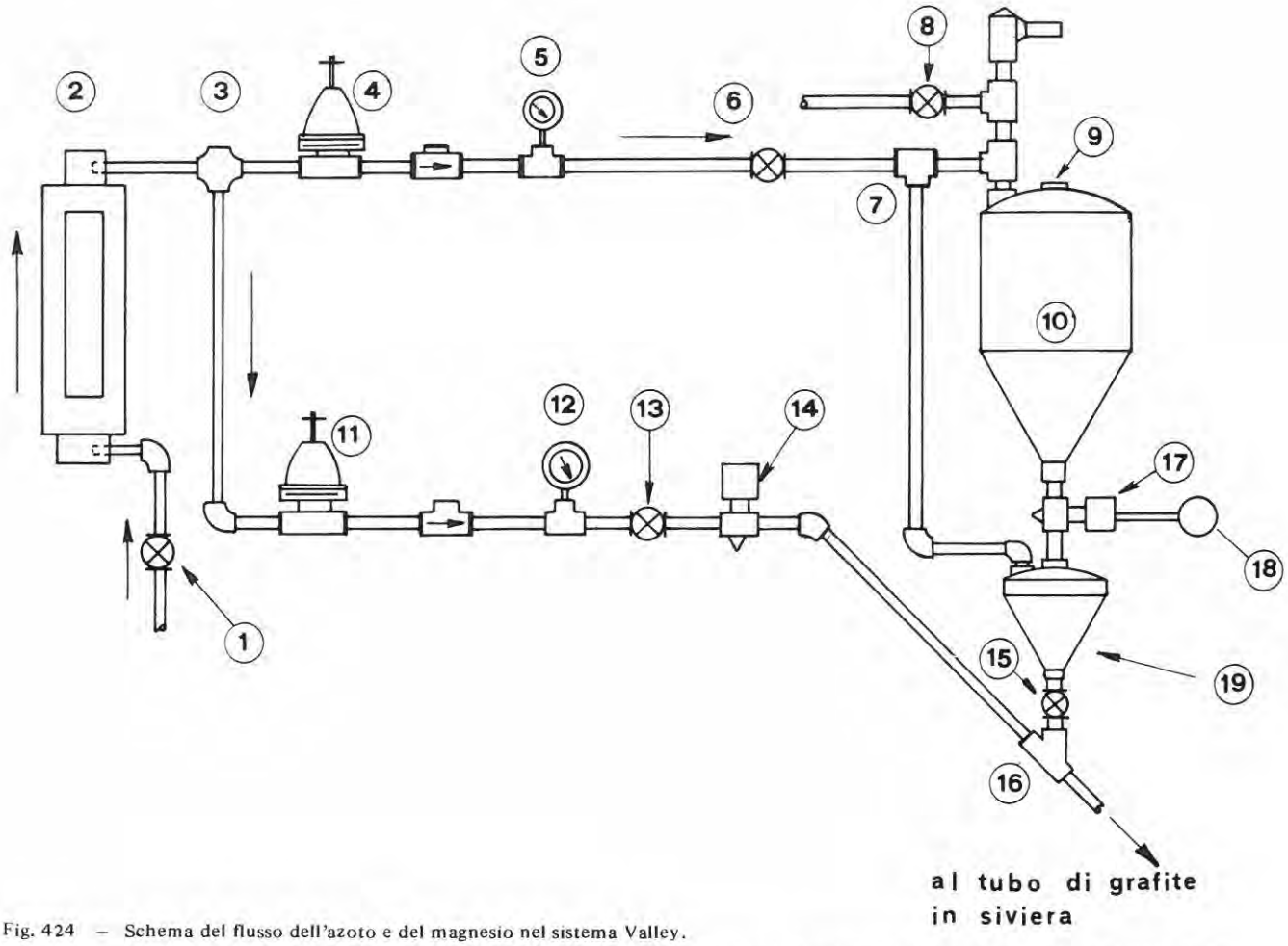


Fig. 424 – Schema del flusso dell'azoto e del magnesio nel sistema Valley.

1 – valvola; 2 – flussometro; 3 – raccordo; 4 – regolatore di pressione; 5 – manometro; 6 – valvola; 7 – raccordo; 8 – valvola scarico pressione al contenitore; 9 – valvola; 10 – contenitore di stoccaggio; 11 – regolatore di pressione; 12 – manometro; 13 – valvola di flusso; 14 – valvola solenoide; 15 – valvola solenoide; 16 – tubo Venturi; 17 – valvola solenoide; 18 – temporizzatore di alimentazione; 19 – contenitore di soffiaggio.

L'impiego del Mg, in forma di piccole sfere calibrate e con superficie liscia, praticamente non provoca attrito lungo le tubazioni ed evita possibilità di occlusione anche nel tubo di grafite; il minimo rapporto superficie/peso delle sferette di Mg porta a migliorare la resa del Mg nel bagno di ghisa; anche la desolforazione risulta più efficace e più economica rispetto all'iniezione di carburo di calcio: il metodo Valley può, pertanto, essere impiegato per desolforare e sferoidizzare in una sola operazione e in una sola siviera.

Nella fig. 425 è riportata schematicamente la forma della siviera impiegata; la siviera è totalmente chiusa, in quanto non si richiede scorificazione manuale per la scarsa formazione di scoria durante la desolforazione o la sferoidizzazione, ed è rastremata sopra la zona di reazione per avere una certa flessibilità sul peso della ghisa da trattare senza influire troppo sull'altezza del bagno e sul volume di contenimento della reazione.

Le più recenti esecuzioni per l'applicazione di questo metodo prevedono un dosaggio automatico (mediante timer) del Mg introdotto nel contenitore di soffiaggio, la possibilità di poter trattare da 0,3 ad oltre 2 t di ghisa, la possibilità di iniettare da 450 a 900 g di Mg in 10 s.

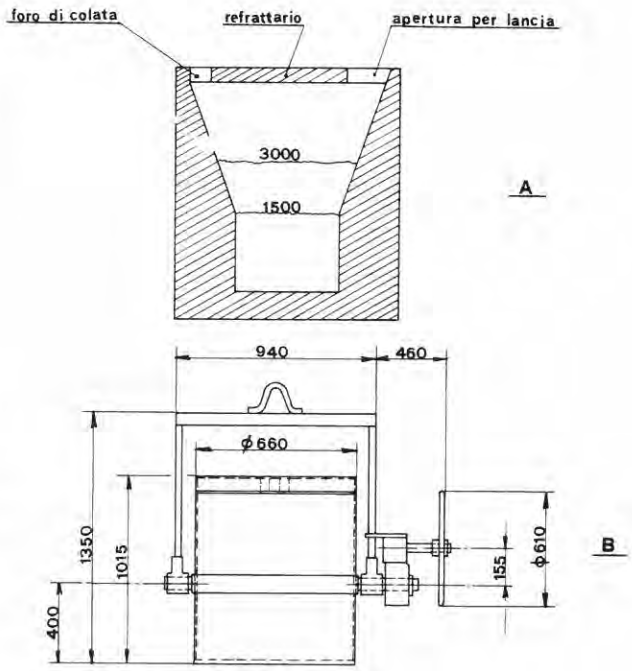


Fig. 425 – Siviera per iniezione con sistema Valley.

A – Interno rastremato

B – Quote indicative per siviera da 4 quintali

Nei trattamenti di sferoidizzazione il consumo di Mg è di circa 0,5% e le rese di Mg variano con la temperatura della ghisa, così ad esempio a 1.753 K (1.480 °C) si sono avute rese del 40% e a 1.803 K (1.530 °C) rese del 30%.

Il metodo richiede scarso impiego di mano d'opera, è adattabile alle fonderie di piccola e grande produzione ed è controllabile a distanza.

Sul flusso metallico ("T-Nock" o "Hallow-Stream", "Flow-Trough" e "Flotret") (fig. 412-21 e 22)

I trattamenti di sferoidizzazione (e desolforazione) si possono anche effettuare direttamente sulla corrente metallica proveniente da un forno fusorio o d'attesa con l'interposizione, fra forno e siviera di raccolta della ghisa trattata, di particolari dispositivi brevettati: il metodo continuo *T-Nock* (conosciuto anche come *Hollow-Stream*), prevede l'introduzione dello sferoidizzante (e più in generale di elementi a basso punto di ebollizione, a basso peso specifico e con elevata affinità per l'ossigeno), al centro del flusso quasi lamellare della ghisa non trattata uscente da un condotto refrattario inserito in un bacino interposto fra forno e siviera; i metodi discontinui *Flow-Trough* e *Flotret*, prevedono entrambi un canale chiuso, rivestito di refrattario, con una camera di reazione nel mezzo, un bacino di entrata della ghisa ad una estremità ed un'apertura di fondo per l'uscita della ghisa sferoidizzata all'altra estremità.

Con il metodo *T-Nock* (fig. 426), messo a punto dalla Klockner & Co. di Duisburg utilizzando come elemento principale l'ugello T-Nock (un ritrovato della TNO di Deft-Olanda), si impiega come agente sferoidizzante polvere di Mg il cui dosaggio, mediante un dispositivo di alimentazione, deve essere proporzionale e sincronizzato con la quantità del flusso di ghisa, una volta che si è stabilito un certo battente metallico nel bacino. Lo scopo di questa tecnica è di fare avvenire la reazione Mg-ghisa fuori dal contatto dell'aria e per aumentare ulteriormente la resa del Mg, si può proteggere con un gas inerte la zona di reazione: in tali condizioni si sono raggiunte rese di Mg dell'80%.

Con i metodi *Flow-Trough* e *Flotret*, da considerarsi una applicazione dell' *In-mold* alla siviera, per la sferoidizzazione si possono impiegare diverse leghe di Mg, ma le più usate sono quelle FeSiMg al 5 e 9% di Mg. La camera di reazione può far parte integrale del canale di colata di un forno o può essere incorporata in un mezzo di trattamento separato e disposto sotto detto canale di colata; le dimensioni della camera e la quantità di flusso metallico in entrata sono correlate in modo che una quantità sufficiente di ghisa copra sempre la lega sferoidizzante; il processo è discontinuo ed ovviamente la lega è sostituita dopo ogni trattamento; la reazione avviene fuori dal contatto dell'aria, pertanto ossidazione e vaporizzazione del Mg sono quasi completamente eliminate; le rese del Mg sono molto alte (fino al 90%) e la quantità di lega sferoidizzante necessaria risulta molto bassa (0,15 ÷ 0,50% di FeSiMg al 5% Mg in pezzatura 6 ÷ 12 mm).

Anche se con i citati metodi di sferoidizzazione sul flusso metallico si sono ottenute alte rese di Mg con una reazione tranquilla a basso inquinamento e minime cadute di temperatura, le applicazioni a tutt'oggi sono rimaste molto limitate, probabilmente a causa degli accurati controlli richiesti e dei problemi di durata e manutenzione del refrattario.

Con impiego di convertitori (Fischer e Utard) (fig. 412-23 e 24)

L'impiego di convertitori per la sferoidizzazione della ghisa ha avuto inizio con un modello progettato in Russia, ma una maggiore diffusione si è avuta con una più recente realizzazione da parte della G. Fischer di Mettmann.

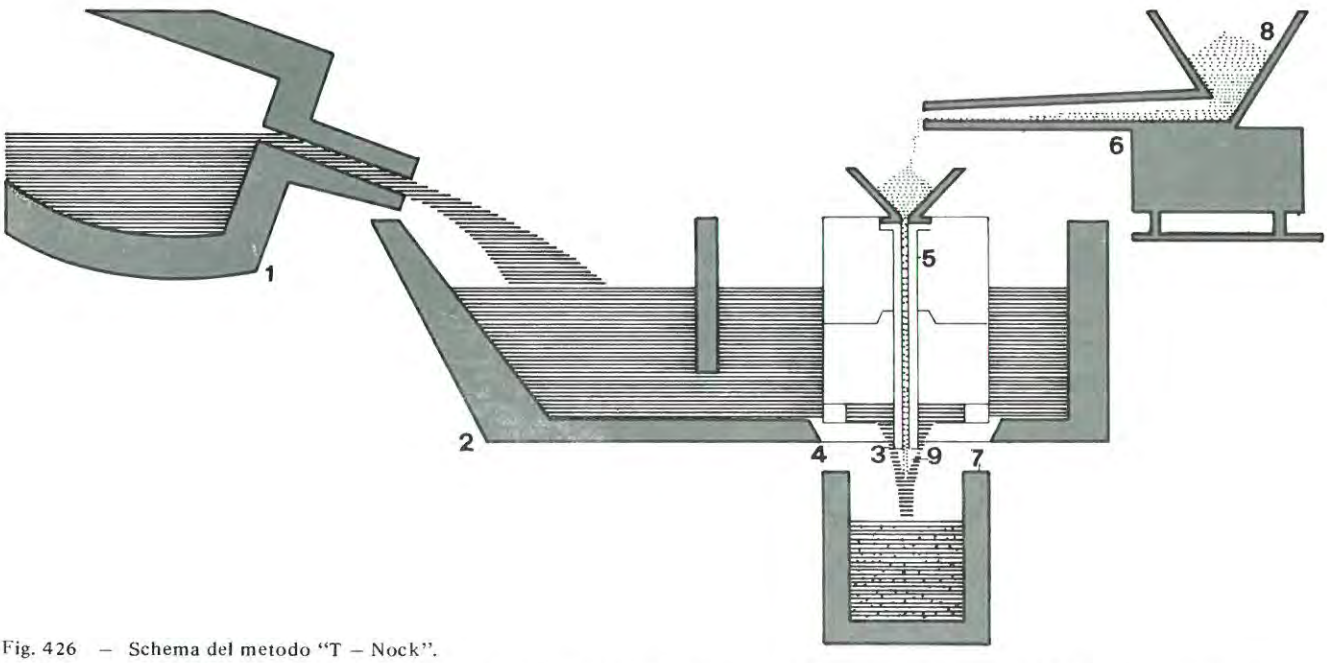


Fig. 426 – Schema del metodo "T – Nock".

1 – forno fusorio; 2 – bacino di raccolta; 3 – ugello; 4 – regolatore del flusso metallico; 5 – tubo refrattario intercambiabile; 6 – dosatore a vibrazione; 7 – siviera; 8 – polvere di Mg puro; 9 – flusso cavo.

Il convertitore Fischer (fig. 427) è essenzialmente un corpo cilindrico chiuso, rivestito di pigiata refrattaria (corindone o magnesite) con una bocca per il carico e lo scarico della ghisa, basculabile su un asse fisso con comando a distanza. All'interno del corpo cilindrico c'è una camera di reazione che, con il convertitore in posizione orizzontale, si trova nella parte superiore, ma viene a trovarsi nella parte inferiore con una rotazione del convertitore di 90°. La camera di reazione, disposta sul fondo del contenitore, è separata da una parete forata di grafite (la sezione delle aperture determina la velocità di reazione del Mg) ed è munita di un tappo a chiusura ermetica; la bocca di carico e scarico della ghisa si trova all'altra estremità del convertitore ed è munita di un coperchio (con apertura di scarico per la pressione) con movimentazione meccanica.

L'operazione di sferoidizzazione, da eseguirsi sotto cappa, è abbastanza semplice: disposto orizzontalmente il convertitore, si toglie il tappo della camera di reazione e si introduce il Mg nella pezzatura e nella quantità stabilite, si rimette il tappo assicurandone la sua tenuta, dalla bocca di carico si versa nel contenitore la ghisa da trattare contenuta in una siviera, si chiude la bocca di carico con l'apposito coperchio e si ruota il convertitore in posizione verticale: inizia così la reazione che si manifesta con una certa violenza. La ghisa penetra attraverso le aperture inferiori della parete refrattaria e rallenta la vaporizzazione del Mg che penetra nel bagno attraverso le aperture superiori, mentre la pressione di vapore frena l'entrata della ghisa: si stabilisce in tal modo una situazione di equilibrio che regola la velocità di vaporizzazione del Mg. La durata della reazione varia normalmente dai 2 ai 3 min, tempi più lunghi stanno ad indicare che la parete della camera di reazione è logorata.

Cessata la reazione, si apre il coperchio della bocca, si porta il convertitore in posizione di scarico della ghisa trattata e si procede a pulire la camera di reazione e lo stesso convertitore prima di iniziare un successivo trattamento.

Il metodo è adatto anche per trattamenti di desolforazione e ricarburazione, pertanto in una sola operazione si possono desolforare-ricarburare-sferoidizzare ghise fuse al cubilotto acido. Le quantità di Mg per la sferoidizzazione naturalmente variano con la percentuale di S presente nella ghisa base, ma si mantengono generalmente intorno allo 0,2 ÷ 0,3% ; le rese di Mg sono in pratica del 45 ÷ 50%; le temperature di trattamento sono comprese fra 1.723 ÷ 1.793 K (1.450 ÷ 1.520 °C); le cadute di temperatura per il trattamento di desolforazione-sferoidizzazione, con l'impiego dello 0,2 ÷ 0,3% di Mg, sono limitate a 293 ÷ 308 K (20 ÷ 35 °C), ma aumentano fino ad oltre 323 K (50 °C) se ad esempio si deve ricarburare con 0,6 ÷ 0,7% di grafite.

La durata del rivestimento refrattario è di 4 ÷ 5.000 trattamenti, mentre la durata della camera di reazione è di 230 ÷ 300 trattamenti, secondo il sistema di funzionamento del convertitore. Per l'usura delle pareti della camera il fattore determinante è dato dalla frequenza di raffreddamento alla temperatura ambiente e non dal numero dei trattamenti; incrostazioni di scoria nella camera e nelle aperture della parete di grafite possono evitarsi con piccole aggiunte di fondente (0,2 per mille di NaF sul peso di ghisa) alla carica di Mg.

La Fischer costruisce 2 gamme di apparecchiature alle quali possono adattarsi convertitori di diverse dimensioni, facilmente intercambiabili, per rispondere alle variazioni di domanda della produzione, e più precisamente:

- Gamma da 0,8 a 2,2 t: per convertitori da 1,1 - 1,4 - 1,8 - 2,2 t.
- Gamma da 2 a 5 t: per convertitori da 2 - 2,5 - 3 - 3,6 - 4,2 - 5 t.

Fra i vantaggi del metodo si deve segnalare la possibilità di sferoidizzare direttamente anche una ghisa fusa al cubilotto senza desolforazione intermedia, una buona resa del Mg, una maggiore libertà sulla composizione delle cariche, una limitata perdita di temperatura nel trattamento di forti quantitativi di ghisa, una buona regolarità di risultati.

Fra gli inconvenienti si deve notare che il convertitore può dare delle cadute di temperatura eccessive, se non si fa funzionare a regime regolare, cioè da un minimo di 4 ad un massimo di 10 trattamenti/h; le spese per l'acquisto, l'installazione e la manutenzione del convertitore, nonchè le royalties che si devono pagare per ogni tonnellata prodotta, sono fattori che devono trovare una giustificazione nella quantità di ghisa prodotta se non si vogliono avere sorprese nei costi di produzione.

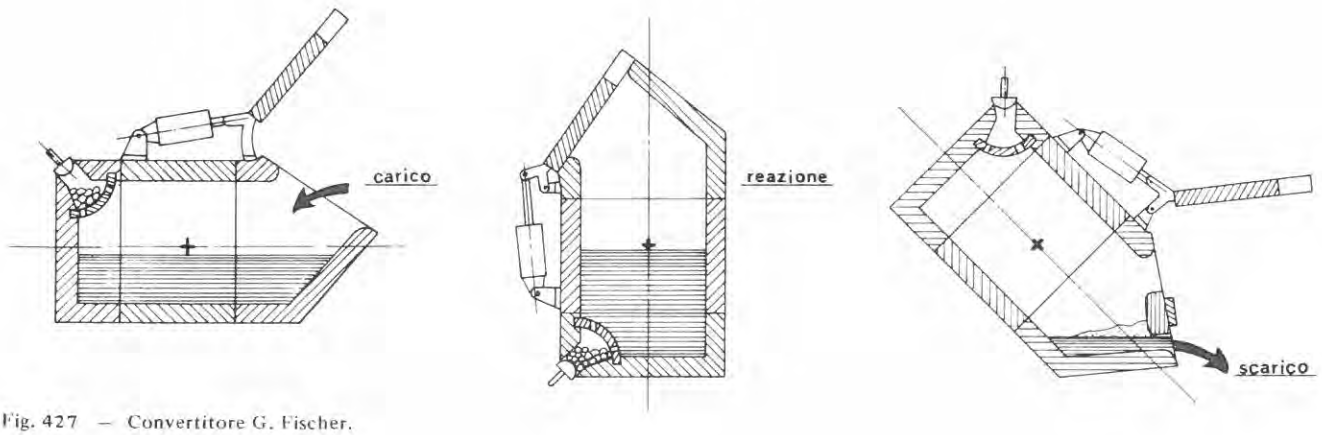


Fig. 427 — Convertitore G. Fischer.

Il convertitore Fischer continua ad essere oggetto di discussione; alcuni ne esaltano i vantaggi, altri ne sottolineano le limitazioni; la realtà è che oltre 60 convertitori sono in funzione ed i risultati stanno a dimostrare che questo metodo è particolarmente idoneo e conveniente per grandi e continue produzioni di sferoidale; nel caso di più limitate produzioni, prima di adottarlo, sarà opportuno valutarne la reale convenienza rispetto ad altri.

Fra i metodi di sferoidizzazione con impiego di convertitori va ricordato che un apparecchio funzionante con lo stesso principio del Fischer, ma di più semplice costruzione, è stato proposto dalla Soc. Utard (brevetto CIT-Alcatel) in 2 versioni: una siviera da 500 kg con ribaltamento manuale e una da 1.500 kg con ribaltamento a mezzo di un motoriduttore (è in via di realizzazione anche una siviera da 5 t).

Il convertitore Utard (fig. 428) è previsto per impiegare Mg-coke ed effettuare in una sola operazione desolforazione e sferoidizzazione: esperienze fatte su ghise con uno S iniziale dello 0,08% hanno portato ad una completa sferoidizzazione (Mg residuo: 0,05 ÷ 0,07%) con l'impiego dello 0,9% di Mg-coke.

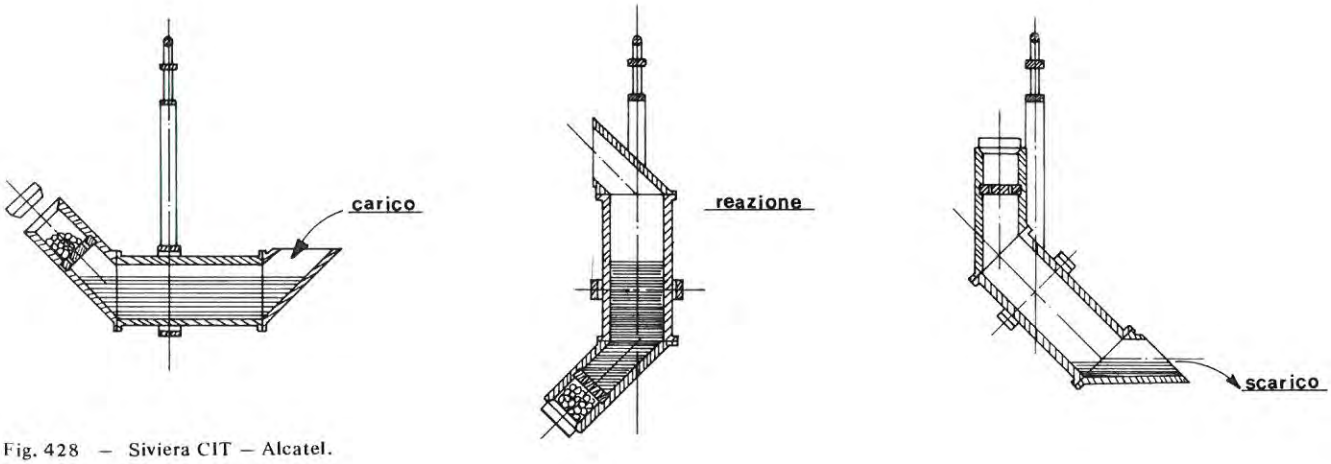


Fig. 428 – Siviera CIT – Alcatel.

Nella forma: "In-mold" (fig. 412-25)

La sferoidizzazione *In-mold* è un processo relativamente nuovo che si differenzia dai processi tradizionali: la differenza sostanziale consiste nel fatto che la lega sferoidizzante è introdotta direttamente nelle forme, anzichè in siviera.

Tale processo deve soddisfare 2 requisiti fondamentali:

- la lega deve sciogliersi prontamente ed in modo uniforme durante la colata;
- si deve in qualche modo evitare che parte della lega sia trascinata indisciolta nel getto.

La soluzione di C.M. Dunks e J.L. Mc Cauley è stata ripresa e sviluppata industrialmente da alcune grandi fonderie e via via altre stanno affrontandone lo studio e l'adozione.

In pratica la lega in forma granulare è introdotta in una vaschetta di soluzione di forma apposita che fa parte del sistema di colata stesso (fig. 429).

Le caratteristiche della camera devono essere tali da presentare sezioni orizzontali costanti in modo che sia costante la velocità di soluzione durante tutta la colata, a condizione che sia costante la portata della ghisa. Inoltre deve essere tale da consentire un regolare flusso della ghisa sopra la lega, onde favorire la sua graduale dissoluzione e minimizzare la possibilità che residui di lega indisciolta siano trascinati nei getti veri e propri.

Per questo è bene evitare che la ghisa incida violentemente su zone limitate della lega e stramazzi troppo forte all'ingresso (< 20 mm).

E' opportuno realizzare in ingresso sezioni estese in larghezza e la sezione di uscita, posta ad un livello superiore, deve essere minore di quella di entrata di almeno il 10%.

Nella fig. 430 sono illustrate alcune forme tipiche di camere di soluzione.

Il parametro che regola la soluzione, detto *fattore di soluzione*, è definito dal rapporto portata ghisa/area media della vaschetta

$$\gamma = \frac{Q}{A} \qquad \frac{(kg/s)}{(cm^2)}$$

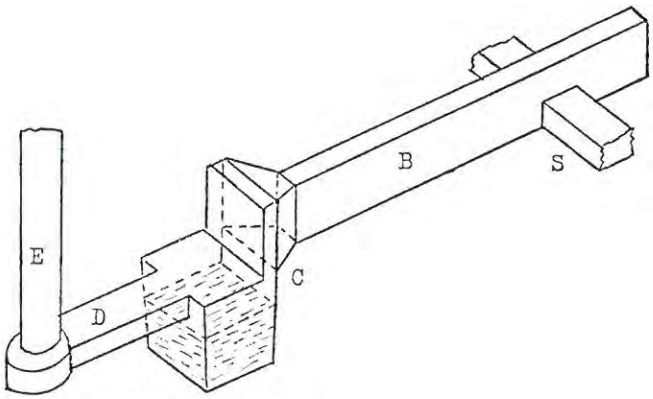


Fig. 429 – Sistema di colata.

- Area S
- Area B = S + 10% S
- Area C = S + 12% S
- Area D = S + 30% S
- Area E = S + 30% S

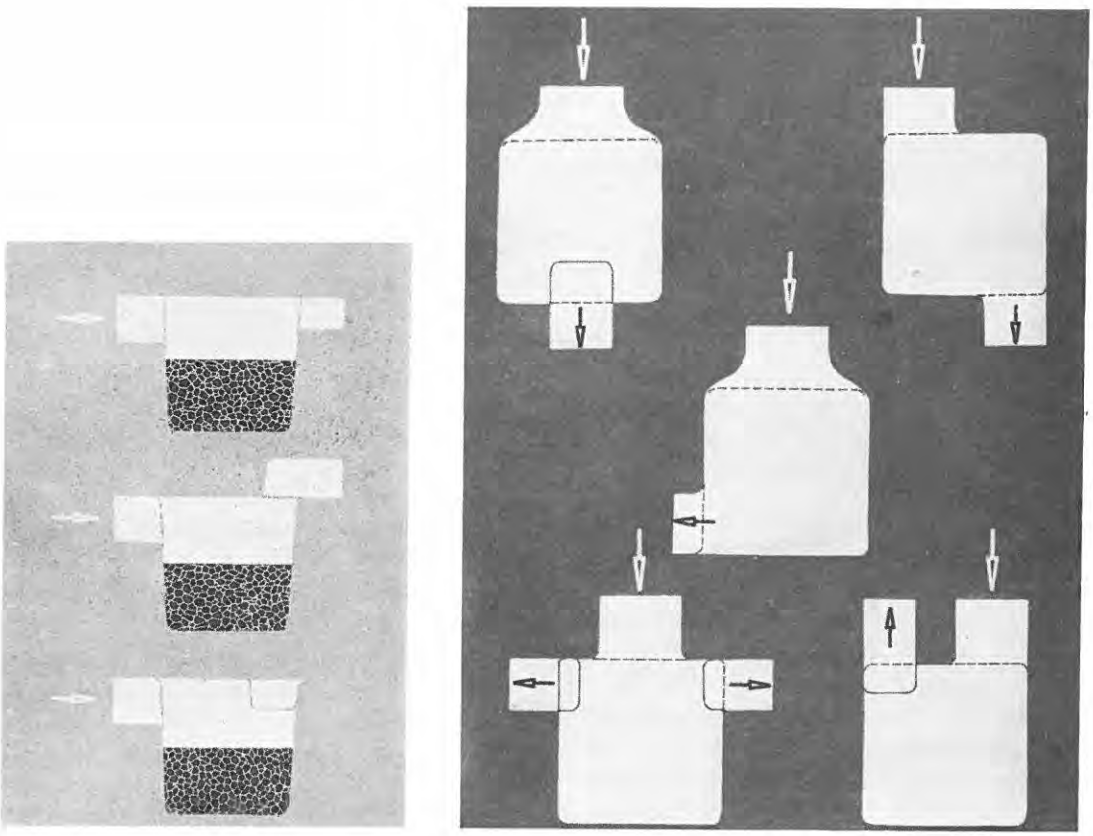


Fig. 430 – Forme tipiche della camera di soluzione.

E' un numero costante che è determinato e ottimizzato sperimentalmente; per portate dell'ordine di 5 ÷ 10 kg/s un valore idoneo è $\gamma = 0{,}06 \div 0{,}07$ kg/s ^{1}/cm ^{2}.

Dalla relazione precedente, noto il peso del grappolo da colare in un certo tempo e, quindi, nota la portata, si calcola l'area della vaschetta di soluzione in cm^2 necessaria per ottenere una buona sferoidizzazione.

La profondità della vaschetta è dedotta dal volume di lega sferoidizzante e dalla sua densità apparente, tenendo presente che la quantità di lega granulata è dell'ordine di 0,8 ÷ 1% sul peso di ghisa colata.

Con il trattamento in forma si ottengono vantaggi notevoli rispetto al trattamento in siviera; i vantaggi economici sono:

- si evita il fenomeno del *fading*;
- si impiegano quantità ridotte di lega;
- si eliminano le operazioni di scorificazione;
- si elimina la lingottatura;
- è possibile l'automatizzazione della colata;

i vantaggi qualitativi sono:

- massima efficacia del trattamento;
- minimizzazione del difetto di galleggiamento della grafite;

i vantaggi ecologici sono:

- eliminazione di fenomeni pirotecnici e fumi.

A fronte dei vantaggi sopracitati si hanno alcuni punti sfavorevoli:

- progettazione del sistema di colata più difficile;
- tendenza a generare inclusioni e quindi necessità di introdurre dispositivi di arresto e separazione scorie (filtri, centrifughe, ecc.);
- necessità di leghe selezionate con particolari criteri;
- necessità di nuovi concetti e mezzi di collaudo della produzione.

In particolare per la lega è necessario che composizione e granulometria siano uniformi e costanti nel tempo.

Non sono ammesse impurezze, inclusioni, scorie trascinabili all'interno del getto.

Inoltre è necessaria l'uniformità anche su piccola scala, cioè su quantità dell'ordine di grandezza di quelli introdotti in ogni singola staffa.

Una granulometria idonea per la lega comporta dimensioni dei grani compresi fra 1 e 4 mm.

La composizione chimica delle leghe Fe-Si-Mg utilizzabili risulta: Si ≅ 45% ; Mg ≅ 6% ; Al ≅ 1% ; Ca ≅ 0,5% ; terre rare ≅ 0,8% ; Fe resto.

Con il trattamento in forma la dimensione del lotto di produzione è limitata al grappolo o al getto corrispondente ad una forma: per questo il controllo di qualità dovrebbe orientarsi al collaudo del 100% dei getti.

In realtà ciò risulta necessario solo per i getti considerati

safety parts; d'altronde, l'orientamento attuale è quello di richiedere il controllo al 100% per i getti di sicurezza, indipendentemente dal processo di sferoidizzazione.

Per questo possono essere messe a punto unità di controllo specifiche ad alto livello di automazione integrate nelle linee di finitura e di collaudo.

Per i getti meno impegnativi tale approccio non risulta necessario, purchè nel ciclo produttivo siano osservate alcune avvertenze:

- Rigorose verifiche sull'assenza di difetti sistematici per ogni placca prima dell'approvazione per la produzione.
- Controlli granulometrici ed analitici sulla lega con frequenze infittite.
- Dosatura automatizzata della lega e verifica dell'avvenuta introduzione nella vaschetta di soluzione.
- Controllo composizione (% S, ecc.) e temperatura della ghisa liquida.

Criteri di scelta del metodo di sferoidizzazione

Passando in rapida rassegna i metodi di sferoidizzazione, risulta evidente che nessun altra lega ferrosa o non ferrosa dispone di una tecnologia così vasta per la produzione e risulta altrettanto evidente che i materiali più diffusamente e più convenientemente impiegati per la sferoidizzazione sono il magnesio puro e le leghe di magnesio.

Di fronte a tale varietà di metodi, ognuno dei quali presenta i suoi vantaggi e le sue limitazioni, sorge per il fonditore la difficoltà di scelta di quello più idoneo da adottare. Poichè non si potrà parlare dell'esistenza di un metodo di sferoidizzazione ideale fino a quando i ricercatori non avranno individuato il reale meccanismo di solidificazione della ghisa sferoidale, ancor oggi - e forse anche in futuro - la scelta del metodo rimane subordinata alla conoscenza delle tecnologie disponibili e all'esame critico ed attento dei relativi e molteplici aspetti positivi e negativi, l'importanza e la priorità dei quali dipende in larga misura dalla particolare condizione di ogni singola fonderia.

Alcuni metodi di sferoidizzazione sono molto semplici, altri più complessi o addirittura sofisticati; alcuni non richiedono particolari investimenti, altri sono di prezzo elevato; alcuni permettono rese elevate di magnesio, altri danno rese basse; alcuni danno una garanzia sulla costanza e riproducibilità dei risultati, altri devono essere seguiti con attenti controlli; alcuni richiedono disponibilità di spazio, altri si limitano all'ingombro di una siviera; alcuni, noti da tempo, sono più diffusi di altri più recenti che, anche con il passar degli anni, rimarranno di applicazione più limitata.

Di fronte a questa situazione non si può definire la convenienza assoluta di impiego di un metodo, ma si può solo ripetere che ogni fonderia dovrà scegliere ed adottare quello più adatto al suo ambiente, alla sua organizzazione e alla sua produzione, dopo aver considerato molteplici fattori e fra questi:

- quantità di ghisa da trattare;
- tempo di ciclo;
- ghisa base;
- temperatura;
- costi;
- meccanizzazione;
- semplicità;
- riproducibilità;
- inoculazione;
- limitazioni ambientali e inquinamento.

- *Quantità di ghisa da trattare*: il trattamento di piccole quantità di ghisa (250 kg o meno) preclude alcuni metodi quali il *plunging*, le siviere a pressione, i convertitori ed altri metodi restrittivi per la quantità da trattare con operazioni ripetitive, mentre lascia la preferenza ai metodi *open ladle* e *sandwich*; dalla esatta conoscenza della produzione ogni singola fonderia deve stabilire la giusta dimensione del trattamento.
- *Tempo di ciclo*: per stabilire qual'è il quantitativo più conveniente di ghisa da trattare, si dovrà anche tenere in considerazione il tempo di ciclo del metodo e il tempo d'attesa che intercorre fra sferoidizzazione e colata. Alcuni metodi possono avere un tempo di ciclo troppo lungo per andare di pari passo con la fusione e la domanda di ghisa. In certi casi, per far fronte alle richieste di ghisa sferoidizzata, potrà risultare conveniente l'installazione di unità multiple di trattamento oppure il metodo della sovrasaturazione-diluizione.
- *Ghisa base*: la composizione di una ghisa base per sferoidale è strettamente legata ai mezzi fusori a disposizione: è noto che da un cubilotto acido si avranno sempre ghise con un tenore di zolfo troppo elevato e incompatibile per una sferoidizzazione diretta, mentre con la fusione al forno elettrico la percentuale di S può essere controllata con il materiale di carica; inoltre, con un forno elettrico ad induzione è più facile mantenere una composizione costante della ghisa base e, in particolare con un forno senza canali, all'occorrenza si può ricarburare facilmente fino ad ottenere i valori di carbonio totale desiderati. Ne consegue, pertanto, che la disponibilità fusoria e la stessa resa del getto possono influire sulla composizione della ghisa base al punto di precludere l'impiego di certi materiali e di certi metodi di trattamento. Così, ad esempio, se si vuole operare con un ciclo breve su una ghisa a basso C ed alto S, si dovrà dare la preferenza all'impiego del Mg puro e indirizzare la scelta verso uno dei metodi che in una sola operazione possono desolforare-ricarburare-sferoidizzare; se si vuole avere una resa elevata del getto, nel senso di ottenerlo sano con il minor peso di materozze, si dovrà colare una ghisa con il minimo valore di Mg residuo necessario per la sferoidizzazione e con il più alto valore di carbonio equivalente compatibile con le caratteristiche strutturali richieste e non si dovrà ricorrere al metodo di sferoidizzazione *in forma*.
- *Temperatura*: getti di sezione sottile o altre particolari condizioni possono imporre la scelta di un metodo di trattamento rapido e con minime cadute di temperatura; in ogni caso, dopo il trattamento di sferoidizzazione, si dovrebbe evitare ogni movimentazione superflua e in certi casi estremi, per avere elevate temperature di co-

lata, si dovranno impiegare le tecniche di trattamento in una sola siviera.

- *Costi*: le fonderie di grande produzione devono considerare preferibilmente quei metodi di trattamento ad alta efficienza che comportano un basso costo del materiale sferoidizzante; le valutazioni di costo devono riferirsi ovviamente, oltre al costo dell'unità di Mg, anche al costo del capitale investito, alla mano d'opera richiesta e alle procedure di controllo della qualità.
- *Meccanizzazione*: le fonderie di grande produzione possono preferire quei metodi che, a differenza di altri, si prestano a una facile meccanizzazione nella ripetitività delle operazioni, con conseguenti risparmi sui costi di mano d'opera.
- *Semplicità*: la presenza o meno di personale qualificato nella fonderia, entro certi limiti anche indipendentemente dal volume della produzione, può essere determinante per la scelta del metodo: la semplicità operativa di alcuni metodi, anche se non molto efficaci, continua ad incontrare il favore di molte fonderie, in quanto non si richiede particolare esperienza da parte degli operatori.
- *Riproducibilità*: una produzione di ghisa sferoidale di qualità richiede accurati controlli per evitare i pericoli derivanti da valori di Mg residuo troppo alti o troppo bassi, mentre temperatura ed analisi del fuso da trattare influiscono sulla resa del Mg, la costanza e la riproducibilità del metodo e lo stesso materiale sferoidizzante impiegato rappresentano le maggiori aree potenziali di variazione per il Mg residuo. Alcuni metodi danno una variabilità di risultati troppo estesa per rientrare nelle specifiche del controllo di qualità; i metodi che danno risultati più costanti portano a variazioni di Mg residuo contenute in un intervallo molto piccolo, pertanto si può operare economicamente con i quantitativi strettamente necessari di agente sferoidizzante; i metodi che danno risultati dispersivi comportano uno spreco dell'agente sferoidizzante, in quanto la quantità impiegata deve essere quella corrispondente ai più bassi ricuperi di Mg.
- *Inoculazione*: la necessità di inoculare efficacemente dopo la sferoidizzazione in genere richiede un travaso della ghisa e di conseguenza la scelta del metodo può avere influenza su detto trattamento.
- *Limitazioni ambientali e inquinamento*: anche lo spazio a disposizione nella fonderia, la sua stessa configurazione ed altri fattori ancora possono escludere l'impiego di certi metodi: così, ad esempio, un'altezza limitata nella zona di trattamento esclude i sistemi tipo *plunging* e la stessa necessità di pesare la ghisa da trattare crea delle restrizioni.

Concludendo, si ricorda che i metodi di sferoidizzazione si differenziano fra loro per il tipo di materiale impiegato, Mg puro molto reattivo e leghe di Mg gradualmente meno reattive con il decrescere della quantità di Mg contenuta; ma questa sola differenza non è determinante agli effetti ecologici, in quanto alcuni metodi prevedono il trattamento in ambiente chiuso, altri in siviera aperta; rimane comunque il fatto che lo sviluppo di fumi può variare notevolmente con alcuni dei metodi descritti.

Elementi e materiali sferoidizzanti

Dalle origini della ghisa sferoidale uno dei principali obbiettivi dei ricercatori è stato quello di scoprire quali elementi potevano promuovere la formazione di grafite in forma sferoidale. I risultati di queste ricerche sono riassunti nella tab. LXVII.

In questo paragrafo, fra i vari elementi sferoidizzanti, saranno considerati solo il Mg ed alcuni elementi delle terre rare, in quanto gli altri rivestono scarso interesse pratico nella produzione della ghisa sferoidale.

Infatti alcuni attualmente hanno un prezzo troppo alto ed altri non sono in grado di svolgere in modo completo quelle azioni simultanee di disossidazione e desolforazione tipiche di un elemento sferoidizzante.

In particolare per quanto riguarda il calcio, gli studi condotti in Belgio da De Sy nel 1950, in Giappone da Kasakawa nel 1957 e in Francia da Volianik nel 1967, hanno portato alla conclusione che il solo Ca non può essere impiegato per produrre sferoidale su scala industriale e che qualsiasi prodotto a base di Ca svolge un effetto sferoidizzante solo se si trova in presenza di piccole quantità di Ce o di Mg. Anche se al Ca non può dunque essere attribuito alcun effetto sferoidizzante, questo elemento è tuttavia utile nella produzione della sferoidale ed è stato dimostrato che ghise sferoidali prodotte con l'impiego di sferoidizzanti e inoculanti esenti da Ca avevano strutture poco soddisfacenti. Rimane certo che alla luce delle attuali conoscenze il ruolo del Ca si manifesta più nella nucleazione che nella sferoidizzazione.

Nella trattazione di questo paragrafo ci si soffermerà anche sui materiali impiegati per introdurre Mg e Ce nei bagni di ghisa: il Mg può, infatti, essere impiegato allo stato puro in forme diverse o in lega con altri elementi, mentre le terre rare, in alcune metodologie, sono usate per integrare l'azione del Mg.

L'argomento è già stato in parte trattato passando in rassegna i principali metodi di sferoidizzazione, per ognuno dei quali non si poteva fare a meno di specificare l'agente sferoidizzante usato, la sua azione e il suo comportamento, pertanto questo paragrafo riprende e completa il discorso sugli elementi e sui materiali sferoidizzanti.

Elementi sferoidizzanti

Una breve discussione, ed alcune considerazioni sui principali elementi sferoidizzanti, è quanto mai opportuna per meglio comprendere il loro effetto e soprattutto per poterli impiegare in modo corretto.

Magnesio

Il magnesio è un metallo duttile, di color bianco argenteo splendente. Ha peso specifico 1,74, fonde a 923 K (650 °C) ed ha una elevata pressione di vapore con un punto di ebollizione di 1.380 K (1.107 °C); all'aria si copre con uno strato aderente di ossido che lo protegge da un attacco ulteriore; a temperatura elevata brucia all'aria con fiamma luminosa, ricca di raggi ultravioletti, formando una polvere bianca di ossido (MgO). Si trova in commercio in

Tabella LXVII - Rassegna del comportamento di vari elementi agli effetti sferoidizzanti

Gruppo sistema periodico	Elemento (simbolo)	Peso specifico	Punto di fusione K (°C)	Punto di ebollizione K (°C)	Punto di fusione dell'ossido K (°C)	Formazione di sferoidi nelle leghe Fe-C-Si			
						in presenza di S e O		Leghe Fe-C o Fe-C-Si esenti da S	
						Raffreddamento		Raffreddamento	
						Lento	Rapido	Lento	Rapido
I	Li	0,534	459 (186)	1.609 (1.336)	> 1.703 (> 1.430)	-	-	+	+
	Na	0,97	370,8 (97,8)	1.156 (883)	1.193 (920)	-	-	-	+
	K	0,86	336,5 (63,5)	1.033 (760)	-	-	-	-	+
	Rb	1,52	312 (39)	969 (696)	673 (400)	?	?	?	?
	Cs	1,87	301,5 (28,5)	943 (670)	633-673 (360-400)	?	?	?	?
II	Mg	1,74	923 (650)	1.380 (1.107)	3.073 (2.800)	+	+	+	+
	Ca	1,54	1.123 (850)	1.513 (1.240)	2.849 (2.576)	+	+	+	+
	Sr	2,60	1.030 (757)	1.639 (1.366)	2.703 (2.430)	(-)	(-)	(+)	+
	Ba	3,74	1.123 (850)	1.810 (1.537)	2.196 (1.923)	(-)	(-)	(+)	+
IIa	Zn	7,14	692,4 (419,4)	1.178,7(905,7)	sublimaz.	-	-	-	+
	Cd	8,65	593 (320)	1.051 (778)	sublimaz.	-	-	-	+
	Hg	13,59	-	629,9 (356,9)	-	-	-	-	-
IIIa	Al	2,70	932,8 (659,8)	2.543 (2.270)	2.323 (2.050)	-	-	?	+
	Ga	5,90	302,78(29,78)	2.340 (2.067)	-	?	?	?	?
IIIb	Sc	3,1	~ 1.673 (~ 1.400)	~ 2.673 (~ 2.400)	-	?	?	?	?
	Y	4,34	~ 1.773 (~ 1.500)	~ 2.773 (~ 2.500)	2.683 (2.410)	+	+	+	+
	La	6,15	1.158 (885)	~ 2.073 (~ 1.800)	2.588 (2.315)	(+)	(+)	+	+
	Ce (e TR)	6,77	1.088 (815)	3.073 (2.800)	2.873 (2.600)	+	+	+	+
	Th	11,3-11,7	1.755±30 (1.482±30)	4.773 (4.500)	3.323 (3.050)	?	?	+	+
IV	Si	2,42	1.713 (1.440)	2.903 (2.630)	~1.823 (~1.550 inst.)	?	?	?	?
	Ge	5,35	1.231 (958)	-	-	?	?	?	?
	Sn	7,28	504,9 (231,9)	2.533 (2.260)	> 2.073 (> 1.800)	-	-	?	+
	Pb	11,35	600,4 (327,4)	2.013 (1.740)	1.157 (884)	-	-	?	?
V	P	1,83	317,1 (44,1)	553 (280)	295,5 (22,5)	-	-	-	-
	As	5,72	1.090 (817) (a 36 atm)	-	sublimaz.	-	-	-	-
	Sb	6,69	903,5 (630,5)	1.918 (1.645)	sublimaz.	-	-	-	-
	Bi	9,80	544 (271)	1.703 (1.430)	1.093 (820)	-	-	-	-
VI	O	1,27	55 (-218)	90 (-183)	-	-	-	-	-
	S	2,06	392 (119)	717 (444)	345 (72)	-	-	-	-
	Se	4,82	493 (220)	961 (688)	sublimaz.	-	-	-	-
	Te	6,25	725 (452)	1.663 (1.390)	-	-	-	-	-

- effetto negativo (formazione grafite lamellare o anomala)
+ effetto positivo (formazione grafite sferoidale)
? effetto non noto
( ) dati non confermati

forma di lingotti, nastro, filo, polvere ed anche di graniglia calibrata. Per queste sue caratteristiche il Mg ha una bassa solubilità nella ghisa e la sua introduzione nei bagni di ghisa può produrre una reazione violenta e bassi ricuperi.

Il contenuto minimo di Mg attivo (o residuo) in un getto per sferoidizzare la grafite può essere dello 0,01% o può superare lo 0,02% . Se il Mg è l'unico sferoidizzante impiegato, la sua concentrazione non deve essere inferiore allo 0,02%; l'aggiunta contemporanea di cerio, altre terre rare, o calcio, riduce il livello minimo di Mg fino allo 0,01% , ma non al di sotto.

E' stato comunque stabilito che *l'intervallo di sicurezza* per il contenuto di Mg attivo è quello compreso fra lo 0,03 e lo 0,05%.

Nello specificare il contenuto minimo di Mg attivo va considerata una difficoltà rappresentata dai possibili errori in fase di campionatura: la presenza di abbondanti inclusioni di MgS nel campione si traduce in contenuti di Mg superiori a quelli sopra citati, poichè l'analisi non separa il magnesio dal suo solfuro. Per questa ragione le fonderie che trattano una ghisa base per sferoidale con un contenuto di S relativamente alto, hanno specifiche con un elevato valore minimo di Mg residuo (fino allo 0,06%).

In ogni caso la quantità di Mg da aggiungere ai bagni di ghisa è più alta del fissato valore di Mg attivo e dipende dall'efficienza del recupero, cioè dalla resa del Mg, che è funzione di molti fattori quali: tipo di lega impiegata, temperatura della ghisa da trattare e relativi contenuti in O e S, altezza del bagno nella siviera di trattamento, metodo di trattamento e tempo d'attesa (a 1.753 K = 1.480 °C le perdite di Mg sono dello 0,001% per minuto).

Per calcolare le quantità di Mg o di lega con Mg, necessarie per la sferoidizzazione della grafite, esistono diverse formule empiriche, fra queste se ne riportano due ritenute semplici e sicure.

Formula A:

$$\text{Mg da aggiungere } \% = \frac{\text{Contenuto di Mg desiderato (\%)}}{\text{Resa del Mg (\%) x 0,01}} + \text{S base (\%)}$$

Esemplificando:

- contenuto di Mg desiderato: 0,04%;
- resa del Mg: 40% (prevista o confermata);
- S di base: 0,03% (determinato analiticamente);

$$\text{Mg da aggiungere } \% = \frac{0,04}{40 \times 0,01} + 0,03 = \frac{0,04}{0,40} + 0,03 =$$

$$= 0,13\%$$

e supponendo di impiegare una lega FeSiMg al 5% Mg:

$$100 : 5 = X : 0,13 \text{ da cui } X = \frac{13}{5} = 2,6$$

cioè la ghisa liquida dovrà essere trattata con 2,6% di lega FeSiMg al 5% Mg per apportare la calcolata quantità dello 0,13% di Mg.

Formula B:

$$Q = P \frac{0,76\,(S - 0,01) + K + t \times 10^{-3}}{\frac{R \times Mg}{100}} \left[\frac{T}{1450}\right]^2$$

ove:

Q la quantità di lega al Mg da impiegare, in kg;

P il peso della ghisa da trattare, in kg;

0,76 il rapporto dei pesi atomici del Mg (24,32) e dello S (32): un atomo di Mg si combina con un atomo di S per formare una molecola di MgS;

S il tenore in S della ghisa base, in %;

t il tempo d'attesa in minuti della ghisa dopo trattamento e prima della colata;

T la temperatura della ghisa al momento del trattamento, misurata con coppia ad immersione, in °C;

R la resa del Mg in %;

Mg il tenore di Mg nella lega impiegata, in %;

K il Mg residuo desiderato (0,03 - 0,05).

Questa formula, più completa della precedente, considera la quantità di Mg resa inattiva dallo S (al di là dello 0,01% S), la quantità di Mg perduta per vaporizzazione in ragione dello 0,001% (10^{-3}) per minuto (valore sperimentale medio), la resa dell'operazione (che dipende, in particolare, dal metodo impiegato) e considera anche la perdita di Mg in funzione della temperatura; non considera la quantità di Mg resa inattiva dalla disossidazione, in quanto è relativamente piccola.

Esemplificando:

- P = 200 kg;
- S = 0,03;
- t = 3;
- T = 1.773 K (1.500 °C);
- R = 40;
- Mg = 5;
- K = 0,03.

$$Q = 200 \frac{0,76\,(0,03 \quad 0,01) + 0,03 + (3 \times 0,001)}{\frac{40 \times 5}{100}} \left[\frac{1500}{1450}\right]^2 =$$

$$= 200 \frac{0,015 + 0,03 + 0,003}{2} \cdot 1,07 = 5,136$$

cioè per sferoidizzare 200 kg di ghisa nelle condizioni considerate occorre impiegare kg 5,136 di lega FeSiMg (5% Mg), pari al 2,6%.

Per esser certi di impiegare le quantità di Mg realmente necessarie per la sferoidizzazione dei getti e per evitare quegli eccessi che portano a valori di Mg residuo troppo alti e deleteri in quanto provocano la presenza di carburi ed aumentano la tendenza al ritiro, ogni fonderia dovrà controllare le proprie condizioni operative onde stabilire, e mantenere costante, la resa del Mg che può essere così calcolata:

$$\text{Resa Mg } \% = \frac{\text{Mg residuo } (\%) + 0,76\ \text{S iniziale } (\%)}{\text{Mg aggiunto } (\%)} \times 100$$

Esemplificando:

- Mg residuo = 0,03% (analizzato);
- S iniziale = 0,03% (analizzato);
- Mg aggiunto = 0,13%.

$$\text{Resa Mg } (\%) = \frac{0,3 + 0,76 \text{ X } 0,03}{0,13} \times 100 =$$

$$\frac{0,0528}{0,13} \times 100 = 40$$

Un'ultima, ma non meno importante raccomandazione, è di tener sempre presente che gli effetti del trattamento di sferoidizzazione con Mg e dell'inoculazione con FeSi decadono e si perdono con il tempo (fading). La perdita dell'effetto sferoidizzante è dovuta semplicemente alla perdita di Mg per reazione con l'aria, con la scoria e con il rivestimento (se acido) della siviera; la velocità con cui avviene la perdita di Mg è generalmente bassa (0,001% al minuto), ma tende ad aumentare in rapporto diretto con la temperatura della ghisa e in rapporto inverso con la quantità di ghisa trattata. La perdita dell'effetto inoculante è molto più rapida.

Per queste ragioni, perdita dell'effetto inoculante in particolare, le siviere di colata dovranno essere vuotate nel più breve tempo possibile (6 ÷ 7 min max.) onde evitare il pericolo di trovare nei getti (specialmente negli ultimi colati) strutture con una grafite in forma sferoidale degenerata e una matrice con eccessiva presenza di carburi o comunque non rispondente alle previste condizioni *as-cast*.

Cerio, ittrio ed altri elementi delle terre rare

La funzione delle terre rare nella ghisa sferoidale è molto più complessa di quella del magnesio e ciò per due ragioni fondamentali:

- le terre rare svolgono varie azioni nella ghisa sferoidale (sferoidizzazione, controllo sugli elementi di interferenza, nucleazione);
- il termine *terre rare* è molto generico e in realtà si riferisce a 17 elementi, di cui 15 hanno proprietà corrispondenti collettivamente a quelle previste per il lantanio e per questo sono chiamati *lantanidi* ed altri 2 (scandio ed ittrio) completano il gruppo delle terre rare (tabella LXVIII).

Tabella LXVIII - Elementi delle terre rare.

Elemento	Simbolo	Numero atomico	Peso atomico	Peso specifico	Punto di fusione K (°C)
Scandio	Sc	21	45,10	3,100	1.675 (1.400)
Ittrio	Y	39	88,92	4,340	1.773 (1.500)
Lantanio	La	57	138,92	6,193	1.158 (885)
Cerio	Ce	58	140,13	6,770	1.088 (815)
Praseodimio	Pr	59	140,92	6,6÷6,8	1.205 (932)
Neodimio	Nd	60	144,27	6,998	1.113 (840)
Promezio	Pm	61	-	-	-
Samario	Sm	62	150,43	7,7÷7,8	1.573 (1.300)
Europio	Eu	63	152,00	5,244	1.373-1.473 (1.100-1.200)
Gadolino	Gd	64	156,90	7,948	-
Terbio	Tb	65	159,20	8,332	-
Disprosio	Dy	66	162,46	8,562	-
Olmio	Ho	67	163,50	-	-
Erbio	Er	68	167,20	9,164	-
Tulio	Tu	69	169,40	9,346	-
Itterbio	Yb	70	173,04	7,010	-
Lutezio	Lu	71	174,99	9,740	-

Fin dall'annuncio dato pubblicamente da Morrogh nel 1948 sulla possibilità di produrre grafite in forma sferoidale trattando ghise ipereutettiche con cerio, molta confusione è stata fatta sulle denominazioni *cerio, mischmetall* e *terre rare*: la prima causa di questa confusione è conseguente al fatto che, per introdurre cerio nella ghisa, si doveva aggiungere una combinazione di elementi delle terre rare (mischmetall), l'altra è che il termine *terre rare* è stato usato per descrivere l'effetto del *cerio* e in alcuni casi i due termini sono stati erroneamente usati l'uno per l'altro.

Di recente, a seguito della nuova domanda del mercato per elementi specifici come il lantanio e l'europio, si possono separare su scala industriale i principali elementi delle terre rare dai loro minerali e pertanto si hanno a disposizione, e sono impiegati nella produzione della ghisa sferoidale, materiali ricchi di cerio (tab. LXIX).

Tabella LXIX - Analisi approssimata delle fonti di terre rare (%).

Descrizione	Mischmetall, bastnasite o terre rare basse di Ce	Cerio concentrato o terre rare ricche di Ce
Cerio	50-50	90
Lantanio	25-33	5
Neodimio	16-33	2
Praseodimio	6-4	1
Samario	2-0	-
Ittrio ed altre TR	1-1	1

Le terre rare furono scoperte al principio del secolo scorso in Scandinavia. I principali minerali sono:

- cerite, ortite, gadolinite (silicati complessi, i cui principali giacimenti sono in Svezia e Groenlandia);
- xenotino, monazite (fosfati di ittrio e rispettivamente di cerio, i cui principali giacimenti si trovano in Brasile, India, USA e Canada);
- bastnasite (miscela di ossidi di terre rare con composizione pressocchè analoga a quella del mischmetall, i cui giacimenti si trovano in California).

Il vantaggio di poter ottenere la separazione su larga scala dei principali elementi delle terre rare o di poterne ridurre gli ossidi (bastnasite) in una lega di silicio, il cui prezzo risulta più che dimezzato rispetto a quello del mischmetall, logicamente ha ridestato in questi ultimi anni l'interesse dei fonditori verso l'impiego del cerio per la produzione della sferoidale ed ha anche aperta la discussione su quali elementi del gruppo delle terre rare adempiono in modo più efficace le diverse funzioni.

Si vedrà ora, più dettagliatamente e alla luce delle più recenti conoscenze, qual'è l'azione che i principali elementi delle terre rare esercitano sulla sferoidizzazione, sul controllo degli elementi dannosi e sulla nucleazione.

Azione sulla sferoidizzazione

L'effetto sferoidizzante delle terre rare è stato dimostrato dapprima da Morrogh (1948) con l'impiego del mischmetall e successivamente da Mickelson e Merrill (1968), con l'impiego di un materiale ricco di cerio: questi due ricercatori hanno sottolineato che il Ce è più efficace nelle ghise ipereutettiche e che le ghise trattate richiedono una inoculazione spinta.

I più recenti studi di Church (1973) sull'influenza del Mg in combinazione con il Ce, con l'impiego di un mischmetall (o terre rare) a basso contenuto di Ce, hanno portato alla conclusione che il Ce ha effetto sferoidizzante per le ghise ipereutettiche e per le sezioni leggere di ghise ipoeutettiche, mentre per le sezioni pesanti di ghise ipereutettiche si richiede per la sferoidizzazione un contenuto minimo di Mg.

Anche Rice e Malizio (1974) riportano gli effetti positivi del Ce come elemento sferoidizzante particolarmente sui getti sottili. Sulla base di questi studi sembrerebbe dunque confermato il ruolo del Ce come sferoidizzante.

Con un Ce residuo dello 0,025 ÷ 0,35% si ha formazione di grafite sferoidale nelle ghise ipereutettiche. Poichè il Ce è un forte stabilizzatore dei carburi, la ghisa base deve avere un C superiore al 3,8% e l'inoculazione con FeSi deve essere molto forte.

La sferoidizzazione si può ottenere anche con valori inferiori di Ce residuo (0,02%) se la ghisa base è stata desolforata con Mg e se il Mg residuo è dello 0,015 ÷ 0,020%.

I solfuri e gli ossidi di Ce sono più stabili di quelli di Mg e non c'è reversibilità in presenza di FeO.

L'aggiunta di Ce alla ghisa austenitica non è consigliabile per l'effetto negativo sulla struttura grafitica; aggiunte di Ce equivalenti allo S presente nella ghisa base hanno dimostrato di recente che, contrariamente a quanto qualche volta riscontrato, in ghise ferritiche e perlitiche con sezioni pesanti non si ha alcun effetto deleterio sulla grafite.

Quando si impiega il Ce, si deve considerare che la rea-

zione non è violenta, è molto più lenta di quella del Mg ed impiega un pò di tempo per completarsi.

Se le informazioni sul Ce come elemento sferoidizzante sono molte, non si può dire altrettanto per gli altri elementi delle terre rare. Gli studi di Lalich (1974) riportano che, in condizioni sferoidizzanti marginali, terre rare con basso contenuto di Ce sono più efficaci nell'assicurare una buona sferoidizzazione rispetto ad altri materiali ricchi di Ce.

Alcune ricerche confermano che il Ce è l'elemento delle terre rare che manifesta il maggior effetto sferoidizzante nei getti sottili (3 volte più efficace del lantanio e circa 1 ÷ 1,5 volte più efficace del neodimio e dell'ittrio); altre ricerche riportano che solo Ce ed Y sono efficaci sferoidizzanti.

Karter nel 1962 ha annunciato un nuovo processo di sferoidizzazione con impiego di ittrio (0,15 ÷ 0,20%) con risultati simili a quelli che si ottengono con Mg o leghe con Mg. A tutt'oggi il processo non è entrato in produzione per il solo fatto che il prezzo dell'ittrio e di relativi prodotti rimane proibitivo, comunque i potenziali vantaggi di questo processo sono legati alle caratteristiche di detto elemento (alto punto di ebollizione: ~ 2.773 K = 2.500 °C, debole stabilizzatore dei carburi) che può essere aggiunto ai bagni di ghisa con reazione tranquilla e dà la possibilità di produrre getti di sezione sottile allo stato *as-cast*.

Concludendo, è evidente che ancora non si ha una conoscenza completa sul comportamento sferoidizzante dei singoli elementi delle terre rare e si attendono lavori più definitivi. Comunque, la maggior parte dei dati, ad oggi, starebbe ad indicare che tutti gli elementi delle terre rare hanno un'azione sferoidizzante e che il cerio e l'ittrio sono i più efficaci.

Azione sugli elementi dannosi

Per merito delle ricerche di Morrogh del 1952 e di quelle successive di Sawyer e Wallace nel 1968, da tempo è nota la capacità del Ce di controllare l'effetto deleterio di alcuni elementi (Ti, Sb, Pb, Sn) che possono essere presenti in una ghisa base per sferoidale. E' soprattutto per questo motivo che molti materiali sferoidizzanti contengono piccole aggiunte di Ce.

Poche informazioni sono state pubblicate sul ruolo degli altri elementi delle terre rare: ricerche nei laboratori della Union Carbide hanno indicato che nel gruppo delle terre rare gli elementi più leggeri (Ce, La, Nd e Pr) hanno pressocchè lo stesso effetto sul controllo degli elementi d'interferenza.

Tuttavia, alla luce delle esperienze condotte negli ultimi anni in laboratorio e su scala industriale, si deve ritenere priva di significato e fuorviante la classificazione degli elementi chimici, secondo la loro influenza sulla forma della grafite, nelle tre categorie:

- *utili* (come ad esempio Mg, Ce, Ca e tutti gli altri sferoidizzanti);
- *neutri* (come: Fe, Si, Ni, Mo, C);
- *dannosi* (come: Al, Sb, As, Bi, Pb);

e più propriamente per gli elementi deve essere usato il termine *attivo sulla struttura della grafite*; infatti tutti gli elementi chimici sono più o meno attivi sulla struttura della grafite.

Mentre si prevede che nei prossimi anni saranno affidati dei coefficienti di attività per ogni elemento, rimane certo il fatto che una non bilanciata presenza di elementi attivi può deteriorare la forma sferoidale della grafite, mentre d'altra parte la grafite sferoidale può essere ottenuta con un certo affidamento anche quando sono presenti, in concentrazione relativamente elevata, uno o più elementi fra quelli prima considerati deleteri.

Ciò che il fonditore non è in grado di fronteggiare, sono le imprevedibili variazioni nei contenuti di questi elementi e l'affidabilità della produzione dipende dall'affidabilità di materie prime che abbiano contenuti costanti degli elementi presenti sotto forma di tracce. Il massimo della sicurezza si otterrà mediante l'aggiunta deliberata e bilanciata di un elemento da ciascuno dei gruppi riportati in tab. LXX (come per esempio Sb e Ce), il cui effetto copre le variazioni più piccole: il danno provocato da un elemento può dunque essere rimediato mediante oculata addizione di uno o più elementi del gruppo contrastante.

Tabella LXX

Elementi che notoriamente promuovono la grafite "a pezzi"	Elementi che notoriamente promuovono la grafite lamellare intercellulare
Ce	Bi
Ca	Pb
Si	Sb
Ni	As
	Cd
	Al
	Sn
	Cu
In ordine decrescente d'efficacia	

Azione sulla nucleazione

Alcuni ricercatori, che hanno preso in esame l'effetto che le terre rare possono avere sulla nucleazione, hanno trovato che addizioni ottimali di Ce promuovono la formazione di un numero elevato di noduli e minimizzano la formazione di carburi. Prove di laboratorio più recenti hanno indicato la maggiore efficacia delle fonti di terre rare con basso contenuto di Ce e la particolare efficacia del lantanio. D'altra parte, il risultato di altre ricerche di laboratorio mette in evidenza che prodotti ricchi di Ce sono più efficaci nel produrre un elevato numero di noduli.

Di fronte a risultati così contrastanti si rendono necessari altri lavori, in sede di laboratorio e di produzione, tanto più che sembra che l'intervallo di tempo, che intercorre tra il trattamento e la colata, possa giocare un importante ruolo sull'effetto degli elementi delle terre rare oltre al Ce, inoltre agli effetti nucleanti delle terre rare possono essere inte-

ressate anche le caratteristiche di composizione della ghisa base (S compreso), senza dimenticare che sotto questo aspetto lo stesso ruolo del Mg non è ancora ben definito.

Materiali sferoidizzanti

Dopo le considerazioni fatte nel paragrafo precedente sui principali elementi sferoidizzanti e sui loro effetti, si può vedere ora quali sono i materiali più o meno diffusamente impiegati in fonderia per introdurre detti elementi nel bagno di ghisa.

Fra i materiali sferoidizzanti il Mg metallico (in forme elementari e complesse) e le leghe con Mg (a base di Ni, Si e anche Cu) occupano il primo posto, mentre metalli delle terre rare o relativi sali in generale sono impiegati per sostituire parzialmente il Mg o per bilanciare gli effetti di alcuni elementi presenti nella ghisa.

Va anche detto che l'impiego del Mg metallico, in qualsiasi forma, comporta metodi di sferoidizzazione speciali e spesso complessi per tenere sommerso un materiale di peso specifico inferiore a quello della ghisa e per controllare la violenza della reazione, mentre con leghe di elevato peso specifico a base di Si (fino oltre il 10% Mg) o a base di Ni (fino al 15% Mg) si possono impiegare metodi di sferoidizzazione più semplici quali quelli in siviera aperta e sandwich.

Magnesio metallico (in forme elementari e complesse)

Nella produzione della sferoidale il Mg metallico è impiegato in varie forme, elementari e complesse, che comportano metodi di sferoidizzazione differenziati (tab. LXXI).

Tabella LXXI - Mg metallico e relativi metodi di sferoidizzazione.

Magnesio metallico	Metodi di sferoidizzazione
a - Forme elementari: - filo, polvere, granaglia - lingotti o pezzature	Con iniezione. In siviera a pressione, in camera a pressione, con convertitori.
b - Forme complesse: - barre o pezzature rivestite di refrattario - bricchetti Ferro-Mag - bricchetti De-Flake - Mag-coke	Per immersione o con siviere diaframmate.

Per quanto riguarda le forme elementari del Mg metallico, si ritiene di aver fornito dati sufficienti trattando dei metodi di sferoidizzazione e degli elementi sferoidizzanti, pertanto si prenderà ora in considerazione solo le forme complesse e in particolare quelle che non sono state considerate nei paragrafi precedenti.

- Barre o pezzature rivestite di refrattario: questi materiali sono stati descritti trattando del metodo di sferoidizzazione Pont-à-Mousson (MAP).
- Bricchetti ferro-Mag: si ottengono bricchettando Mg con spugna di ferro; ogni bricchetto pesa circa 3 kg e contiene il 15% Mg; l'omogeneità di composizione è assicurata miscelando, per ogni bricchetto, i due componenti nelle quantità stabilite. Questo materiale può essere impiegato con una speciale campana per immersione o con una siviera a parziale tenuta: in queste condizioni si possono ottenere rese di Mg dal 35 al 45% trattando ghise di base con basso S (0,005 ÷ 0,015%).
- Bricchetti De-Flake: si ottengono bricchettando tornitura d'acciaio in condizioni controllate di porosità ed immergendo il bricchetto in un bagno di Mg: in tal modo il Mg penetra nelle porosità ed il prodotto che ne risulta è praticamente una miscela Fe-Mg (20 ÷ 25% Mg). Variando la densità della tornitura bricchettata, si può variare il contenuto di Mg del prodotto. Come per altri materiali similari i bricchetti De-Flake devono essere impiegati con il metodo di sferoidizzazione per immersione.
- Mag - coke: questo materiale è già stato descritto trattando del relativo metodo di sferoidizzazione.

Fra i vari vantaggi che si hanno con l'impiego del Mg metallico si possono ricordare:

- il Mg metallico è meno costoso delle leghe con Mg;
- l'impiego di una lega comporta l'inevitabile aggiunta di elementi (Ni, Si, Cu) che possono risultare indesiderabili o non convenienti: con leghe Fe-Si-Mg si deve necessariamente impiegare una ghisa base bassa di Si (1% circa) e pertanto rimane limitata la quantità dei ritorni impiegabile in carica; con leghe Ni-Mg le percentuali di Ni tendono a salire oltre quelle necessarie per dare le proprietà desiderate e pertanto rimane pure limitata la quantità dei ritorni impiegabile; con leghe contenenti Cu si deve limitare il rame finale nella ghisa (1 ÷ 2%);
- con il Mg metallico, desolforazione e sferoidizzazione possono essere combinate in un solo trattamento: la desolforazione con leghe con Mg non è economica, pertanto per sferoidizzare una ghisa ad alto S con leghe con Mg è necessario ricorrere ad una desolforazione a parte;
- l'impiego di Mg metallico comporta una limitata aggiunta di materiale freddo al bagno, quindi minime cadute di temperatura e ridotta formazione di scoria.

Lo svantaggio principale, che si ha con l'impiego del Mg metallico, è rappresentato dalla richiesta di particolari attrezzature, spesso costose, che impegnano mano d'opera e che comportano anche tempi di trattamento piuttosto lunghi.

Leghe con magnesio

Pur non trascurando la convenienza d'impiego del Mg metallico in forme elementari e complesse, dalle origini della ghisa sferoidale ad oggi sono state messe a punto leghe contenenti Mg associato ad altri elementi per attenuare la violenza della reazione, favorire l'introduzione nei bagni di ghisa e più in generale per semplificare, facilitare e rendere più sicuro il trattamento di sferoidizzazione.

Le leghe contenenti Mg possono suddividersi in 3 classi principali:

- leghe a base di nichel,
- leghe a base di silicio,
- leghe a base di rame.

Di questre 3 classi di leghe oggi le più diffuse sono quelle a base di Si e con basso contenuto di Mg. Le ragioni, che hanno portato le fonderie a preferire l'impiego delle leghe a base di Si e con basso contenuto di Mg, sono dovute principalmente a valutazioni di carattere economico e di sicurezza operativa.

Leghe a base di nichel

Nella tab. LXXII sono riportate le principali leghe con Mg a base di Ni oggi disponibili in commercio.

Tabella LXXII - Leghe a base di nichel.

Descrizione	Analisi %						
	Mg	Si	C	M (^)	Fe	Cu	Ni
Incomag Lega 1	13-16	-	2	-	-	-	resto
Incomag Lega 1 (M)	13-16	-	2	0,6	-	-	resto
Incomag Lega 2	13-16	26-33	-	-	5 max	-	resto
Incomag Lega 2 (M)	13-16	26-33	-	0,7-0,8	5 max	-	resto
Incomag Lega 3	$4\frac{2}{3}$-$4\frac{8}{3}$	-	-	-	-	-	resto
Incomag Lega 4	$4\frac{0}{3}$-$4\frac{5}{3}$	-	-	-	32-36	-	resto
Ni Mg 70/30	30	-	-	-	-	-	70
Fe Ni Mg	15-16	-	-	-	resto	-	63-66
Fe Ni Mg (M)	15-16	-	-	1,8	resto	-	63-66
Si Ni Cu Mg	13-16	26-33	-	-	5 max	25	25

(^) Mischmetall o cerio.

La lega 1 si può ritenere la *lega classica*, in quanto il suo impiego è iniziato con l'entrata in produzione della sferoidale; è un materiale sferoidizzante molto efficace ed energico che può sopportare molte variabili di processo e può essere usato con vari metodi di sferoidizzazione, dal più semplice in siviera aperta a quelli per immersione. Il Ni contenuto non solo rappresenta un elemento di lega per il Mg, ma serve anche per favorire la grafitizzazione e stabilizzare la perlite.

La lega 2 praticamente è la versione economica della lega 1, in quanto parte del Ni è sostituita con Si.

Le leghe 1 e 2, disponibili in Europa anche con un certo contenuto di cerio (leghe 1 M e 2 M), sono in pezzatura specificata (3 ÷ 50 mm).

Le leghe 3 e 4 sono tipiche della nuova generazione di materiali sferoidizzanti a basso contenuto di Mg per aumentarne la resa e ridurre la violenza della reazione; in particolare la lega 4 rappresenta il risultato di ulteriori miglioramenti nel rapporto Ni:Mg e la sostituzione di parte del Ni con Fe se da un lato abbassa un pò la densità della lega, dall'altro ne abbassa anche il punto di fusione, il che significa poter ridurre l'intervallo di temperatura utile per il trattamento. La caratteristica di queste due leghe è la loro alta densità (7,7 ÷ 7,3 g/cm^3), superiore a quella della ghisa liquida (6,9 g/cm^3), quindi non galleggiano sui bagni, ma tendono ad affondare tanto più rapidamente quanto più alta è la temperatura. Possono essere impiegate con i metodi di sferoidizzazione sandwich o anche per immersione diretta: in ogni caso si avrà sempre una reazione efficace e tranquilla con elevate rese di Mg. Le leghe sono in commercio in forme di vario peso (1,4 e 6,8 kg).

La lega 70/30 (70% Ni - 30% Mg), per il suo elevato contenuto di Mg, è di impiego poco diffuso e comunque limitato al metodo di sferoidizzazione per immersione con campana.

Le leghe Fe-Ni-Mg, con o senza cerio, hanno un contenuto di Mg simile a quello delle leghe 1-2-3-4, ma sono di prezzo più basso, in quanto circa il 20% Ni è stato sostituito con Fe, inoltre la presenza di Fe comporta l'abbassamento del punto di fusione della lega con i conseguenti vantaggi già dichiarati per la lega 4.

La lega Si-Ni-Cu-Mg è stata messa a punto negli anni 1950-1952 di scarsa disponibilità di Ni; il suo impiego è poco diffuso.

Leghe a base di silicio

Nemerose sono le leghe a base di Si oggi disponibili sul mercato, pertanto una elencazione completa rischierebbe di escluderne qualcuna o comunque comporterebbe indicazioni di carattere commerciale ed è altrettanto vero che molte di queste leghe hanno delle differenze di composizione di piccola entità. Si è dunque preferito riportare nella tab. LXXIII un quadro significativo per una scelta del tipo di lega da impiegare, lasciando alla fonderia il contatto con i fornitori per l'acquisto di un prodotto a preferenza di un altro. I fornitori in questo senso possono aiutare la fonderia fornendo tutte le indicazioni utili per il miglior impiego del prodotto. E' anche consigliabile accompagnare la scelta di una lega (o di un prodotto) con alcune prove e il motivo per far ciò deriva dal fatto che una lega (o un prodotto) che si dimostri la migliore in una fonderia, può dare risultati inferiori in un'altra.

Tabella LXXIII - Leghe a base di silicio.

Analisi media %						
Mg	Ce	Terre rare (Ce incluso)	Si	Ca	Al	Fe
3,0	-	-	46	1,0	1,0	resto
3,0	0,40	1,0	46	1,0	1,0	resto
3,0	1,75	2,2	46	0,4	1,0	resto
5,5	-	-	46	1,0	1,0	resto
5,5	0,4	0,75	46	1,0	1,0	resto
5,5	0,9	1,80	46	1,0	1,0	resto
9,0	-	-	46	1,25	1,0	resto
9,0	0,35	1,0	46	1,25	1,0	resto
9,0	0,60	1,0	46	1,25	1,0	resto
15,0	-	-	46	3,0	n.s.	resto
15,0	-	1,0	46	3,0	n.s.	resto
30,0	-	-	55	4,0	n.s.	resto
30,0	-	1,0	55	4,0	n.s.	resto

n.s. = non specificato.

Dall'esame della tab. LXXIII, che riporta valori analitici medi, risulta evidente che le leghe a base di Si si differenziano fra loro principalmente per il contenuto di Mg e per il contenuto di Ce o di terre rare (assenti o presenti in varie percentuali).

Per quanto riguarda il Mg è stato dimostrato dai ricerca-

tori e da innumerevoli prove di fonderia che quanto più bassa è la percentuale di Mg presente nella lega, tanto più elevata ne risulta la resa. Per questa ragione, associata a considerazioni di carattere economico, l'impiego delle leghe con 5% Mg ha sostituito quasi completamente quello delle leghe con 9% Mg e ha portato ad abbandonare l'uso delle leghe con percentuali di Mg ancora maggiori: le leghe con Mg $\geqslant$ 9% rimangono limitate a quei casi in cui variabili di processo o analitiche ne impongono il loro impiego (esempio tipico è la necessità di limitare l'apporto di Si per elevati contenuti di questo elemento nella ghisa base). Un interesse crescente è rivolto alle leghe con 3% Mg (ad esempio 2,6% Mg, 2,6% terre rare, 46,5% Si) che, oltre ad una debole reattività (alcune fonderie hanno eliminato il materiale di copertura operando con il metodo sandwich), permettono di ridurre i costi di produzione per le più elevate rese del Mg, per i ridotti scarti per difetti d'inclusioni ed anche (sembra) per minore ritiro volumetrico.

Per quanto riguarda l'impiego di una lega Fe-Si-Mg con o senza contenuto di Ce (o di terre rare) va detto che in generale questo elemento, oltre ad essere utile per dare una *bilanciata presenza degli elementi attivi* per non ostacolare la sferoidizzazione, svolge anche (con il lantanio) un'azione inoculante e inibisce la formazione di carburi; ma chi produce getti con sezioni di 50 mm o maggiori deve sempre tenere presente che può essere preferibile o necessario scegliere una lega senza Ce o con basso contenuto di Ce per il pericolo di un deterioramento della grafite.

Il Ce (o altri metalli delle terre rare), nella maggior parte dei casi, è aggiunto alle leghe Fe-Si-Mg fuse, in percentuali che vanno dallo 0,3 allo 0,7 ed anche maggiori.

E' anche pratica comune quella di impiegare una lega Fe-Si-Mg esente da Ce e rafforzarne l'azione con una aggiunta di mischmetall, siliciuri di terre rare o Fe-Si-Ce. Questa aggiunta deve essere fatta durante o dopo il trattamento con lega Fe-Si-Mg: farlo prima significherebbe una desolforazione costosa (0,01% S consuma 0,044% Ce anzichè un teorico 0,0076% Mg). Quando il Ce è componente di una lega Fe-Si-Mg, evidentemente la sua quantità aggiunta e la sua conseguente quantità residua nella ghisa sferoidale variano con la percentuale d'impiego della lega Fe-Si-Mg; quando invece il Ce fa parte di un prodotto (mischmetall, siliciuri di terre rare, Fe-Si-Ce) che è introdotto a parte durante o dopo il trattamento di sferoidizzazione con una lega Fe-Si-Mg, la sua aggiunta e il suo residuo possono essere mantenuti costanti.

Le leghe Fe-Si-Mg sono in commercio con dimensioni del grano variabili da un minimo di 3 ad un massimo di 50 mm; la scelta della granulometria della lega dipende dal processo di sferoidizzazione impiegato (così ad esempio, per il processo sandwich è consigliabile una granulometria 10/30); in generale più piccola è la dimensione del grano, più bassa è la resa del Mg.

Leghe a base di rame

Le leghe rame-Mg non sono generalmente impiegate nella produzione della sferoidale e il loro uso rimane comunque limitato alla produzione di ghise sferoidali perlitiche.

In commercio esistono leghe binarie (80% Cu - 20% Mg), leghe ternarie (40% Si - 15% Cu - 12% Mg) e leghe quaternarie (30% Si - 25% Cu - 25% Ni - 14% Mg).

La scarsa diffusione delle leghe Cu-Mg è causata dal fatto che il rame, oltre certe percentuali, disturba la formazione degli sferoidi e provoca la cristallizzazione della grafite nelle forme più svariate; più precisamente in una ghisa ad elevata purezza il rame non esercita alcuna influenza nociva fino ad un tenore del 2%, mentre in una ghisa meno pura, e particolarmente in presenza di titanio, agisce negativamente a partire da tenori nettamente inferiori. L'influenza nociva del rame può essere completamente neutralizzata con aggiunte di Ce o mischmetall (0,01% Ce per ogni 1% Cu), ma è anche probabile che il solo rame, al di sotto del 2%, non sia dannoso e che gli inconvenienti riscontrati si verifichino solo in presenza di Cu ed altri elementi anche in tracce. In ogni modo, qualunque sia la ghisa da trattare, le leghe a base di Cu-Mg possono essere usate per la sferoidizzazione a condizione che il Cu finale nella ghisa non superi 0,5 ÷ 1%.

Questa condizione generalmente è soddisfatta con l'impiego di leghe quaternarie (Si-Mg-Ni-Cu) o di leghe in cui soltanto una parte di Ni sia sostituita dal Cu.

Le leghe ad alto tenore di Cu (Cu-Mg 80/20) possono essere usate a condizione di limitare il Cu finale nella ghisa ad un 2% ed impiegare eventualmente aggiunte di Ce.

Metalli delle terre rare

Come si è già detto, il primo annuncio dato da Morrogh nel 1948 di un processo per sferoidizzare la grafite nelle ghise ipereutettiche a basso S, prevedeva l'impiego di Ce aggiunto come mischmetall ed il contemporaneo annuncio del *processo INCO* dato da Wickenden prevedeva l'impiego di piccole ma efficaci quantità di Mg o di leghe contenenti Mg (Ni-Mg) per sferoidizzare sia ghise ipoeutettiche che ipereutettiche.

Dall'entrata in produzione della sferoidale le leghe Ni-Mg hanno rappresentato il materiale più impiegato, ma gradualmente hanno lasciato il campo alle leghe Fe-Si-Mg con un contenuto di Mg sempre più basso e solo in questi ultimi anni, dopo tanta produzione ed altrettanta esperienza, i due elementi tipici della sferoidizzazione, Ce e Mg, si trovano congiunti in materiali meno costosi e più efficaci.

Si è visto l'interesse oggi rivolto alle leghe sferoidizzanti con il 2,6% Mg e 2,6% terre rare e si è anche accennato che in generale l'azione del Mg può essere rafforzata con l'aggiunta di vari metalli delle terre rare e non del solo Ce. Dopo aver parlato per tanti anni del Mg, si riapre un discorso d'attualità per le terre rare che, oltre ad essere incorporate in varie leghe sferoidizzanti, sono in commercio in forme nuove per poter essere aggiunte, a parte e nella quantità desiderata, durante o dopo il trattamento di sferoidizzazione.

Nella tab. LXXIV è riportata la composizione di alcuni siliciuri di terre rare e nella tab. LXXV sono riportate le composizioni di due fonti di terre rare.

L'impiego crescente delle terre rare presenta numerosi vantaggi, di seguito riassunti.

Tabella LXXIV - Siliciuri di terre rare.

Composizione % approssimata					
Ce	Terre rare totali Ce incluso	Ca	Al	Si	Fe
10	13	1	1	38	resto
16	23	1	1	30	resto
16	33	1	1	33	resto
23	50	5	1	38	resto

Tabella LXXV - Fonti di metalli di terre rare.

Fonte	Composizione % approssimata			
	Ce	La	Pr	Nd
Alto Ce	92	5	2	1
Basso Ce	45-52	23-34	4-7	12-20
Il rimanente a 100 è costituito da residui, altri elementi terre rare e Fe				

- La parziale sostituzione del Mg con terre rare, più pesanti e meno reattive, riduce fumi, bagliori e violenza della reazione.
- Gli ossidi e i solfuri formati dal Ce e dagli altri elementi delle terre rare, ed anche lo stesso alto punto di ebollizione di questi elementi, riducono molto il pericolo di decadimento della sferoidizzazione; in altre parole Ce o terre rare possono prolungare il tempo d'attesa della ghisa trattata con Mg senza avere degenerazione dei noduli di grafite.
- Sostituendo il Mg con il 50% Ce o terre rare, anche se il contorno dei noduli può presentare una certa irregolarità e i valori dello S residuo risultano un pò più alti, si riduce la formazione di quegli ossidi, solfuri e silicati di Mg che sono responsabili di particolari scarti per inclusioni.
- L'azione combinata del Mg e delle terre rare permette di produrre getti *as-cast*, con maggior numero di noduli, con minor presenza di carburi, quindi getti più duttili su spessori più sottili.

Quando si impiegano elementi delle terre rare, è necessario evitare quegli eccessi che possono portare a flottazione della grafite e alla formazione di carburi: tali inconvenienti si sono riscontrati quando, operando su ghise di base pure, il Ce residuo superava lo 0,02%. Poichè anche i mezzi analitici a disposizione sono inesatti per determinare gli elementi delle terre rare che si hanno come percentuale residua, per ottenere una ghisa sferoidale con noduli regolari e ben formati, si dovrebbe conoscere in generale la quantità di terre rare da aggiungere per avere una bilanciata presenza degli elementi attivi e, in ogni caso, il *residuo terre rare* non deve superare il *Mg residuo*.

In conclusione, poichè la resa delle terre rare, specialmente nelle ghise con basso S, è sempre maggiore della resa del Mg, la percentuale aggiunta degli elementi delle terre rare dovrebbe essere inferiore alla percentuale aggiunta di Mg.

Sali di magnesio e di elementi delle terre rare

Fra i vari prodotti impiegati per la sferoidizzazione, sul mercato si trovano anche sali di Mg e di elementi delle terre rare miscelati con ferro silicio o siliciuro di calcio.

L'azione sferoidizzante di questi materiali, messi a punto per la maggior parte in Giappone, pur non essendo molto energica, risulta sufficientemente efficace con ghise a basso S e il loro impiego rimane più interessante a sostegno di un trattamento di sferoidizzazione o a parziale sostituzione di normali leghe sferoidizzanti.

Anche sul mercato italiano si trova un prodotto costituito da una miscela di fluoruri di terre rare (La, Ce, Y, ecc.) e fluoruro di Mg con una percentuale aggiunta di siliciuro di calcio (1,2% Mg - 13% Ca - 35% Si). Quando questa miscela è aggiunta ai bagni di ghisa (a 1.673 ÷ 1.773 K = 1.400 ÷ 1.500 °C) i fluoruri reagiscono con il Ca producendo fluoruro di Ca e liberando gli elementi attivi (La, Ce, Y, ecc.) che si diffondono rapidamente nella ghisa, provocando (con il Mg) la sferoidizzazione della grafite.

Poichè la reazione avviene sotto una scoria di fluoruri, la resa del prodotto è elevata e la sferoidizzazione completa. L'aggiunta di questo agente sferoidizzante non richiede particolari accorgimenti e può essere fatta direttamente sul fondo della siviera prima della spillata o direttamente sulla superficie del bagno (agitando successivamente con un'asta di grafite) o sul flusso metallico in fase di spillata da un forno. La reazione è caratterizzata da una scarsa violenza e si manifesta con luce e fumo deboli, senza provocare turbolenza.

Al termine di questa rassegna sui materiali sferoidizzanti, si vuole anche ricordare quel gruppo di prodotti generalmente classificati come *sferoidizzanti supplementari* o *inoculanti specifici per ghisa sferoidale*. Tali denominazioni sono conseguenti al fatto che detti prodotti da soli non sono sufficientemente energici da promuovere la formazione di grafite sferoidale, mentre in aggiunta a tipiche leghe sferoidizzanti o in qualità di post-inoculanti possono favorire o mantenere più a lungo la forma sferoidale della grafite, permettendo anche di ridurre sensibilmente la quantità di lega sferoidizzante.

Nella tab. LXXVI sono riportate le composizioni di alcuni di detti materiali.

Tabella LXXVI - Sferoidizzanti supplementari e inoculanti specifici per la ghisa sferoidale.

Tipo	Analisi %					
	Si	Ce	Totale terre rare	Mg	Ca	Fe
1	36/40	9/11	10/15	-	-	resto
2	30/35	15/17	30/35	-	-	resto
3	40/43	-	4/5	4/5	-	resto
4	46/49	-	-	1-1,5	0,6-0,9	resto

I due primi materiali (1-2) sono praticamente ricavati da terre rare in particolare la lega (1) è prodotta impiegando una fonte di terre rare ricca di Ce, mentre la lega (2) è un siliciuro di Ce ricavato da una fonte di terre rare bassa di Ce.

Gli altri due materiali (3-4), più propriamente considerati come inoculanti specifici per ghise sferoidali, sono generalmente usati, dopo il trattamento di sferoidizzazione, per apportare oltre all'azione inoculante anche elementi che possono ritardare il decadimento della forma sferoidale della grafite.

INOCULAZIONE

Per la produzione di getti di ghisa lamellare di qualità il trattamento di inoculazione è spesso di importanza decisiva. Questo argomento è già stato trattato estesamente nel I e II volume della Metallurgia delle ghise ed è oggetto di numerose pubblicazioni.

L'inoculazione della ghisa sferoidale non ha avuto finora molto spazio nella letteratura.

Per quanto le caratteristiche di una inoculazione efficace si manifestino nei due tipi di ghisa in maniera similare, come nella riduzione del sotto-raffreddamento e nell'aumento del numero dei nuclei, l'inoculazione può influenzare i due tipi di ghisa in maniera differente. Questo è dimostrato dal fatto che un materiale inoculante non può sempre essere impiegato indifferentemente sia per un tipo di ghisa che per l'altro. Su questo punto non si è sempre posta la dovuta attenzione.

I tipi normali delle ghise lamellari e sferoidali differiscono tra loro prima di tutto per il loro tenore di zolfo e ossigeno.

La ghisa grigia lamellare contiene percentuali piuttosto elevate di zolfo e ossigeno; la ghisa sferoidale, invece, è desolforata a fondo, deossidata e contiene magnesio libero che provoca la formazione della grafite sferoidale.

Questa differenza si manifesta con un maggiore sottoraffreddamento dell'eutettico durante la solidificazione e porta alla tendenza alla tempra primaria (bianca o ledeburitica) negli spessori piccoli o medi dei getti, nel caso che al trattamento con Mg non segua una inoculazione con Fe-Si.

Nella fig. 431 si illustra il fenomeno del sottoraffreddamento nella ghisa lamellare e sferoidale.

Sono presentate le temperature del *solidus* e del *liquidus* di ghise inoculate e non inoculate con differente grado di saturazione.

In un caso la ghisa è stata trattata con Mg e nell'altro non trattata.

In questa figura, inoltre, è riportata la temperatura di equilibrio della solidificazione eutettica, in modo che il sottoraffreddamento possa essere visto come la differenza tra la temperatura di equilibrio e la temperatura misurata del *solidus*.

Nella parte sinistra della fig. 431, che si riferisce a ghise a grafite lamellare, si vede che la temperatura del *solidus* diminuisce e il sottoraffreddamento aumenta con la diminuzione del grado di saturazione.

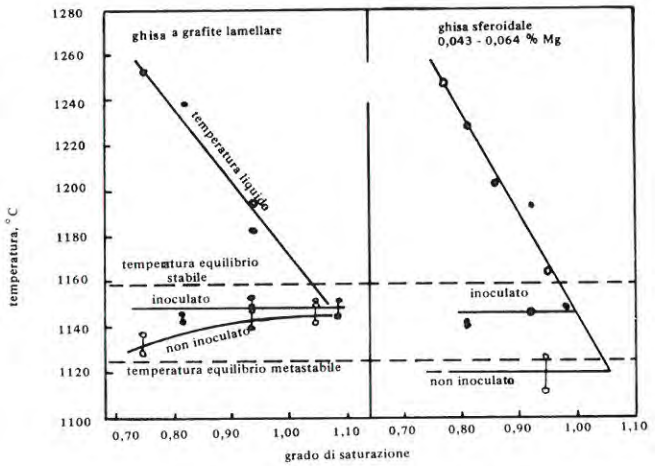


Fig. 431 – Temperatura del liquidus e solidus di ghise inoculate e non inoculate, trattate e non trattate con Mg, in funzione del grado di saturazione.

Per questo motivo si può osservare che l'effetto dell'inoculazione nella ghisa lamellare si presenta in maniera tanto più netta quanto più il grado di saturazione è basso.

Questo appare chiaramente quando sono messe a confronto le curve delle ghise inoculate e non inoculate.

La ghisa trattata con Mg presenta un forte sottoraffreddamento che è scarsamente influenzato dal grado di saturazione.

L'inoculazione della ghisa sferoidale è molto efficace e non dipende dal grado di saturazione.

Le ghise, che hanno la solidificazione eutettica al di sotto della temperatura dell'equilibrio metastabile, presentano struttura bianca.

Benchè i fenomeni che avvengono durante il trattamento di inoculazione non siano stati chiariti nei dettagli, sembra possibile che le inclusioni non metalliche agiscono come nuclei esogeni per la cristallizzazione della grafite. L'effetto del trattamento di inoculazione sulle inclusioni non metalliche è di particolare interesse, indipendentemente dalla questione se queste inclusioni devono essere considerate o no come nuclei di grafite.

La ghisa lamellare contiene solfuro di manganese che è affinato dagli inoculanti a base di Al e Ca.

Subito si è tentati di pensare che questi solfuri agiscano come nuclei di grafitizzazione. Tuttavia due ragioni si oppongono a questa interpretazione.

La prima è che la correlazione tra il crescente numero di celle e il solfuro di Mn più fino è disturbata dall'effetto dell'alluminio e titanio.

L'alluminio in certe condizioni affina fortemente il solfuro di Mn, ma non aumenta il numero di celle.

Il Ti affina moderatamente il solfuro di manganese, ma non aumenta le celle eutettiche.

La seconda ragione è che la ghisa liquida contiene anche altre inclusioni non metalliche, come ossidi e carburi, che possono essere ritenute egualmente possibili germi di grafitizzazione.

Le ghise trattate con Mg in confronto con le ghise lamellari presentano un grado di purezza molto più elevata. Si deve notare che più il solfuro di Mn risulta affinato dal trattamento di inoculazione e più grande è l'affinità degli inoculanti per l'ossigeno. Sembra che esista una precisa relazione tra l'affinazione del solfuro di Mn e il grado di deossidazione.

Un'altra importante differenza tra la grafite lamellare e la grafite sferoidale è che nel primo caso il silicio non ha effetto inoculante, mentre nel secondo caso questo elemento presenta un forte effetto inoculante.

Nella inoculazione della ghisa grigia lamellare si impiega Fe-Si che normalmente contiene Ca e Al e, in casi speciali, Sr, Zr, Ba e altri elementi. Nella ghisa sferoidale questi elementi hanno un ruolo più modesto.

Nella scelta di un inoculante per la ghisa sferoidale si andrà verso un Fe-Si 75% con un poco di Ca, il quale non è forse necessario.

Un inoculante adatto per la ghisa lamellare contenente Ca e Al, talvolta Ba, Sr e altri elementi è meno efficace per la ghisa sferoidale se è superato il tenore ottimale di questi elementi.

A questo proposito occorre notare che alcuni inoculanti che sono eccellenti per la ghisa lamellare, per esempio Ca-Si, non possono essere presi in considerazione per la ghisa sferoidale, in quanto il calcio si scioglie nella ghisa e, invece di diminuire la tendenza alla tempra, l'aumenta.

Un aspetto caratteristico del trattamento di inoculazione è l'evanescenza con il trascorrere del tempo di attesa, prima della colata della ghisa nelle forme.

Questo è tenuto presente quando si effettua il trattamento di inoculazione appena prima della colata oppure aggiungendo l'inoculante direttamente nella corrente di ghisa o nella forma stessa. Il fenomeno dell'evanescenza non deve essere trascurato nella ghisa sferoidale, in quanto oltre all'evanescenza della inoculazione interviene anche quella dell'effetto del Mg. Tra i due trattamenti esistono evidenti interazioni.

In fig. 432 è rappresentato il momento in cui è effettuata l'inoculazione e la sua influenza sulla evanescenza dell'effetto sferoidizzante del Mg.

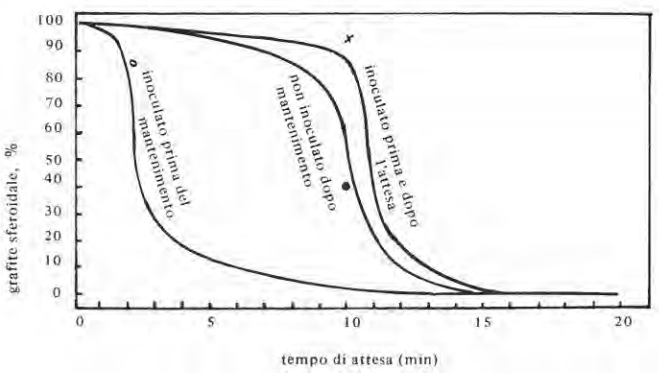


Fig. 432 — Effetto del momento in cui è stata eseguita l'inoculazione sulla evanescenza dell'efficacia sferoidizzante durante il mantenimento della ghisa.

Si vede che la percentuale di sferoidi diminuisce più rapidamente con una inoculazione prima dell'attesa che con una inoculazione dopo l'attesa. L'evanescenza dell'effetto sferoidizzante del Mg è più lenta nel caso della doppia inoculazione (prima e dopo l'attesa) rispetto alla inoculazione semplice (prima o dopo l'attesa).

Quindi l'efficacia del trattamento con Mg è ripristinata in una certa misura da una successiva inoculazione di Fe-Si; la grafite vermiculare è trasformata in grafite sferoidale ben formata.

L'inoculazione di ghise trattate con Mg, che hanno subito una parziale evanescenza dell'effetto sferoidizzante, provoca uno spostamento dalla formazione di grafite vermiculare alla formazione di grafite sferoidale ben formata.

Nella ghisa grigia lamellare l'inoculazione provoca una modifica nella forma della grafite e si ha la comparsa della grafite A grossolana invece della grafite D + E fine.

L'influenza della inoculazione sulla forma della grafite si sviluppa attraverso una diminuzione del sottoraffreddamento, che dà luogo ad una più lenta crescita dei cristalli e favorisce la formazione di forme di grafite più compatte.

Oltre al momento in cui avviene l'inoculazione, ha una marcata influenza sul fenomeno dell'evanescenza, la granulazione dell'inoculante.

La percentuale degli sferoidi nelle ghise, inoculate con Fe-Si in pezzi, diminuisce molto più lentamente durante l'attesa che la percentuale degli sferoidi della ghisa inoculata con Fe-Si granulare.

Sfortunatamente a questo vantaggio si contrappone lo svantaggio dell'effetto inoculante del Fe-Si in pezzi che è minore, agli effetti della percentuale di sferoidi e tendenza alla tempra, di quello del Fe-Si granulato fine.

Dalla forte influenza della granulazione dell'inoculante si può concludere che la cinetica della soluzione degli inoculanti ha evidentemente una considerevole influenza nella inoculazione.

Questa interazione tra l'evanescenza dell'effetto del Mg e il trattamento di inoculazione è rappresentata in fig. 433.

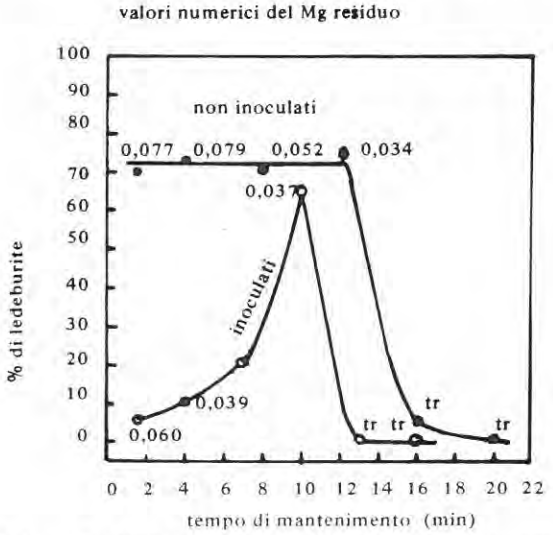


Fig. 433 — Tendenza alla tempra primaria di una ghisa inoculata e non incoulata durante il tempo di mantenimento.

Dapprima la ghisa non inoculata presenta una elevata tendenza alla tempra a causa dell'elevato tenore di Mg. Questa tendenza diminuisce man mano che il tenore di Mg va verso valori minimi.

All'inizio la ghisa inoculata presenta una bassa tendenza alla tempra che aumenta prima in conseguenza dell'evanescenza dell'effetto inoculante e del tempo di attesa e poi passa attraverso un massimo e diminuisce rapidamente appena il tenore di Mg ha raggiunto valori minimi.

Concludendo, è chiaro che la ghisa sferoidale per il suo basso contenuto di inclusioni non metalliche presenta una maggiore tendenza al sottoraffreddamento e quindi risponde meglio al trattamento di inoculazione rispetto alla ghisa lamellare.

Nella scelta degli inoculanti si deve prendere in considerazione il fatto che elementi come Ca, Al, Sr, Zr, Ba e altri si sciolgono facilmente nelle ghise trattate con Mg; un eccesso di questi elementi può dare luogo ad una aumentata tendenza alla solidificazione metastabile.

Nella ghisa grigia lamellare gli inoculanti agiscono più energicamente e sono consumati per una parziale desolforazione e deossidazione.

Si ha l'impressione che i processi di soluzione che portano ad una soprasaturazione localizzata giochino un ruolo significativo nel processo di inoculazione della ghisa sferoidale, mentre nella ghisa lamellare è piuttosto questione dei prodotti di reazione che si formano in seguito all'inoculazione.

Possono esservi due processi fondamentali che si svolgono durante l'inoculazione con un materiale contenente silicio.

Da una parte varia il numero di nuclei esogeni e dall'altra parte si producono zone con elevata attività del carbonio.

Per le applicazioni pratiche la scelta dell'inoculante deve essere fatta in base al tipo di ghisa e alla considerazione che, in ogni caso, l'inoculazione deve essere fatta appena prima della colata.

Per l'inoculazione dei getti a pareti sottili è conveniente un inoculante a pezzi o a grana grossa. Attualmente i metodi più comuni di effettuare l'inoculazione sono:

- travaso della ghisa in altra siviera dopo trattamento con Mg e aggiunta dell'inoculante in grani durante detto travaso;
- trattamento di 2/3 della ghisa base con Mg e aggiunta dell'inoculante durante la colata del residuo metallo (1/3) sui primi 2/3;
- doppia o tripla inoculazione aggiungendo piccole quantità di inoculante ad ogni travaso;
- aggiungere, agitando, l'inoculante sulla superficie della ghisa fusa;
- varie combinazioni del trattamento con Mg con il trattamento di inoculazione;
- inoculazione istantanea in siviera. Barra di materiale inoculante posta sul becco di colata della siviera e soluzione del medesimo da parte della corrente di metallo;
- pezzi, grani o bricchetti di inoculante inseriti nel sistema di alimentazione del getto (in-mold).

MANTENIMENTO IN FORNO DELLA GHISA TRATTATA CON Mg

L'aggiunta di magnesio e il suo effetto sferoidizzante della grafite si basano essenzialmente su due fatti:

- Il magnesio presenta una elevata affinità per lo zolfo e per l'ossigeno disciolto nel metallo e si combina con questi elementi, producendo MgS e MgO.
- Dopo desolforazione e deossidazione, un tenore di magnesio residuo di 0,03 ÷ 0,06% presente nella ghisa liquida garantisce la formazione della grafite sferoidale.

E' noto che la ghisa liquida ha un basso potere di soluzione del magnesio, in quanto la tensione di vapore del magnesio alle temperature di 1.573 ÷ 1.873 K (1.300 ÷ 1.600 °C), normali per la ghisa, è più alta della pressione atmosferica (fig. 434).

Nelle condizioni normali di lavoro, la produzione e il mantenimento della ghisa trattata con Mg avvengono in forni e siviere più o meno coperte in cui la ghisa liquida è esposta all'atmosfera esterna. Questo è il motivo dell'evaporazione continua del magnesio e della reazione del magnesio con l'ossigeno dell'aria.

La diminuzione del tenore di magnesio nella ghisa liquida ha come conseguenza la necessità di effettuare la colata in un tempo relativamente breve per essere sicuri che il magnesio residuo sia sufficiente per la sferoidizzazione della grafite e per mantenere la perdita della temperatura del metallo nelle siviere di colata entro limiti tollerabili.

L'effetto della diminuzione del tenore di magnesio pre-

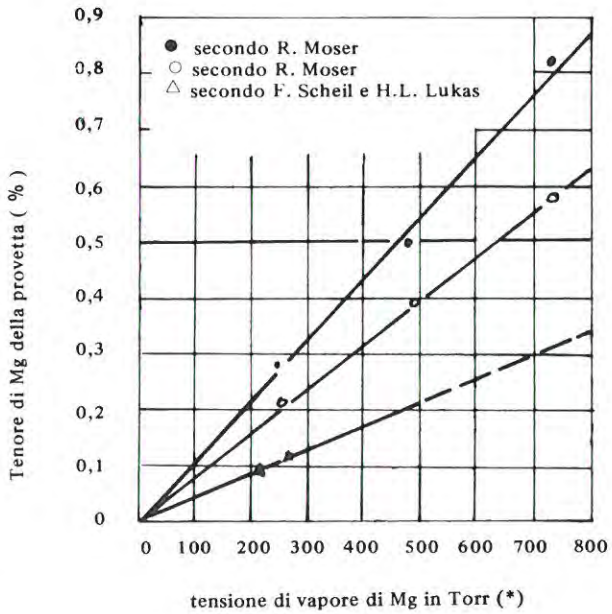


Fig. 434 – Solubilità del Mg in leghe Fe-C da fonderia in funzione della tensione di vapore.
(*) 750 Torr = 1 bar = 0,1 N/mm²

senta come conseguenza anche altri inconvenienti. Per esempio i getti colati in un intervallo di tempo di 10 min con una unità di metallo trattato contengono all'inizio un tenore di magnesio più elevato che alla fine.

In questo modo si verificano disuguaglianze nelle caratteristiche meccaniche dei getti.

Questi problemi, connessi con la diminuzione del tenore di magnesio e con la perdita di temperatura della ghisa, possono essere minimizzati o risolti in vari modi:

1– trattando piccole quantità di ghisa che devono essere colate in tempi brevi;

2– adottando il processo *in-mold*, in cui il trattamento con magnesio è effettuato all'ultimo momento e precisamente in forma;

3– effettuando miscelazioni calcolate di ghise con diversi tenori di magnesio e diverse temperature per realizzare un metallo pronto per la colata con caratteristiche costanti;

4– conservando la ghisa trattata con magnesio in forni adatti con possibilità di mantenere la temperatura e proteggere il metallo per impedire o rallentare la diminuzione del tenore di magnesio.

Per quanto si riferisce al punto 1), si deve dire che non sempre è possibile in pratica seguire il procedimento indicato per ragioni tecniche e di altro tipo.

Il processo *in-mold*, di cui si parla in altra parte di questo capitolo, sta avendo un grosso successo specialmente nella produzione di getti per l'industria automobilistica.

L'introduzione programmata nel tempo di magnesio sotto forma di leghe nella ghisa liquida o l'impiego di panotti di ghisa contenenti Mg nei forni fusori sono sistemi che possono risolvere situazioni particolari.

Circa il punto 4) sono state realizzate esperienze di notevole interesse, specialmente in relazione alla colata automatica.

Nel 1971 J. Schaum parla di una piccola fonderia americana (Five Star Industries, Dewey, Okla) in cui la ghisa trattata con magnesio è mantenuta per 2 ÷ 4 h in forni a induzione a canale da 5 t con rivestimento di corindone con una perdita di 0,003% Mg/h.

I forni presentano un elevato rapporto volume/superficie.

Il mantenimento della ghisa è fatto a temperatura costante, con bassa agitazione del bagno e atmosfera riducente. I forni rimangono pieni di ghisa trattata durante la notte. La mattina seguente 1/3 della capacità del forno, cioè 1,5 t è travasata in siviera e trattata con magnesio (Mg residuo = 0,17%) e rimesso in forno.

La ghisa contenuta nel forno è così pronta per essere colata.

Altre informazioni utili relative al mantenimento della ghisa trattata con magnesio sono fornite da K. Bylund e collaboratori (Svezia). Questi autori hanno effettuato numerose prove con argon come gas protettivo ed hanno riscontrato perdite di 0,002 ÷ 0,004% Mg/h.

Buone prove sono state fatte nella fonderia della W. Hundhausen KG, Schwerte (Germania Federale) con forni a induzione a canale da 5 t e da 8 t (fig. 435).

Questi forni sono dotati di sifoni in entrata e uscita.

L'atmosfera è di azoto, che serve anche come mezzo per il dosaggio del metallo nella colata.

Il rivestimento di questi forni è a base di corindone.

In fig. 436 è rappresentato il calo del magnesio nel forno sopracitato da 8 t.

Sull'impiego dei forni di mantenimento si possono trarre le seguenti conclusioni:

– E' garantito l'approvvigionamento continuo delle linee di colata.
– Il tenore di magnesio residuo della ghisa è relativamente costante.
– E' assicurata una temperatura di colata costante.
– Il consumo di lega di Mg o Mg metallico è ridotto.
– La qualità dei getti in ghisa sferoidale risulta uniforme.

Un problema legato all'uso di questi forni può essere quello della pulizia dei canali e delle parti interne, accessibili solo con l'apertura. L'accumulo delle scorie è legato ai tenori di S e O presenti nella ghisa prima del trattamento con Mg e al tipo di scorificazione e pulizia effettuato prima del travaso in forno.

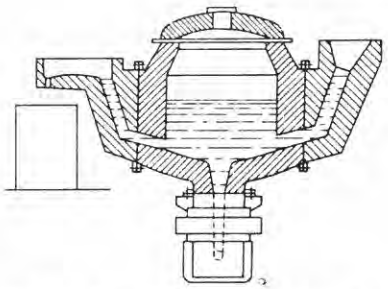


Fig. 435 – Schema di forni ad induzione a canale per attesa con gas protettivo e dosaggio a pressione di gas.

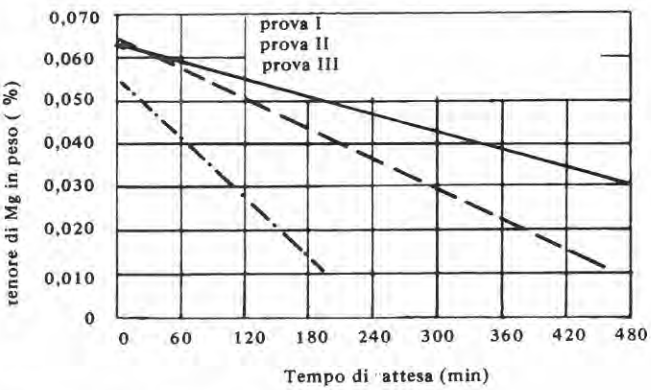


Fig. 436 – Calo del Mg nel forno da 8 t.

BIBLIOGRAFIA

(1) N. VOLIANIK – Nouvelle méthode de désulfuration des fontes et son application dans l'industrie, Fonderie, Aprile 1963, pagg. 119/135.

(2) UNION CARBIDE – Porous plug step-by-step, fully illustrated installation instructions.

(3) GALEY-FOULARD-LUTGEN – Traitments des métaux liquides par brassage à l'aide de gaz, Fonderie, Ottobre 1969, pagg. 415/425.

(4) S.A. SHOLL – Method for continuous desulfurizing and recarbonizing by use of the Gazal Porous Plug Method - Modern Casting, Maggio 1958, pagg. 73/76.

(5) DUNCAN-SKIFFINGTON-CARDEN – Carburation et désulfuration des fontes avec brassage à l'azote à l'aide d'un bouchon poreux, Fonderie, Maggio 1976, pagg. 196/198.

(6) T.W. CURRY – The shaking ladle. Foundry, Ottobre 1965, pagg. 82/86.

(7) T. OKURO – D.M. Converter. Modern Casting, Gennaio 1967, pagg. 73/94.

(8) KOBE STEEL Ltd – Teste results of D.M. Converter, Maggio 1965.

(9) N. BURR – Production of ductile iron with the Rheinstahl Stirrer, Modern Casting, Maggio 1971, pagg. 93/95.

(10) Desulfuration using DORA – Steel Times, Ottobre 1970, pagg. 703/704.

(11) H. MATSUMOTO – Continuous desulfurization in a cupola forehearth, Modern Casting, Dicembre 1967, pag. 47.

(12) J. BISSING – How Western Foundry desulfurizes iron, Foundry, Maggio 1977, pagg. 92/95.

(13) N. VOLIANIK – Divers procédés d'élaboration des fontes à graphite sphéroïdal en dehors des voies habituelles, Fonderie 255, Maggio 1957, pagg. 181/196.

(14) E.N. SKLADANOVKY ed altri – Production de fonte ductile au Magnésium en poches de grande capacité, Fonderie 346, Giugno 1975, pagg. 237/238.

(15) D. MASSE – The Pont-à-Mousson process for ductile iron, Foundry, Settembre 1974, pagg. 86/91.

(16) A.B. TESMEN – How the Russians make and use nodular iron, Metal Progress, Settembre 1966, pagg. 111/126.

(17) W.E. SNOW – Ductile iron is made with magnesium impregnated coke, Foundry, Novembre 1974, pagg. 99/100.

(18) BALLARD - TOMBROK – La produzione di ghisa sferoidale con il Mag-Coke Pubblicazione Foseco.

(19) J.C. ROBERTSON – Production of ductile iron with magnesium impregnated Coke. Japan High Grade Cast - Iron Founders Association Committee Report, January 1967.

(20) T.R. EVANS – The magnesium injection process for ductile iron, Valley Metallurgical Processing Co. Inc. Essex, Connecticut (USA).

(21) M.C. ASHTON ed altri – The use of magnesium wire injection for the production of nodular iron, Modern Castings, May 1975, pagg. 55/56.

(22) W.D. HUSKONEN – Converts iron for small ductile castings, Foundry M & T, Settembre 1974, pagg. 74/80.

(23) S.I. KARSAY – Ghisa sferoidale (Lo stato dell'arte 1976)
I° Vol. - Produzione
II° Vol. - Progettazione, proprietà, applicazioni
Ed. Qit-Fer et Titane Inc. (Ed. Italiana CAM).

(24) M. DECROP – Les fontes à graphite sphéroïdal, Tome 1 e 2 - Elaboration - Caractéristiques Ed. Saulnes & Uckange.

(25) A.H. RAUCH – Source book on ductile iron, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 4407 (USA).

(26) British Patent 32118-70, Luglio 2, 1970.

(27) British Patent 32117-70, Luglio 2, 1970.

(28) M. REMONDINO - F. PILASTRO - E. NATALE - P. COSTA - G. PERETTI – Produzione di getti in ghisa sferoidale con inoculazione in forma, 78° Congresso AFS - Cleveland, Maggio 1974.

Il controllo di produzione

— PREMESSA
— ANALISI CHIMICA SPETTROMETRICA PER ASSORBIMENTO ATOMICO
— IL CONTROLLO DI QUALITA' IN UNA FONDERIA DI GHISA SFEROIDALE
— CONTROLLO SULLE MATERIE PRIME
— CONTROLLO DELLA FUSIONE
— CONTROLLI ANALITICI INDISPENSABILI PER UNA CORRETTA PRODUZIONE DI GETTI DI GHISA SFEROIDALE
— CONTROLLO RAPIDO IN FONDERIA DEL TRATTAMENTO DI SFEROIDIZZAZIONE E INOCULAZIONE
— ESAMI METALLOGRAFICI MICRO E MACRO
— CONTROLLO NON DISTRUTTIVO DELLA SFEROIDIZZAZIONE
— CARATTERISTICHE MECCANICHE
— I CONTROLLI NON DISTRUTTIVI
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Ernesto Borghigiani
Riccardo Medana
Aldo Riegler

PREMESSA

La ghisa sferoidale ha avuto una rapida evoluzione per le sue eccezionali proprietà meccaniche tanto da farla preferire in più casi alla ghisa malleabile ed allo stesso acciaio.

Questo suo inserimento in numerosi campi di impiego ed il rapido aumento produttivo non sarebbero stati possibili senza un'intensa attività di ricerca dedicata a scoprire e controllare le leggi che regolano la formazione della grafite a forma sferoidale.

Tale attività di ricerca è stata possibile, grazie anche ai sempre più sofisticati e precisi mezzi di controllo che l'evoluzione della chimica analitica ha messo a disposizione.

E' ormai definitivamente affermato che la sferoidizzazione della grafite è direttamente correlata con un aumento della tensione superficiale del bagno di ghisa dopo il trattamento con magnesio o cerio, i quali fungono da elementi purificatori del bagno metallico a spese dell'ossigeno e dello zolfo.

La ghisa madre per sferoidale deve essere la più pura possibile onde evitare, a causa della presenza di elementi nocivi, una diminuzione della tensione superficiale del bagno e conseguente generazione di grafite lamellare o un disturbo all'effetto sferoidizzante.

Queste impurezze che ostacolano la formazione di grafite sferoidale anche in concentrazione di poche p.p.m. sono:

- piombo: 0,001
- bismuto: 0,001
- arsenico: 0,02
- antimonio: 0,002
- titanio: 0,04

I valori riportati sono quelli massimi consigliati dai principali organi internazionali.

Accanto agli elementi indesiderati che contrastano la formazione sferoidale del carbonio, esercitano un'influenza negativa sulla ghisa a grafite sferoidale alcuni elementi accompagnatori che favoriscono la solidificazione cementitica, quali cromo e vanadio, o altri elementi stabilizzatori della perlite, quando si vuole ottenere una struttura ferritica della matrice.

Se sono richiesti elevati valori di resilienza o di allungamento, la matrice del getto deve presentarsi completamente ferritica, per cui, onde evitare possibilmente costosi trattamenti termici ed ottenere una matrice ferritica allo stato grezzo di colata, oltre a bassi tenori di manganese, non devono essere tollerati, se non in concentrazioni molto basse, elementi quali: nichel, rame, piombo, antimonio, ecc.

Poichè gli elementi chimici che influenzano la morfologia grafitica e la struttura dei getti sono veramente tanti - e la loro influenza sulle caratteristiche meccaniche ottenute è determinante - risulta di estremo interesse mantenere sotto controllo la composizione chimica dei getti per quegli elementi sopra riportati a livello di concentrazione di poche p.p.m. ed il solo modo per farlo è quello di mantenere sotto controllo i componenti di carica per la fusione, utilizzando l'analisi chimica spettrometrica per assorbimento atomico.

ANALISI CHIMICA SPETTROMETRICA PER ASSORBIMENTO ATOMICO

Si è ritenuto opportuno illustrare in questo capitolo i principi basilari che regolano l'analisi strumentale, per l'importante ruolo che riveste nel controllo di produzione della ghisa sferoidale, permettendo con estrema accuratezza di quantizzare gli oligoelementi presenti nella carica o nel bagno.

La tecnica dell'assorbimento atomico è oggi quotidianamente usata per l'analisi di elementi in numerosi laboratori di tutto il mondo. Può essere adoperata per la determinazione di più di 70 elementi nei più disparati tipi di campioni.

I metodi per assorbimento atomico offrono all'analista numerosi vantaggi quali facilità di campionamento, rapidità di determinazione, precisione nonchè assenza di interferenze.

Negli ultimi anni si è registrato un rinnovato interesse per la spettroscopia ad assorbimento atomico, branca della spettrometria ottica che fu per lungo tempo dimenticata dopo le classiche esperienze di Bunsen e Kirchhof di circa un centinaio di anni fa.

Si può dire che in larga misura questo rinnovato interesse deve essere collegato alle aumentate possibilità dei metodi di assorbimento atomico, che sono ora impiegate diffusamente in tutto il mondo (fig. 437).

Sotto molti aspetti questi metodi sono preferibili ai metodi per emissione, perchè offrono la possibilità di risolvere i problemi principali dell'analisi moderna, problemi che includono lo sviluppo dei metodi di determinazione senza l'impiego di standard e l'analisi di materiali ultrafini.

La spettroscopia di assorbimento si basa sulla misura di un assorbimento di energia luminosa da parte degli atomi.

E' universalmente noto che un atomo è in grado di assorbire, ed anche emettere, energia quantizzata sotto forma di radiazioni luminose di determinate lunghezze d'onda (frequenza). In poche parole gli atomi non possono sussistere in qualsiasi stato energetico, ma bensì soltanto in alcuni stati determinati, che si distinguono l'uno dall'altro per numeri quantici interni.



Fig. 437 – Apparecchiatura per assorbimento atomico monoraggio.

Dopo l'acquisto di un quanto di energia, l'atomo passa ad uno stato particolare, a maggior contenuto energetico, nel quale esso contiene l'energia luminosa assorbita. Successivamente (dopo tempi dell'ordine di 10^{-7}, 10^{-9}) esso può riemettere tale energia, come quanto di fluorescenza di risonanza, e ritornare così allo stato normale.

Si può facilmente intuire che tale fenomeno fisico possa essere opportunamente sfruttato per l'analisi chimica di elementi in soluzione.

Schematicamente uno spettrofotometro per assorbimento atomico (fig. 438) è costituito da:

- una sorgente (lampada a catodo cavo o a microonde) che emette costantemente radiazioni di determinate lunghezze d'onda proprie dell'elemento da analizzare;
- una fiamma, cioè un sistema composto da un nebulizzatore e da un bruciatore. Il primo serve a portare la soluzione da analizzare sotto forma di aerosol, mentre il secondo, mediante opportuna miscela di gas (acetilene, aria o acetilene, protossido d'azoto) fornisce l'energia termica necessaria ad eccitare l'atomo;
- un monocromatore che ha il solo compito di separare la riga di risonanza dell'elemento di interesse da altre righe di emissione della lampada;
- un rilevatore o detector (rivelatore della diminuzione di energia radiante o per meglio dire di densità di flusso prima e dopo l'introduzione del campione);
- un amplificatore elettronico e strumento di misura sul quale è visualizzata direttamente l'assorbenza o la concentrazione dell'elemento analizzato.

Nella fig. 438 è rappresentato lo schema di principio di una apparecchiatura per assorbimento atomico. Il campione vaporizzato nella fiamma prodotta da un opportuno bruciatore è sottoposto all'irraggiamento di una lampada a catodo cavo che emette soltanto le lunghezze d'onda caratteristiche dell'elemento che si vuole determinare nel campione.

Il monocromatore posto a valle della fiamma ha la funzione di isolare la riga analitica (quella di risonanza) dalle altre righe emesse dalla lampada. Segue, quindi, un sistema di rivelazione, amplificazione e lettura.

Nonostante la varietà di elementi e di sostanze analizzabili la spettroscopia di assorbimento atomico è semplice dal

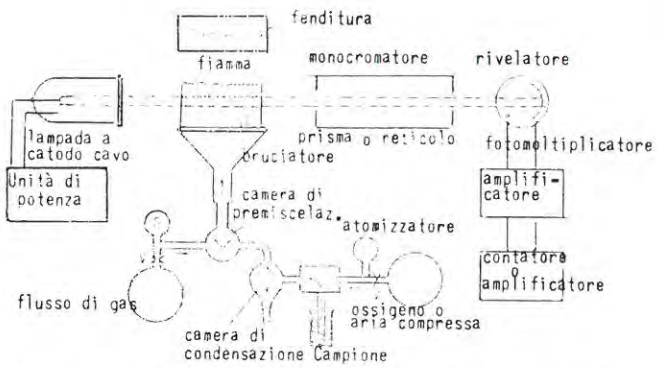


Fig. 438 – Schema di uno spettrofotometro ad assorbimento atomico.

punto di vista delle metodiche e le interferenze possono essere minimizzate mediante semplici accorgimenti, ma questa relativa semplicità non deve trarre in inganno l'operatore, in quanto molteplici fattori di orgine fisico-chimica possono portare a grossolani errori. Si citano di seguito alcuni particolari sui quali bisogna porre la massima attenzione durante l'esecuzione dell'analisi:

- la matrice dei campioni standard e del materiale da analizzare deve essere la stessa;
- la viscosità delle soluzioni deve essere entro certi limiti, uguale e non superare certi valori;
- la perfetta linearità tra la sorgente, la zona atomizzata della fiamma e la fenditura d'entrata al monocromatore;
- qualità e ripetibilità della fiamma (ossidante-riducente, rapporto carburante combustibile);
- linearità del fondo (per strumenti che lavorano in monoraggio e senza correttore di fondo);
- diluizioni e quantità di campione di partenza.

Notevole influenza assume questa tecnica d'analisi nel campo metallurgico, in quanto molteplici elementi, di importanza rilevante negli acciai e nella ghisa, possono essere analizzati con limiti di rivelabilità estremamente bassi. Ultimamente a supporto di ciò sono stati commercializzati sistemi di atomizzazione senza fiamma che riducono ulteriormente i limiti di rivelabilità (esempio Hg a limiti 0,1 p.p.b. in matrice salina).

Preparazione del campione

Generalmente per materiali di interesse metallurgico si esegue un attacco acido (HCl-HNO_3) a caldo fino a completa dissoluzione del campione, indi un'aggiunta di $HClO_4$ fino al comparire di fumi bianchi (consistenza sciropposa) ripresa con HCl diluito, filtrazione in palloncino tarato e lettura.

In questo caso l'azzeramento dello strumento è effettuato con H_2O bidistillata, mentre la curva di taratura, per ogni singolo elemento da determinare, è effettuata con campioni standards o sintetici, ma aventi comunque la stessa matrice del campione.

In tab. LXXVII si danno ad esempio alcuni parametri analitico-strumentali relativi alla ghisa (1 g → 100 ml) per uno spettrofotometro monoraggio.

Dalla tab. LXXVII si può facilmente notare come, giocando su righe di risonanza di diversa sensibilità oppure sul tipo e posizioni del bruciatore, si possano coprire range e-

Tabella LXXVII.

Elemento	Riga di risonanza nm	Miscela gas	Posizione bruciatore	Range di lavoro %
Cu	324,7	acetilene-aria	grande parallelo	0,004 -0,050
Cr	357,9	acetilene-protoss. di N_2	piccolo parallelo	0,007 -0,070
Mn	279,5	acetilene-aria	grande parallelo	0,004 -0,030
Mn	403,0	acetilene-aria	grande parallelo	0,040 -0,400
Ni	232,0	acetilene-aria	grande parallelo	0,0040-0,030
Ni	232,0	acetilene-aria	piccolo a 90°	0,0400-0,400
Zn	213,9	acetilene-aria	piccolo a 90°	0,0100-0,100
Zn	213,9	acetilene-aria	grande parallelo	0,0005-0,005

stremamente vasti di concentrazione senza nulla togliere all'accuratezza dei risultati analitici, ed è per questo motivo che la tecnica di analisi chimica mediante spettrometria per assorbimento atomico si è giustamente affiancata, quale migliore supporto analitico, alle tradizionali tecniche di fluorescenza a raggi X e spettrometria ad emissione che da tempo imperano nella routine analitica tradizionale.

Apparecchiature di assorbimento atomico

Negli spettrometri per assorbimento atomico sono attualmente in uso due schemi ottici fondamentali: il sistema a singolo raggio e il sistema a doppio raggio (figg. 439 e 440).

Nel sistema *a singolo raggio* (fig. 439) la luce proveniente dalla sorgente (lampada a catodo cavo) è modulata per mezzo di un settore rotante che origina un segnale in corrente alternata. La luce proveniente dalla fiamma non è invece modulata e non è quindi registrata dalla parte elettronica che opera solamente con segnali in corrente alternata. Il monocromatore seleziona la riga di risonanza dell'elemento da analizzare.

La luce modulata della lampada produce una corrente alternata nel rivelatore. Se la luce della lampada non fosse modulata in molte determinazioni, si avrebbero forti interferenze dal momento che la parte elettronica non potrebbe distinguere l'emissione della sorgente da quella della fiamma.

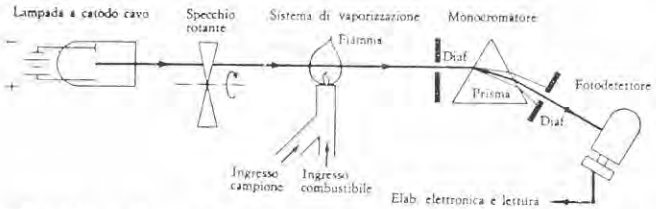


Fig. 439 — Sistema a raggio singolo.

Nel sistema *a doppio raggio* (fig. 440) la modulazione è ottenuta per mezzo di uno specchio rotante che divide la luce emessa dalla lampada in due raggi, di cui uno (raggio campione) passa attraverso la fiamma, ed è parzialmente assorbito in funzione della concentrazione dell'elemento nel campione, mentre l'altro raggio passa direttamente senza attenuazioni (raggio di riferimento) al monocromatore. I raggi del campione e del riferimento sono ricombinati dopo la fiamma ed il rapporto fra le loro intensità è misurato per via elettronica. L'assorbimento è dunque misurato, in questo caso, come rapporto fra le intensità di due raggi emessi dalla stessa sorgente nello stesso istante, per cui gli effetti di discontinuità nell'emissione della lampada e di variazione nella sensibilità del rilevatore e nella risposta della parte elettronica sono quindi eliminati.

Nei sistemi a raggio singolo si richiede un certo tempo di preriscaldamento prima di poter effettuare le misure, in modo che la lampada a catodo cavo, appena inserita, possa raggiungere una emissione relativamente stabile. Nel sistema a doppio raggio questo ritardo non si verifica. Altri notevoli vantaggi del doppio raggio sono la migliore riproducibilità delle letture di assorbimento, la maggior stabilità delle linee di base che permette di raggiungere notevoli limiti di rivelabilità e di precisione (generalmente da 3 a 5 volte rispetto al sistema a raggio singolo).

IL CONTROLLO DI QUALITA' IN UNA FONDERIA DI GHISA SFEROIDALE

I principi metallurgici, che regolano la produzione delle ghise con grafite sferoidale, sono tali da richiedere un'intensa attività ad elevato livello per quanto concerne il controllo qualità.

In fig. 441 si riporta uno schema delle principali attività che il controllo qualità deve necessariamente svolgere in una fonderia di moderne concezioni specializzata nella produzione di getti di ghisa con grafite sferoidale.

Queste attività si rendono necessarie a causa dei vincoli tecnici che sono richiesti in una produzione specializzata e riguardano quanto segue:

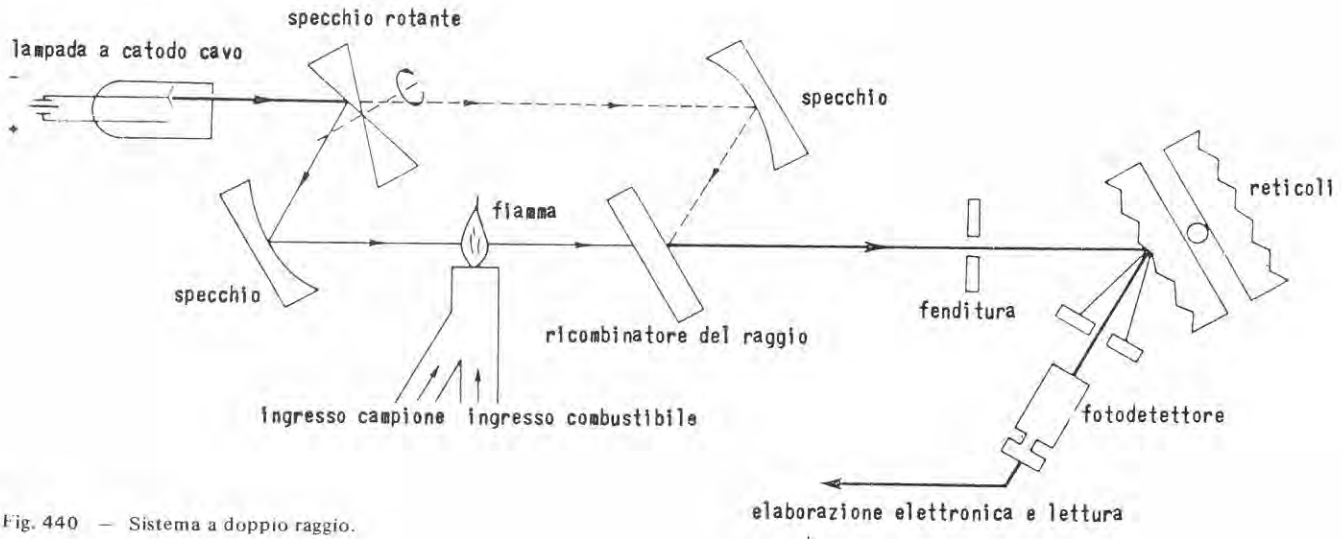


Fig. 440 — Sistema a doppio raggio.

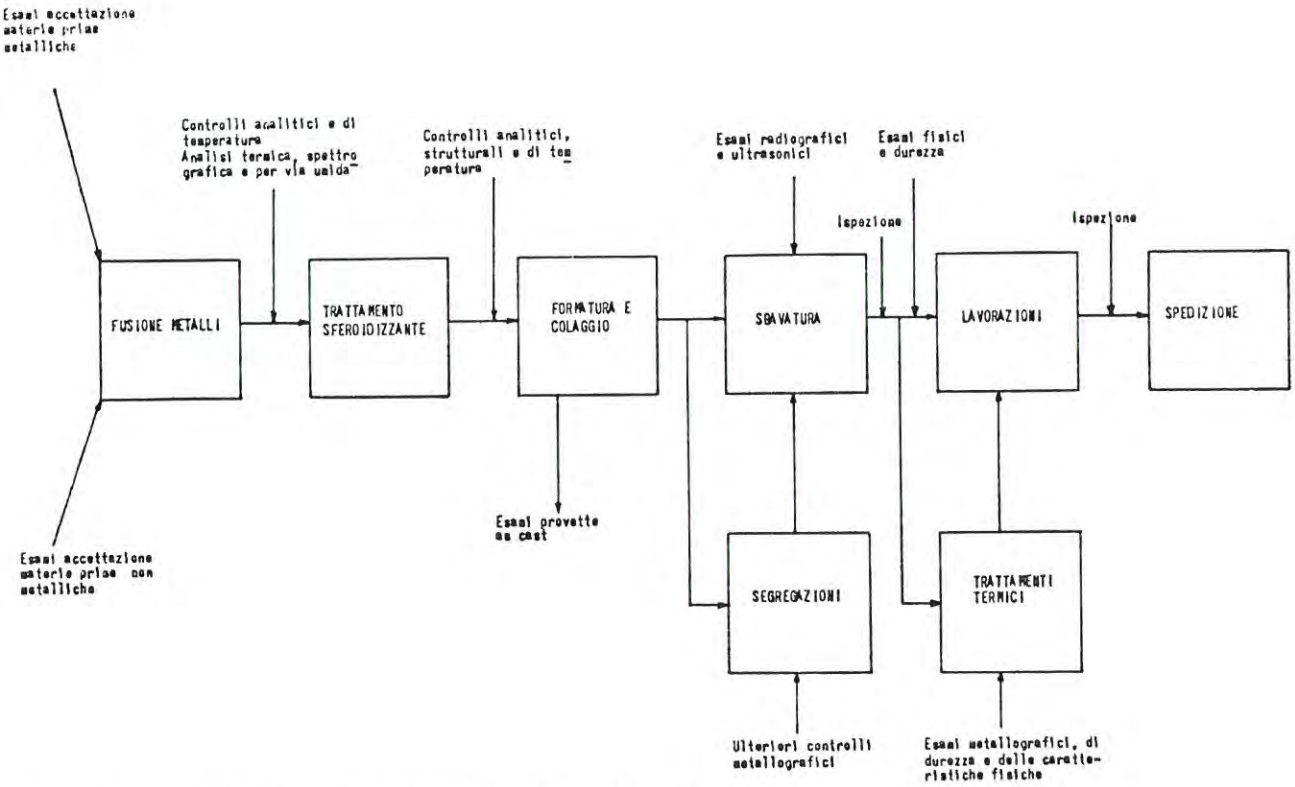


Fig. 441 – Controllo di qualità nella produzione di getti di ghisa a grafite sferoidale.

- Necessità di produrre una ghisa avente intervalli analitici stretti, per ciò che concerne gli elementi fondamentali (C, Si, Mn, P, S) e controllati per gli oligoelementi interferenti la sferoidizzazione della grafite o la ferritizzazione *as-cast* della matrice.
- Necessità di produrre, attraverso accurati controlli metallurgici, tipi diversi di ghisa, tali da garantire le caratteristiche meccaniche richieste sul getto.

Queste necessità possono essere soddisfatte attraverso un controllo sistematico delle varie fasi di produzione, utilizzando le moderne tecniche, sfruttando apparecchiature in grado di dare rapidamente i risultati, in modo da poter intervenire tempestivamente sulle anomalie dei processi.

CONTROLLO SULLE MATERIE PRIME

La tab. LXXVIII evidenzia i controlli ritenuti necessari per una produzione di qualità di getti con grafite sferoidale.

I parametri e le frequenze dei controlli dipendono principalmente dall'affidabilità del fornitore, in particolare per le ghise in pani, è emesso un certificato d'analisi per gli elementi base e gli oligoelementi controllati durante il ciclo produttivo.

Tabella LXXVIII.

Materiali	Tipo di controllo	Elementi controllati
Ghisa in pani	Analisi spettrografica	C, Si, Mn, S, P
Rottame di acciaio	Analisi spettrografica	Mn, Cr, S, P, Sn, Mo, B, Cu, Ni
Rottame di ghisa	Analisi spettrografica	C, Si, Mn, S, P
Fe-Si	Analisi chimica e granulom.	Si, Al, Ca e granulometria
Fe-Mn	Analisi chimica e granulom.	C, Mn, Cr e granulometria
Calcare	Analisi chimica e granulom.	CaO, CO_2, MgO, Fe_2O_3, Al_2O_3, granulom.
Coke	Analisi chimica e granulom.	C fisso, MV, S, ceneri, granulometria
Inoculante	Analisi chimica	Si, Al, Ca
Controllo oligoelementi		
Rottame di acciaio Ghisa in pani Rottame di ghisa	Assorbimento atomico	Sb, Bi, Ti, Sn, Pb, Cr, Cu, Mo, B, Ni, Al

Particolare attenzione va riservata, invece, ai rottami di acciaio, i quali, se non risultano attentamente ispezionati dal punto di vista visivo e controllati analiticamente, possono essere la causa di gravi inconvenienti per la presenza di elementi nocivi.

Di estrema difficoltà risulta l'effettuazione di un campionamento significativo sul rottame d'acciaio a causa della sua generale eterogeneità e conseguentemente l'analisi chimica può essere falsata; perciò è molto importante l'ispezione visiva che permette di individuare e discernere le parti da campionare e controllare intensivamente:

- la presenza in un cumulo di rottame di acciaio di pezzi non ossidati è indice di un acciaio altamente legato o zincato;
- un acciaio strutturale di colore rossastro può risultare una fonte di contaminazione da piombo.

Una volta osservate tali anomalie, può essere effettuato un campionamento ed un controllo analitico scartando le parti fortemente inquinate. Se la partita di rottame d'acciaio si presenta visivamente omogenea, il campionamento tradizionale può essere significativo e la successiva analisi chimica corretta.

CONTROLLO DELLA FUSIONE

Come si è visto in precedenza, ogni componente di carica ai forni fusori dovrebbe essere fisicamente e chimica-

mente conosciuto per i controlli effettuati o per i certificati di analisi che il fornitore mette a disposizione del cliente, perciò in questa fase nella quale si *crea* il metallo, è necessario controllare accuratamente i pesi dei singoli materiali di carica onde rispettare le proporzioni stabilite dal letto di fusione per ottenere la ghisa liquida con quelle caratteristiche chimiche richieste, tenendo conto delle caratteristiche metallurgiche del tipo di forno fusorio a disposizione.

Il primo metallurgista di fonderia è perciò l'operatore addetto alla preparazione delle cariche, il quale deve rispettare scrupolosamente le disposizioni riportate nel prospetto *cariche e letto di fusione*.

La composizione chimica del metallo è in primo luogo controllata per via termica, determinando contemporaneamente e con estrema rapidità: temperatura, carbonio equivalente, carbonio totale, silicio, permettendo così i primi interventi correttivi.

In merito alla temperatura, tenuto conto della enorme importanza che essa riveste ai fini di una ottima sferoidizzazione, è preferibile l'impiego di una termocoppia ad immersione in siviera, prima del trattamento.

Le fonderie più avanzate tecnicamente e disponibili di un quantometro possono sviluppare con estrema precisione e in tempi relativamente brevi programmi analitici completi che comprendano i seguenti elementi di base: carbonio, silicio, magnesio, manganese, zolfo, fosforo, cromo, boro, nichel, alluminio, rame, stagno.

Tutti gli elementi sono controllati in doppio con due scariche eseguite su zone diverse del campione e se i risultati analitici rientrano nei limiti di tolleranza stabiliti, come valore di analisi si prende in considerazione la media delle due determinazioni riscontrate per ciascun elemento controllato.

Data la notevole diffusione e l'importanza che riveste, si ritiene opportuno descrivere brevemente quanto segue.

Spettrometro ad emissione

Gli spettrometri ad emissione sotto vuoto sono costituiti essenzialmente da 3 parti: la sorgente di eccitazione, lo spettrometro vero e proprio ed il registratore elettronico.

La sorgente di eccitazione genera l'energia necessaria alla volatilizzazione di una parte del campione. Durante l'analisi il campione alloggia nello stativo e quindi si fa scoccare una scarica elettrica fra il campione in esame ed un controelettrodo di tungsteno, argento o grafite purissima; una piccolissima quantità di campione è fatta volatilizzare dalla scintilla ed emette luce di lunghezze d'onda caratteristiche degli elementi presenti e di intensità proporzionali alla quantità di questi elementi.

Lo spettrometro alloggia il sistema ottico con il quale la luce generata dalla scintilla è dispersa in uno spettro; in tal modo la luce di particolare lunghezza d'onda può essere isolata e convertita da fotomoltiplicatori in segnali elettrici che sono trasmessi al registratore elettronico.

Il registratore elettronico integra i segnali che avvengono durante la scarica e li visualizza mediante un voltmetro digitale che a sua volta fornisce i dati ad un calcolatore che li trasforma in percentuale per ciascuno elemento controllato.

Se come controelettrodo è utilizzata la grafite purissima, non sarà possibile la determinazione analitica del carbonio.

Preparazione del provino per controlli analitici quantometrici

La preparazione del provino di ghisa, per i controlli analitici quantometrici, è d'importanza fondamentale per i seguenti motivi:

- il campione deve presentare struttura omogenea;
- la struttura del campione deve essere molto riproducibile;
- il campione deve presentare una struttura perfettamente bianca.

Infatti se il campione presentasse precipitazione di grafite irregolare e diffusa, si andrà a compromettere l'accuratezza analitica perchè le fasi non metalliche si comportano come dei microcatodi e la scarica elettrica s'innesca preferenzialmente su di essi e di conseguenza si avrebbe una continua fluttuazione della scarica e soprattutto la porzione del campione che volatizza non risulterebbe rappresentativa dell'insieme stesso.

Per tali ragioni l'esame pratico spettrometrico delle ghise dipende in notevole misura dalla possibilità di contenere le precipitazioni di grafite, cioè ottenere dei provini aventi una matrice bianca.

Per questi motivi il campione per analisi spettrometriche deve essere preparato con estrema accortezza, utilizzando una conchiglia, come quella riportata in fig. 442 la quale permette - colandoci direttamente la ghisa prelevata con un'apposita cucchiaia dall'interno del forno fusorio, dal canale di colata o dalla siviera - di ottenere provini estremamente sani, omogenei, a struttura totalmente bianca.

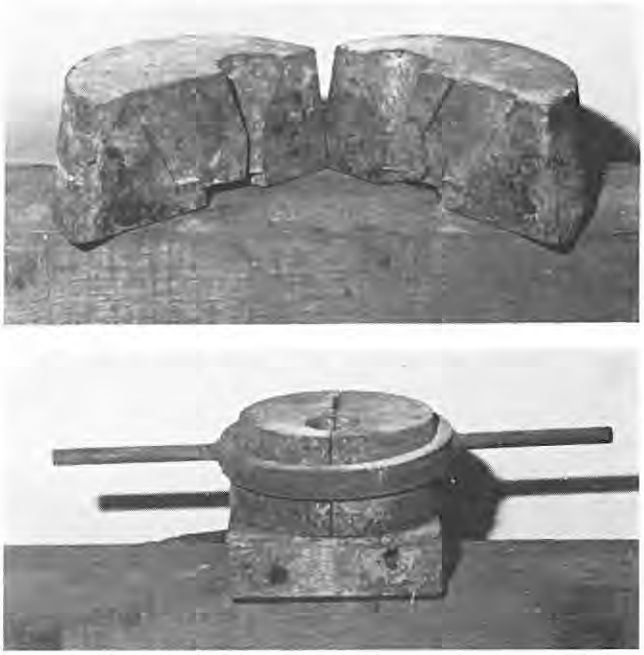


Fig. 442 — Conchiglia (aperta e chiusa) per provino.

Determinazione simultanea del carbonio e dello zolfo nelle ghise mediante l'analizzatore

Si è ritenuto opportuno illustrare brevemente il funzionamento di questo apparecchio che permette, in tempi brevissimi d'analisi, la determinazione simultanea di due elementi fondamentali per la produzione di ghisa con grafite sferoidale.

L'analizzatore è un determinatore automatico e simultaneo del carbonio e dello zolfo ed è in grado di visualizzare direttamente i risultati in percentuali su appositi display.

Il sistema di rilevazione a raggi infrarossi permette di ottenere analisi complete in un tempo inferiore ai 60 s. I campioni possono essere introdotti nello strumento sotto forma di barrotto, truciolo o polvere, il campo di pesata utilizzabile è notevolmente vasto e va da 0,300 a 1,299 g.

Per ciò che concerne il campione polverizzato, è bene si tenga presente che ghise grigie ipereutettiche ad alto contenuto di carbonio possono comportare notevoli disagi ed errori d'analisi, causa la disomogeneità del campione. Il problema può facilmente essere *baypassato*, portando la ghisa grigia a ghisa bianca con struttura ledeburitica, mediante una semplice fusione.

Il campione è fuso, in corrente di ossigeno, in un forno ad induzione, usando come acceleratore di fusione un prodotto a base di tungsteno.

Approssimativamente il 97% del carbonio presente nel campione è ossidato a CO_2 e circa il 3% a CO; lo zolfo invece è completamente ossidato a SO_2.

I gas (CO_2, CO e SO_2) sono rilevati separatamente nella stessa cella di misura da rilevatori allo stato solido di tipo energetico.

Lo zolfo è rilevato direttamente, il carbonio invece è dato come somma di segnali del CO e del CO_2 da un addizionatore elettronico.

In assenza di CO, CO_2 e SO_2 nello strumento circola solamente dell'ossigeno, l'energia ricevuta da ogni rivelatore è quindi massima; durante il ciclo di analisi, le proprietà di assorbimento del CO, CO_2 e SO_2, nelle rispettive bande dell'infrarosso provocano una diminuzione di energia sui rispettivi rivelatori, tale perdita di segnale risulta essere direttamente proporzionale alla concentrazione di ciascun elemento.

CONTROLLI ANALITICI INDISPENSABILI PER UNA CORRETTA PRODUZIONE DI GETTI DI GHISA SFEROIDALE

Nelle piccole e medie fonderie, dove a causa dei bassi livelli produttivi non si giustifica sicuramente un investimento per allestire un laboratorio che disponga delle attrezzature finora riportate, è comunque necessario un controllo della composizione chimica del metallo alla spillata del forno fusorio, utilizzando mezzi più modesti.

Lo strumento che ben si adatta a questo scopo per la sua semplicità, economicità e rapidità di risposta è un analizzatore istantaneo che, utilizzando l'analisi termica, rileva i punti critici di trasformazione durante la fase di raffreddamento di un campione di ghisa colato allo stato liquido in uno speciale crogiolo e determina simultaneamente carbonio equivalente, carbonio totale e silicio.

La precisione di questa determinazione è garantita solamente se il campione per la curva di raffreddamento solidifica bianco, cioè esente da precipitazione di grafite. La solidificazione metastabile è assicurata mediante aggiunta di una goccia di tellurio posta sul fondo del crogiolo.

Sul metallo per la produzione della ghisa sferoidale, dopo i trattamenti di sferoidizzazione, inoculazione e colata è di estrema importanza una determinazione periodica dei valori analitici degli elementi fondamentali quali: manganese, fosforo, zolfo e magnesio per verificare gli scostamenti delle concentrazioni dai limiti prefissati.

Queste determinazioni saltuarie possono essere effettuate dal laboratorio della fonderia, utilizzando le metodiche dell'analisi chimica tradizionale per via umida; per il magnesio, quando non si è attrezzati con l'apparecchiatura per assorbimento atomico è necessario utilizzare la metodica complessometrica che permette di rilevare questo elemento con estrema precisione ai livelli richiesti come magnesio residuo nelle ghise sferoidali (0,03 ÷ 0,06%).

Determinazione del magnesio

Riveste particolare importanza nel controllo di qualità delle ghise sferoidali, in quanto influenza in modo determinante il processo di sferoidizzazione attraverso:

- resa della ferrolega sferoidizzante;
- il controllo della nodularità;
- fenomeno dell'evanescenza (fading).

Esso può essere attuato mediante:

- metodologia per assorbimento atomico;
- metodologia complessometrica.

Determinazione del magnesio residuo nelle ghise sferoidali mediante spettrometria per assorbimento atomico

La determinazione del magnesio che, come ben noto, ha particolare importanza nella ghisa sferoidale, è estremamente lunga e difficile con i metodi tradizionali.

La spettrometria per assorbimento atomico costituisce la tecnica ideale a questo scopo, grazie alla sua semplicità ed alla elevata sensibilità per questo elemento.

Normalmente è usata una sorgente (lampada a catodo cavo) proprio del magnesio, che sulla riga di risonanza 285,2 nm, con un bruciatore grande parallelo ed una fiamma composta da acetilene-aria offre la migliore risoluzione possibile. Con uno spettrometro monoraggio, in queste condizioni, si possono determinare tenori minimi dell'ordine di 0,0005 % di Mg.

Preparazione del campione

Un g di ghisa, finemente macinata, è attaccato con una miscela acida formata da 15 ml HCl diluito e 5 ÷ 10 gocce di HNO_3 conc. Ad attacco avvenuto (30 ÷ 60 min su bagno

a sabbia o comunque fino a completa dissoluzione del campione) aggiungere 15 ml $HClO_4$ conc., porre sulla fiamma di un bunsen e portare a consistenza sciropposa. Lasciar raffreddare e riprendere con 20 ml di acqua acidulata per HCl e filtrare in palloncino tarato da 100 ml, avendo cura di lavare il filtro prima con una soluzione calda di acqua acidulata (HCl) ed infine con acqua bidistillata. Dopo l'eliminazione della silice non vi sono altri elementi che interferiscono nell'analisi.

La curva di taratura, che è lineare anche per alte concentrazioni, viene effettuata con ghise standards, trattate nella maniera sopracitata, oppure con campioni sintetici a matrice ferro, avendo cura che le soluzioni (concentrazioni) così ottenute abbiano la stessa viscosità del campione incognito.

Nel caso si abbiano tenori elevati di magnesio residuo, è preferibile partire da aliquote inferiori di campione (0,2 g invece di 1 g) piuttosto che effettuare diluizioni ad attacco avvenuto in quanto, come ben noto, successive diluizioni comportano errori maggiori sulla determinazione analitica, oppure portarsi su righe di risonanza a minor sensibilità (esempio 202,5 nm).

Determinazione del magnesio nelle ghise sferoidali con la metodologia complessometrica

In bicchiere da 600 cm^3 forma alta, coperto, si attaccano a caldo 4 g di campione con 50 cm^3 di acqua e 20 cm^3 di acido nitrico concentrato. Ad attacco compiuto si lascia raffreddare.

Si aggiungono 2 ÷ 3 g di persolfato di ammonio e si fa bollire per alcuni minuti (fino al termine del ribollire).

Si diluisce con acqua a circa 150 cm^3 e si aggiunge, con cilindro, ammoniaca concentrata, fino a completa precipitazione del ferro con consistenza pastosa (circa 15 ÷ 20 cm^3 di ammoniaca). Si neutralizza a pH = 5.

Si aggungono, tenendo agitato il liquido, soluzione acquosa di ossido di zinco (4 g ZnO in 40 cm^3 di acqua) in 2 ÷ 3 riprese, e 50 cm^3 di soluzione satura di acqua di bromo. Si fa bollire per 10 min. Si travasa il tutto, con imbuto, in pallone tarato da 500 cm^3; si raffredda e si porta a segno.

Si agita energicamente e si filtra, usando il filtro a pieghe asciutto, in palloncino da 250 cm^3 fino a segno.

Si versano i 250 cm^3 (corrispondenti a 2 g di campione) in matraccio conico da 750 cm^3; si aggiungono 40 cm^3 di soluzione tampone e 20 cm^3 di soluzione di cianuro potassico al 25% (con precauzione sotto cappa).

Si aggiungono alcune gocce di indicatore, fino a colorazione violacea chiara; quindi si titola con soluzione fino a scomparsa del colore violaceo, e colorazione completa finale blu.

Calcolo: Mg% = C x 0,01216

dove C è il numero di cm^3 di soluzione titolante consumati.

Soluzioni occorrenti:

- Soluzione tampone: 70 g di cloruro d'ammonio + 570 g (630 cm^3) di ammoniaca concentrata, portati in acqua a 1.000 cm^3.
- Soluzione di potassio cianuro: 250 g di KCN in 1.000 cm^3 di acqua.
- Indicatore: 0,1 g in 25 cm^3 di alcool al 96%.
- Soluzione titolante: 3,7225 g in 1.000 cm^3 di acqua (in pallone tarato).

Le vetrerie da impiegare vanno lavate accuratamente con miscela cromica e acqua distillata. Per l'impiego del sale di cianuro vanno applicate le relative norme di sicurezza.

CONTROLLO RAPIDO IN FONDERIA DEL TRATTAMENTO DI SFEROIDIZZAZIONE E INOCULAZIONE

Per la produzione commerciale di getti di ghisa sferoidale è necessario disporre di mezzi rapidi di controllo ancora durante lo svolgimento delle operazioni di trattamento e colata.

Lo scopo da raggiungere con questi controlli è duplice: primo, avere subito indicazioni sull'andamento della produzione per disporre, eventualmente, le opportune misure correttive; secondo, in caso di irregolarità, separare i getti anomali, evitando al collaudo un improbo lavoro di cernita su tutta la produzione.

Dopo il trattamento di sferoidizzazione e prima dell'inoculazione si può impiegare un provino normalmente usato per la prova della profondità di tempra della ghisa lamellare.

Dopo rottura la frattura deve risultare prevalentemente bianca; l'ampiezza della zona cementitica può dare anche una indicazione per l'entità della successiva inoculazione.

Quando i getti non sono importanti, dopo trattamento con Mg e inoculazione bastano prove approssimative come l'osservazione della frattura di un provino di forma qualsiasi o anche di una sgocciolatura di ghisa raccolta nella parte superiore della forma.

La frattura deve risultare chiara-argentea in caso di buon esito del trattamento di sferoidizzazione. Anche l'odore proveniente dalla frattura denuncia l'avvenuta introduzione del Mg nella ghisa base. Questo odore di acetilene greggia deriva dalla reazione dei composti del Mg nella ghisa con l'umidità dell'aria o con l'alito dell'operatore.

Un provino di forma parallelepipeda convenientemente allungata, colato insieme con i getti, può essere sottoposto alla prova di piegamento. Questa prova corrisponde bene al concetto di ghisa sferoidale. La prova di piegamento può anche essere effettuata alla distaffatura su una bava del getto.

Alla smaterozzatura dei getti una mancata sferoidizzazione può risultare da una troppo facile rottura delle materozze e colate (frattura scura).

Quando invece i getti sono importanti e devono presentare precise caratteristiche meccaniche e dare assoluta garanzia all'impiego, occorrono controlli più precisi.

Un valido sussidio a questi controlli in officina è dato dall'analisi termica, ormai conosciuta nella maggior parte delle fonderie per la determinazione del CE.

Molti autori hanno fondato le loro ricerche sulle differenze osservate, durante la solidificazione eutettica, tra le curve di raffreddamento della ghisa grigia lamellare e della ghisa sferoidale.

E' stata studiata l'influenza della percentuale di grafite sferoidale sui punti caratteristici delle curve e sul loro andamento.

Le differenze di forma possono essere determinate direttamente mediante un registratore a compensazione oppure differenziando le curve di raffreddamento.

E' ancora in corso però l'accertamento della idoneità di questi procedimenti nella pratica di fonderia. Le difficoltà sono rappresentate da due fattori che influenzano la forma delle curve e la posizione dell'eutettico e precisamente l'inoculazione con Fe-Si e la velocità di raffreddamento del provino.

Un altro sistema di controllo, che utilizza l'analisi termica di un provino di ghisa liquida, è basato sulla differenza della conducibilità termica tra ghisa lamellare e ghisa sferoidale.

Poichè la determinazione del valore assoluto della conducibilità termica richiede l'esatta conoscenza di tutte le condizioni sperimentali (praticamente impossibile), può essere misurata soltanto la conducibilità termica relativa.

Questo può essere ottenuto determinando la curva di raffreddamento con una termocoppia inserita in un crogiolo di forma speciale a due diametri contenente la ghisa in esame.

I valori di temperatura misurata dalla termocoppia e digitalizzati sono introdotti in un calcolatore il quale dopo alcuni minuti comincia la valutazione del grado di sferoidizzazione mediante segnali luminosi corrispondenti a: buono, cattivo e incerto.

Un altro procedimento proposto per il controllo della sferoidizzazione sulla ghisa liquida trattata con Mg è basato sulla misura della resistività elettrica.

La cristallizzazione dell'austenite e della grafite sferoidale provoca una diminuzione della resistività del campione, mentre la grafite lamellare provoca una variazione in senso opposto.

Sono infine da ricordare, e soprattutto da attuare, tutti i controlli che mirano ad assicurare la esatta e tempestiva esecuzione delle operazioni di trattamento con Mg della ghisa base e della inoculazione con Fe-Si e precisamente i controlli sulla composizione chimica, sulla temperatura del metallo, sulla quantità e modalità di introduzione del Mg e del Fe-Si e sul tempo massimo utilizzabile per la colata dei getti.

Il trattamento di sferoidizzazione comprende inevitabilmente l'inoculazione della ghisa con Fe-Si, che ha la sua influenza sia sulla formazione della grafite sferoidale (numero e qualità degli sferoidi) sia sulla formazione o meno dei carburi liberi.

Oltre ai sistemi di controllo già ricordati, che si riferiscono alla ghisa liquida trattata con Mg e Fe-Si, vale in particolare per la tendenza alla formazione dei carburi liberi l'impiego del comune provino a cuneo già noto per l'identico impiego nella produzione della ghisa grigia lamellare.

Le altre prove di controllo, da eseguire in laboratorio, con le adeguate apparecchiature e personale specializzato, sono descritte nei paragrafi che seguono e riguardano i controlli non distruttivi del grado di sferoidizzazione e della sanità dei getti, gli esami strutturali micro e macro, le caratteristiche meccaniche.

ESAMI METALLOGRAFICI MICRO E MACRO

La struttura della ghisa sferoidale, come per qualunque altra lega metallica, può essere controllata solo attraverso esami metallografici.

Questi esami permettono l'osservazione dei due costituenti strutturali fondamentali delle ghise: la grafite e la matrice; nonchè delle inclusioni, delle microcavità e di qualunque altra anomalia.

La tecnica metallografica di preparazione dei provini, i problemi di fisica ottica connessi alla formazione dell'immagine, la descrizione dei costituenti strutturali, sono stati esposti dettagliatamente nel I volume della Metallurgia delle ghise.

Controllo in produzione della forma della grafite

La struttura della grafite dipende direttamente dal metallo spillato, dal trattamento sferoidizzante e dall'intervallo di tempo trascorso prima della colata. Pertanto la determinazione della struttura rientra tra i controlli di produzione e va eseguita su campioni provenienti da ogni siviera trattata.

A causa del fenomeno di decadimento della sferoidizzazione, per l'evanescenza del magnesio, il campione da esaminare deve essere prelevato in corrispondenza dell'ultimo getto colato, ovvero quando la ghisa è nelle peggiori condizioni metallurgiche.

Un piccolo provino (fig. 443) è ricavato dal bacino di colata, ove in fase di formatura è stata stampata la relativa cavità. Il provino, subito dopo la solidificazione, deve essere staccato e raffreddato in acqua.



Fig. 443 — Provini per il controllo del grado di sferoidizzazione della grafite.

Con mole idonee è possibile lucidare rapidamente la superficie da osservare al microscopio, a circa 100 ingrandimenti.

Questi campioni naturalmente non permettono alcuna previsione circa la struttura della matrice. La stessa grafite del provino a causa della differente velocità di raffreddamento del getto, da cui è stato staccato, non avrà perfetta corrispondenza di forma e distribuzione con quella di reale utilizzo.

Si ha però la necessaria assicurazione dell'avvenuta sferoidizzazione. In caso negativo o insoddisfacente occorre esaminare, a ritroso verso il primo getto colato, gli altri provini.

I provini, per questo controllo al microscopio, possono anche essere colati in apposite formine, d'impasto per anime, come in fig. 444.

Controllo microstrutturale dei getti

La dimensione reale degli sferoidi, le irregolarità della forma, la loro distribuzione nella matrice, la struttura stessa della matrice, possono essere definite, sui getti prodotti, solo con un regolare esame micrografico.

La Norma UNI 3775-73, che riguarda la *Classificazione della grafite nelle ghise* è di particolare utilità per il metallurgista della ghisa sferoidale.

In fig. 445 sono riportate le figure di riferimento per la forma della grafite. Tra la forma I (lamelle) e la forma VI (sferoidi regolari), si trovano forme particolarmente interessanti, che spesso ricorrono in provini con sferoidizzazione insufficiente o non regolare:

- forma II : noduli ramificati
- forma III : vermiculi
- forma IV : floculi frastagliati
- forma V : floculi compatti.

Queste forme spesso coesistono in modo vario, in relazione al tempo di decadimento del trattamento sferoidizzante, prima della colata. Non è raro esaminare getti con grafite a doppia struttura, con lamelle e sferoidi frammisti, o nettamente separati, come nelle micrografie di fig. 446 a-d.

In fig. 447 sono riportate le figure di riferimento per la dimensione degli sferoidi a 100 ingrandimenti. La tab. LXXIX riporta le relative dimensioni. Le dimensioni 1 e 2 non riguardano la ghisa sferoidale.

Interessanti sono le strutture anomale di sferoidizzazione di fig. 448, che ricorrono spesso nei provini ricavati dai getti, in cui il perfetto accrescimento degli sferoidi è stato in qualche modo ostacolato. La struttura c è detta comunemente *grafite esplosa*; la d è dovuta alla crescita di aggregati complessi di grafite.

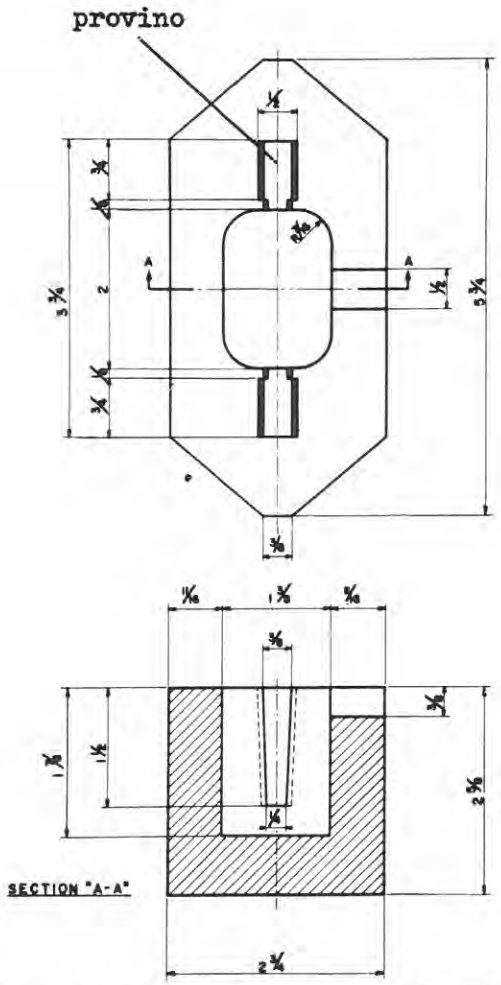


Fig. 444 – Formina per provini per il controllo al microscopio.

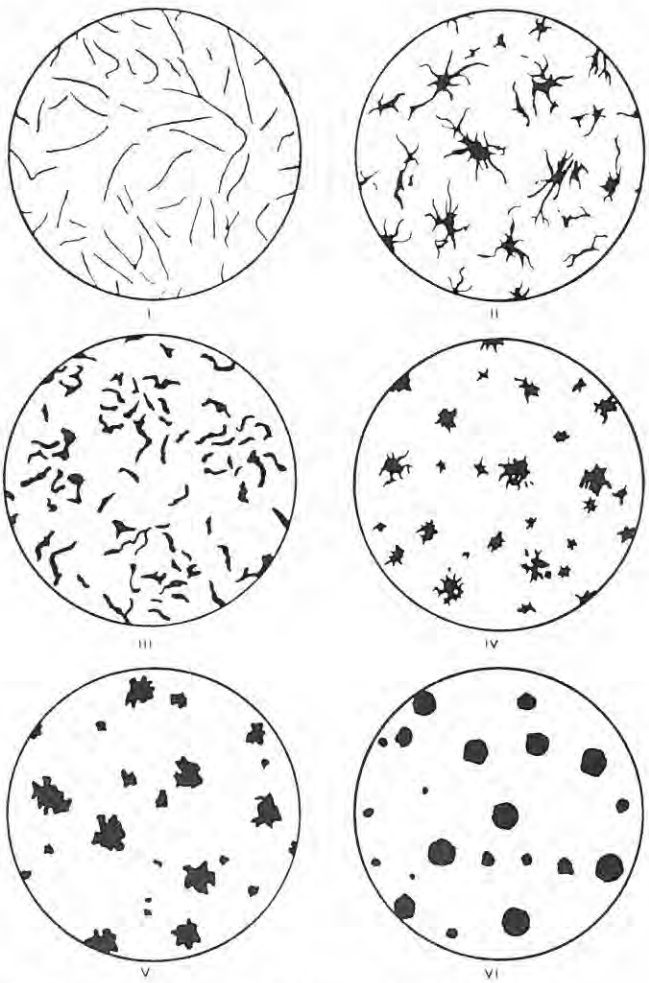
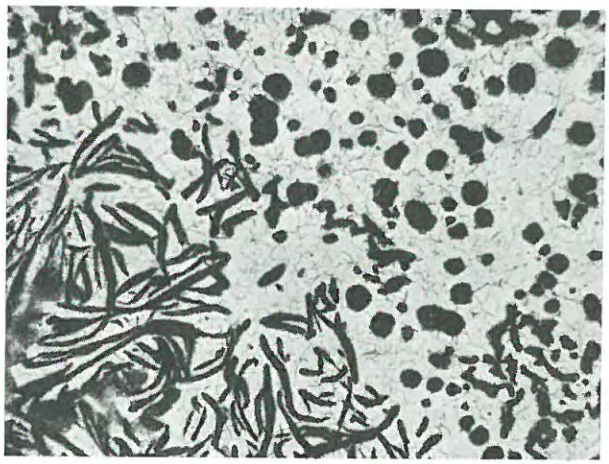


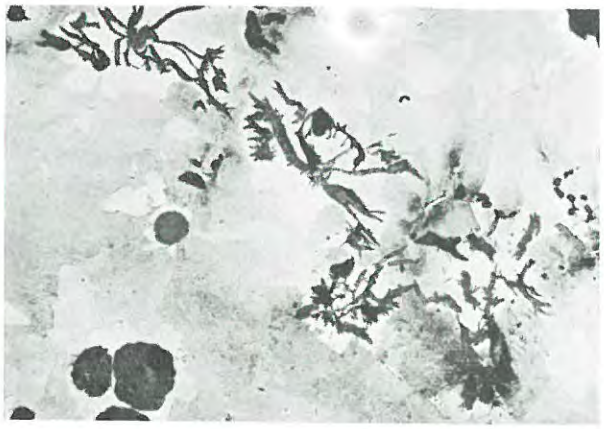
Fig. 445 – Riferimenti per la forma della grafite.



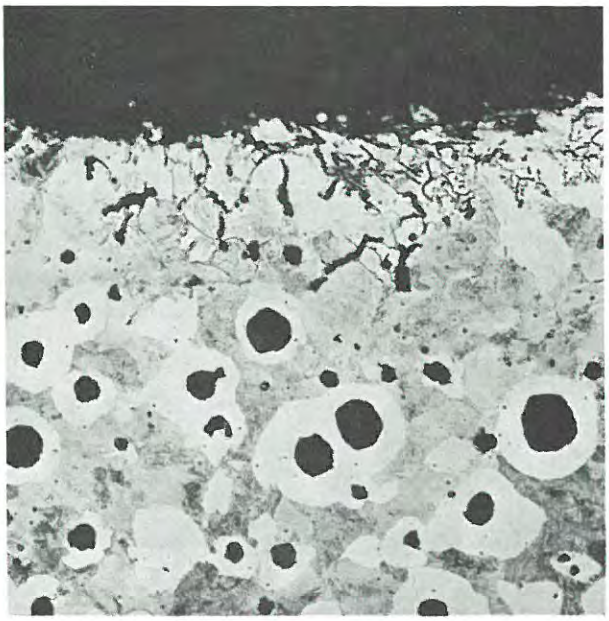
a X 100



b X 40



c X 300



d X 150

Fig. 446 – Getti con grafite a doppia struttura,

a – zona di transizione netta tra le due strutture lamellare e sferoidale
b – struttura frammista di lamelle e sferoidi
c – concentrazione di grafite lamellare intercellulare
d – grafite lamellare nello strato superficiale del getto

Tabella LXXIX - Dimensioni unificate della grafite a sferoidi.

Numero di riferimento	Dimensioni degli elementi a 100 x mm	Dimensioni reali degli elementi mm
3	oltre 25 fino a 50	oltre 0,250 fino a 0,500
4	oltre 12 fino a 25	oltre 0,120 fino a 0,250
5	oltre 6 fino a 12	oltre 0,060 fino a 0,012
6	oltre 3 fino a 6	oltre 0,030 fino a 0,060
7	oltre 1,5 fino a 3	oltre 0,015 fino a 0,030
8	fino a 1,5	fino a 0,015

Gli esami strutturali dei getti di fonderia coinvolgono spesso i tecnici dei reparti di produzione, unitamente agli esperti della qualità; per cui nel laboratorio metallografico sono frequenti esami con interventi di più persone. Ad essi spesso si aggiunge l'acquirente.

Gli usuali microscopi rendono disagevoli questi esami collegiali. Vi è in commercio il tipo di un semplice e comodo microscopio con grande schermovisore, che permette l'osservazione simultanea a più persone.

Controllo di inclusioni e cavità-stereomicroscopia

I difetti, che interessano questo tipo di controllo, sono tridimensionali: lamellari, sferici, ramificati. Spesso sono rilevabili ad occhio nudo o con una comune lente di ingrandimento. Ma per un più dettagliato esame, dell'intera superficie solida ingrandita, si richiede l'impiego dello stereomicroscopio.

Molte inclusioni tipiche della ghisa sferoidale, o sono collocate sulla superficie delle cavità di risucchio, o sono incastonate nella massa metallica.

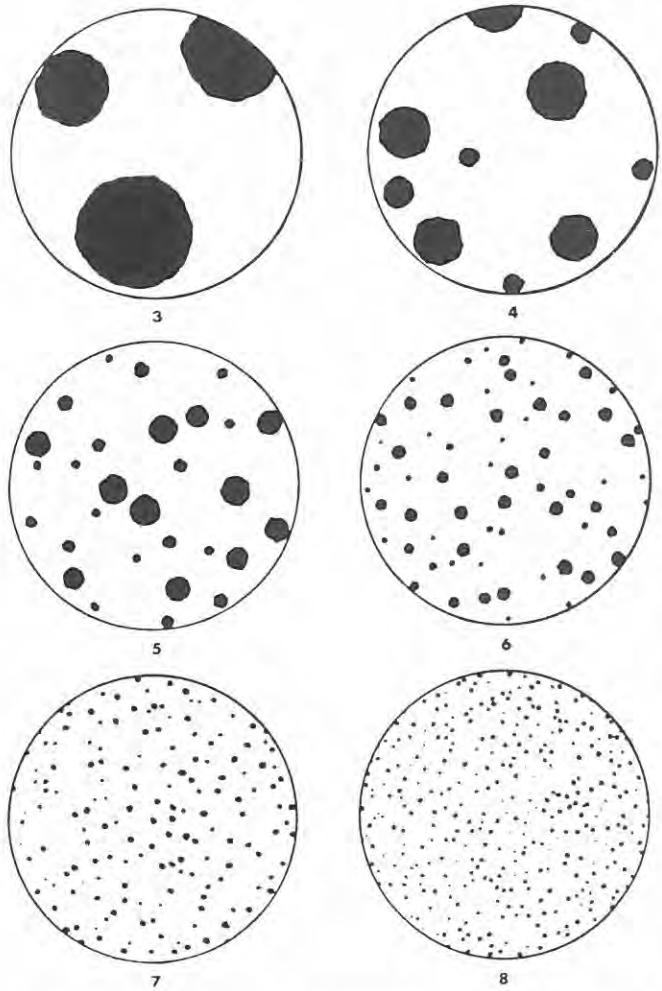


Fig. 447 — Riferimenti per la dimensione della grafite sferoidale.

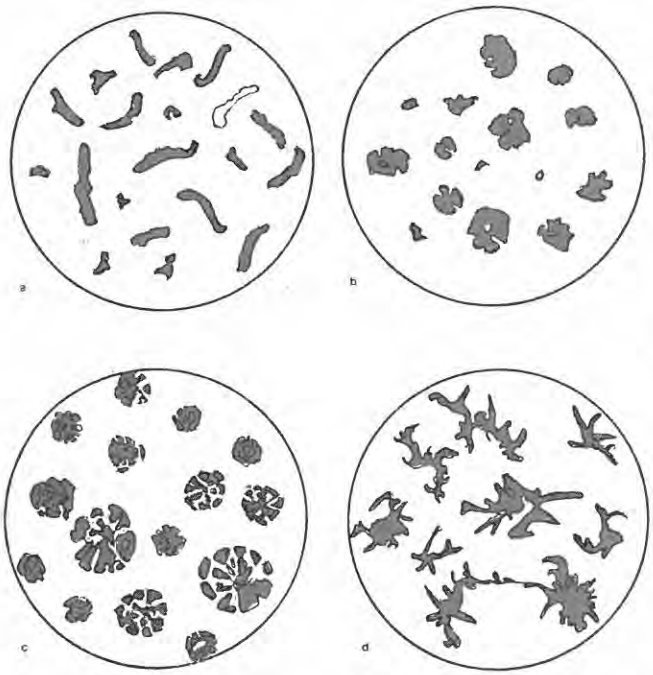


Fig. 448 — Strutture anomali di sferoidizzazione.

Tra i tipici difetti tridimensionali sono da elencare anche le piccole dendriti, che spesso fioriscono - è il caso di dirlo - sulle superfici delle cavità.

Gli stereomicroscopi tipici hanno due oculari, otticamente accoppiati con serie di obiettivi intercambiabili, per ottenere vari ingrandimenti.

In questo tipo di controllo si sente spesso la necessità di *inquadrare* adeguatamente l'immagine, o di passare senza interruzione da una visione d'insieme a un particolare maggiormente ingrandito.

Ciò non è possibile con i normali mezzi ottici, che possono dare solo scale di ingrandimenti, con salti di valori definiti.

Di recente i noti sistemi ottici *zoom* hanno permesso la costruzione di speciali stereomicroscopi, con i quali è possibile variare in modo continuo l'ingrandimento, per esempio da x5 a x30 con oculare x10, senza spostare la messa a fuoco.

Esiste anche lo stereomicroscopio-zoom montato su un interessante stativo a braccio, che permette comodi esami su ampie superfici.

L'illuminazione ideale delle zone in osservazione è ottenuta con due portalampade opposte per illuminazione incidente, o meglio con lampada anulare al neon.

Applicando allo stereomicroscopio un apposito tubo monoculare con camera fotografica si possono eseguire riproduzioni fotografiche dell'immagine, sia con pellicole a rulli, sia con un sistema rapido.

Controllo microscopico non distruttivo della struttura

Con apposite apparecchiature portatili è possibile eseguire le operazioni preliminari di levigatura e lucidatura direttamente su piccola superficie del getto. E' possibile anche la rapida pulitura elettrolitica.

Le superfici così preparate, ed eventualmente attaccate - come di norma se occorre anche l'esame della matrice - possono essere esaminate con un piccolo microscopio di tipo portatile. Dato che questi esami hanno solo valore indicativo, non occorrono alti ingrandimenti.

Nel caso di esami più accurati, il noto metodo della replica permette di effettuare impronte della struttura, per l'osservazione con il normale microscopio metallografico.

Microscopia ad alta temperatura

Con l'osservazione visiva continua di quanto effettivamente avviene, per quella data ghisa, ai *punti critici* e negli intervalli delle temperature di trasformazione, il metallurgista può ottenere preziose informazioni. E' possibile determinare meglio la composizione chimica della lega, e le condizioni tempi-temperature del trattamento termico.

L'esame metallografico di queste trasformazioni strutturali, allo stato solido, va eseguito ad alta temperatura.

Appositi tavolini riscaldanti permettono di riscaldare il provino preparato nell'intervallo termico desiderato, in atmosfera di gas neutro o sotto vuoto.

Il tavolino riscaldante realizzato per osservazioni in luce riflessa, è montato sul tavolo porta-oggetto di un comune microscopio metallografico. Un apposito schermo evita l'irraggiamento all'esterno; resta visibile solo la superficie in esame del provino.

Le varie fasi delle trasformazioni strutturali possono essere fotografate con facilità.

Microscopia quantitativa strutturale

Le dimensioni di determinati elementi strutturali e la regolarità della loro distribuzione, il rapporto percentuale tra due costituenti della struttura, sono valutazioni che hanno sempre interessato il tecnico esperto di esami metallografici.

Per le misure di dimensioni i microscopi hanno tra gli accessori opportuni micrometri ottici.

Le valutazioni percentuali invece sono eseguite in modo empirico, sulla base dell'esperienza. Si fa ricorso anche a carte millimetrate trasparenti; ma il conteggio dei quadratini che coprono in microfotografia il costituente strutturale che interessa è lento e noioso.

Anche il metodo dei colpi di spillo, lasciati cadere in gran numeró, in modo casuale, sulla microfotografia del provino, con il successivo conteggio dei colpi caduti sugli elementi strutturali in esame, è lento e impreciso.

La tecnica elettronica, applicata alle indagini metallografiche, ha permesso l'attuazione automatica della microscopia quantitativa strutturale. Cosî l'indagine è rapida e precisa.

Per ogni costituente strutturale è possibile quantificare: numero delle particelle per unità di superficie, area totale e dimensione media delle particelle selezionate, distribuzione lineare di esse. Anche le inclusioni rientrano in queste misure.

In presenza di porosità, di microcavità e risucchi, si possono quantificare: la dimensione media delle cavità, la superficie specifica, i parametri dimensionali.

Nel caso di crescita anisotropa degli sferoidi di grafite (fig. 448 d) o in presenza di dendriti, è possibile l'analisi matematica della conformazione.

Queste analisi matematiche, che sembrano avere solo finalità teoriche, se applicate alla ghisa sferoidale, permettono invece interessanti considerazioni metallurgiche sulla nucleazione della grafite, ed i rapporti di essa con la matrice.

E' in vendita un microscopio metallografico per l'analisi quantitativa dell'immagine, con gli accessori elettronici: telecamera, monitor fluorescente, analizzatore.

L'immagine da analizzare è proiettata sullo schermo fotosensibile del visore catodico. Si discrimina, con vario tono di grigio, il componente strutturale prescelto. Canali analizzatori di misura effettuano poi sulle sue particelle i rilevamenti richiesti.

I valori delle misure sono infine indicati in forma digitale sullo stesso schermo di osservazione del monitor.

E' possibile l'allacciamento a stampanti, memorie magnetiche, computer, per le eventuali elaborazioni dei dati raccolti.

CONTROLLO NON DISTRUTTIVO DELLA SFEROIDIZZAZIONE

Il trattamento di sferoidizzazione *in-mold*, direttamente nelle singole forme da colare, non permette la contemporanea colata di provini validi per il controllo prima della distaffatura dei getti.

Anche appendici, colate in zone prestabilite del getto, non garantirebbero, con l'esame micrografico, l'ideoneità del getto stesso.

Il processo *in-mold* assicura un elevato standard qualitativo; nei casi di produzioni continue ed automatizzate, si può talvolta indurre nei getti difetti casuali, che vanno ad interessare le caratteristiche meccaniche.

L'eventuale mancanza della lega Fe-Si-Mg dà getti non sferoidizzati; ma anche in presenza della predetta lega si può avere, per varie cause, una parziale sferoidizzazione.

Nelle fonderie, che adottano il processo *in-mold*, si impiegano normalmente controlli non distruttivi su tutti i getti. Le specifiche unità di controllo vanno spesso integrate nelle linee di produzione, per un rapido collaudo automatizzato al massimo.

Il controllo, pur nella varietà delle tecniche di esame, si riconduce ad un principio fisico base. Una sonda trasmette nel getto vibrazioni soniche, che oppurtunamente captate, dopo aver attraversato il pezzo, danno un segnale di risposta, leggibile su una idonea strumentazione. L'intensità del segnale è proporzionale al grado di sferoidizzazione del getto esaminato.

Si ritrova cosî un aspetto, già sofisticato, ma di maggiore attendibilità e automatizzabile, del vecchio sistema di controllo acustico, mediante percussione del getto con un martelletto.

L'orecchio addestrato dell'operatore percepiva la differenza di suono emesso; ma per varie cause esterne incidenti al sistema poteva dare scarsa affidabilità.

Controllo con sonda sonica

Il principio del controllo è basato sulla frequenza di risonanza. La fig. 449 schematizza la procedura.

Mediante un eccitatore elettromagnetico si trasmettono oscillazioni nel getto in esame, posto in prossimità.

Le vibrazioni indotte sono captate dal trasduttore ricevente, in prossimità dell'estremità opposta.

Un generatore di frequenze variabili, regolato manualmente o meglio pilotato da circuiti elettronici, trasmette all'eccitatore oscillazioni persistenti a frequenza crescente, da 200 cicli al secondo (Hz) (*) fino ad oltre 10.000 Hz.

(*) Hz (hertz) è l'unità di frequenza ed equivale ad un ciclo completo in un secondo. KHz = 10^3 Hz; MHz = 10^6 Hz.

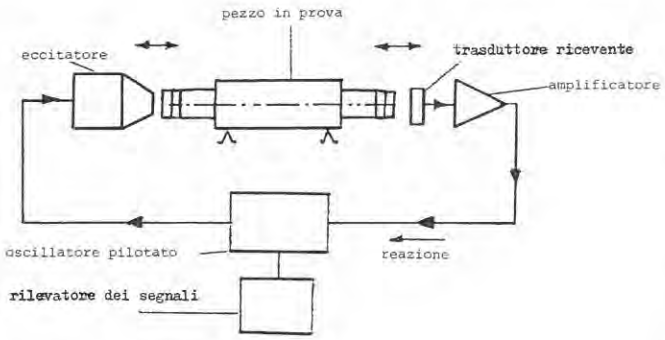


Fig. 449 – Schema dei controlli con sonda sonica: misura della frequenza di risonanza.

Quando il getto è eccitato con vibrazioni corrispondenti alla sua frequenza di risonanza, insorgono in esso oscillazioni libere, che provocano la caduta della sua impedenza acustica.

In tali condizioni il segnale captato dal trasduttore ricevente ha alta potenza, e sarà bene evidenziato da un opportuno strumento rivelatore.

Il diagramma di fig. 450 mostra la relazione tra le frequenze impiegate in una ipotetica prova e l'ampiezza dei voltaggi risultanti alla ricezione.

La taratura dell'apparecchio, per ogni gruppo di getti dimensionalmente uguali, va preceduta da esami strutturali mediante micrografia.

La correlazione, tra strutture e rispettive frequenze di risonanza, permette la determinazione della frequenza-soglia di accettabilità, corrispondente ad un certo grado di sferoidizzazione.

Il getto in prova deve appoggiare necessariamente su alcuni punti di sostegno, che devono essere accuratamente scelti, per evitare smorzamenti delle onde acustiche.

Alle estremità opposte dei pezzi bisogna disporre di due superfici per l'eccitazione e la captazione del segnale.

La geometria preferibile dei getti è quella con una dimensione prevalente; per esempio gli alberi per motori.

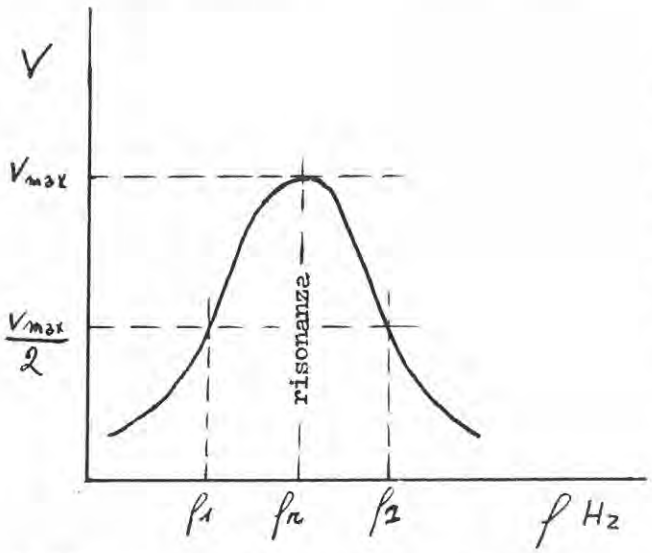


Fig. 450 – Diagramma schematico della curva di risonanza.

Questo metodo di controllo, pur essendo oggi considerato superato, è ancora consigliabile per la semplicità d'impiego ed il basso costo delle apparecchiature.

Controllo con ultrasuoni

L'impiego tradizionale degli ultrasuoni, nel settore delle costruzioni metallurgiche e delle fusioni, riguarda l'ispezione dei difetti interni. Tale impiego verrà descritto nel paragrafo dei *controlli non distruttivi*, e sarà preceduto da alcune nozioni di base fondamentali e dalla descrizione dell'apparecchiatura tipo.

Le informazioni tecniche, che qui seguono, riguardano invece l'impiego particolare degli ultrasuoni per esami strutturali, e specificamente per la determinazione del grado di sferoidizzazione.

Questa determinazione con gli ultrasuoni può essere eseguita: in modo tradizionale, misurando l'ampiezza del segnale di ritorno sul visore fluorescente dell'apparecchio; oppure in modo più rigoroso, misurando il tempo di transito degli ultrasuoni nel materiale. Sistema molto sofisticato, in via di sviluppo, è infine l'analisi spettrale dei segnali di ritorno con lo spettroscopio ad ultrasuoni.

Misura dell'ampiezza del picco di riflessione

Il principio fisico del metodo è l'attenuazione dell'energia degli ultrasuoni nell'attraversamento dei materiali policristallini, a causa degli assorbimenti e delle dispersioni.

Il grado di attenuazione è determinato dalla configurazione e dalla natura stessa dei grani cristallini.

Pertanto, impiegando sonde acustiche ultrasonore, nel campo da 0,5 a 30 MHz, è possibile valutare i getti in esame in relazione con la loro microstruttura.

L'attenuazione provocata dalla grafite lamellare è molto forte, per l'altissima serie di soluzioni di continuità delle lamelle, con conseguente elevato assorbimento di energia.

I difetti interni, provocando sull'interfaccia metallo-cavità riflessioni anticipate di una parte del flusso ultrasonoro immesso nel getto, attenuano il segnale utile di ritorno, e generano segnali intermedi sullo schermo del visore.

Nella ghisa con grafite sferoidale che non presenti difetti, il flusso ultrasonoro non ha sensibile attenuazione, ed il segnale di ritorno è ampio.

Le onde ultrasonore, provenienti dal generatore di impulsi, con frequenze di 2 ÷ 3 MHz, sono trasmesse ritmicamente al pezzo in prova da usuali trasduttori ricetrasmittenti con cristalli piezoelettrici. L'accoppiamento perfetto con la superficie grezza del pezzo è assicurato, o da un velo di olio minerale leggero, o immergendo il trasduttore e il getto in un liquido - anche acqua - senza il diretto contatto.

La lettura dell'intensità del segnale riflesso di ritorno, captato dallo stesso trasduttore, è fatta misurando sul visore fluorescente del tubo catodico l'altezza del picco corrispondente dell'oscillogramma (detto anche *reflettogramma*).

In fig. 451 sono schematizzati i reflettogrammi dei casi limiti sopra indicati: ghisa lamellare, ghisa sferoidale con di-

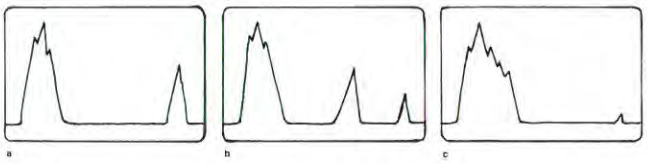


Fig. 451 – Diagrammi schematici da reflettogrammi.

a – ghisa sferoidale accettabile
b – ghisa sferoidale con difetto interno
c – ghisa grigia

fetto interno, ghisa con alto grado di sferoidizzazione. Sono facilmente immaginabili varie soluzioni intermedie.

L'apparecchiatura va calibrata inizialmente con getti campione, esenti da difetti di cavità all'interno e perfettamente sferoidizzati. Si stabilisce così l'altezza del picco di ritorno in condizioni di piena accettabilità.

Successivamente, con un getto al limite tollerabile del grado di sferoidizzazione, si stabilisce la minima altezza del picco per l'accettabilità.

Il controllo può essere automatizzato, con possibilità di selezione automatica del getto di scarto.

L'automatizzazione del sistema di accettazione è molto influenzata dallo spessore del pezzo e dell'accoppiamento imperfetto della sonda con la superficie del pezzo.

La sensibilità di rilevamento dell'impianto di controllo e selezione automatica, deve poter garantire, nei pezzi accettati, un grado minimo di sferoidizzazione dell'80%.

Si veda un rivelatore ultrasonico di tipo nodulare per controlli automatici. In esso un unico tubo visualizzatore dei reflettogrammi è associato a più canali trasmettitori-ricevitori indipendenti, che permettono l'allacciamento contemporaneo di più sonde, anche di tipo diverso.

Vi sono pure unità automatiche di controllo; le onde si accoppiano ai getti mediante l'azione di cilindri pneumatici. L'olio minerale, che assicura l'accoppiamento ultrasonico, viene spruzzato continuamente da ugelli orientati.

Sono possibili duplici controlli contemporanei di integrità e sferoidizzazione.

Apparecchiature, di recente progettazione, permettono di superare l'inconveniente del diverso spessore dei getti. Impiegando due sonde in immersione, come schematizzato in fig. 452, è possibile eseguire la misura preventiva dello spessore, correlazionando poi la determinazione del grado di sferoidizzazione con lo spessore reale misurato.

Per getti con pareti molto sottili, bisogna impiegare, sempre in immersione come in fig. 453, due trasduttori angolati, rispettivamente emittente e trasmittente.

Il trasduttore I trasmette un fascio di onde trasversali, che dopo riflessione sulla superficie opposta, raggiunge il trasduttore ricevente II. Il getto terzo sferoidizzato assorbirà poco l'energia del fascio di onde che lo attraversa.

Misura del tempo di transito degli ultrasuoni

La velocità di propagazione delle onde acustiche, nei materiali metallici, dipende dal modulo elastico e dalla densità di esso, secondo la seguente relazione:

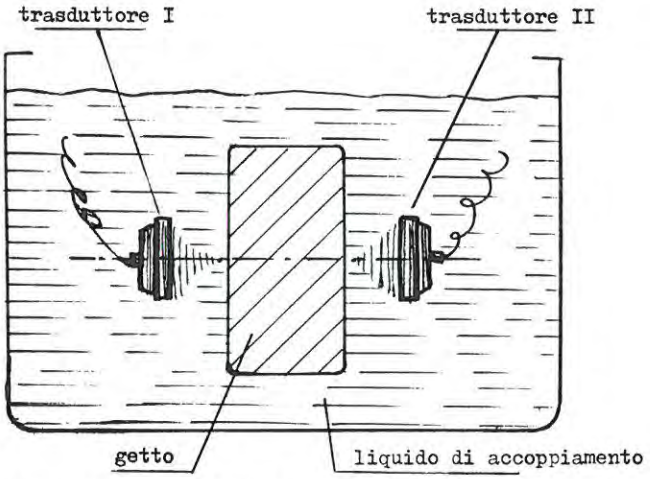


Fig. 452 – Controllo della sferoidizzazione con due sonde in immersione, di getti con spessore non uniforme.

– Trasduttore I: controllo sferoidizzazione.
– Trasduttore II: misura spessore getto.

$$V_L = \sqrt{\frac{E}{C} \cdot \frac{1-\sigma}{(1+\sigma)(1-2\sigma)}}$$

dove:

V_L = velocità delle onde longitudinali (m/s)
E = modulo elastico di Young
C = densità
σ = Modulo di Poisson (*)

La tab. LXXX riporta, per vari metalli, la velocità di propagazione degli ultrasuoni in essi.

Pertanto nella ghisa sferoidale la velocità V_L è in diretta relazione con il grado di sferoidizzazione della grafite, a parità di matrice.

Come mostra il diagramma semplificato di fig. 454, ad un più alto grado di sferoidizzazione corrisponde una maggiore velocità dell'onda acustica. E' interessante notare che la velocità V_L in una ghisa con grafite sferoidizzata al 100% è molto vicina a quella dell'acciaio. Al di sotto del 70% del grado di sferoidizzazione la velocità V_L decresce con rapidità.

(*) Relazione che lega la geometria del corpo al coefficiente di allungamento.

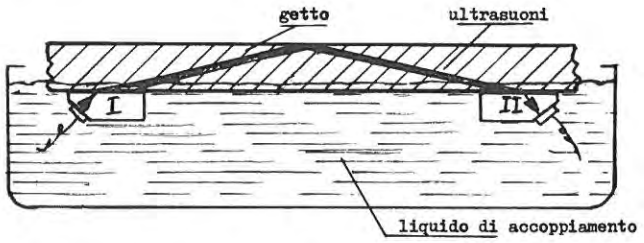


Fig. 453 – Controllo della sferoidizzazione con due sonde angolate, di getti con spessori sottili.

– Trasduttore I: trasmittente.
– Trasduttore II: ricevente.

Tabella LXXX - Velocità di propagazione degli ultrasuoni nei metalli.

Sostanza	Velocità m/s
Acciai	5.000-5.800
Alluminio (leghe)	5.100-6.300
Bronzo	3.400
Ghisa grigia	4.100-4.400
Ghisa sferoidale	5.500-5.650
Ottoni	3.500-4.400
Piombo	1.250
Rame	4.700
Zinco	4.100

Nella ghisa grigia, con grafite a lamelle, si ha la massima attenuazione della velocità V_L.

La misura della velocità degli ultrasuoni viene eseguita in pratica misurando il tempo di transito degli impulsi ultrasonori attraverso lo spessore del pezzo. E' nota la relazione tra velocità, strada percorsa e tempo per percorrerla:

$$V = \frac{S}{t}$$

da cui $t = \frac{S}{V}$

La misura del tempo di transito si effettua come le normali prove con ultrasuoni a riflessione. Una prova in immersione è schematizzata in fig. 455 ove le sonde impiegate sono due, per la compensazione del tempo di transito nel liquido.

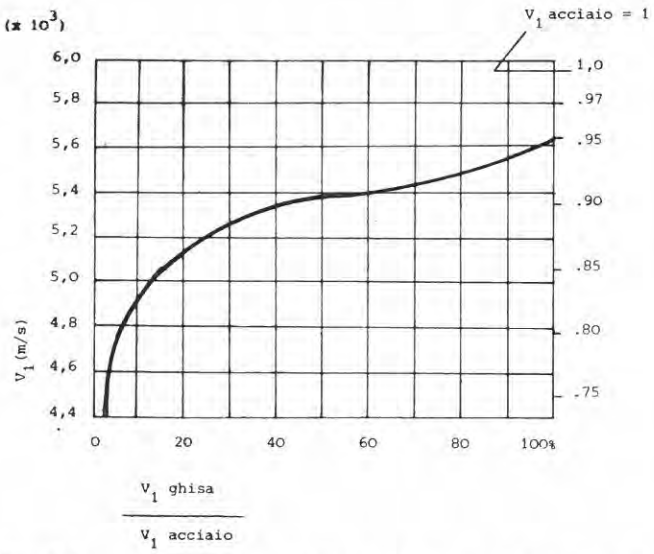


Fig. 454 – Velocità acustica della ghisa sferoidale in funzione del grado di sferoidizzazione della grafite.

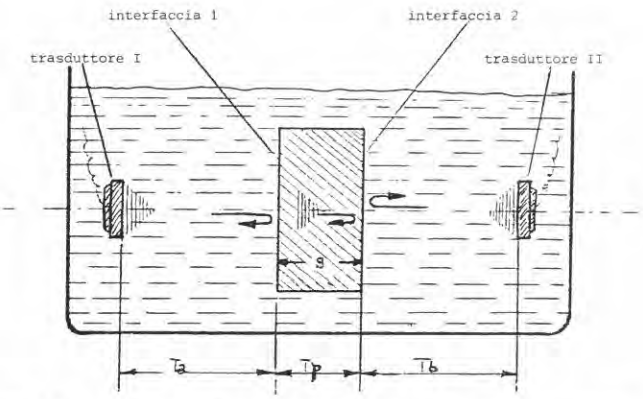


Fig. 455 – Controllo mediante misura della velocità acustica; sistema per immersione con due trasduttori.
- Trasduttore I: controllo sferoidizzazione (tempo di transito nel getto).
- Trasduttore II: compensazione del tempo di transito nel liquido; Tp = tempo di transito nel getto = $2 \cdot \frac{S}{V_L}$.

L'elaborazione dei dati numerici ricavati nella prova avviene mediante computer. Il tempo finale di transito, nel pezzo, si traduce nello spostamento orizzontale dell'eco di fondo sul reflettogramma.

Analisi spettrale

Se si trasmette per brevissimo tempo, attraverso il pezzo in prova, un impulso ultrasonoro, costituito da una banda di frequenza definita, e si analizza lo spettro di frequenza dell'impulso ricevuto, si può ottenere molte informazioni strutturali.

In questo metodo, al già visto fenomeno dell'attenuazione del segnale immesso nel pezzo, si associa il processo di diffusione, che origina pacchetti di onde diffuse.

Apposite apparecchiature generano gli impulsi ultrasonori, con bande di frequenza variabili, e visualizzano gli spettri degli echi sullo schermo fluorescente dell'oscilloscopio. Mezzo di accoppiamento al pezzo è un apposito trasduttore a cristallo piezoelettrico.

In fig. 456 si vede un esempio di spettro di eco, nella banda di frequenza da 2 a 12 MHz.

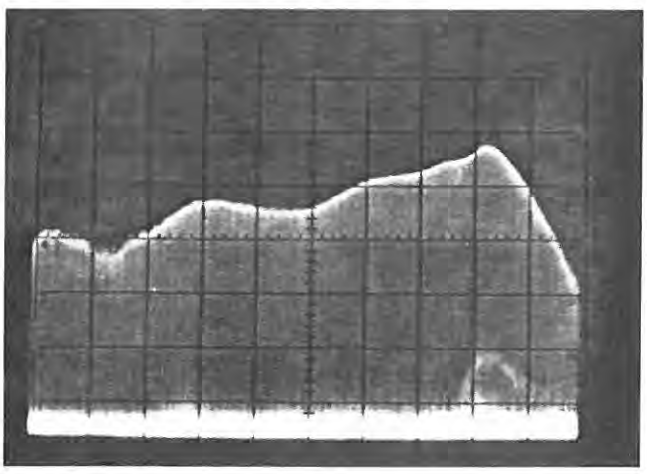


Fig. 456 – Spettroscopia con ultrasuoni; esempio di spettro di eco di fondo nella banda di frequenza da 2 a 12 MHz.

Questo metodo, opportunamente sperimentato, potrebbe essere il mezzo d'indagine del futuro per la idoneità dei getti di ghisa sferoidale. Si controllerebbero contemporaneamente più aspetti strutturali: grado di sferoidizzazione, grossezza degli sferoidi e struttura della matrice.

CARATTERISTICHE MECCANICHE

Prova di durezza

Delle prove di durezza si è parlato con sufficiente ampiezza nel I volume della Metallurgia delle ghise.

Un interessante complemento di prova, nella ghisa sferoidale, è la valutazione della microdurezza, secondo i metodi Vickers e Knoop, con bassi carichi da 0,005 a 0,2 kg.

Si possono così controllare anche le durezze di singoli componenti strutturali, regolari e anomali, e delle impurezze.

La microdurezza è eseguita con i microdurometri che permettono di applicare il basso carico, con controllo microscopico, esattamente sul particolare strutturale che interessa.

La misura in micron (μm = 0,001 mm) della diagonale dell'impronta è effettuata attraverso l'oculare. Nell'esempio di fig. 457 la diagonale dell'impronta Vickers è lunga 85μm. L'apposita tabella darà il valore corrispettivo di durezza HV, in relazione al microcarico applicato.

Per la durezza Knoop (HK) si impiega come penetratore una piramide di diamante con base rombica, nella quale le due diagonali sono nel rapporto 7:1. Questa prova è particolarmente idonea per la misura della durezza di costituenti strutturali anisotropi e di inclusioni lamellari.

Prova di trazione

La Norma UNI 552-64 descrive dettagliatamente i simboli e le definizioni che ricorrono nelle prove di trazione.

Il comportamento complessivo di un dato materiale, sottoposto alla prova di trazione, è evidenziato nel diagramma carichi-allungamenti, come l'esempio di fig. 458.

I saggi, da cui ricavare le provette, sono di vario tipo, e sono colati preferibilmente a parte con la stessa ghisa dei relativi getti. Si possono anche colare attaccati ai getti,

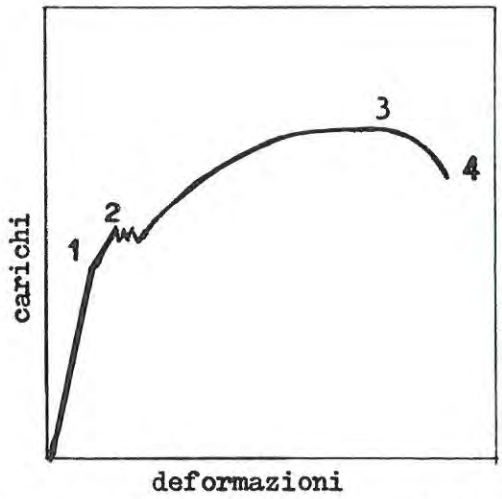


Fig. 458 — Esempio schematico di diagramma carichi-allungamenti.

1 — Carico di scostamento dalla proporzionale
2 — Carico di snervamento
3 — Carico massimo (di rottura)
4 — Carico ultimo (rottura del provino)

in posizioni preventivamente stabilite dalle parti interessate.

Forme e dimensioni dei quattro tipi possibili di saggi sono descritti nella Norma UNI 4544-74.

I due tipi di maggiore impiego sono: il saggio a chiglia doppia ed il saggio a Y; nei disegni di fig. 459 a-b, sono riportate le rispettive dimensioni più ricorrenti.

Le provette, per l'esecuzione della prova di trazione, sono ricavate mediante lavorazione meccanica, dalle zone retinate dei due disegni di fig. 459.

La stessa Norma 4544-74 prescrive le dimensioni delle provette.

Le prescrizioni da seguire per la corretta esecuzione della prova, e la determinazione delle caratteristiche meccaniche che ne risultano, sono descritte nella Norma UNI 556-1962.

L'apparecchiatura impiegata per la prova è la notissima *macchina universale*, con comando idraulico per l'applicazione del carico alla provetta e con dinamometro a pendolo per la lettura del carico stesso.

Per determinare con precisione il *carico unitario di snervamento*, si applicano sulla provetta estensimetri di tipo meccanico, ottico, o meglio elettrico, che permettono

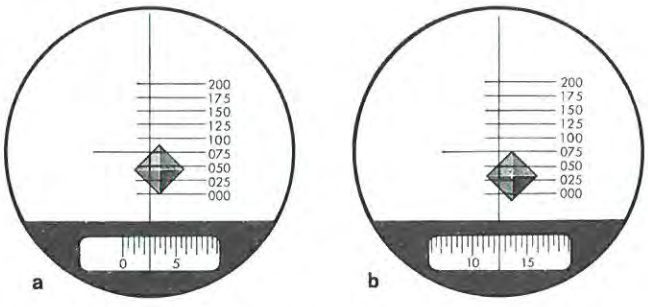


Fig. 457 — Misurazione di una microimpronta Vickers: diagonale impronta = 85 um.

a — prima lettura: 75-2,5 (scala inferiore) um
b — seconda lettura: + 12,5 (scala inferiore) µm

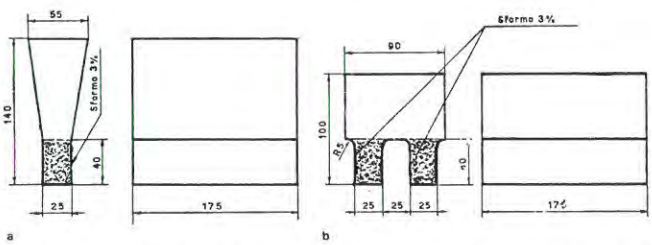


Fig. 459 — Saggi per il ricavo delle provette, per prove meccaniche di ghisa a grafite sferoidale (dimensioni in mm).

a — saggio ad Y
b — saggio a doppia chiglia

di tracciare con precisione il diagramma carichi-allungamenti, limitatamente al campo di interesse per questa misura.

Con estensimetri elettrici, del tipo a variazione d'induttanza, si può tracciare il diagramma con l'amplificazione voluta degli allungamenti, per rendere più precisa la misura. In fig. 460 è riportato un diagramma ricavato da prova pratica; si nota la costruzione grafica per la determinazione del carico di scostamento della proporzionalità allo 0,2%(R_P (0,2)).

Nel caso di specifici esami, è possibile ricavare le provette dai getti.

Non si possono però sempre rispettare le dimensioni della Norma UNI 4544-74, per difetto di spessore. E' necessario comunque, che resti immutato il rapporto dimensionale tra i parametri Lo e So espresso dalla seguente relazione matematica:

$$Lo = 5{,}65\sqrt{So}$$

I valori ricavati da provette che risultano difettose dopo rottura, o si rompono fuori dai punti di riferimenti del tratto Lo, non sono validi ai fini del collaudo.

Prova di resilienza

La resilienza è la capacità dei materiali metallici a resistere alle sollecitazioni d'urto; ed è pertanto l'indice dello stato di fragilità di essi.

La prova di resilienza consiste nel rompere, con un sol colpo, mediante una mazza cadente pendolare, una determinata provetta, intagliata nella sua metà, ed appoggiata su due sostegni.

La macchina per la prova è il maglio a pendolo secondo Charpy.

La provetta prescritta dalla Norma UNI 4544-74, per il caso specifico dei getti di ghisa sferoidale, è quella di Mesnager.

In fig. 461 è schematizzato l'andamento della prova. Le prescrizioni generali per la sua esecuzione sono contenute nella Norma UNI 4431, alla quale si rimanda.

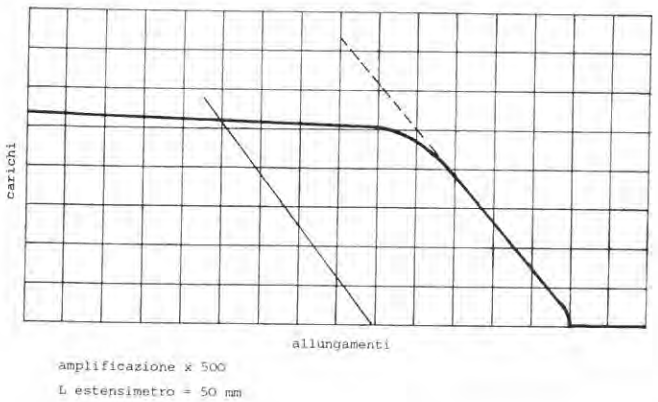


Fig. 460 – Diagramma amplificato carichi-allungamenti (da provetta di ghisa a grafite sferoidale per getti). Costruzione grafica per la determinazione del carico di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% .

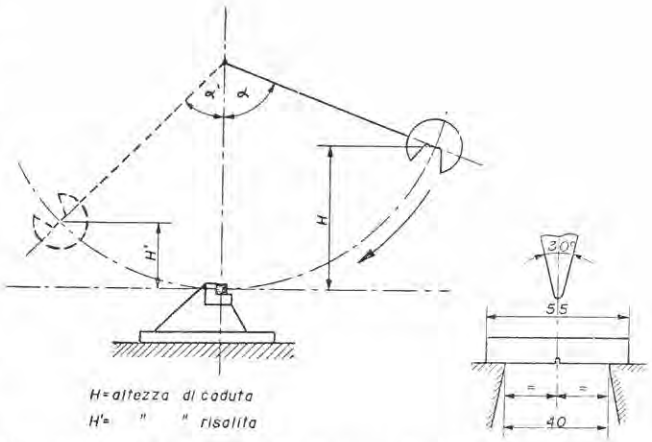


Fig. 461 – Schema di prova di resilienza tipo Charpy.

Il valore della resilienza è dato dal rapporto tra l'energia (Joule) assorbita per la rottura e la sezione (cm^2) della provetta, in corrispondenza dell'intaglio.

La resilienza dei materiali si indica usualmente con il simbolo K, ed ha come unità di misura: $\frac{\text{Joule}}{cm^2}$ (1 Joule = 0,1 kgm).

Per le prove normali si impiega il pendolo con energia disponibile di 300 Joule (30 kgm).

Le prove vanno eseguite generalmente a temperatura ambiente; ma per particolari forniture possono essere eseguite a qualsiasi temperatura, con provette riscaldate o raffreddate opportunamente.

La lavorazione delle provette deve essere molto accurata. L'intaglio ad U, nelle tolleranze prescritte, può essere agevolmente eseguito, in breve tempo, impiegando l'apposito attrezzo di brocciatura, con la relativa broccia.

Prova di tenacità a frattura

La prova di resilienza provoca, come si è visto, la rottura del provino; il valore numerico che se ne ricava non permette quindi di determinare la resistenza opposta dal materiale all'innesco della frattura.

Con procedura sofisticata, su provette apposite, è possibile determinare la tenacità alla frattura K_{IC}; che può, in determinati casi d'impiego, costituire una importante proprietà caratteristica del materiale.

Le prove si eseguono con la macchina universale, applicando sulle provette il carico di deformazione, preferibilmente a trazione, in modo continuo.

Un'apposito estensimetro misura (a trazione) l'apertura dell'intaglio, in funzione del carico.

Il calcolo, della tenacità K_{IC}, si esegue per via grafica-analitica sul diagramma relativo carico-apertura dell'intaglio.

L'estendersi dell'impiego di getti di ghisa sferoidale in applicazioni meccaniche sempre più sollecitate, consiglierà nel futuro un più frequente ricorso a questa prova.

I CONTROLLI NON DISTRUTTIVI

Controlli con radiazioni penetranti

Rientrano in questi controlli: la radioscopia, la radiografia, la gammagrafia.

Il principio fisico dei tre metodi è l'assorbimento, da parte del materiale dei getti, delle radiazioni che l'attraversano. Il grado d'assorbimento è determinato dallo spessore della zona radiografata e dalla geometria delle cavità degli eventuali difetti.

Radioscopia e radiografia

Nella radioscopia e nella radiografia si impiegano come radiazioni penetranti i raggi X (o Roentgen dal nome dello scopritore), che sono radiazioni elettromagnetiche.

I raggi X sono generati da un tubo radiogeno collegato ad apposito generatore di alta tensione.

Nella radioscopia i raggi X, dopo aver attraversato il getto in esame, vanno ad eccitare un particolare schermo fluorescente, ove si ricostruisce l'immagine luminosa del getto, con l'eventuale visione dei difetti di cavità in toni più luminosi (radiazioni meno assorbite).

L'osservazione dei difetti è pertanto direttamente visiva. I controlli, anche estesissimi, sono economici. L'orientamento del getto e la giusta esposizione sono regolati con facilità. Viene però a mancare la documentazione d'archivio, per eventuali riesami.

Nella radiografia, come schematizzato in fig. 466 le radiazioni, dopo aver attraversato il getto, impressionano una particolare pellicola fotografica.

Dopo il relativo trattamento di sviluppo, in camera oscura, sulle pellicole appare l'immagine radiografica del getto, in vari toni di grigio. Le zone difettose, come nell'esempio di fig. 463, presentano tonalità più scure per la più intensa impressione dei corrispondenti strati sensibili.

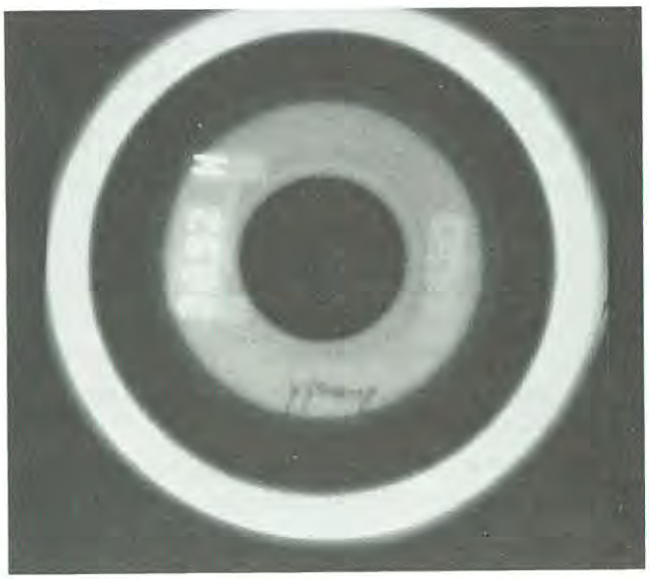


Fig. 463 – Radiografia di getto con difetto interno.

Il blocco a gradino, schematizzato come oggetto da radiografare in fig. 462 è molto interessante, se colato in ghisa nella gamma di spessori usuali per la fonderia, permette di determinare, per ogni radiografia, le condizioni d'eccitazione del tubo radiogeno, KW e mA ed il tempo di esposizione in secondi.

Gli atlanti radiografici sono utili per l'esatta classificazione dei difetti osservati.

Con appositi indicatori di qualità d'immagine, detti *penetrametri*, poggiati sul getto da radiografare, si valuta l'intensità dei difetti.

Nei confronti con la radioscopia, l'esame radiografico è più costoso; si richiede inoltre l'intervento di tecnici più esperti. E' possibile però costituire un archivio di controlli eseguiti.

Installando gli adeguati mezzi di protezione, questi esami non presentano pericoli.

Gammagrafia

Nella gammagrafia si impiegano, come radiazioni penetranti, i raggi gamma (γ), emessi da elementi radioattivi naturali, o meglio attivati con le pile atomiche: i radioisotopi.

I radioisotopi più impiegati per la gammagrafia industriale sono: cobalto 60, cesio 137, iridio 192.

I radioisotopi sono di facile impiego, e hanno maggior potere di penetrazione. Richiedono però più scrupolose norme di sicurezza per gli operatori, essendo la sorgente di radiazioni sempre in attività.

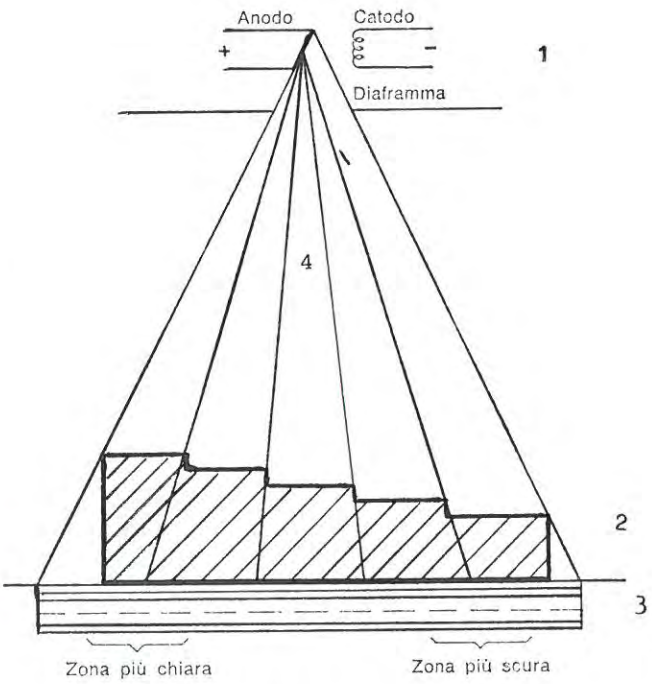


Fig. 462 – Schema di esecuzione delle radiografie.

1 – Tubo con emissione di raggi X.
2 – Getto da radiografare con vari spessori.
3 – Pellicola radiografica nel contenitore opaco alla luce.
4 – Raggi X.

Con la gammagrafia, come schematizzato in fig. 464, si possono eseguire contemporaneamente controlli di più getti. Si compensano le variazioni di spessori, ponendo i getti a varia distanza dalla comune sorgente.

Controlli con gli ultrasuoni

Gli ultrasuoni impiegati per queste prove hanno alta frequenza, oltre 1 MHz. I generatori impiegati sono di tipo piezoelettrico.

I segnali ultrasonici applicati alle sonde, o trasduttori, vengono emessi da un apposito generatore elettronico; la visualizzazione dei segnali ricevuti di ritorno, dalla stessa sonda, avviene mediante oscillogramma, sullo schermo fluorescente di un tubo a raggi catodici.

La tecnica di esame più usuale è per riflessione; è richiesto l'impiego di un solo trasduttore, che svolge alternativamente le funzioni di emettitore, nel pezzo in esame, degli impulsi ultrasonici, e di ricevitore degli *echi* di ritorno.

Negli esami per riflessione se il getto è integro, gli ultrasuoni lo attraversano, fino ad incontrare la parete di fondo. Da questa sono riflessi e generano sullo schermo fluorescente un picco, detto di fondo (fig. 465a). Il primo picco, a sinistra, rappresenta la partenza degli impulsi ultrasonici.

Se il getto contiene invece un difetto, ortogonale alla direzione del fascio di ultrasuoni, sull'ecogramma dello schermo, si ha la diminuzione di altezza dell'eco di fondo, e la comparsa, in posizione intermedia, dell'eco del difetto (fig. 465b).

La preventiva taratura dell'apparecchio, con gli appositi campioni, e la pratica dell'operatore, permettono di determinare la posizione del difetto nel getto e valutarne l'entità.

L'accurata scelta del tipo di trasduttore e della frequenza degli ultrasuoni determinano l'affidabilità dei risultati.

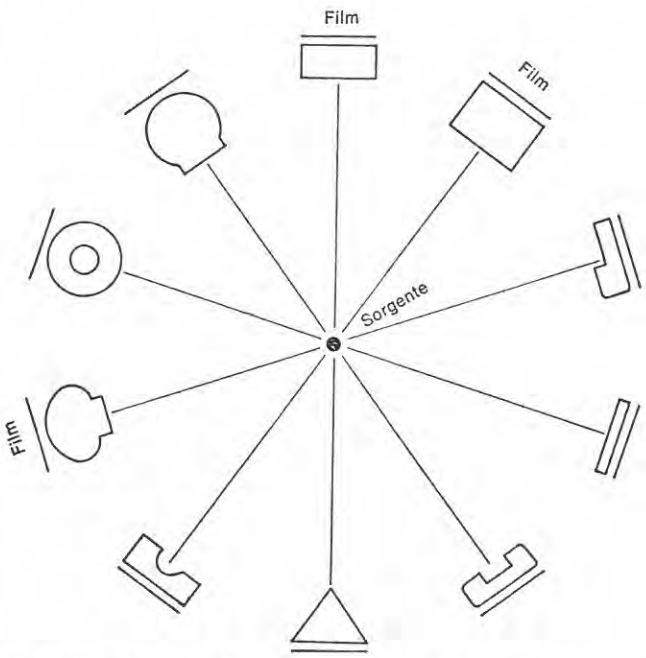
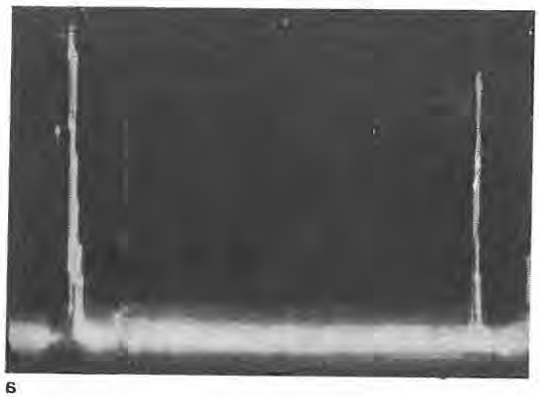
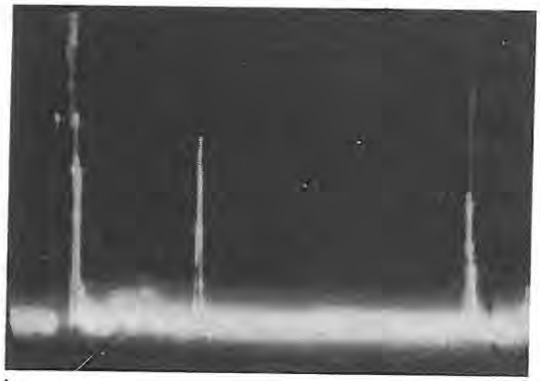


Fig. 464 – Gammagrafia contemporanea di più getti, con impiego di una unica sorgente (radioisotopi).



a



b

Fig. 465 – Prove con ultrasuoni.
a – ecogramma di getto sano
b – ecogramma di getto con difetto di cavità

La scabrosità superficiale dei getti richiede accuratezza nell'accoppiamento trasduttore-superficie; necessita far ricorso ad oli minerali di adeguata viscosità.

I getti di ghisa grigia non permettono accurati esami con gli ultrasuoni, a causa delle numerose riflessioni da parte delle lamelle di grafite.

I getti di ghisa sferoidale, invece, possono essere accuratamente esaminati.

Un monitor elettronico, collegato al modulo di ricezione degli echi riflessi, previa apposita taratura, segnala i difetti oltre il limite di tollerabilità.

I getti di piccole dimensioni, o con geometria complessa, sono vantaggiosamente esaminati con la tecnica ad immersione.

Controlli magnetoscopici

Con questi controlli è possibile rilevare, mediante polveri magnetiche, difetti superficiali e sub-superficiali nei getti di ghisa, dopo essere stati opportunamente magnetizzati.

I controlli vanno condotti secondo due diverse modalità:

- *sistema magnetico*: il getto è magnetizzato inserendolo in un campo magnetico, ottenuto con elettromagnete o solenoide. Si evidenziano i difetti trasversali;
- *sistema elettrico*: il getto è magnetizzato, lasciando passare in esso una corrente elettrica. Si evidenziano i difetti longitudinali.

Le polveri magnetiche sono sospese in un idrocarburo, tipo kerosene, in modo da costituire un rivelatore liquido che durante l'esame è spruzzato sul getto magnetizzato.

I difetti superficiali (cricche, inclusioni) e sub-superficiali (bollicine) provocano la deviazione delle linee di forza, favorendo il deposito stabile della polvere magnetica (fig. 466).

Con l'impiego di rivelatori fluorescenti, e illuminando i pezzi in esame con l'apposita luce di Wood, è possibile mettere in evidenza anche difetti molto piccoli. In tal caso l'operatore deve proteggere gli occhi dalle radiazioni ultraviolette con occhiali idonei.

Dopo il controllo, i getti esenti da difetti devono essere introdotti nello smagnetizzatore, per eliminare il magnetismo, che darebbe fastidi alla successiva lavorazione meccanica.

Per getti da esaminare al 100%, come fusi a snodo, bielle, alberi motori ecc., è possibile impiegare metalloscopi automatizzati, in cui l'unico compito del collaudatore è esaminare le tracce fluorescenti degli eventuali difetti.

Getti con masse ortogonali, come per esempio i fusi a snodo, possono essere rapidamente esaminati, effettuando contemporaneamente l'esame longitudinale e trasversale. Lo schema di fig. 467 mostra come va posizionato il pezzo sui relativi supporti di rame.

Per esaminare difetti radiali di grossi anelli, corone o degli occhi delle bielle, si impiega (fig. 468) il metodo della barra passante in rame. Facendo percorrere la barra da corrente a intensità elevata, si creerà per induzione sui pezzi inseriti un flusso circolare.

Getti tubolari ed i grossi alberi a gomito si provano con il metodo della spira avvolta. La corrente ad alta intensità attraversando le spire, crea nel getto, che fa da nucleo, un flusso longitudinale, che permette di evidenziare i difetti trasversali (fig. 469).

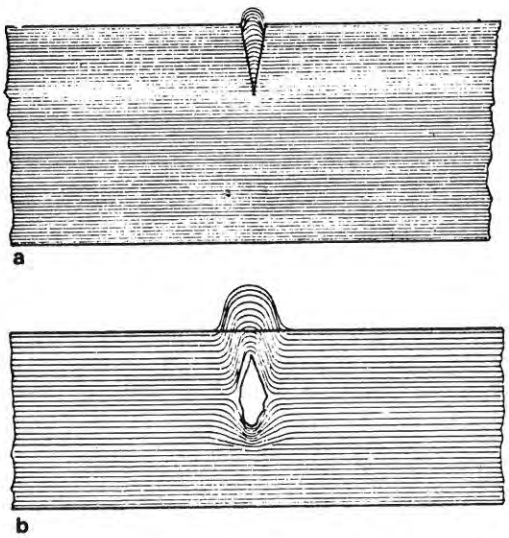


Fig. 466 – Deviazione delle linee di forza per la presenza di difetti.
a – superficiale
b – subsuperficiale

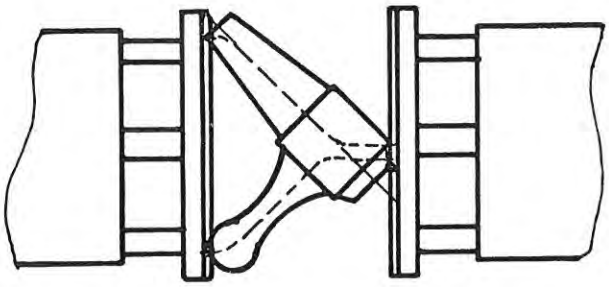


Fig. 467 – Esame longitudinale e trasversale di fuso a snodo.

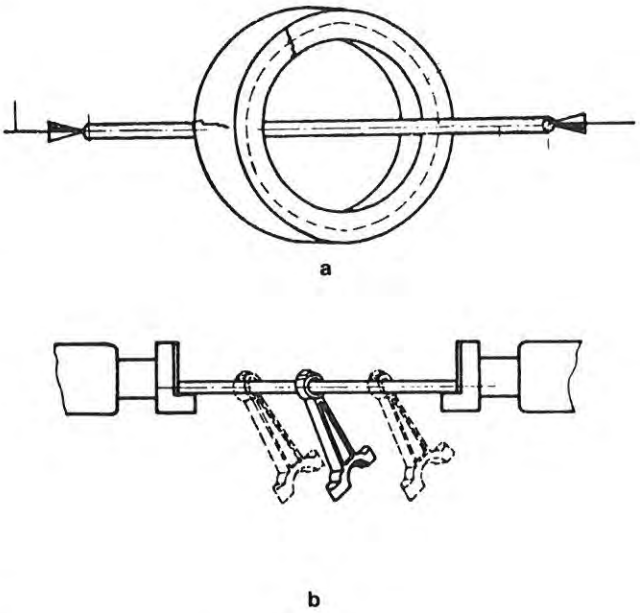


Fig. 468 – Metodo di controllo con barra passante in rame.
a – anello
b – occhi di bielle

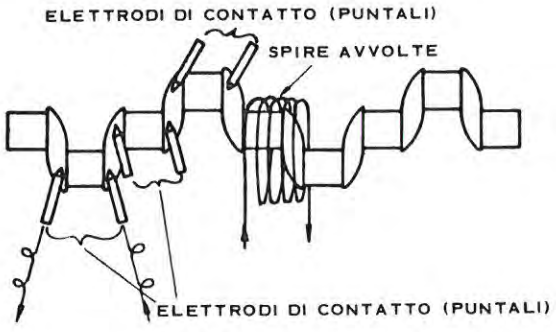


Fig. 469 – Metodo di controllo con spire avvolte.

I basamenti motori, i corpi trattori, e getti con ampie superfici, sono esaminati puntando, in più zone (fig. 470) elettrodi a puntali, collegati ad appositi generatori di corrente.

In queste particolari tecniche di prova, il liquido rivelatore è spruzzato con le apposite pistole.

Controlli con correnti parassite

Il pezzo da controllare è portato nel campo elettromagnetico di una bobina ad anello percorsa da corrente alternata. Le correnti parassite (di Foucault o *Eddy Currents*) indotte nel pezzo, determinano, a loro volta, variazioni sulla intensità della corrente eccitatrice.

L'apparecchio è tarato con un pezzo, identico a quelli da provare, esente da difetti e con struttura idonea. Si determina così sullo schermo fluorescente dell'apparecchio l'oscillogramma tipico per quello specifico controllo.

Qualora le caratteristiche dei pezzi in prova non corrispondono alle caratteristiche del pezzo campione, o per la presenza di difetti, o per variazioni della struttura, le tensioni secondarie indotte saranno di diversa grandezza, modificando l'oscillogramma tipico tarato.

E' possibile completare l'apparecchiatura con un impianto per il controllo e la selezione interamente automatica. Come schematizzato in fig. 471, la bobina eccitatrice è attraversata da un nastro trasportatore porta-pezzi; un monitor elabora i risultati, per ogni pezzo in passaggio attraverso la bobina, e predispone la posizione del deviatore automatico.

Il metodo di prova differenziale a due bobine, schematizzato in fig. 472, è realizzato con apparecchiature poco costose, impiegando un amperometro, con zero centrale, come strumento rilevatore.

Controlli con liquidi penetranti

La tecnica di controllo, dei difetti superficiali, con liquidi penetranti è molto diffusa. Per breve tempo e senza apparecchiature costose e sofisticate, è possibile controllare con rigore ampie superfici, anche in posizioni difficilmente accessibili.

Il liquido penetrante, colorato, penetra nelle cricche più sottili affioranti sulle superfici dei getti. Dopo aver asportato il liquido in eccesso mediante lavaggio delle superfici trattate, si evidenzia l'invisibile traccia colorata del difetto con opportune polveri di sviluppo.

Il metodo descritto è schematizzato in fig. 473. La fig. 474 mostra il difetto rilevato con liquido penetrante colorato sulla superficie di un getto.

I difetti possono essere percepiti meglio, impiegando liquidi penetranti fluorescenti. I getti così trattati vanno poi illuminati, per l'ispezione, con luce nera di Wood.

I getti vanno accuratamente sgrassati prima dell'applicazione del liquido penetrante, che è effettuata con spruzzatori o per immersione in vasche.

Per controlli saltuari, o su piccole superfici, si impiega validamente un semplice spruzzatore.

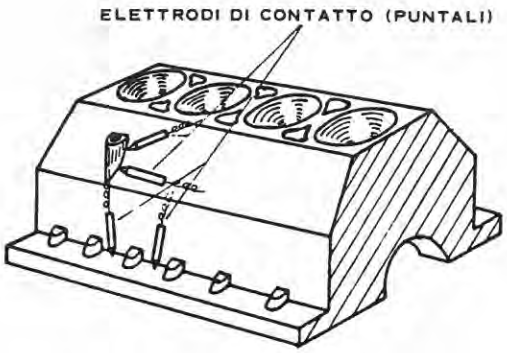


Fig. 470 – Metodo di controllo con puntali.

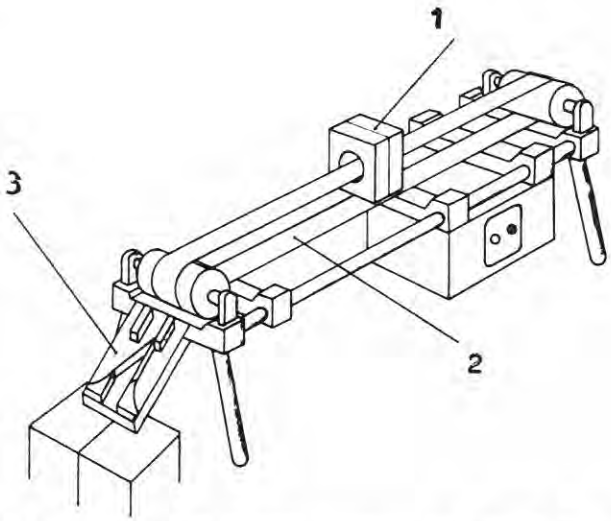


Fig. 471 – Schema di impianto automatico per controlli di serie con correnti parassite.
1 – Bobina eccitatrice.
2 – Nastro trasportatore.
3 – Dispositivo di selezione.

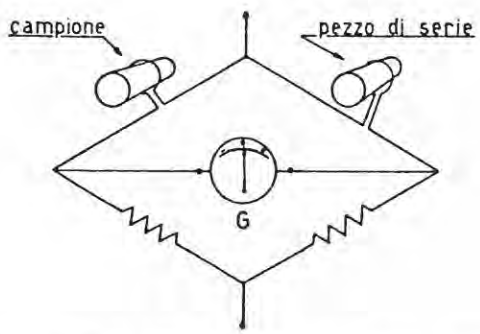


Fig. 472 – Metodo differenziale di controllo con correnti parassite.

L'esecuzione della prova non comporta particolari norme di sicurezza. Impiegando la luce di Wood, per rilevare i liquidi fluorescenti, necessitano gli speciali occhiali, che filtrano i raggi ultravioletti.

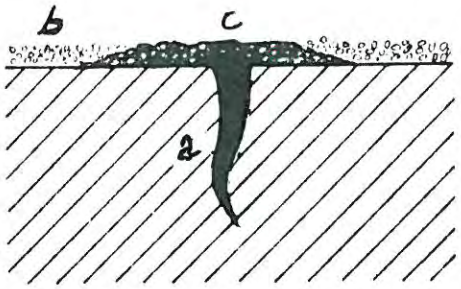


Fig. 473 – Controlli con liquidi penetranti.

a – cricca affiorante, riempita con il liquido penetrante colorato
b – polvere assorbente
c – traccia colorata visibile in superficie

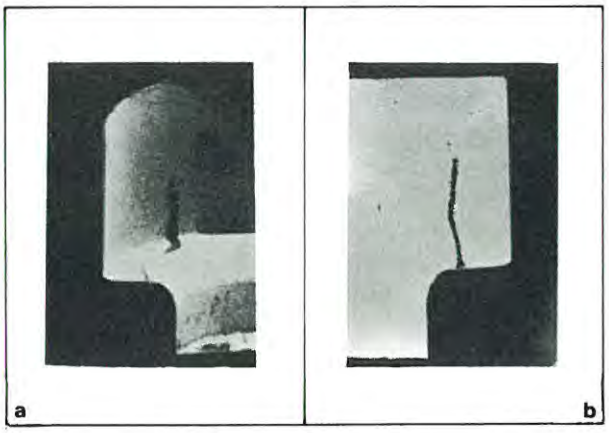


Fig. 474 – Esempio di difetto rilevato su un getto con liquido penetrante colorato.

a – vista esterna del difetto
b – getto sezionato

BIBLIOGRAFIA

(1) B. WELZ – Spettroscopia di assorbimento atomico, Ediz. Etas Libri, 1976.

(2) G.E. PETERSON – Absorption newslett, 5, 1966.

(3) C.B. BELCHER, H.M. BRAY – Analisi chim. acta, 1964.

(4) R. GRIMALDI – Corso aggiornamento metodologie analitiche Spettrometria di emissione, Vol. II.

(5) R. GRUND 1, M.I.M. M.I.B.F. – The development and introduction of spheroidal graphite irons into an etablished range of malleable irons to meet engineering requirements, The British Foundryman, July 1979.

(6) S.I. KARSAY – Dúctile Iron, Vol. I Produzione.

(7) G. GIOSTRA, Italsider Trieste – Analisi quantometrica delle ghise ipereutettiche - Impiego del forno centrifugo PV 8910.

(8) n.p. HAASETERT – Ghisa speciale per la produzione di ghisa a grafite sferoidale - Fonderia, Novembre 1968.

(9) Vari Autori – La metallurgia delle ghise Vol. I Metallurgia generale - Cap. III, D. Fortino, pag. 253-288, Ediz. Assofond, 1975.

(10) S.I. KARSAY – Ghisa sferoidale, Vol. I Produzione, Ed. Q.I.T. Fer et Titane Inc., 1976.

(11) G. MAGISTRALI – Valutazione con ultrasuoni del grado di sfeoridizzazione della grafite in getti con cartelle sottili - Rapporto Teksid, 1978.

(12) G. MAGISTRALI – Sviluppo dei controlli non distruttivi per getti automobilistici in ghise speciali, VIII Seminario sulla prove non distruttive, 1973.

(13) REMONDINO, PILASTRO, NATALE, COSTA, PERETTI – Le procédé de spheroïdisation dans le moule du point de vue de la qualité et de la fabrication, Congresso Nazionale Francese di Fonderia, Arles, 1975.

(14) Vari Autori – La metallurgia delle ghise, Vol. I Metallurgia generale, Cap. III, A. Riegler, pagg. 299-302, Ed. Assofond 1975.

(15) CATTANEO, ROVETTA – Valutazione sperimentale della dimensione dei grani dei materiali metallici per mezzo della spettroscopia ultrasonora, XI Convegno P.N.D., 1979.

(16) GIANNI – Controlli non distruttivi, Ed. CGM, 1971.

(17) Vari Autori – CND, Ed. I.T.I. "P. Paleocapa", Bergamo, 1970.

(18) UGLIETTI – Gli ultrasuoni, Ed. U. Hoepli, 1952.

(19) BANKS, OLDFIELD, RAWDING – La détection ultrasonique des défauts dans les métaux, Ed. Eyrolles, Parigi, 1966.

(20) Vari Autori – Non destructive testing - International Conference Ed. Butterworths, Londra, 1964.

(21) GILARDONI – Defectologia, Ed. Gilardoni, 1971.

(22) LOTTI, SCHIAPPA – Laboratorio tecnologico, Ed. Cedam, 1961.

(23) SECCIANI, VILLANI – La prova di trazione, Ed. Cappelli, 1967.

(24) CENTRO STUDI METRO-COM – Le prove dei materiali, Quaderni, 1974-1976.

La classificazione e le norme

— GHISE SFEROIDALI NON LEGATE
— GHISE SFEROIDALI LEGATE
— NORME NAZIONALI
— NORME INTERNAZIONALI
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Gualtiero Corelli
Alfredo Donnini

GHISE SFEROIDALI NON LEGATE

Le proprietà più rappresentative e di interesse applicativo più generale delle normali ghise con grafite sferoidale, cioè dei tipi non legati o tenuemente legati, sono costituite dalle loro principali caratteristiche meccaniche:

- carico di rottura alla trazione;
- allungamento;
- durezza Brinell.

Poichè tali caratteristiche, nell'arco della loro variazione, sono correlate strettamente a ben determinate strutture della matrice metallica, appare logica anche la classificazione riferita appunto a determinate differenti strutture tipiche.

Inoltre, per la scelta o la prescrizione del tipo di ghisa adatto ad un determinato impiego, in certi casi particolari può risultare più significativo fare riferimento al tipo di struttura della matrice metallica piuttosto che alle caratteristiche meccaniche o soltanto a queste.

Ferritiche

Si intendono quelle con struttura completamente ferritica; la loro resistenza alla rottura per trazione e la durezza tendono ai valori minimali, mentre l'allungamento tende al valore massimale.

Si possono ottenere sia allo stato greggio di colata sia per trattamento termico di ricottura. Nel primo caso sono necessarie accurate tecniche di produzione, impiego di sferoidizzanti che non contengano elementi stabilizzatori della perlite - quali Ni e Cu - adatta composizione chimica (specialmente basso contenuto di Mn); particolari procedimenti di inoculazione con inoculanti efficaci, appropriato contenuto di Si prima e dopo l'inoculazione, adeguata temperatura del metallo, breve intervallo di tempo tra la fine del trattamento di sferoidizzazione/inoculazione ed il termine dell'operazione di colata nelle forme del metallo trattato. Il procedimento è, inoltre, condizionato dagli spessori e dalla geometria del getto, oltre che dalla configurazione del dispositivo di colata; infatti, a parità di altre condizioni, poichè la struttura dipende dalla velocità di solidificazione e di raffreddamento del getto, è più difficile ottenerla ferritica nelle sezioni più lontane dagli attacchi di colata, specialmente se esse sono sottili ed estese. Il contrario si verifica, ovviamente, per getti con spessori più grossi e di forma geometrica più compatta.

Con il trattamento termico di ricottura si ottiene più facilmente la completa ferritizzazione sia della perlite che della cementite libera, eventualmente presente anche se non desiderata; in questo caso, però, nella prima fase del trattamento è necessario raggiungere la temperatura di austenitizzazione (1.173 K = 900 °C) e permanervi almeno per 1 h più 1 h per ogni 25 mm di spessore: il che comporta rischi di deformazione e di ossidazione del getto.

Nel caso di assenza di cementite libera può non essere necessario raggiungere 1.173 K (900 °C), e risultare sufficiente raggiungere 973 ÷ 998 K (700 ÷ 725 °C) - intervallo di temperatura cui corrisponde la massima velocità di ferritizzazione della perlite - e permanervi per 5 ÷ 6 h più 1 h per ogni 25 mm di spessore.

Il procedimento di ricottura a bassa temperatura non è però consigliabile adottarlo quando sia necessario ottenere il valore massimale di resilienza. In questo caso occorre un trattamento termico particolare.

Perlitiche

In questo tipo la matrice è completamente perlitica; la resistenza alla rottura per trazione e la durezza tendono ai valori massimali, mentre l'allungamento tende al valore minimale. Il valore della resilienza si può considerare praticamente nullo.

Nelle ghise con grafite sferoidale di produzione corrente, cioè a basso tenore di Mn e senza particolari elementi di alligazione, quali Ni, Cu, Sn, ecc., l'ottenimento della struttura completamente perlitica allo stato greggio di colata, intervenendo con le uniche variabili controllabili - contenuto finale di Si e apporto di Si mediante l'inoculazione - presenta difficoltà non trascurabili specialmente se il getto, nelle sue varie parti, ha sezioni di spessore differente per cui le velocità di solidificazione e di raffreddamento sono altrettanto diverse. Infatti, regolando il Si nel modo già accennato in funzione dello spessore medio gel getto, si potrà trovare della cementite libera negli spessori più sottili, ed in quelli più grossi un alone ferritico, più o meno esteso, intorno al nodulo di grafite.

Pertanto, quando sia richiesta la struttura completamente perlitica in tutte le sezioni del getto, senza peraltro ricorrere all'aggiunta di elementi leganti stabilizzatori della perlite - quali Ni, Cu, Sn - è consigliabile sottoporre il getto stesso ad un trattamento termico di normalizzazione, o addirittura, se lo richiedono i suoi spessori, di bonifica in olio o in acqua. Infatti, per evitare la formazione anche parziale di ferrite durante il raffreddamento nell'operazione di tempra, è necessario che questo avvenga a velocità superiore a quella che consentirebbe la trasformazione ferritica della perlite; ciò che non sempre è possibile ottenere in tutti gli spessori del getto con la tempra in aria calma o ventilata (normalizzazione).

Ferritico-perlitiche

Fra le due strutture prima considerate, completamente ferritica e completamente perlitica, vi è tutta la gamma di strutture intermedie miste, con vari rapporti ferrite/perlite, cui corrispondono altrettanti valori delle caratteristiche meccaniche.

Passando dal tipo prevalentemente ferritico a quello prevalentemente perlitico, si ha incremento della resistenza alla rottura per trazione e della durezza e decremento del valore dell'allungamento.

In linea generale, per getti di spessore uniforme, curando in modo appropriato l'isotermia al raffreddamento di tutte le loro parti e regolando opportunamente il contenuto finale di Si ed il suo apporto per inoculazione, ed eventualmente il tenore di Mn, è possibile ottenere, in linea di massima, ogni struttura desiderata anche senza ricorrere ad aggiunte di elementi di lega.

Se ciò non si verifica praticamente, è necessario sottoporre il getto a opportuni trattamenti termici quali:

- semiricottura, nel caso si voglia aumentare il rapporto ferrite-perlite nella matrice;
- normalizzazione o, se necessario, bonifica, nel caso contrario in cui si desideri aumentare il rapporto perlite-ferrite.

GHISE SFEROIDALI LEGATE

Sono designate come ghise basso legate quelle che, oltre al C, Si, Mn - elementi normalmente presenti nei valori correnti - contengono anche percentuali relativamente modeste di Ni (1 ÷ 2%), di Cu (1 ÷ 2%), di Sn (0,1% max.).

E' opportuno rilevare che tanto il Ni quanto il Cu, nelle percentuali anzidette, possono essere introdotti nella ghisa non intenzionalmente allorquando si impiegano leghe sferoidizzanti a base di Ni-Mg o di Cu-Mg. Oppure, come avviene anche per lo Sn, possono essere aggiunti volutamente per utilizzare la loro ben nota azione stabilizzatrice della perlite durante il raffreddamento in fase solida.

In tal modo si opera, per esempio, nel caso di componenti meccanici sollecitati ad attrito, o di altri per i quali, comunque, interessano resistenza meccanica e durezza più elevate, o di altri ancora da sottoporre a trattamenti termici quali normalizzazione, bonifica, tempra a induzione, ecc.; trattamenti che conseguono risultati ottimali e sono resi più facili se nella lega sono presenti appunto il Ni e/o il Cu e/o lo Sn.

Per ghise sferoidali legate (medio e alto legate) si intendono, invece, quelle in cui sia il Si che il Mn, sia altri speciali elementi leganti, sono presenti, singolarmente o convenientemente bilanciati fra loro, in percenutuali relativamente più elevate e gli conferiscono peculiari proprietà atte a renderle idonee per particolari e specifiche applicazioni.

Nel capitolo X sono appunto ampiamente e dettagliatamente trattate queste ghise legate con grafite sferoidale destinate ad applicazioni a caldo - a vari stadi di temperatura - quelle a matrice bainitica, martensitica, austenitica. Pertanto, ci si limiterà a richiamare, in rapida rassegna, quegli elementi che per tale scopo risultano oggi di possibile impiego. Le loro caratteristiche fisico-chimiche e tutte le altre notizie che li concernono sono state compiutamente indicate nel volume I della Metallurgia delle ghise. Alla consultazione di tale Volume si rimanda quindi il lettore interessato ad approfondire l'argomento.

Elementi alliganti

Alluminio - Simbolo chimico: Al

Questo elemento trova impiego corrente nelle ghise sferoidali per impieghi alle alte temperature e per quelle da nitrurazione.

Ai bassi contenuti l'Al ha effetto grafitizzante, che è massimo al 4% e per il quale valore la matrice può risultare completamente ferritica; dal 4 al 10% procura una formazione crescente di carburi complessi e dal 10 al 18% la matrice si presenta completamente bianca.

Al di sopra del 18% e fino al 27% l'Al riprende la sua azione grafitizzante che risulta massima in corrispondenza del 24% . Al di sopra del 27% appare un nuovo carburo (Al_4O_3).

Un contenuto del 6% Al, in combinazione con 2% Si e 2% Mo, conferisce alla ghisa sferoidale ottima resistenza all'ossidazione a caldo fino a 1.253 K (980 °C).

Esperimenti della Climax Molybdenum hanno mostrato che la migliore resistenza alla penetrazione della ossidazione a 1.223 K (950 °C) si ottiene con una ghisa sferoidale di composizione: Al = 5%; Mo = 2%; Si = 3%.

Per le ghise sferoidali da nitrurazione è consigliata l'aggiunta da 1 a 1,5% Al insieme con 0,2 ÷ 0,4% Mo.

Cromo - Simbolo chimico: Cr

Dato il comportamento spiccatamente carburigeno di questo elemento, la sua aggiunta nella ghisa sferoidale - dallo 0,3 all'1,5%, preferibilmente abbinata al Cu, al Ni e al Mo - può essere opportuna soltanto in quei particolari casi in cui interessa avere nella matrice una certa quantità di carburi liberi, magari accentuata negli strati superficiali mediante la conchigliatura della forma. Una struttura del genere conferisce al materiale alta resistenza all'usura, ma ne abbassa decisamente la duttilità e la lavorabilità.

Il Cr, in combinazione con il Ni (e/o il Cu) ed il Mo, costituisce elemento di lega anche per le ghise bainitiche e martensitiche nei getti di grosso spessore, quali i cilindri per laminazione, per l'industria molitoria, ecc.

Esso è anche costituente normale di quasi tutti i tipi di ghise con matrice austenitica, particolarmente di quelli per applicazione a caldo nei quali è presente nelle concentrazioni più alte.

Manganese - Simbolo chimico: Mn

La potente azione stabilizzatrice dell'austenite, dovuta all'abbassamento della temperatura eutettoidica, fa del Mn, entro certi limiti, un valido sostituto del Ni. Quest'elemento trova pertanto applicazione nella produzione delle ghise austenitiche e, in particolare, di quelle cui è richiesta la conservazione di una buona tenacità anche alle temperature inferiori a 273 K (0 °C). In queste ghise il contenuto di Mn va da 1,50 a 2,50% per il tipo S Ni 22 UNI 7737 e da 4 a 4,50% per il tipo S Ni Mn 23 4 UNI 7737; quest'ultimo tipo è stato messo a punto per applicazioni criogene e mantiene buona duttilità fino a 77 K (196 °C), temperatura dell'azoto liquefatto.

Molibdeno - Simbolo chimico: Mo

Nella gamma di valore da 0,25 a 1%, in opportuna combinazione con il Ni in concentrazioni comprese fra 1,5 e 5% (oppure di Cu da 1 a 1,5%) - scelte in funzione della velocità di raffreddamento in fase solida del getto - procura la formazione della struttura bainitica anche allo stato grezzo di colata oltre che per trattamento termico. Questa struttura conferisce alla ghisa buona resilienza in rapporto all'elevato limite elastico, elevata resistenza alla fatica, ottima resistenza a trazione, discreta lavorabilità a 300 Brinell, note-

voli caratteristiche anti-usura, nonchè altre interessanti caratteristiche tecnologiche.

Il Mo è anche presente nelle ghise a matrice martensitica da solo o con il Ni e/o il Cu, ed eventualmente con il Cr.

Come si è accennato precedentemente, il Mo è anche impiegato, in combinazione con Si e Al, per migliorare le caratteristiche a caldo della ghisa sferoidale. Un'aggiunta di 0,7% Mo alla ghisa sferoidale le conferisce buona resistenza allo scorrimento a caldo fino a 723 K (450 °C).

La presenza del Mo nella ghisa in generale ed in quella sferoidale in particolare migliora la temprabilità e riduce la fragilità da rinvenimento.

Nichel - Simbolo chimico: Ni

Questo elemento è considerato, e con ragione, uno dei più importanti costituenti speciali delle ghise legate in genere e di quelle sferoidali in particolare. Questo sia per il sensibile miglioramento che esso determina nelle loro proprietà tecnologiche quando vi è contenuto in percentuali relativamente basse; sia per le sostenziali modificazioni che determina nella struttura della ghisa quando vi è contenuto in percentuali più elevate.

Nel diagramma di fig. 475 sono poste in evidenza queste modificazioni in funzione di tenori crescenti di Ni come unico legante.

L'azione di miglioramento o di modifica delle caratteristiche strutturali che il Ni, in rapporto al suo contenuto, è in grado di svolgere nella matrice, non muta il grado di sferoidizzazione del C. Sotto questo aspetto non vi è perciò teoricamente limite alla sua presenza nella ghisa sferoidale.

Con la sua azione stabilizzatrice della perlite ne favorisce la conservazione, nelle trasformazioni in fase solida, anche nelle sezioni di maggior spessore.

Determinate proporzioni di Ni e Cr, correlate allo spessore del getto, possono favorire la formazione di perlite globulare o sorbite.

La presenza del Ni nella ghisa ne abbassa la temperatura eutettoidica con conseguente aumento della temprabilità.

Inoltre, come si è detto precedentemente, in combinazione con il Mo, ed eventualmente con il Cu, il Ni favorisce la formazione delle strutture bainitiche e martensitiche nella ghisa. Esso è, infine, il componente basilare di tutti i tipi di ghisa con matrice austenitica. In quelle con grafite sferoidale il Ni vi è presente in percentuali che vanno da 10 a 36%, in combinazione con il Cr, Mn, Si.

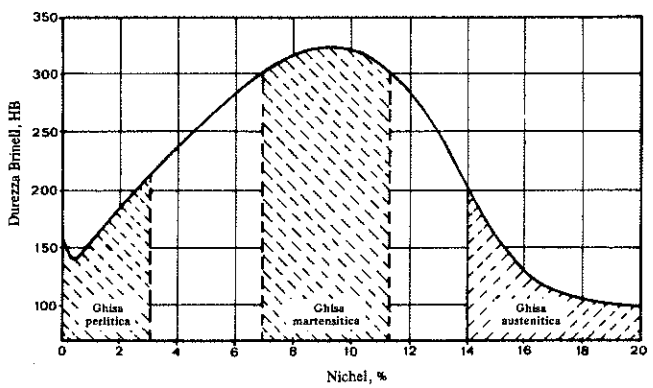


Fig. 475 — Influenza delle aggiunte crescenti di nichel sulla durezza Brinell.

Rame - Simbolo chimico: Cu

L'influenza del rame sulla struttura della ghisa in generale si può riassumere nei principali punti seguenti:

- effetto grafitizzante durante la solidificazione: per cui, con aggiunte appropriate di Cu, oltre ad affinare la grafite, si può impedire l'eventuale formazione di carburi ledeburitici;
- effetto antiferritizzante e antigrafitizzante durante le trasformazioni allo stato solido: questo è interessante quando è desiderata la struttura perlitica, in modo uniforme, in tutte le varie sezioni del getto;
- comportamento gammageno: perciò attivazione della formazione di perlite anche in condizioni di raffreddamento lento (grossi spessori di parete);
- effetto indurente sulla perlite, dovuto alla formazione della sua soluzione solida nel Fe α: questo effetto è maggiore di quello del Ni.

L'impiego del Cu nelle ghise sferoidali è però generalmente limitato a contenuti dell'1%; infatti, a tenori più elevati esso tende a procurare deformazioni negli sferoidi di grafite con conseguente abbattimento delle caratteristiche meccaniche della ghisa. Questo fenomeno è notevolmente accentuato dalla simultanea presenza di elementi nocivi quali antimonio, bismuto, piombo e, particolarmente, titanio, ecc. L'influenza deleteria di questi elementi sovversivi può essere neutralizzata con aggiunte appropriate di cerio o di mischmetall.

L'effetto di per sè dannoso di contenuti eccessivi di Cu risulta ridotto dalla simultanea presenza di appropriate percentuali di Ni; ciò sembra dovuto al conseguente aumento della solubilità nell'austenite che ne eleva il valore percentuale critico.

Quando si impiega il Cu come alligante nelle ghise sferoidali è comunque opportuno operare con una ghisa base della massima purezza; in tal caso il contenuto può essere portato ad un valore massimo del 2%.

E' da rilevare che nelle ghise sferoidali perlitiche, rispetto al Ni, il Cu conferisce un maggiore incremento della resistenza meccanica, un più sensibile aumento della durezza ed una maggiore riduzione della duttilità: tutto questo, oltre che al più efficace effetto diretto sulla struttura perlitica, è dovuto anche alla eliminazione degli aloni ferritici che, nelle strutture grezze di colata, generalmente contornano gli sferoidi di grafite.

Per quanto riguarda il comportamento a caldo, Schelling e Eash hanno riscontrato che una ghisa sferoidale contenente 0,6% Cu e 1,08% Ni presenta valori di scorrimento viscoso a caldo (creep), nel campo di temperatura compreso fra 713 K (440 °C) e 833 K (560 °C), superiori a quelli di una ghisa sferoidale con 1,22% Ni e prossimi a quelli di un acciaio dolce.

Come si è già precedentemente accennato, in combinazione con il Mo, eventualmente insieme al Ni, il Cu è anche aggiunto nelle ghise sferoidali per ottenere strutture bainitiche allo stato grezzo di colata, ed in quelle destinate a subire trattamenti termici quali normalizzazione, bonifica, tempra bainitica, tempra martensitica.

Silicio - Simbolo chimico: Si

Precedentemente si è visto che questo elemento, se contenuto nei valori da 4 a 7%, abbinato o no con l'Al ed eventualmente con il Mo, conferisce alla ghisa sferoidale buone caratteristiche di resistenza alla scagliatura, all'ossidazione e all'ingrossamento a caldo e conserva buona resistenza a trazione ed allungamento anche a temperature dell'ordine di 1.073 K (800 °C) e più.

Nei vari tipi di ghise sferoidali austenitiche è normalmente compreso in valori da 1,5 a 3% . Nei tipi UNI 7737 S Ni Si Cr 20.5.2 e S Ni Si Cr 30.5.5, al fine di migliorare la resistenza alla corrosione, all'erosione ed all'ossidazione esso è presente in percentuali che vanno, rispettivamente, dal 4,5 al 5,5% e dal 5 al 6%.

La semiricottura o ricottura di addolcimento è effettuata a qualche decina di gradi al di sotto del punto AC1, permanendovi per il tempo necessario in funzione sia della struttura originaria che di quella finale desiderata - oltre che dello spessore medio di parete - e facendo seguire un raffreddamento in forno fino a 773 K (500 °C) e poi in aria calma fino a temperatura ambiente.

Tabella riassuntiva

Nella tab. LXXXI, raggruppate secondo l'entità di alligazione e in base alle caratteristiche d'impiego, sono classificate le varie famiglie di ghise con grafite sferoidale ed indicate le strutture allo stato grezzo di colata, i corrispondenti valori percentuali entro i quali, di regola, è possibile far variare - caso per caso - il contenuto degli elementi componenti, i possibili trattamenti termici operabili.

I valori concernenti i quattro gruppi delle ghise alto-legate (austenitiche) sono stati rilevati dalla Norma UNI 7737.

Le percentuali specifiche, caratteristiche di ciascuno dei due differenti tipi appartenenti a ogni famiglia delle ghise indicata in tabella, sono precisate nel capitolo X, nel quale sono dettagliatamente trattate le *Ghise sferoidali medio ed alto legate*.

Alla lettura di tale capitolo si rimanda, quindi, il lettore interessato ad una più approfondita conoscenza dell'argomento.

Per completezza di informazione si ritiene opportuno segnalare che, per quanto riguarda la struttura della matrice, e quindi le caratteristiche in generale, la presenza di gran parte degli elementi leganti qui citati - in proporzioni simili se non uguali a quelle indicate - procura nelle ghise austenitiche con grafite lamellare effetti analoghi a quelli descritti per le ghise sferoidali.

NORME NAZIONALI

Per la classificazione dei vari tipi di ghisa sferoidale la Norma UNI 4544 *Ghisa sferoidale dei getti - Qualità, prescrizione e prove*, così come del resto le norme ISO e quelle degli altri Paesi, considera le caratteristiche meccaniche riscontrate alla prova di trazione effettuata su provette standard (fig. 476) ottenute da saggi la cui forma e dimensione sono pure definite nella Norma stessa (figg. 477 ÷ 480).

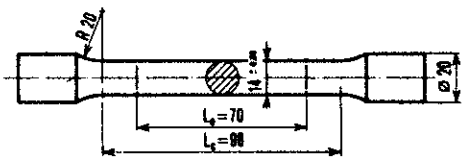
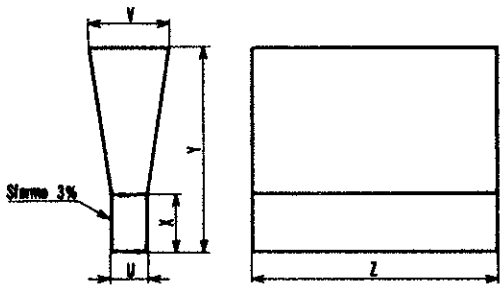
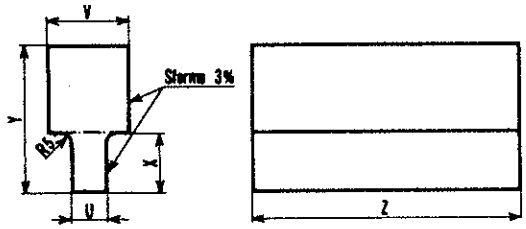


Fig. 476 – Provetta per prova di trazione di ghisa sferoidale (secondo UNI 4544 e UNI 7737).



Dimensione	Saggi tipo			
	IIIa	IIIb	IIIc	IIId
U	12	25	50	75
V	40	55	100	125
X	25	40	50	65
Y	135	140	150	175
Z	secondo la lunghezza della provetta			

Fig. 477 – Saggio ad Y per prova di ghisa sferoidale (secondo UNI 4544 e UNI 7737.



Dimensioni	Saggi tipo			
	Ia	Ib	Ic	Id
U	12	25	50	75
V	40	55	90	125
X	30	40	60	65
Y	80	100	150	165
Z	secondo la lunghezza della provetta			

Fig. 478 – Saggio a chiglia semplice per prova di ghisa sferoidale (secondo UNI 4544 e UNI 7737).

Tabella LXXXI - Classificazione delle ghise sferoidali legate.

Tipi	Struttura della matrice allo stato greggio di colata	Caratteristiche d'impiego	Elementi normali e speciali - Contenuto % indicativo									Trattamenti termici
			Al	C	Cr	Cu	Mn	Mo	Ni	Si	Sn	
Basso legate	Perlitica	Getti sottoposti ad usura per attrito, ai quali sono richieste caratteristiche massimali di resistenza meccanica, durezza, lavorabilità, buona attitudine alla tempra	--	3÷3,5	--	1÷2*	0,2÷0,4	0,25 max.	1÷2*	2÷2,5	0,1 max.	Distensione Normalizzazione Bonifica Tempra a induzione Tempra al cannello Tempra isoterma
	Perlitica	Getti da sottoporre a nitrurazione	1÷1,5	3÷3,5	0,2 max.	--	0,2÷0,4	0,2÷0,4	--	2÷2,5	--	Distensione poi nitrurazione
Medio legate	Aciculare (prevalentemente)	Getti cui è richiesta elevata resistenza meccanica, durezza, resistenza all'usura per attrito e/o abrasione	--	3÷3,5	0,3÷1,5	1,5* max.	0,3÷0,6	0,5÷1	1,5÷5*	2÷2,5	--	Distensione Tempra bainitica Tempra martensitica
	Ferritica	Getti per impieghi a temperature elevate	4÷6 --	3÷3,5 3÷3,5	-- --	-- --	0,2÷0,4 0,2÷0,4	1÷3 --	-- --	2÷3 4,5÷6	-- --	Distensione Stabilizzazione
Alto legate	Austenitica	Getti cui è richiesta buona resistenza alla corrosione, ossidazione, erosione, attrito, a caldo	--	2,6÷3	0,5÷5,5	0,5 max.	0,5÷1,5	--	18÷32	1,5÷6		Solubilizzazione Distensione Stabilizzazione Ricottura di addolcimento
	Austenitica	Getti amagnetici	--	3	0,2 max.	0,5 max.	6÷7	--	12÷14	2÷3	--	Solubilizzazione Distensione Stabilizzazione Ricottura di addolcimento
	Austenitica	Getti che devono presentare limitata dilatazione termica	--	2,4	0,2÷3	0,5 max.	0,5÷1,5	--	34÷36	1,5÷3	--	Solubilizzazione Distensione Stabilizzazione Ricottura di addolcimento
	Austenitica	Getti per applicazioni in cui è richiesta la conservazione di buone caratteristiche meccaniche alle basse temperature (particolarmente: resilienza) fino a 77 K (-196 °C)	-- --	3 2,6	0,5 max. 0,2 max.	0,5 max. 0,5 max.	1,5÷2,5 4÷4,5	-- --	21÷24 22÷24	1÷3 1,5÷2,5	-- --	Solubilizzazione Distensione Stabilizzazione Ricottura di addolcimento
*Cu e Ni singolarmente o abbinati												

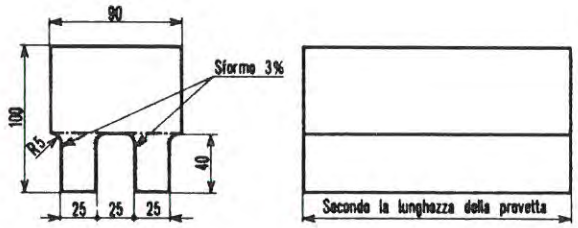


Fig. 479 – Saggio a chiglia doppia per prova di ghisa sferoidale (secondo UNI 4544 e UNI 7737).

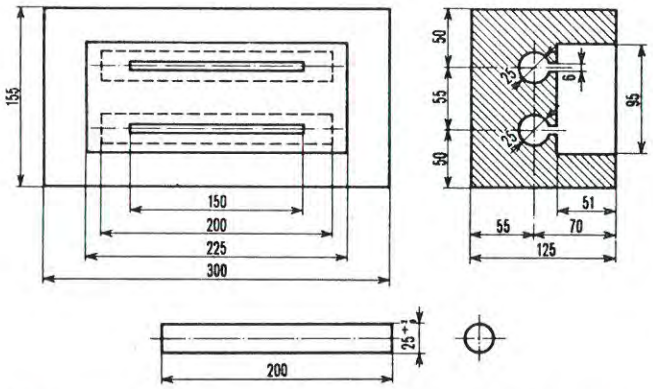


Fig. 480 – Saggio cilindrico per prova di ghisa sferoidale (secondo UNI 4544 e UNI 7737).

I tipi di ghisa classificati coprono l'arco delle caratteristiche meccaniche minime ottenibili con le varie strutture precedentemente elencate, passando da valori di 370 N/mm^2 (38 kgf/mm^2) di carico unitario di rottura con un allungamento del 17% per i tipi completamente ferritici, fino a valori di 700 N/mm^2 (71 kgf/mm^2) con il 2% di allungamento per le strutture totalmente perlitiche.

La Norma considera, inoltre, 3 classi di caratteristiche intermedie che corrispondono ad altrettante strutture intermedie e precisamente: struttura prevalentemente ferritica (≅ 75% di ferrite), ferritico-perlitica (≅ 50% di ferrite), e prevalentemente perlitica (≅ 75% di perlite). Infine la Norma UNI 4544 prevede un tipo di ghisa ad alta resistenza, la GS 800-2, ottenibile normalmente con struttura perlitica di rinvenimento. Un quadro della classificazione effettuata dalla Norma è fornito in tab. LXXXII.

E' da sottolineare che i valori del carico di scostamento dalla proporzionalità (snervamento) così come i valori di resilienza sono forniti a titolo indicativo e non costituiscono, salvo naturalmente diversa prescrizione del Committente, oggetto di verifica all'atto del collaudo. Qualora richiesta, la prova di resilienza deve essere effettuata su una provetta con intaglio ad U del tipo indicato in fig. 481.

Per quanto riguarda le unificazioni delle ghise sferoidali alto-legate con struttura austenitica, si rimanda la trattazione al capitolo X.

Tabella LXXXII - Tipi di ghisa sferoidale classificati dalla Norma UNI 4544.

Tipo	Prova di trazione					Durezza Brinell	Resilienza ** $KCU_{30/2/20}$				Struttura della matrice
	Carico unitario di rottura R minimo		Carico unitario di snervamento * R_s minimo		Allungamento A minimo		Valore medio *** minimo		Valore singolo minimo		
	N/mm^2	kgf/mm^2	N/mm^2	kgf/mm^2	%	HB	J	kgf·m	J	kgf·m	
GS 370-17	370	38	230	23	17	131÷179	15	1,5	13	1,3	Ferritica
GS 400-12 (1)	400	41	250	25	12	143÷201	--	--	--	--	Prevalentemente ferritica
GS 500-7	500	51	320	33	7	170÷241	--	--	--	--	Perlitica-ferritica
GS 600-2	600	61	370	38	2	192÷269	--	--	--	--	Prevalentemente perlitica
GS-700-2 (2)	700	71	440	45	2	229÷302	--	--	--	--	Perlitica
GS-800-2 (2)	800	81	480	49	2	248÷352	--	--	--	--	Perlitica o di rinvenimento

* I valori del carico unitario di snervamento sono dati a titolo indicativo e non costituiscono oggetto di verifica agli effetti del collaudo, salvo diversi accordi all'ordinazione. Essi si riferiscono ad una deformazione permanente dello 0,2%.

** I valori della prova di resilienza sono dati a titolo indicativo e non costituiscono oggetto di verifica agli effetti del collaudo, salvo diversi accordi all'ordinazione.

*** Media dei valori singoli di una serie di 3 prove.

(1) All'ordinazione può essere concordato tra committente e fornitore un allungamento del 15%.

(2) E' di regola ottenibile mediante opportuni trattamenti termici.

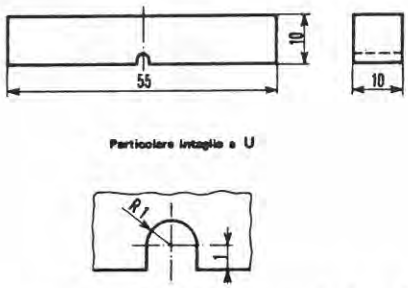


Fig. 481 – Provetta per prova di resilienza di ghisa sferoidale (secondo UNI 4544 e UNI 7737).

Oltre alle unificazioni sul materiale, esiste una Norma che definisce le tolleranze dimensionali ammesse sui getti di ghisa sferoidale nei casi in cui le stesse non siano state indicate sul disegno.

La Norma UNI 7601 *Getti di ghisa con grafite sferoidale colati in sabbia o terra - Scostamenti per quote senza indicazione di tolleranza* definisce le classi di tolleranza relative alla lunghezza, larghezza ed altezza dei getti (tab. LXXXIII) nonchè alle tolleranze sugli spessori di parete dei getti (tab. LXXXIV), rispettivamente per tre classi: A) tolleranze ampie, B) tolleranze medie e C) tolleranze ristrette.

Detti gradi di tolleranza sono definiti in relazione al tipo di formatura utilizzato; al numero di getti da realizzare con lo stesso modello nonchè al grado di precisione e stato di conservazione del modello stesso; al grado di difficoltà di esecuzione del getto; al grado di deformazione dei getti a causa di eventuali trattamenti termici, ecc.

Naturalmente le tolleranze dimensionali vanno ripartite in modo differente a seconda della posizione considerata e precisamente vanno applicati scostamenti asimmetrici sulle dimensioni della tab. LXXXIII rispettivamente di $^{+60\%}_{-40\%}$ sulle dimensioni esterne e $^{+40\%}_{-60\%}$ sulle dimensioni interne.

Sulle dimensioni della tab. LXXXIV vanno, invece, applicate tolleranze suddivise in maniera simmetrica.

Tabella LXXXIII - Tolleranze dimensionali relative alla lunghezza, larghezza ed altezza dei getti di ghisa sferoidale secondo la Norma UNI 7601.

Classe di tolleranza	Dimensione nominale mm	Dimensione massima del getto grezzo (mm)									
		fino a 100	oltre 100 fino a 160	oltre 160 fino a 250	oltre 250 fino a 400	oltre 400 fino a 630	oltre 630 fino a 1.000	oltre 1.000 fino a 1.600	oltre 1.600 fino a 2.500	oltre 2.500 fino a 4.000	oltre 4.000 fino a 6.300
		Tolleranza (mm)									
A	fino a 25	3	3	3	4	5	5	6	7	8	9
	oltre 25 fino a 40	5	5	5	5,5	5,5	6	6,5	8	9	11
	oltre 40 fino a 63	6	6	6	6	7	7,5	8	9	11	13
	oltre 63 fino a 100	7	7	7	7,5	8	8	8,5	10	11	15
	oltre 100 fino a 160		8	8	8	8,5	8,5	9	11	13	17
	oltre 160 fino a 250			8,5	8,5	9	9	11	12	15	20
	oltre 250 fino a 400				9	9,5	11	11	13	17	22
	oltre 400 fino a 630					11	11	12	14	18	25
	oltre 630 fino a 1.000						12	14	17	20	28
	oltre 1.000 fino a 1.600							18	20	23	32
	oltre 1.600 fino a 2.500								23	26	35
	oltre 2.500 fino a 4.000									30	40
	oltre 4.000 fino a 6.300										45

segue Tabella LXXXIII

Classe di tolleranza	Dimensione nominale mm	Dimensione massima del getto grezzo (mm)									
		fino a 100	oltre 100 fino a 160	oltre 160 fino a 250	oltre 250 fino a 400	oltre 400 fino a 630	oltre 630 fino a 1.000	oltre 1.000 fino a 1.600	oltre 1.600 fino a 2.500	oltre 2.500 fino a 4.000	oltre 4.000 fino a 6.300
		Tolleranza (mm)									
B	fino a 25	2,5	2,5	2,5	3	3	3	5	6		
	oltre 25 fino a 40	3	3	3	4	4	5	5,5	7		
	oltre 40 fino a 63	5	5	5	5	5,5	6	6,5	8		
	oltre 63 fino a 100	6	6	6	6,5	7	7	8	8,5		
	oltre 100 fino a 160		7	7	7	8	8	8,5	9		
	oltre 160 fino a 250			8	8	8,5	8,5	9	11		
	oltre 250 fino a 400				8	8,5	9	9,5	11		
	oltre 400 fino a 630					9	9,5	11	12		
	oltre 630 fino a 1.000						11	12	15		
	oltre 1.000 fino a 1.600							15	17		
	oltre 1.600 fino a 2.500								20		
C	fino a 25	1,5	1,5	1,5	2	2	2	2,5			
	oltre 25 fino a 40	1,5	1,5	2	2	2	2,5	2,5			
	oltre 40 fino a 63	2	2	2,5	2,5	2,5	3	3			
	oltre 63 fino a 100	2,5	2,5	2,5	3	3	3,5	4			
	oltre 100 fino a 160		3	3,5	3,5	4	4,5	5			
	oltre 160 fino a 250			4	4	4,5	4,5	5			
	oltre 250 fino a 400				5	5	5,5	6			
	oltre 400 fino a 630					6	6,5	7			
	oltre 630 fino a 1.000						8	8,5			
	oltre 1.000 fino a 1.600							10			

Tabella LXXXIV - Tolleranze dimensionali relative agli spessori di parete di getti di ghisa sferoidale secondo la Norma UNI 7601.

Classe di tolleranza	Dimensione nominale (mm)	Dimensione massima del getto grezzo (mm)									
		fino a 100	oltre 100 fino a 160	oltre 160 fino a 250	oltre 250 fino a 400	oltre 400 fino a 630	oltre 630 fino a 1.000	oltre 1.000 fino a 1.600	oltre 1.600 fino a 2.500	oltre 2.500 fino a 4.000	oltre 4.000 fino a 6.300
		Scostamenti limite (mm)									
A	fino a 6	± 1,5	± 1,5	± 1,5	± 2	± 2	± 2				
	oltre 6 fino a 10	± 1,5	± 1,5	± 2	± 2	± 2,5	± 2,5				
	oltre 10 fino a 16	± 2	± 2	± 2	± 2,5	± 2,5	± 2,5	± 3			
	oltre 16 fino a 25	± 2	± 2,5	± 2,5	± 2,5	± 2,5	± 3	± 3	± 3,5	± 4	± 4
	oltre 25 fino a 40	± 2,5	± 2,5	± 3	± 3,5	± 3,5	± 4	± 4	± 4	± 4,5	± 4,5
	oltre 40 fino a 60	± 2,5	± 2,5	± 3	± 3,5	± 4	± 4	± 4	± 4,5	± 4,5	± 4,5
B	fino a 6	± 1	± 1	± 1	± 1,5	± 1,5	± 1,5				
	oltre 6 fino a 10	± 1	± 1	± 1,5	± 1,5	± 2	± 2				
	oltre 10 fino a 16	± 1,5	± 1,5	± 1,5	± 2	± 2	± 2	± 2,5			
	oltre 16 fino a 25	± 1,5	± 2	± 2	± 2	± 2	± 2,5	± 2,5	± 3	± 3	± 3
	oltre 25 fino a 40	± 2	± 2	± 2,5	± 2,5	± 2,5	± 3	± 3	± 3	± 3,5	± 3,5
	oltre 40 fino a 60	± 2	± 2	± 2,5	± 2,5	± 3	± 3	± 3	± 3,5	± 3,5	± 3,5
C	fino a 6	± 0,5	± 0,6	± 0,7	± 1	± 1	± 1				
	oltre 6 fino a 10	± 0,6	± 1	± 1	± 1,2	± 1,5	± 1,5				
	oltre 10 fino a 16	± 1	± 1	± 1,2	± 1,5	± 1,6	± 1,8	± 2			
	oltre 16 fino a 25	± 1	± 1,2	± 1,5	± 1,6	± 1,8	± 2	± 2,2	± 2,5	± 2,5	± 2,5
	oltre 25 fino a 40	± 1,5	± 1,5	± 1,7	± 2	± 2,2	± 2,5	± 2,5	± 2,5	± 3	± 3
	oltre 40 fino a 60	± 1,5	± 1,5	± 2	± 2	± 2,5	± 2,5	± 2,5	± 3	± 3	± 3

NORME INTERNAZIONALI

Anche per la ghisa con grafite sferoidale, le Norme dei principali Paesi si riallacciano nelle loro parti generali alle Norme o Raccomandazioni definite dall'ISO.

La Norma ISO 1083 fornisce la classificazione dei tipi di ghisa sferoidale non legata (tab. LXXXV), effettuata in base alle principali caratteristiche meccaniche rilevate alla prova di trazione: per alcuni tipi particolari sono forniti anche i valori di resilienza riscontrati alla prova ad urto su provette intagliate.

Le tab. LXXXVI÷XCIV forniscono la panoramica delle Norme dei principali Paesi industriali. In tali tabelle sono stati condensati gli elementi principali delle rispettive Norme alla cui consultazione si rimanda per i dettagli. Per uniformità di lettura tutti i valori sono stati espressi in unità di misura del Sistema Internazionale, lasciando indicati fra parentesi i valori nelle unità di misura utilizzate nella Norma originale.

La tab. XCV fornisce, per un più immediato confronto, una correlazione fra le sigle delle ghise classificate nella Norma UNI 4544 e le corrispondenti sigle delle Norme francese, inglese, tedesca e americana (ASTM).

Tabella LXXXV - Tipi di ghisa classificati dalla Raccomandazione ISO 1083 - 1976.

Tipo	Carico unitario di rottura a trazione minimo		Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2%		Allungamento minimo Lo=5d %	Durezza HB (1)	Struttura (2)
	N/mm^2	kgf/mm^2	N/mm^2	kgf/mm^2			
800-2	800	82	480	49	2	284÷352	Perlitica o di rinvenimento
700-2	700	71	420	43	2	229÷302	Perlitica
600-3	600	61	370	38	3	192÷269	Perlitico-ferritica
500-7	500	51	320	33	7	170÷241	Ferritico-perlitica
400-12	400	41	250	26	12	≤ 201	Ferritica
370-17 (3)	370	38	230	24	17	≤ 179	Ferritica

(1) Valori forniti a titolo indicativo.

(2) A titolo indicativo.

(3) Su questo tipo di ghisa può essere imposta la prova di resilienza. I valori minimi dell'energia d'urto, a temperatura ambiente, (296 K ± 5 K) sono indicati nella tabella sottostante. Dalla data del 1° gennaio 1978 la prova deve essere effettuata obbligatoriamente su provetta con intaglio a V (Charpy).

Valori di carico di rottura ad urto per la prova di resilienza della ghisa tipo 370-17.

Intaglio a V (Charpy) secondo la Norma ISO 148		Intaglio ad U (Mesuager)	
Valore medio (su 3 prove) J	Valore singolo (minimo) J	Valore medio (su 3 prove) J	Valore singolo (minimo) J
13	11	15	13

Tabella LXXXVI - BELGIO: Norme NBN 830-02.

Tipo	Carico unitario di rottura a trazione minimo		Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2%		Allungamento minimo Lo=5d %	Durezza HB (2)	Struttura
	N/mm^2	kgf/mm^2	N/mm^2	kgf/mm^2			
FNG	490	50	--	--	2	--	Ferrite-perlite
FNG 38-17 (3)	370	38	235	24	17	140÷180	Ferrite
FNG 42-12	410	42	275	28	12	150÷200	Ferrite
FNG 50-7	490	50	340	35	7	170÷240	Perlite-ferrite
FNG 60-2	590	60	390	40	2	210÷300	Perlite
FNG 70-2	690	70	440	45	2	230÷300	Prevalentemente perlite
FNG 80-2	790	80	490	50	2	240÷320	Perlite-sorbite

(1) A titolo indicativo.

(2) Valori forniti a titolo indicativo.

(3) Su questo tipo di ghisa può essere imposta la prova di resilienza. Deve essere effettuata conformemente alle prescrizioni della Norma NBN 117-04 - Prodotti metallici - Prova di flessione per urto su provette intagliate - La profondità dell'intaglio delle provetta ad U deve tuttavia essere di 2 mm anzichè di 5 mm.

Valori minimi di resilienza per la ghisa tipo 38-17

Intaglio a V		Intaglio a U	
Valore medio (su 3 prove) kgf·m/cm^2	Valore singolo kgf·m/cm^2	Valore medio (su 3 prove) kgf·m/cm^2	Valore singolo kgf·m/cm^2
1,7	1,5	1,9	1,6

Tabella LXXXVII - FRANCIA: Norme NF A 32-201.

Tipo	Carico unitario di rottura a trazione minimo		Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2%		Allungamento minimo Lo=5d %	Durezza HB (1)	Struttura (2)
	N/mm^2	kgf/mm^2	N/mm^2	kgf/mm^2			
FGS 800-2	800	82	480	49	2	248÷352	Perlitica o di rinvenimento
FGS 700-2	700	71	420	43	2	229÷302	Perlitica
FGS 600-3	600	61	370	38	3	192÷269	Perlitica
FGS 500-7	500	51	320	33	7	170÷241	Ferritico-perlitica
FGS 400-12	400	41	250	26	12	≤ 201	Ferritica
FGS 370-17 (3)	370	38	230	24	17	≤ 179	Ferritica

(1) Valori forniti a titolo indicativo.

(2) A titolo indicativo.

(3) Su questo tipo di ghisa può essere imposta la prova di resilienza. I valori minimi dell'energia d'urto, misurata a temperatura ambiente (293 ± 2 K) sono indicati nella tabella sottostante. Dal 1° gennaio 1978 la prova deve essere effettuata obbligatoriamente su provetta con intaglio a V (Charpy).

Valori di carico di rottura ad urto per la prova di resilienza della ghisa tipo 370-17.

Intaglio a V		Intaglio ad U	
Valore medio (su 3 prove) J	Valore singolo (minimo) J	Valore medio (su 3 prove) J	Valore singolo (minimo) J
13	11	15	13

Tabella LXXXVIII - GERMANIA: Norme DIN 1693 - 1^ parte.

Tipo	Caratteristiche garantite su provette colate a parte (1)					Struttura
	Carico unitario di rottura a trazione minimo		Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2%		Allungamento minimo Lo=3d %	
	N/mm^2	kgf/mm^2	N/mm^2	kgf/mm^2		
GGG 35.3 (3)	350	36	220 (2)	23	22	Prevalentemente ferritica
GGG 40.3 (3)	400	41	250 (2)	26	18	
GGG 40 (4)	400	41	250 (2)	26	15	
GGG 50	500	51	320	33	7	Ferritico-perlitica
GGG 60	600	61	380	39	3	Perlitico-ferritica
GGG 70	700	71	440	45	2	Prevalentemente perlitica
GGG 80	800	82	500	51	2	Perlitica

(1) Tutte le altre specificazioni (particolarmente per getti massicci o di spessore superiore a 50 mm) dovranno fare oggetto di accordo all'ordine.

(2) Per le qualità ferritiche, è ammesso d'indicare il limite apparente d'elasticità, rilevato sul diagramma di prova, in luogo del limite allo 0,2%, essendo più severe le condizioni di prova della nuova norma DIN 50145.

(3) Per questi tipi di ghisa sono garantiti i valori di resilienza secondo la tabella sottostante.

(4) Il tipo GGG 40 proviene dall'unione dei tipi GGG 38 e GGG 42 della vecchia norma DIN 1693 e le sostituisce entrambe.

Valori del carico di rottura ad urto per la prova di resilienza delle ghise GGG 35.3 e GGG 40.3

Tipo	Temperatura di prova		Resilienza minima (1)	
			Valore medio (su 3 prove)	Valore singolo
	K	(°C)	J	J
GGG 35.3	233	(-40)	14	11
	293	(+20)	19	17
GGG 40.3	253	(-20)	14	11
	293	(+20)	16	14

(1) Provette con intaglio ad U di 3 mm.

Tabella LXXXIX - GERMANIA: Norme DIN 1693 - 2^ parte.

Tipo	Spessore determinante del getto (1) mm	Spessore del saggio attaccato al getto mm	Carico unitario di rottura a trazione minimo N/mm²	Carico unitario di rottura a trazione minimo kgf/mm²	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% (2) N/mm²	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% (2) kgf/mm²	Allungamento minimo Lo=3d %	Energia assorbita nella prova di resilienza a 253 K (-20 °C) (3) Valore medio (su 3 prove) J	Energia assorbita nella prova di resilienza a 253 K (-20 °C) (3) Valore singolo (minimo) J	Struttura (4)
GGG 40.3	30÷70	40	390	40	250	26	15	14	11	Ferritica
	60÷200	70	370	38	240	25	12	12	9	
GGG 40	30÷70	40	390	40	250	26	15	--	--	Ferritica
	60÷200	70	370	38	240	25	12	--	--	
GGG 50	30÷70	40	450	46	300	31	7	--	--	Ferritico-perlitica
	60÷200	70	420	43	290	30	5	--	--	
GGG 60 (5)	30÷70	40	600	61	360	37	2	--	--	Perlitico-ferritica
	60÷200	70	550	56	340	35	1	--	--	
GGG 70 (5)	30÷70	40	700	71	400	41	2	--	--	Perlitica
	60÷200	70	650	66	380	39	1	--	--	

(1) Per gli spessori di parete superiori a 200 mm, si raccomanda di accordarsi sulle caratteristiche garantite.

(2) Per la qualità ferritica è ammesso indicare, al posto del limite d'elasticità allo 0,2%, il limite inferiore di scorrimento determinato a partire dal diagramma carico-allungamento (DIN 50145).

(3) Su provetta con intaglio ad U di 3 mm.

(4) A titolo indicativo.

(5) Se, per ragioni di resistenza all'usura, sono prescritti valori minimi di durezza il carico di rottura alla trazione e l'allungamento non sono garantiti.

Tabella XC - GRAN BRETAGNA: Norme BS 2789.

Tipo	Carico unitario di rottura a trazione minimo N/mm²	Carico unitario di rottura a trazione minimo kgf/mm²	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% N/mm²	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% kgf/mm²	Allungamento minimo Lo=3d %	Durezza HB (1)	Struttura (2)
370/17 (3)	370	38	230	23	17	≤ 179	Ferritica
420/12	420	43	250	26	12	≤ 201	Ferritica
500/7	500	51	310	32	7	170÷241	Perlitico-ferritica
600/3	600	61	350	36	3	192÷269	Perlitico-ferritica
700/2	700	71	400	41	2	229÷302	Perlitica
800/2	800	82	460	47	2	248÷352	Perlitica o di rinvenimento

(1) Valori forniti a titolo indicativo.

(2) A titolo indicativo.

(3) Su questo tipo di ghisa può essere richiesta la prova di resilienza. Vedere la tabella sottostante.

Valori di carico di rottura ad urto per la prova di resilienza della ghisa tipo 370-17.

	Valore medio (su 3 prove) J	Valore singolo (minimo) J
Intaglio a V	13	12
Intaglio ad U (2 mm)	15	13

Tabella XCI - PAESI BASSI: Norma NEN 600 2 D.

Tipo	Carico unitario di rottura a trazione minimo		Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2%		Allungamento minimo Lo=3d %	Durezza HB (1)	Struttura (2)
	N/mm^2	kgf/mm^2	N/mm^2	kgf/mm^2			
GN (3)	490	50	340	35	2	170÷320	Perlitico-ferritica
GN 38	370	38	245	25	17	180 max.	Ferritica
GN 42	410	42	275	28	12	200 max.	Ferritica
GN 50	490	50	345	35	7	170÷240	Ferritico-perlitica
GN 60	590	60	410	42	2	200÷275	Perlitica
GN 70	690	70	490	50	2	220÷320	Perlitica

(1) Valori forniti a titolo indicativo.

(2) A titolo indicativo.

(3) Per questo tipo di ghisa sono forniti i valori minimi di resilienza a temperatura ambiente (293 K) riportati nella tabella sottostante.

Valori di resilienza della ghisa tipo GN.

Valore medio (su 3 prove) $kgf \cdot m/cm^2$	Valore singolo (minimo) $kgf \cdot m/cm^2$
1,7	1,5

Tabella XCII - STATI UNITI: Norme A.S.T.M. A 536-72.

Tipo (1)	Carico unitario di rottura a trazione minimo			Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2%			Allungamento minimo (2) %
	N/mm^2	$PSI \cdot 10^3$	kgf/mm^2	N/mm^2	$PSI \cdot 10^3$	kgf/mm^2	
60-40-18	414	60	42	276	40	28	18
65-45-12	448	65	46,6	310	45	32	12
80-55-06	552	80	56	379	55	39	6
100-70-03	689	100	70	483	70	49	3
120-90-02	827	120	84	621	90	63	2

(1) Oltre ai tipi indicati a volte vengono impiegate altre qualità (60-45-10; 60-42-10; 80-60-03; 70-50-0,5).

(2) La distanza fra i riferimenti è di 50 mm (2 inc).

Tabella XCIII - STATI UNITI: II Norma SAE J 434 b.

GHISA PER IMPIEGHI AUTOMOBILISTICI

Come le altre norme delle ghise destinate agli impieghi automobilistici, anche le ghise a grafite sferoidale vengono definite solamente dalla durezza e dalla struttura per la quale la norma fornisce delle micrografie di riferimento. Le caratteristiche meccaniche riportate sono fornite in allegato alla norma originale.

Tipo	Carico unitario di rottura a trazione minimo			Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2%			Allungamento minimo (1) %	Durezza HB o B.I.D. (2)	Struttura
	N/mm^2	$PSI \cdot 10^3$	kgf/mm^2	N/mm^2	$PSI \cdot 10^3$	kgf/mm^2			
D 4018	414	60	42	276	40	28	18	170 HB max. 4,6 B.I.D. min.	Ferritica
D 4512	448	65	45,6	310	45	31,5	12	156÷217 HB 4,80÷4,10 B.I.D.	Ferritico-perlitica
D 5506	552	80	56	379	55	39	6	187÷255 HB 4,4÷3,8 B.I.D.	Ferritico-perlitica
D 7003	689	100	70	483	70	49	3	241÷302 HB 3,9÷3,5 B.I.D.	Perlitica
DQ e T (3)	--	--	--	--	--	--	--	secondo accordo	Martensitica

(1) La distanza fra i riferimenti è di 50 mm (2 in).

(2) B.I.D. = Brinell Impression Diameter (il B.I.D. è il diametro in mm dell'impronta di una sfera di 10 mm di diametro, applicata con una forza di 29.430 N - 3.000 kgf).

(3) Per questo tipo di ghisa è fissato solo il modulo d'elasticità: 152.050 N/mm^2 (15.500 kgf/mm^2) e la struttura della matrice martensitica.

Tabella XCIV - U.R.S.S.: Norma GOST 7293-70.

Tipo	Carico unitario di rottura a trazione minimo		Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% (1)		Resilienza (minima) (2) (3)	Allungamento minimo Lo=3d %	Durezza HB (2)
	N/mm^2	kgf/mm^2	N/mm^2	kgf/mm^2	$kgf \cdot m/cm^2$		
Вч 38-17	390	38	235	24	6	17	140÷170
Вч 42-12	410	42	275	28	4	12	140÷200
Вч 45-5	440	45	325	33	3	5	160÷220
Вч 50-2	490	50	370	38	2	2	180÷260
Вч 60-2	590	60	390	40	2	2	200÷280
Вч 70-3	690	70	390	40	3	3	229÷275
Вч 80-3	780	80	490	50	2	3	220÷300
Вч 100-4	980	100	685	70	3	4	302÷369
Вч 120-4	1.180	120	880	90	3	4	302÷369

(1) La definizione del limite d'elasticità non è obbligatoria per le ghise destinate ai cilindri e alle lingottiere.

(2) I valori di durezza e di resilienza devono essere obbligatoriamente stabiliti all'ordinazione.

(3) Le prove di resilienza sono eseguite su provette senza intaglio di sezione quadrate di dimensione 10x10x55 mm per i tipi Вч 38-17 e Вч 42-17, e di 20x20x120 mm per tutti gli altri tipi.

Tabella XCV - Raffronto delle caratteristiche meccaniche dei tipi di ghisa a grafite sferoidale unificati in alcuni Paesi.

NAZIONE	NORMA	CORRISPONDENZA FRA I SIMBOLI								
ITALIA	UNI 4544-74		GS 370-17	GS 400-12		GS 500-7		GS 600-3	GS 700-2	GS 800-2
	- Ø provetta mm		14	14		14		14	14	14
	- carico unitario di rottura R N/mm²		370	400		500		600	700	800
	- carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm²		230	250		320		370	440	450
	- allungamento min. A %		17	12		7		3	2	2
	- durezza Brinell HB		≤ 179	≤ 201		170÷241		192÷269	229÷302	248÷352
	- struttura della matrice		ferritica	ferritica		ferr. perlit.		perlit. ferr.	perlitica	perlitica
FRANCIA	NF A 32-201		FGS 370-17	FGS 400-12		FGS 500-7		FGS 600-2	FGS 700-2	FGS 800-2
	- Ø provetta mm		14	14		14		14	14	14
	- carico unitario di rottura R N/mm²		370	400		500		600	700	800
	- carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm²		230	250		320		370	460	480
	- allungamento min. A %		17	12		7		2	2	2
	- durezza Brinell HB		≤ 179	≤ 201		170÷241		192÷269	229÷302	248÷352
	- struttura della matrice		ferritica	ferritica		ferr. perlit.		perlitica	perlitica	perlitica
GERMANIA	DIN 1693	GGG 35.3	GGG 40.3	GGG 40		GGG 50		GGG 60	GGG 70	GGG 80
	- Ø provetta mm	14	14	14		14		14	14	14
	- carico unitario di rottura R N/mm²	350	400	400		500		600	700	800
	- carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm²	220	250	250		320		380	440	500
	- allungamento min. A %	22	18	15		7		3	2	2
	- durezza Brinell HB	--	--	--		--		--	--	--
	- struttura della matrice	--	--	prev. ferr.		ferr. perlit.		perlit. ferr.	prev. perlit.	perlitica
GRAN BRETAGNA	BS 2789 : 1973		370-17	420-12		500-7		600-3	700-2	800-2
	- Ø provetta mm		14	14		14		14	14	14
	- carico unitario di rottura R N/mm²		370	420		500		600	700	800
	- carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm²		230	250		310		350	400	460
	- allungamento min. A %		17	12		7		3	2	2
	- durezza Brinell HB		≤ 179	≤ 201		170÷241		192÷269	229÷302	248÷352
	- struttura della matrice		ferritica	ferritica		ferr. perlit.		perlit. ferr.	perlitica	perlitica
USA	ASTM A 536-72			60-40-18	65-45-18		80-55-06		100-70-03	120-90-02
	- Ø provetta mm			12,7	12,7		12,7		12,7	12,7
	- carico unitario di rottura R N/mm²			414	448		552		689	827
	- carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm²			276	310		379		489	621
	- allungamento min. A %			18	18		6		3	2
	- durezza Brinell HB			--	--		--		--	--
	- struttura della matrice			--	--		--		--	--
--	ISO R 1083		38-17	42-12		50-7		60-2	70-2	
	- Ø provetta mm		14	14		14		14	14	
	- carico unitario di rottura R N/mm²		370	400		500		600	700	
	- carico unitario di scostamento dalla proporzionalità Rp 0,2% N/mm²		230	250		320		370	420	
	- allungamento min. A %		17	12		7		2	2	
	- durezza Brinell HB		140÷180	150÷200		170÷240		210÷280	230÷300	
	- struttura della matrice		ferritica	ferritica		ferr. perlit.		perlitica	perlitica	

BIBLIOGRAFIA

(1) S. I. KARSAY – Ductile Iron Production, Engineering Design, Properties Applications, Quebec Iron ad Titanium Corporation, Ed. 1971.

(2) Ghise austenitiche Ni-resist, Proprietà ed applicazioni, Volume GN18, Centro di Informazioni del Nichel, Milano.

(3) Manuel des Fontes Moulées, Editions Techniques des Industries de la Fonderie, Ed. 1965.

(4) Metallurgia delle ghise, Vol. I, Ed. Assofond, 1975.

(5) Tabella UNI 4544-74, Ghisa a grafite sferoidale per getti - Qualità, prescrizioni e prove.

(6) Tabella UNI 7737, Ghisa austenitica per getti - Qualità, prescrizioni e prove.

(7) Tabella UNI 3354-70, Trattamenti termici dei materiali ferrosi - Tipi, scopi e definizioni.

I trattamenti termici

— GENERALITA'
— TRASFORMAZIONI ALLO STATO SOLIDO
— TRATTAMENTO TERMICO DI DISTENSIONE O STABILIZZAZIONE
— TRATTAMENTO TERMICO DI RICOTTURA
— TEMPRA
— TEMPRA SUPERFICIALE
— APPENDICE
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Fulvio Velicogna

GENERALITA'

La gran parte dei getti di ghisa sferoidale è utilizzata allo stato greggio di fusione, dopo aver tutt'al più subito un trattamento termico di distensione che non ne modifica la struttura micrografica: tuttavia esiste tutta una gamma di trattamenti termici specifici, atti ad ottenere strutture e quindi caratteristiche meccaniche particolari. E' quasi superfluo far notare che, se le caratteristiche richieste ai getti sono ottenibili, eventualmente con qualche acrobazia metallurgica, già allo stato greggio di fusione oltre che per trattamento termico, quest'ultimo va evitato risparmiando con ciò gli aggravi economici, energetici ed impiantistici relativi, nonchè gli allunghi dei cicli di produzione, le eventuali deformazioni dimensionali dei getti e, non ultimo, il rischio di scarti.

TRASFORMAZIONI ALLO STATO SOLIDO

Sono qui richiamati solo alcuni concetti metallurgici di immediato interesse nella comprensione dei trattamenti termici delle ghise con grafite sferoidale, mentre si rimanda al I Volume della Metallurgia delle ghise, Capitolo *Crisi - Le trasformazioni allo stato solido* per un eventuale approfondimento delle conoscenze dei meccanismi fisico-chimici che regolano le trasformazioni allo stato solido delle ghise. Un trattamento termico presuppone, quasi sempre, una preliminare trasformazione della ferrite (ferro α) in austenite (ferro γ), trasformazione completamente reversibile. Nel caso del ferro puro questa trasformazione avviene a 1.184 K (911 °C) ed è istantanea. Il passaggio da una fase all'altra è contraddistinto da variazioni volumetriche, possedendo le due fasi reticoli elementari diversi e per geometria e per densità. Anche il coefficiente di dilatazione termica delle due fasi è diverso. Gli elementi di lega (carbonio, silicio, manganese, ecc.) , sempre presenti nella ghisa con grafite sferoidale, modificano notevolmente la temperatura alla quale avviene la trasformazione ferrite⇌austenite. Alcuni elementi - come il carbonio, il nichel, il manganese, il rame, l'azoto - abbassano la temperatura di trasformazione, ampliando di conseguenza l'estensione della regione austenitica e sono chiamati perciò elementi austenitizzanti. Altri elementi per contro - quali il silicio, il cromo, il molibdeno, il tungsteno, il vanadio - innalzano la temperatura di trasformazione, ampliando di conseguenza l'estensione della regione ferritica e sono chiamati perciò elementi ferritizzanti.

Poichè sono spesso presenti più elementi di lega, il quadro finale può essere molto complicato, in quanto le loro influenze in parte si sommano ed in parte si contrastano.

Nel caso delle ghise sferoidali basso-legate gli elementi, la cui azione è predominante nel senso prima descritto, sono il carbonio ed il silicio, mentre altri elementi sono in grado di spostare solo di pochi gradi la temperatura del punto di trasformazione austenite⇌ferrite, punto cosidetto eutettoide.

Come noto, nel caso di leghe ferro-carbonio ipereutettoidi, il che è quasi sempre il caso delle ghise con grafite sferoidale, il punto di trasformazione eutettoidica dell'austenite è situato nel diagramma ferro-carbonio alla temperatura di 1.011 K (738 °C), se la trasformazione dell'austenite avviene secondo il sistema stabile (ferrite + grafite), mentre invece è situato alla temperatura di 1.000 K (727 °C), se la trasformazione avviene secondo il sistema metastabile (perlite = ferrite + cementite). Il silicio, presente sempre in quantità rilevanti nelle ghise con grafite sferoidale, innalza notevolmente le temperature di trasformazione, temperature eutettoidiche definite convenzionalmente con la sigla A1.

In realtà le cose si complicano un po' perchè la temperatura di trasformazione A1 non è univoca, ma si espande in un intervallo di temperature di trasformazione delimitato al limite inferiore dalla temperatura A1,1 ed al limite superiore dalla temperatura A1,2 (fig. 482).

Una ghisa sferoidale, che abbia ad esempio un tenore di silicio pari al 2% , inizierà la trasformazione dell'austenite a circa 1.048 K (775 °C) (A1,2) e completerà la trasformazione in ferrite a circa 1.028 K (755 °C) (A1,1).

Qualora la stessa ghisa sia alligata anche con altri elementi, ad esempio manganese, nichel, rame, le temperature A1,2 e A1,1 si modificano ulteriormente (tab. XCVI).

Tabella XCVI - Influenza di alcuni elementi sullo spostamento della temperatura eutettoidica.

Elemento	Influenza sulle temperature di trasformazione ferrite-austenite K (°C)
Per ogni % di manganese	256 (-17)
Per ogni % di nichel	259 (-14)
Per ogni % di rame	267,5 (-5,5)

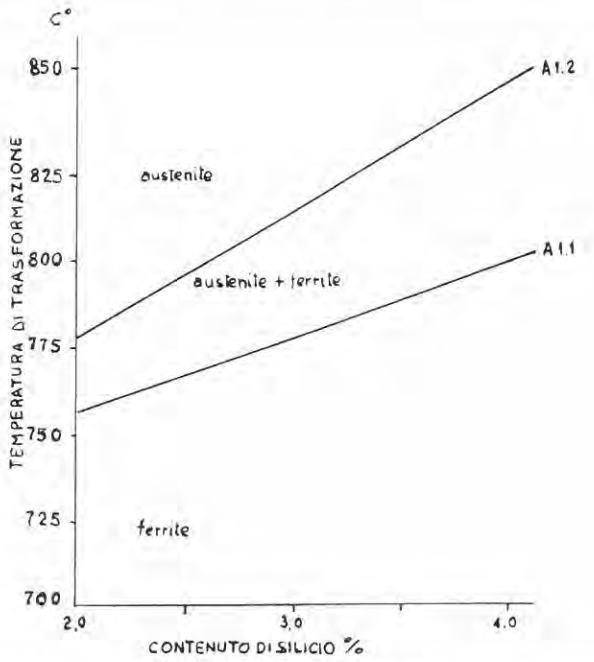


Fig. 482 – Intervallo della temperatura di trasformazione ferrite-austenite, in funzione del contenuto di silicio.

Durante la trasformazione dell'austenite in ferrite deve avvenire una separazione di carbonio o in forma di grafite (sistema stabile) o di cementite (sistema metastabile), essendo la solubilità di questo elemento molto più elevata nell'austenite che nella ferrite, mentre nel processo inverso, trasformazione della ferrite in austenite, grafite o cementite dovranno passare in soluzione.

Se dall'austenite il carbonio si separa sotto forma di grafite, questa va a depositarsi intorno agli sferoidi primari, mentre invece se la separazione avviene sotto forma di cementite, deve intervenire un processo di nucleazione. Tutti e due questi procedimenti presuppongono una diffusione del carbonio, diffusione che necessita di tempi più o meno lunghi. Ne deriva che, qualora le velocità di raffreddamento o di riscaldo non siano sufficiementemente lente, le trasformazioni non avranno più luogo alle temperature di equilibrio, ma o a temperature superiori (surriscaldi) o a temperature inferiori (sottoraffreddamenti) e le temperature A1 saranno diverse, più elevate se la matrice è riscaldata (AC1) oppure più basse se la matrice è raffreddata (AR1).

Nel caso delle ghise sferoidali in cui, come prima detto, la temperatura A1 si espande in un intervallo delimitato dalle temperature A1,1 e A1,2 le cose si complicano perchè vengono a formarsi due campi di temperature delimitati rispettivamente dalle temperature AC1,1 e AC1,2, nel caso si trasformi la ferrite in austenite, e dalle temperature AR1,2 e AR1,1, nel caso si trasformi l'austenite in ferrite.

Qualora la matrice sia riscaldata, e cioè si passi dalla ferrite all'austenite, l'isteresi di trasformazione è per lo più trascurabile e si può ritenere che le temperature AC1 e AC2 coincidano con le temperature AC1,1 e AC1,2. Questa presunzione non è più valida nel caso di matrici ferritiche, richiedendo la soluzione della grafite nell'austenite un tempo relativamente lungo.

Molto più discordanti dalle teoriche sono invece le temperature di trasformazione in fase di raffreddamento (AR1), cioè quando l'austenite si trasforma in ferrite.

Sia perchè devono crearsi i presupposti adatti alla nucleazione della cementite sia perchè la velocità di diffusione del carbonio si riduce all'abbassarsi della temperatura, i sottoraffreddamenti possono essere di entità rilevante.

I sottoraffreddamenti provocano la formazione di fasi metastabili, cioè a velocità di trasformazione così lente da poter essere considerate nulle, la cui morfologia è diversa a seconda delle temperature di sottoraffreddamento in cui si sono originate. Queste fasi, ad esempio bainiti o martensiti, sono di grande interesse per il metallurgista e molto spesso lo scopo, che si prefiggono i trattamenti termici, è il loro ottenimento.

Un aumento del tenore di carbonio nell'austenite favorisce il sottoraffreddamento così come lo favoriscono quegli elementi di lega che ostacolano la velocità di diffusione del carbonio.

Quando un trattamento termico ha per scopo l'ottenimento di queste strutture metastabili, prende il nome di tempra. Le variazioni di volume connesse alla trasformazione delle fasi, che possono avvenire come detto a temperature molto diverse, provocano tensionamenti, deformazioni permanenti dei getti ed eventualmente cricche dell'ordine sia micro che macroscopico.

Le varie trasformazioni possibili dell'austenite possono essere previste, avvalendosi di diagrammi particolari detti TTT o Tempo-Trasformazione-Temperatura o anche curve a S o a naso, che si riferiscono a trasformazioni isoterme e di cui in fig. 483 è riportato un esempio schematico. Quando invece le trasformazioni non sono isoterme, ma avvengono per raffreddamento continuo, bisogna far riferimento a diagrammi del tipo CCT (Continuous Cooling Temperature) (fig. 484).

Nel diagramma isotermo di fig. 483 si rileva che fra le due temperature A1,2 e A1,1 l'austenite si trasforma in ferrite e grafite, secondo il sistema stabile del diagramma ferro-carbonio. I tempi di raffreddamento devono essere necessariamente lenti, perchè il carbonio dell'austenite deve poter migrare fino al più prossimo sferoide. A temperature inferiori a A1,1 è favorita invece la formazione di perlite e le distanze di diffusione del carbonio si accorciano, perchè è sufficiente che questo diffonda fino a raggiungere una concentrazione locale capace di far scattare la reazione di formazione del composto chimico cementite Fe_3C (contenente 6,7% C).

La distanza delle lamelle di cementite della perlite decresce al diminuire della temperatura di formazione.

Quanto più bassa è dunque la temperatura di formazione e tanto più compatta è la perlite. I tipi di perlite risolubili al microscopio solo a 1.000 ingrandimenti sono detti sorbiti, quelli risolubili a 2.500 ÷ 3.000 ingrandimenti (microscopio elettronico) troostiti. Al di sotto di una certa temperatura la velocità di diffusione del carbonio risulta estremamente ridotta. Si formano strutture ferritiche a reticoli distorti, perchè sovrassature in carbonio, associate a ce-

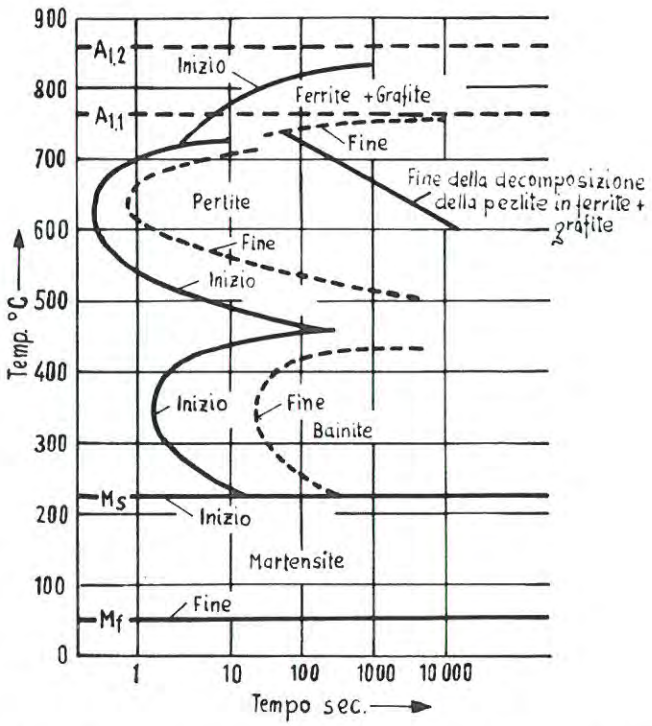


Fig. 483 – Diagramma TTT schematico di una ghisa a grafite sferoidale.

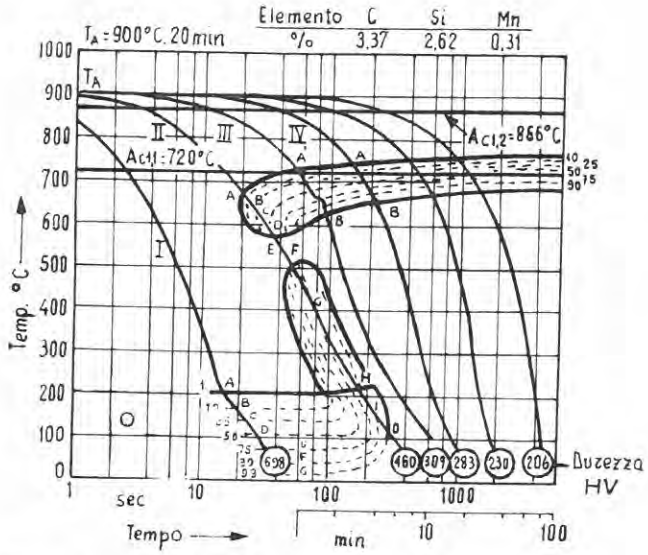


Fig. 484 — Diagramma CTT. Raffreddamento continuo.

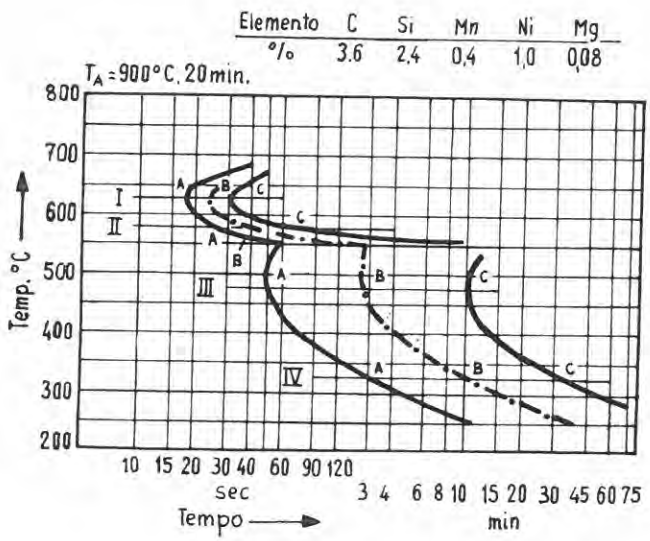


Fig. 485 — Diagramma TTT. Raffreddamento isotermo.

mentite aghiforme molto fine. Sono dette strutture aciculari o bainitiche.

A temperature ancora più basse la diffusione del carbonio è completamente impedita e le strutture consistono in reticoli di ferrite altamente distorti che contengono tutto il carbonio presente nell'austenite originaria. Queste strutture si chiamano martensiti.

Esiste una temperatura limite superiore (MS) al di sotto della quale iniziano a formarsi strutture martensitiche ed una limite inferiore (MF) alla quale l'austenite risulta completamente trasformata. La temperatura MS è indipendente dalla velocità di raffreddamento, mentre è legata invece al contenuto di carbonio nell'austenite e a quello di altri elementi eventualmente presenti, vedi manganese, nichel, ecc., e può addirittura deprimersi al di sotto della temperatura ambiente. In questo caso l'austenite può pervenire non trasformata fino alla temperatura ambiente, naturalmente in fase metastabile. La tendenza alla trasformazione dell'austenite è tanto più grande quanto maggiore è il suo sottoraffreddamento. D'altra parte la velocità di diffusione degli atomi di carbonio diminuisce con l'abbassarsi della temperatura. Ne deriva l'esistenza di un certo tempo di attesa (tempo di incubazione) ad ogni temperatura prima che la trasformazione si inneschi. In genere alla temperatura in cui il tempo di incubazione è minimo, corrisponde anche una velocità di trasformazione massima.

Può capitare che esistano nella matrice segregazioni di carbonio. In questo caso i grani di austenite più ricchi di carbonio risultano più stabilizzati e tenderanno a sottoraffreddare diversamente dagli altri con formazione di strutture diverse.

Si consideri ad esempio il diagramma TTT della fig. 485 ricavato sperimentalmente per la ghisa di cui all'analisi indicata.

Una trasformazione isoterma a 913 K (640 °C), linea I, porta a strutture perlitiche dopo un periodo d'incubazione di 18 s. Il tempo di semitrasformazione dell'austenite (50%) è di 24 s e quello di trasformazione totale (100%) è di 33 s. Se invece l'austenite è trasformata isotermicamente a 848 K (575 °C), linea II, la struttura risulta sempre perlitica, ma il tempo di incubazione aumenta a 29 s, quello di semitrasformazione a 42 s e quello di trasformazione totale a 80 s.

Se la trasformazione dell'austenite avviene isotermicamente a 753 K (480 °C), linea III, si ottengono, dopo tempi di incubazione di 60 s, delle bainiti, cosiddette superiori, per essersi formate a temperature più elevate. La trasformazione è completa dopo 10 min.

Se la trasformazione dell'austenite avviene invece a 648 K (375 °C), linea IV, si ottengono bainiti cosiddette inferiori, dopo tempi di incubazione di 3 min. La trasformazione si completa dopo 40 min.

Si consideri invece il diagramma CCT della fig. 484, diagramma che non va letto orizzontalmente, ma seguendo invece le linee di raffreddamento.

Se il raffreddamento è molto rapido, curva I, l'austenite non fa in tempo a trasformarsi prima di aver raggiunto la linea MS posta a 473 K (200 °C). La struttura risultante sarà quindi martensitica (698 HV).

Per velocità di raffreddamento meno rapide, curva II, la curva interseca la regione della perlite alla temperatura corrispondente al punto A (1% perlite) e la abbandona nel punto E, avendo prima intersecato nei punti B, C, D, le linee corrispondenti a trasformazioni dell'austenite del 10%, 25%, 50%.

Alla temperatura corrispondente al punto E la struttura sarà costituita da circa il 55% di perlite + 45% di austenite. Nel raffreddamento successivo la curva II interseca la regione della bainite nel punto F e la lascia nel punto H con corrispondente trasformazione del 75% dell'austenite nel campo bainitico.

Nell'ulteriore raffreddamento la curva II interseca la linea MS e l'austenite residua si trasforma in martensite.

La struttura finale sarà composta da circa il 55% di perlite + 30 ÷ 35% di bainite + 10 ÷ 15% di martensite ed avrà durezza intorno a 460 HV.

La curva di raffreddamento III è più lenta, penetra il campo perlitico nel punto A' e prima di lasciarlo in B' interseca tutte le linee di trasformazione parziale. La struttura sarà completamente perlitica (309 HV). Per velocità di raffreddamento ancora più lente, curva IV, la trasformazione dell'austenite avviene ancora nella regione della perlite, ma a temperature più elevate per cui la struttura risultante sarà sempre perlitica, ma più molle (283 HV).

In un diagramma a raffreddamento continuo si possono considerare, invece delle velocità, i tempi di raffreddamento, assumendo spesso a parametro i semitempi T_{HC} di raffreddamento dalla temperatura di austenitizzazione T_A alla temperatura ambiente di 298 K (25 °C).

$$T_{HC} = \frac{T_A + 25}{2} \text{ °C}$$

In allegato al capitolo sono riportati diagrammi di questo tipo.

I due tipi di diagrammi TTT e CCT non sono derivabili l'uno dall'altro. I tempi di incubazione della perlite e della bainite possono, però, essere ritenuti sufficientemente coincidenti.

Poichè l'austenite delle ghise con grafite sferoidale può trasformarsi sia secondo il sistema stabile (ferrite + carbonio) che metastabile (perlite), particolare attenzione va rivolta al campo di temperature subito sotto la linea A1' (ricottura subcritica).

Si può rilevare dal diagramma di fig. 483 che in questo ambito di temperature sono possibili strutture perlitiche oppure ferritiche e queste o per trasformazione diretta dell'austenite o per trasformazione della perlite. Inoltre bisogna tenere presente che i carburi finemente dispersi nella matrice dopo un trattamento di tempra possono decomporsi, grafitizzando a temperature superiori ai 773 ÷ 823 K (500 ÷ 550 °C) (rinvenimenti) con conseguente perdita di duttilità e resistenza.

Gli sferoidi agiscono nella ghisa sferoidale come serbatoi di carbonio. La solubilità del carbonio nell'austenite aumenta all'aumentare della temperatura e perciò il contenuto di carbonio dell'austenite non dipende dal carbonio totale della ghisa, ma dalla temperatura di austenitizzazione (tabella XCVII).

Tabella XCVII - Influenza della temperatura di austenizzazione e della percentuale di silicio sul contenuto in carbonio dell'austenite e sulla temperatura MS.

Tipo di ghisa	Temperatura di austenizzazione K (°C)	Carbonio nella austenite %	Si %	Temperatura MS K (°C)
A	1.103 (830)	0,70	1,72	521 (248)
B	1.123 (850)	0,73	2,62	528 (255)
	1.173 (900)	0,93	2,62	508 (235)
	1.273 (1.000)	1,14	2,62	453 (180)
C	1.273 (1.000)	0,70	4,64	520 (247)

Composizione delle ghise sperimentate:

A: C = 3,27; Mn = 0,27; P = 0,039; S = 0,003; Mg = 0,055.

B: C = 3,32; Mn = 0,29; P = 0,037; S = 0,015; Mg = 0,054.

C: C = 3,05; Mn = 0,27; P = 0,038; S = 0,007; Mg = 0,055.

La solubilizzazione del carbonio deve avvenire per diffusione, processo che richiede del tempo e che a sua volta dipende dalla matrice di partenza, perlitica piuttosto che ferritica, e dal diametro dei noduli presenti (fig. 486).

D'altra parte il contenuto di carbonio dell'austenite è

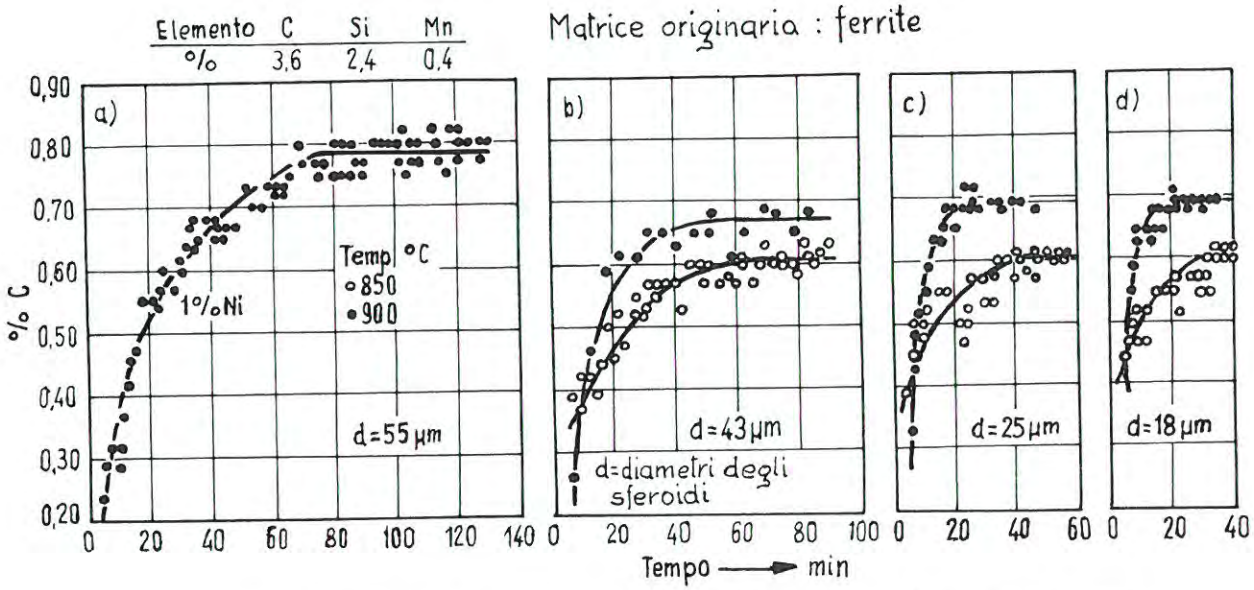


Fig. 486 – Aumento del contenuto di carbonio nell'austenite durante il riscaldo ed influenza del diametro degli sferoidi.

correlato strettamente alle proprietà meccaniche ottenibili dopo tempra. Il contenuto di carbonio dell'austenite influenza anche il periodo di incubazione della bainite, nel senso che quanto più elevato è il carbonio e tanto maggiore è il periodo di incubazione.

Il tempo di austenitizzazione ha un'influenza decisamente meno rilevante se la matrice di partenza è perlitica e se le temperature di austenitizzazione sono mantenute ai livelli inferiori. Le lamelle di cementite si dissolvono molto rapidamente e l'austenite assume concentrazioni in carbonio pari ai valori del carbonio combinato. Ma alle temperature di austenitizzazione più elevate la solubilità del carbonio aumenta e anche parte della grafite passa in soluzione, per cui i tempi di austenitizzazione diventano ancora determinanti.

Dai valori riportati in tab. XCVII si rileva che il silicio riduce la solubilità del carbonio nell'austenite e quindi ha un effetto negativo sulle caratteristiche meccaniche ottenibili dopo bonifica.

Durante il raffreddamento e la trasformazione dell'austenite, una parte del carbonio può essere espulsa a causa della diminuita solubilità o sotto forma di cementite o di grafite.

Generalmente le velocità di raffreddamento sono tali da non consentire l'avverarsi di tale fenomeno ma, nel caso di ghise alligate con elementi che favoriscono le strutture aciculari (bainitiche) o martensitiche, già per un raffreddamento all'aria o in forma può verificarsi questa precipitazione. Poichè l'austenite si impoverisce di carbonio, la linea di inizio della formazione di martensite (MS) si sposta verso temperature più elevate.

Il silicio influenza la trasformazione bainitica nel senso che, impedendo la precipitazione dei carburi (si ricorda che la bainite è formata da aghi di ferrite e carburi) tende a stabilizzare l'austenite, sovrassaturandola di carbonio. Ne consegue che parte dell'austenite si trasforma in martensite o perviene addirittura indecomposta alla temperatura ambiente.

Tanto il nichel che il manganese tendono a ritardare la trasformazione dell'austenite ad ogni temperatura.

Una particolarità favorevole, che presentano le ghise con grafite sferoidale se confrontate con gli acciai, è che non presentano ingrossamento dei grani fino a temperature di 1.173 K (900 °C) (fig. 487).

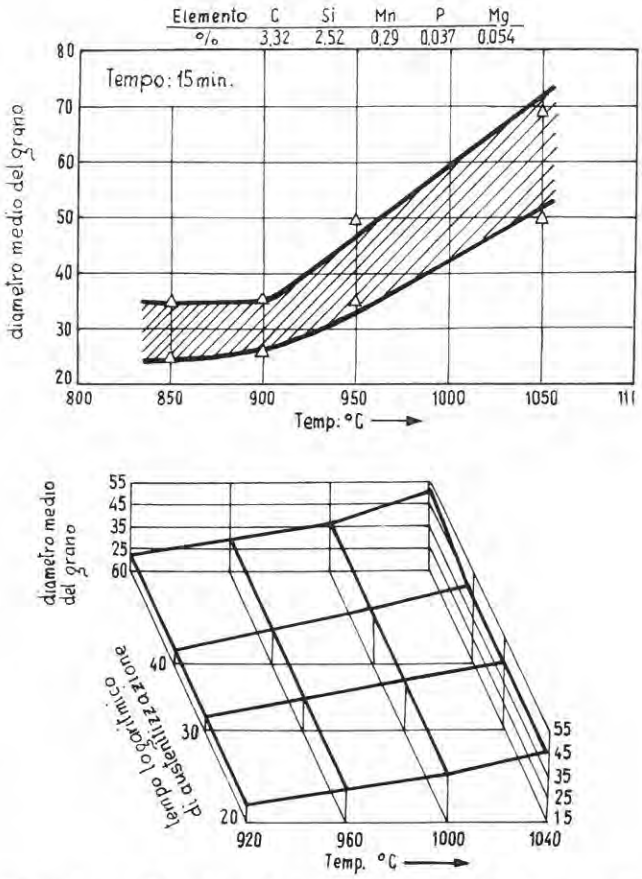


Fig. 487 – Influenza della temperatura e del tempo di permanenza sull'ingrossamento dei grani nella ghisa sferoidale non legata.

TRATTAMENTO TERMICO DI DISTENSIONE O STABILIZZAZIONE

L'origine di quelle che sono comunemente chiamate tensioni interne, ma che meglio sarebbe definire sollecitazioni residue, dei getti di ghisa con grafite sferoidale è del tutto simile a quella descritta per i getti di ghisa con grafite lamellare, nel I Volume della Metallurgia delle ghise.

Le cause più frequenti sono connesse con:

- il raffreddamento in forma dopo la fusione;
- la distaffatura precoce;
- i trattamenti termici di normalizzazione, bonifica e indurimento superficiale;
- le lavorazioni meccaniche;
- le eventuali saldature.

La parte preponderante di queste sollecitazioni (tensioni, compressioni, flessioni, ecc.) ha origine al momento del raffreddamento del getto nella forma dopo la colata.

Quando il metallo ha riempito la forma, si origina tutta una gamma di gradienti termici, in parte in dipendenza dai diversi spessori, in parte dalle diverse temperature del metallo liquido. Il ritiro o contrazione del getto in fase solida non avviene quindi nella stessa misura in ogni punto e la situazione si aggrava con l'espansione eutettica per la quale al limite parti sottili possono contrarsi, mentre altre più spesse sono ancora in fase di espansione. Anche la forma impedisce una libera contrazione del getto e la situazione può peggiorare se il getto è distaffato ad elevata temperatura.

Ne derivano sollecitazioni che, ove non annullate da deformazioni plastiche del materiale con corrispondenti deformazioni permanenti (distorsioni), e quando non superiori ai valori di resistenza del metallo (rotture), permangono nel getto in un sistema equilibrato di forze.

La lavorazione meccanica del getto agisce nel senso che con l'asportazione di quantità anche rilevanti di materiale turba l'equilibrio tensionale. Si dovrà instaurare quindi un nuovo assetto di forze in equilibrio, ma ciò potrà comportare distorsioni del getto che potranno prolungarsi anche a lungo nel tempo.

La situazione può essere aggravata dal riscaldo localizzato del getto, provocato dall'energia di taglio applicata all'utensile che si disperde in calore.

Le sollecitazioni residue nei getti di ghisa con grafite sferoidale possono assumere valori molto più elevati che nei getti di ghisa con grafite lamellare, perchè questo materiale possiede moduli elastici molto più elevati. E' in grado di annullare quindi meno sollecitazioni con scorrimenti plastici.

Nella ghisa con grafite lamellare sono sufficienti sforzi dell'ordine di 20 ÷ 40 N/mm^2 (2 ÷ 4 kg/mm^2) per provocare deformazioni plastiche.

Una conseguenza di quanto detto è la seguente: un getto di ghisa con grafite lamellare, non stabilizzato termicamente, può continuare a deformarsi nel tempo anche per basse sollecitazioni residue, mentre un getto di ghisa sferoidale nella stessa situazione è in grado di mantenere la sua geometria originaria.

Diverso è il discorso se si considera la situazione dal punto di vista della resistenza meccanica che può ridursi anche considerevolmente.

Per risolvere lo stato tensionale, è necessario portare il getto in un intervallo di temperature in cui siano resi possibili gli scorrimenti plastici. Quanto più elevata è la temperatura e tanto più facile sarà la deformazione.

Va però rilevato che al di sopra di 873 K (600 °C) la struttura perlitica della matrice diventa sempre più instabile e può in parte grafitizzare con riduzione delle caratteristiche meccaniche di resistenza e durezza.

Le temperature di distensione vanno correlate con determinati tempi di permanenza in temperatura, più lunghi alle temperature inferiori e più brevi a quelle superiori.

Si può considerare soddisfacente un ciclo termico del tipo: riscaldo a 873 K (600 °C) con velocità di salita di 323 ÷ 373 K/h (50 ÷ 100 °C/h) in cui la velocità più bassa è riservata ai getti più complicati.

Mantenimento a 873 K (600 °C) per 2 ÷ 6 h e cioè 1 h più 1 h per ogni 25 mm di spessore.

Raffreddamento in forno con velocità non superiore a 298 ÷ 323 K/h (25 ÷ 50 °C/h) fino a 373 ÷ 523 K (100 ÷ 250 °C), essendo la velocità più bassa riservata ai getti di geometria più complessa. I livelli di distensione ottenibili alle varie temperature sono rilevabili dal diagramma di fig. 488.

Le ghise sferoidali con matrice ferritica possono essere stabilizzate a temperature superiori, abbreviando così il ciclo del trattamento.

Le ghise sferoidali, che devono essere sottoposte a trattamenti termici di ricottura, possono subire il processo di stabilizzazione durante il trattamento stesso.

Particolare attenzione va posta al trattamento nel caso che non si desideri deteriorare le caratteristiche di resilienza dei getti (vedi in seguito *fragilità di rinvenimento*). In questo caso i getti vanno estratti dal forno di trattamento a 873 K (600 °C) e raffreddati all'aria.

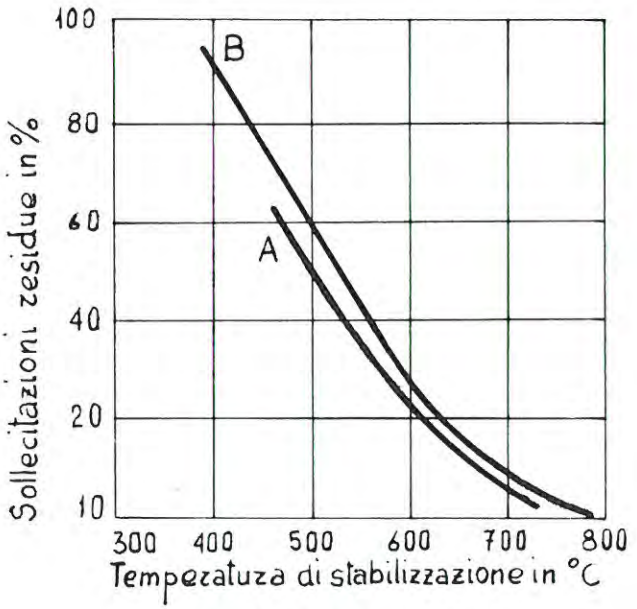


Fig. 488 — Influenza della temperatura di stabilizzazione sulla eliminazione di sollecitazioni residue elevate (A) e basse (B).

TRATTAMENTO TERMICO DI RICOTTURA

Ricottura per eliminare i carburi liberi

I getti greggi di ghisa con grafite sferoidale possono presentare nella struttura della cementite primaria la cui presenza è nociva sia per l'ottenimento delle caratteristiche meccaniche previste che per una buona lavorabilità dei getti stessi. Tali carburi primari possono essere causati o dalla presenza di elementi carburigeni nella carica, vedi cromo, vanadio, boro, manganese, fosforo in tenori superiori ai valori di soglia, nel qual caso la loro decomposizione per trattamento termico è praticamente da escludersi, oppure da altre circostanze metallurgiche, come ad esempio insufficienti tenori di silicio, postinoculazione mancante o parzialmente inefficace, spessori di getto troppo sottili, ed in questi casi sono possibili trattamenti termici di decomposizione ad elevate temperature.

Secondo J.E. Rehder la decomposizione della cementite avviene in accordo con la relazione $\log t = 0{,}0076\ T + b$ in cui T = temperatura di decomposizione in °C; t = tempo necessario per la decomposizione in ore; b = costante dipendente dalla natura e composizione della ghisa.

Per una ghisa di composizione 3,3 ÷ 3,6% C; 2,25 ÷ 3% Si; 0,20 ÷ 0,40% Mn si hanno i valori riportati in tabella XCVIII.

I tempi sono indicativi e non tengono conto dei tempi di riscaldo e raffreddamento durante i quali decorre ancora la decomposizione della cementite, nonchè di altre variabili, quale la presenza di elementi stabilizzatori di carburi.

In pratica possono essere più utili i dati ricavati da W.H. Browne e R.J. Christ (fig. 489).

Sono messi in evidenza i tempi necessari per decomporre la cementite fino a residui ⩽ 1% a tre temperature di ricottura diverse e cioè a 1.162 K (889 °C) rispettivamente 1.200 K (927 °C) e 1.227 K (954 °C).

Tabella XCVIII.

Temperatura di ricottura K (°C)	Tempi h
1.073 (800)	4,50
1.098 (825)	3,00
1.123 (850)	2,00
1.148 (875)	1,20
1.173 (900)	1,00
1.223 (950)	0,20
1.273 (1.000)	0,6

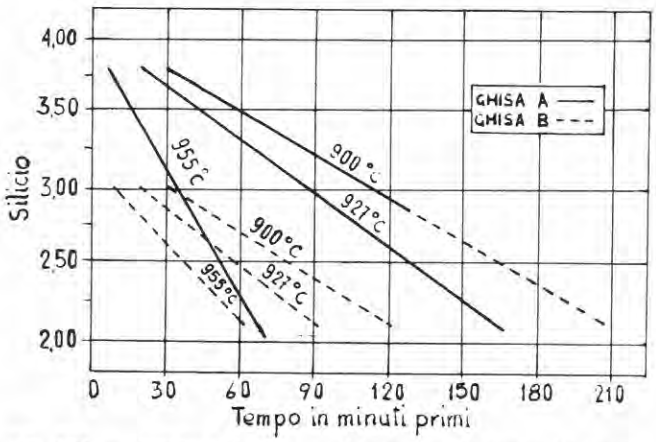


Fig. 489 — Tempo richiesto per decomporre la cementite primaria fino a ≤ 1 % a varie temperature di austenitizzazione.

Il diagramma tiene conto di contenuti percentuali differenti in silicio. Le ghise A e B possiedono analisi simili nei limiti: C = 3,5 ÷ 3,8% ; Mn = 0,30 ÷ 0,35% ; P = 0,02 ÷ 0,04% ; Ni = 0,05 ÷ 0,08% ; Cr = 0,01 ÷ 0,04% ; Cu = 0,03 ÷ 0,04%.

Rilevante è il fatto che le ghise in pani nella carica erano di tipo differente e soprattutto che la ghisa A non fu postinoculata, mentre lo fu la ghisa B con 0,7% Si (FeSiCa al 75%).

I tempi di decomposizione della cementite seguono una legge esponenziale. Ne consegue che la decomposizione dal 2 ÷ 3% all'1% richiede un tempo pari a quello necessario per la decomposizione dal 60% al 2 ÷ 3%.

Questo ha un rilevante significato commerciale e spiega perchè spesso sia ritenuto accettabile un contenuto residuo di cementite nella struttura pari al 3÷ 5%.

In una struttura più fine, provocata per esempio da postinoculazione che aumenta anche il conteggio dei noduli, il tempo di decomposizione è più breve perchè tale è anche la distanza alla quale deve diffondere il carbonio.

Ricerche sui tempi di trasformazione della cementite in funzione della temperatura e di elementi di lega come il silicio ed il rame in ghise sferoidali non inoculate e quindi aventi struttura prevalentemente ledeburitiche hanno consentito l'ottenimento dei diagrammi di figg. 490 e 491.

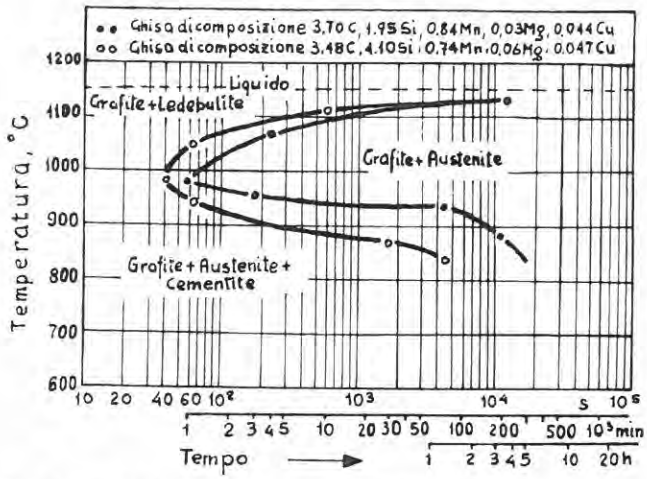


Fig. 490 — Influenza del silicio sulla decomposizione isoterma della cementite nelle ghise sferoidali non inoculate.

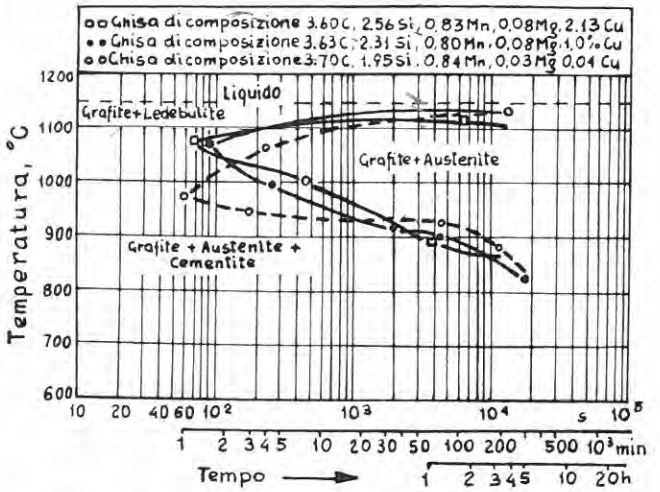


Fig. 491 — Influenza del rame sulla decomposizione isoterma della cementite nelle ghise sferoidali non inoculate.

La velocità massima di trasformazione si ha intorno ai 1.273 K (1.000 °C). L'aumento del tenore di silicio accelera la decomposizione della cementite, ma non influenza la temperatura alla quale la velocità è massima.

Il manganese riduce la velocità di trasformazione.

Il rame non influenza la velocità di trasformazione, ma per percentuali dell'1 ÷ 2% sposta la temperatura di massima velocità da 1.273 a 1.353 K (1.000 ÷ 1.080 °C).

In pratica si cerca di non superare i 1.173 K (900 °C) per evitare fenomeni di ingrossamento dei grani. Più elevata è la temperatura e maggiori sono le ossidazioni con formazione di scaglia che può raggiungere spessori anche di 3 mm.

Lo strato decarburato e ossidato provoca difficoltà nella lavorazione meccanica successiva (fig. 492).

Il trattamento termico può essere eseguito in atmosfera protettiva (azoto, gas illuminante, ecc.), ponendo attenzione ad evitare eventuali carburazioni. Importante è una buona tenuta del forno, il suo isolamento termico, la razionale distribuzione del calore, eventuali aggiunte di sostanze protettive (ad esempio, carbone di legna), l'impiego di contenitori inossidabili. Oscillazioni di temperatura troppo ampie vanno evitate per ridurre il rischio di deformazioni dei getti.

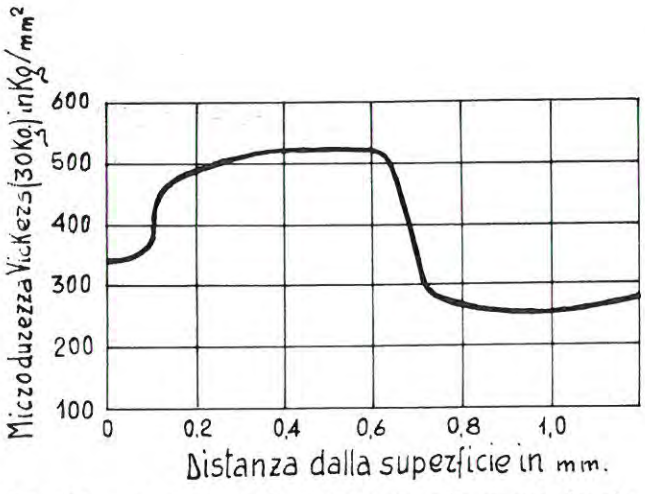


Fig. 492 – Variazione della microdurezza nello spessore decarburato di una ghisa sferoidale ricotta.

La decomposizione dei carburi provoca un rigonfiamento dei getti; avviene anche un ingrossamento dovuto all'ossidazione del metallo lungo le superfici di contatto con la grafite, ma è molto ridotto rispetto a quello delle ghise con grafite lamellare.

Riscaldi rapidi, in genere superiori a 373 K/h (100 °C/h) possono provocare cricche in getti grossi o più complicati. I getti pesanti vanno ben supportati in forni per evitare che si deformino sotto al proprio peso.

Per decementizzare la matrice ci si attiene generalmente al seguente ciclo termico:

- Riscaldo a 1.123 ÷ 1.173 K (850 ÷ 900 °C) a velocità di 323 ÷ 373 K/h (50 ÷ 100 °C/h).
- Mantenimento in temperatura per 1 h più 1 h per ogni 25 mm di spessore.
- Raffreddamento in aria o in forno, secondo la struttura della matrice che si intende ottenere.

Va però ancora sottolineato che il trattamento di decementizzazione più semplice ed economico consiste nella postinoculazione della ghisa e nella sua buona elaborazione metallurgica.

Un caso particolare è quello delle ghise sferoidali austenitiche, che contengono quasi sempre carburi liberi, circa 20% . Questi possono essere in parte ridisciolti nell'austenite (tab. XCIX).

Ricottura di ferritizzazione parziale

Alcuni tipi di ghise con grafite sferoidale devono presentare strutture miste ferritico-perlitiche per soddisfare i requisiti imposti dalle Norme, vedi ad esempio il tipo GS 500-7 delle Norme UNI 4630. Queste strutture sono per lo più ottenibili allo stato greggio di fusione, tuttavia in alcuni casi può essere necessario ricorrere a trattamenti termici. Si distinguono due tipi di trattamento.

La cementite libera è > 5%

Si ricuoce il getto ad una temperatura elevata, 1.123 ÷ 1.173 K (850 ÷ 900 °C), posta cioè al di sopra della linea

Tabella XCIX - Dissoluzione dei carburi delle ghise austenitiche in funzione della temperatura.

Condizioni del getto	Durezza HB	Carburi nella matrice %
Greggio di colata	180	20
Ricotto per 2 h a 1.273 K (1.000 °C)	176	10
Ricotto per 2 h a 1.373 K (1.100 °C)	186	5
Ricotto per 2 h a 1.423 K (1.150 °C)	238	10 reticolari

Nota: A 1.423 K (1.150 °C) avviene un inizio di fusione con ricristallizzazione dei carburi in forma reticolare.

AC1,2 come descritto precedentemente per la ricottura di decementizzazione.

Si raffredda in forno a velocità controllata, 303 ÷ 423 K/h (30 ÷ 150 °C/h) velocità da stabilire previamente con prove pratiche, attraverso il campo AR1,2 - AR1,1 fino a 923 K (650 °C).

Oppure si raffredda in forno a temperature inferiori ad AR1,1, per esempio a 953 K (680 °C) e si mantiene a questa temperatura per un certo numero di ore determinate prima sperimentalmente e si raffredda all'aria.

In tab. C sono riportati alcuni cicli con le caratteristiche meccaniche ottenibili.

La cementite libera è < 5%

La ricottura va eseguita in modo subcritico, riscaldando il getto a temperature inferiori ad AC1,1 di circa 298 K (25 °C) e mantenendo in temperatura per un certo numero di ore determinate sperimentalmente.

Si possono anche scegliere temperature ancora più basse, per esempio intorno ai 953 K (680 °C) per avere un maggior controllo dei tempi di trasformazione (tab. CI).

Ricottura di ferritizzazione totale

Le ghise sferoidali con struttura ferritica possiedono elevate caratteristiche di duttilità. Nelle Norme UNI 4630 sono previsti per esempio due ghise con grafite sferoidale a struttura ferritica e cioè GS 400-12 e GS 317-17. La prima ghisa possiede caratteristiche meccaniche generalmente ottenibili già allo stato greggio di fusione, mentre invece la seconda è per lo più ottenuta mediante una ricottura di ferritizzazione totale.

La velocità di trasformazione della perlite in ferrite dipende da molti fattori, fra i quali preponderante è il contenuto di silicio della ghisa, il quale ha un effetto esponenziale sulla velocità di trasformazione. Importante è anche la presenza di elementi stabilizzanti quali il nichel, il rame, lo

Tabella C - Cicli termici di ferritizzazione parziale e caratteristiche meccaniche ottenibili.

Analisi della ghisa %	Ciclo di trattamento termico	Caratteristiche meccaniche			
		Durezza HB	Resistenza a trazione N/mm^2 (kg/mm^2)	Snervamento N/mm^2 (kg/mm^2)	Allungamento %
Si = 2,99	Greggio di fusione	240	730÷750 (74÷76)	600÷620 (61÷63)	2,3÷3
Mn = 0,24	1 h a 1.123 K (850 °C) Raffreddamento a 873 K (600 °C) a 453÷473 K/h (180÷200 °C/h)	235	650 (66)	540 (55)	5,5
Ni = 1,89	1 h a 1.123 K (850 °C) Raffreddamento in forno a 303 K/h (30 °C/h)	195	540 (55)	450 (46)	13
Si = 2,10	Greggio di fusione	280÷290	770÷830 (79÷85)	550÷610 (56÷62)	1,5÷3
Mn = 0,12	1 h a 1.123 K (850 °C) Raffreddamento a 453 K/h (180 °C/h)	235÷245	650÷720 (66÷73)	490÷620 (50÷63)	5÷7
Ni = 2,11	1 h a 1.123 K (850 °C) Raffreddamento in forno a 303 K/h (30 °C/h)	190÷195	560÷580 (57÷59)	430÷450 (44÷46)	13÷16

Tabella CI - Cicli termici di ferritizzazione parziale e caratteristiche meccaniche ottenibili.

Ciclo di trattamento termico	Caratteristiche meccaniche			
	Durezza HB	Resistenza a trazione N/mm^2 (kg/mm^2)	Snervamento N/mm^2 (kg/mm^2)	Allungamento %
Greggio di fusione	275	710 (72)	520 (53)	2,2
6 h a 953 K (680 °C)	230	670 (68)	480 (49)	7,6
Greggio di fusione	280	730 (74)	510 (52)	1,5
6 h a 953 K (680 °C)	238	680 (69)	460 (47)	5,6
Greggio di fusione	290	750 (76)	530 (54)	4,3
6 h a 953 K (680 °C)	245	710 (72)	500 (51)	8,7

stagno, il cromo, il manganese, il molibdeno ed altri. Influenza ha pure la finezza della perlite.

Una matrice martensitica possiede la massima velocità di trasformazione in ferrite, mentre una perlitica ottenuta per normalizzazione ha la velocità più bassa.

Si possono distinguere due tipi di trattamento termico.

La cementite libera è > 5%

Si esegue una ricottura (primo stadio) ad elevata temperatura al di sopra di AC1,2 per risolvere i carburi liberi come prima visto e si fa seguire una ricottura (secondo stadio) come da uno dei seguenti cicli:

a – Si raffredda lentamente a velocità controllata 298 ÷ 323 K/h (25 ÷ 50 °C/h) fino a 873 ÷ 923 K (600 ÷ 650 °C) e quindi in forno o all'aria con velocità superiori.
Questo metodo è particolarmente indicato per ghise prive di elementi stabilizzanti.

b – Si raffredda in forno intorno a 973 ÷ 1.013 K (700 ÷ 740 °C) cioè circa 98 K (25 °C) sotto la temperatura critica inferiore AR1,1 mantenendo in temperatura per 5 h più 1 h per ogni 25 mm di spessore.
Si raffredda in forno fino a 923 ÷ 873 K (650 ÷ 600 °C) e poi all'aria.

c – Una variante del ciclo b) consiste nel raffreddare in forno fino a 353 ÷ 383 K (80 ÷ 110 °C) sotto la temperatura critica inferiore AR1,1 e riscaldare subito dopo fino a 298 K (25 °C) sotto la AC1. Il temporaneo raffreddamento aumenta la velocità di trasformazione dell'austenite in ferrite.
Questo metodo è particolarmente indicato per getti piccoli che sono in grado di mettersi rapidamente in equilibrio con la temperatura del forno.

La cementite libera è < 5%

In questo caso non è necessaria la ricottura di primo stadio e si procede ad una ricottura subcritica.

Si riscalda fino a 323 K (50 °C) sotto la temperatura critica inferiore AC1 e si mantiene in temperatura per 5 h più 1 h per ogni 25 mm di spessore. Il raffreddamento successivo può avvenire o in forno o all'aria.

Le caratteristiche meccaniche di duttilità ottenibili con questo trattamento sono inferiori a quelle ottenute con la ricottura in 2 stadi. In particolare va ricordato che la velocità di raffreddamento sotto i 973 K (700 °C) influenza la resilienza, specie alle temperature inferiori a 0 °C.

Velocità lente, per esempio in forno, innalzano la temperatura di transizione della resilienza (vedi in seguito *Fragilità di rinvenimento*).

TEMPRA

Viene dato il nome di tempra a una varietà di trattamenti termici, il cui scopo è sempre quello di trasformare l'austenite nei suoi prodotti di decomposizione ottenibili alle varie temperature di sottoraffreddamento (vedi *Trasformazioni allo stato solido* del presente Capitolo). Fondamentale per la corretta attuazione dei trattamenti di tempra è la conoscenza dei diagrammi sperimentali relativi alle ghise con cui si opera. Se si intende eseguire tempre isoterme, i diagrammi saranno quelli TTT, se si intende invece temprare in condizioni di raffreddamento continuo, i diagrammi saranno i CCT.

Sono allegati al presente capitolo numerosi diagrammi di entrambi i tipi per ghise sferoidali, aventi composizioni chimiche commercialmente frequenti.

Premessa per ogni trattamento di tempra è l'austenitizzazione completa della matrice e la sua saturazione in carbonio. Dopo questo stadio segue un raffreddamento rapido sotto la temperatura AR1,1 a temperature più o meno elevate a seconda che si desideri trasformare l'austenite in strutture perlitiche (normalizzazione) oppure in strutture intermedie, bainitiche o aciculari austempering oppure ancora in strutture martensitiche (tempra martensitica). Le velocità necessarie per il raffreddameto possono essere ottenute con vari mezzi: aria, aria soffiata, aria con acqua nebulizzata, olio, olio in movimento, acqua, acqua in movimento, sali.

La composizione chimica influenza in modo determinante la forma dei diagrammi e consente velocità di raffreddamento assai diverse a parità di struttura finale desiderata.

Al trattamento di tempra segue di regola un trattamento di rinvenimento che ha lo scopo di togliere al getto le sollecitazioni residue provocate dalla formazione delle nuove fasi oppure di trasformare i prodotti primari di tempra (martensiti) in altri con caratteristiche meccaniche più tenaci (martensiti rinvenute). Per i dettagli circa le modalità di trattamento, i forni ed i mezzi raffreddanti si rimanda al I Volume della Metallurgia delle ghise.

Normalizzazione

Questo trattamento ha per fine l'ottenimento di strutture perlitiche più fini e quindi caratteristiche meccaniche migliorate rispetto a quelle del greggio. Alle volte vi si ricorre per recuperare dei getti che presentino strutture diverse da quelle perlitiche richieste.

Il trattamento consiste in:

- riscaldo di austenitizzazione al di sopra di AC1,2, 1.123 ÷ 1.223 K (850 ÷ 950 °C);
- permanenza di alcune ore in temperatura per uniformizzare la temperatura in tutto il getto. Buona regola pratica è di osservare quando il calore del getto si confonde, con quello del circostante refrattario;
- tempra in aria tranquilla, soffiata e mista ad acqua nebulizzata a seconda degli spessori del getto e della sua composizione chimica.

Getti aventi spessori superiori a 25 mm sono generalmente alligati con 0,5 ÷ 2% Cu, in funzione dello spessore, per favorire il trattamento di normalizzazione.

Getti alligati con 1,5 ÷ 2% Ni, si possono raffreddare in forno fino a 1.003 ÷ 1.023 K (730 ÷ 750 °C) e poi temprare in aria. Ciò evita la comparsa di strutture bainitiche negli spessori sottili. Ad esempio un greggio alligato come sopra ha una durezza Brinell di 285 HB se normalizzato da 1.023 K (750 °C), mentre la sua durezza sale a 360 HB se normalizzato da 1.093 K (820 °C). Temperature di normalizzazione superiori a 1.173 K (900 °C) sono da evitare per non incorrere nell'ingrossamento dei grani.

Qualora si desideri migliorare la duttilità e la lavorabilità, cioè in termini strutturali ottenere una certa percentuale di ferrite, il trattamento può essere variato raffreddando i getti in forno appena sotto la temperatura AR1,2, intorno a 1.093 ÷ 1.103 K (820 ÷ 830 °C), e temprando in aria da questa temperatura.

Gli elementi di lega influiscono notevolmente sulle caratteristiche meccaniche ottenibili. Dopo trattamenti di normalizzazione le proprietà di resistenza aumentano mediamente del 20%, quelle di duttilità del 30%.

Le figg. 493 e 494 mostrano l'influenza del tenore di manganese e di nichel sulle caratteristiche meccaniche della ghisa sferoidale normalizzata.

I getti normalizzati aventi durezza inferiore a 30 HRC possiedono caratteristiche di resistenza e di allungamento superiori a quelle dei getti bonificati di pari durezza.

Per ridurre le sollecitazioni residue nei getti dopo normalizzazione è spesso necessario eseguire un trattamento di stabilizzazione a 773 ÷ 873 K (500 ÷ 600 °C), seguito da raffreddamento in forno o in aria (vedi *Fragilità di rinvenimento*).

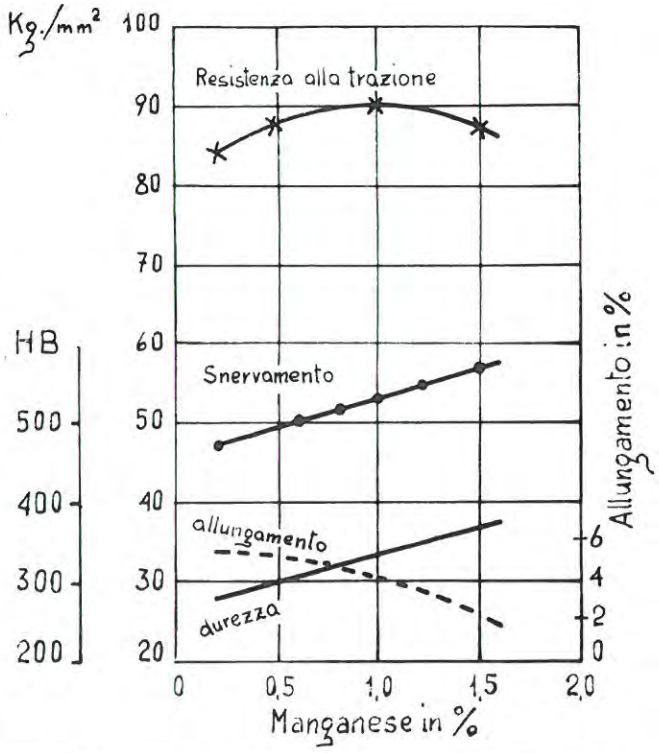


Fig. 493 – Influenza del tenore di manganese sulle caratteristiche meccaniche della ghisa sferoidale normalizzata.

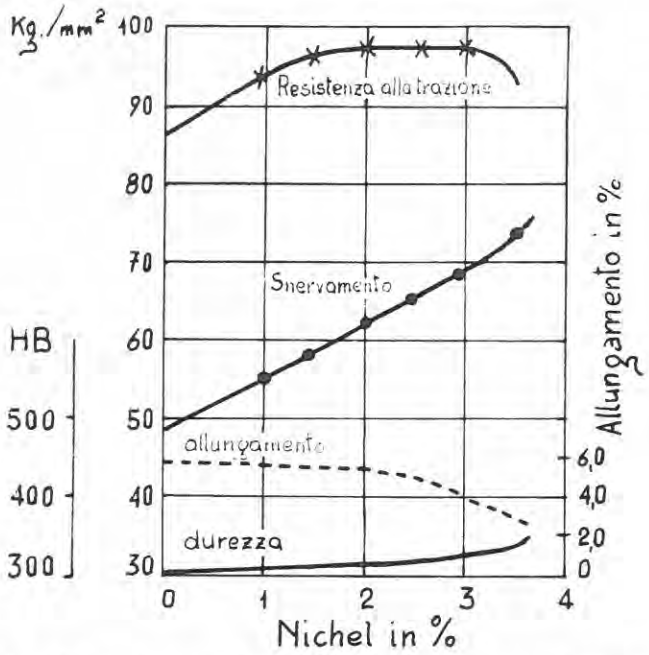


Fig. 494 – Influenza del tenore di nichel sulle caratteristiche meccaniche della ghisa sferoidale normalizzata.

Tempra per ottenere strutture intermedie (bainiti, strutture aciculari)

Il trattamento termico, di regola isotermo (austempering), che ha per scopo l'ottenimento di strutture intermedie (bainiti), consiste in:

- austenitizzazione a circa 1.123 K (850 °C) con tempi di mantenimento in temperatura variabili fra 20 min e 3 h;
- tempra in un mezzo raffreddante (oli, sali) mantenuto alla temperatura desiderata compresa fra 473 ÷ 673 K (200 ÷ 400 °C);
- mantenimento in temperatura di trasformazione per 1,5 ÷ 4 h;
- raffreddamento lento in forno con effetto distensionale.

Nel caso di spessori sottili è possibile temprare isotermamente ghise sferoidali non legate. La velocità di raffreddamento è sufficiente in questo caso ad evitare il naso della perlite, cioè la trasformazione di parte dell'austenite in perlite. Se gli spessori sono invece più rilevanti, è necessario ricorrere a elementi di lega, molibdeno, nichel, rame. Il manganese, pur essendo molto efficace, è da evitare perchè provoca formazioni di carburi interdendritici con effetto nocivo sulla tenacità.

Nella tab. CII sono indicate le percentuali di elementi leganti necessarie per temprare a struttura bainitica una ghisa con grafite sferoidale avente composizione: C = 3,3% ; Si = 2,4% ; Mn = 0,32%.

La trasformazione isoterma può essere interrotta per trasformare una parte dell'austenite in martensite ed ottenere durezze più elevate.

A seconda della temperatura di trasformazione scelta si ottengono 2 tipi di strutture:

- per temperatura di trasformazione inferiori a 573 K (300 °C) si formano bainiti inferiori, molto dure e miste eventualmente a martensite, particolarmente indicate per resistere alla usura;
- per temperature di trasformazione comprese fra 623 ÷ 693 K (350 ÷ 420 °C) si ottengono invece bainiti superiori, cioè strutture molto tenaci (tab. CIII) aventi caratteristiche meccaniche nettamente superiori a quelle ottenibili per rinvenimento della martensite oppure a quelle possedute dalle strutture bainitiche ottenute allo stato greggio (figg. 495, 496 e 497).

Tabella CII - Percentuali indicative di elementi di lega necessarie per temprare a struttura bainitica la ghisa con grafite sferoidale.

Spessore della parete mm	Mezzo di tempra	
	Sali	Aria soffiata
8	non legata	0,3% Mo
10	non legata	0,35% Mo+1% Cu oppure 0,5% Mo
25	0,3% Mo	0,3% Mo+1% Ni oppure 0,3% Mo+1,5% Cu
37	0,5% Mo oppure 0,35% Mo+1% Cu	0,5% Mo+2% Ni oppure 0,7% Mo+1,7% Cu oppure 1% Mo+0,6% Ni
50	0,5% Mo+1% Cu	0,5% Mo+2,3% Ni

Tabella CIII - Caratteristiche meccaniche ottenibili in ghise sferoidali temprate isotermicamente con struttura bainitica.

Resistenza a trazione N/mm^2 (kg/mm^2)	Snervamento N/mm^2 (kg/mm^2)	Allungamento %
1.600 (163)	980 (100)	1÷2
1.400 (142)	950 (97)	4÷5
1.000 (102)	700 (71)	12÷14

Tempra martensitica

Questo trattamento ha lo scopo di trasformare l'austenite in strutture martensitiche. Il successivo trattamento di rinvenimento trasformerà di regola le strutture ottenute in tutta una gamma di strutture particolari (martensiti rinvenute) diverse fra loro a seconda della temperatura di rinvenimento.

Dopo aver riscaldato il getto al di sopra della temperatura AC1,2 per austenitizzarlo e saturare l'austenite in carbonio, un raffreddamento sufficientemente veloce al di sotto della temperatura MS che eviti i nasi della perlite e della bainite (vedi diagrammi TTT e CCT) consente la trasformazione dell'austenite in martensite.

Sulle modalità di riscaldo per austenitizzare e saturare l'austenite si è detto già in precedenza. Giova ripetere che le strutture perlitiche saturano l'austenite più rapidamente di quelle ferritiche e che quanto più elevato è il tenore di carbonio dell'austenite, tanto più elevata risulterà la durezza della struttura martensitica. Per ridurre le tensioni di tempra è opportuno temprare dalla temperatura più bassa possibile al di sopra di AR1,2.

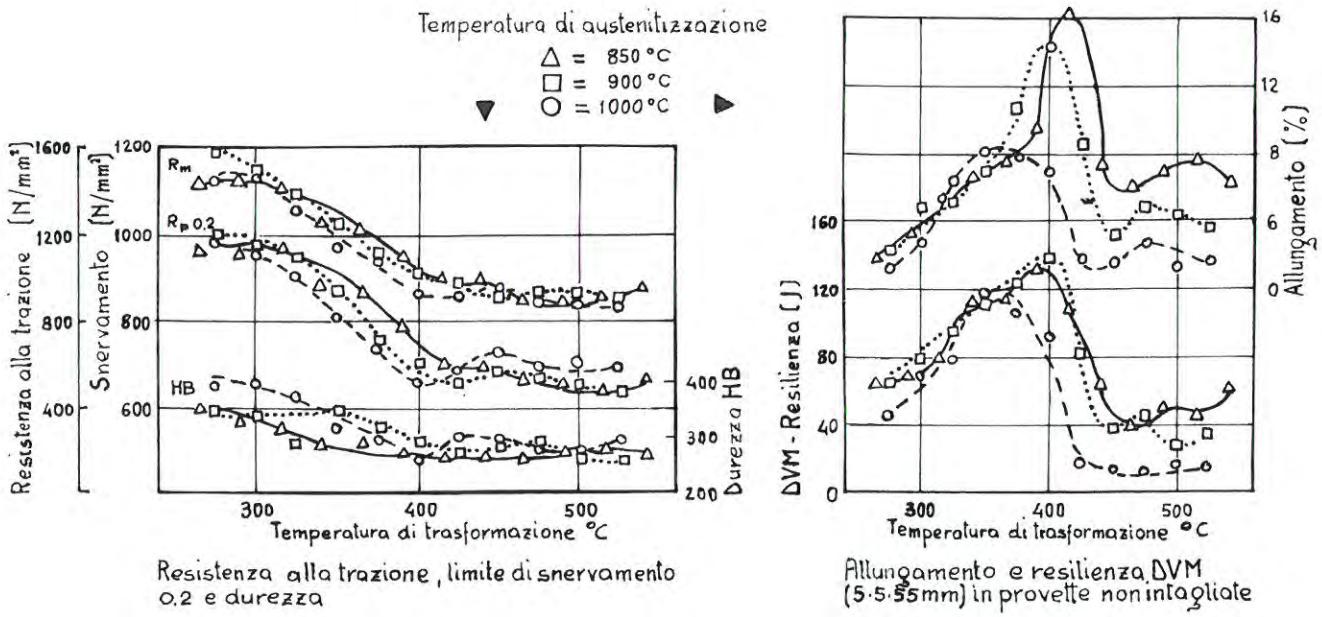


Fig. 495 – Relazioni fra temperatura di austenitizzazione, temperatura di trasformazione e proprietà meccaniche di una ghisa a grafite sferoidale non legata avente composizione: C = 3,32% ; Si = 2,62 % ; Mn = 0,29 % ; P = 0,037 % ; Mg = 0,054 %.

Si è già vista nella parte *Trasformazioni allo stato solido* l'influenza che i vari elementi di lega esercitano sul sottoraffreddamento, ragione per la quale le temperature AR1,2 sono in genere di 343 ÷ 353 K (70 ÷ 80 °C) più basse delle AC1,2. Ne deriva che si può temprare da temperature intorno ai 1.023 K (750 °C) senza che la durezza finale ne risenta. Le strutture martensitiche possiedono durezze intorno ai 600 HB.

Se si temprano in olio spessori superiori ai 25 mm, la struttura finale può contenere quantità anche rilevanti di ferrite.

Due possono essere le cause della formazione di questa fase.

Durante il raffreddamento di tempra alcuni grani di austenite possono impoverirsi in carbonio per diffusione fino a sferoidi vicini e trasformarsi di conseguenza in ferrite.

Oppure la temperatura di riscaldo scelta è troppo bassa per consentire la trasformazione in austenite di grani molto ricchi di silicio a causa di segregazioni primarie. Questi grani non trasformati agiscono come nuclei di crescita della ferrite.

Il trattamento di rinvenimento, che fa seguito di regola alla tempra, può avvenire a temperature comprese fra 423 ÷ 923 K (150 ÷ 650 °C). Le temperature più basse non alterano le strutture, ma tolgono le tensioni di tempra.

Durante il rinvenimento avvengono nella martensite due tipi di reazioni: si separano carburi e subito dopo questi si decompongono in ferrite e grafite secondaria. Quest'ultima reazione avviene più rapidamente in quelle ghise in cui il conteggio dei noduli è più elevato.

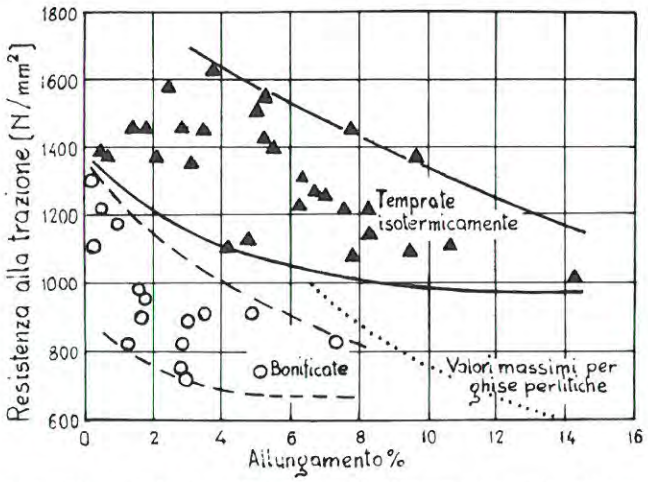


Fig. 496 – Relazione fra i valori di allungamento e di resistenza alla trazione di ghise sferoidali bainitiche ottenute con tempra isoterma e di ghise martensitiche rinvenute a 823-873 K (550-600 °C). Per confronto sono riportati i valori massimi riscontrabili nelle ghise perlitiche.

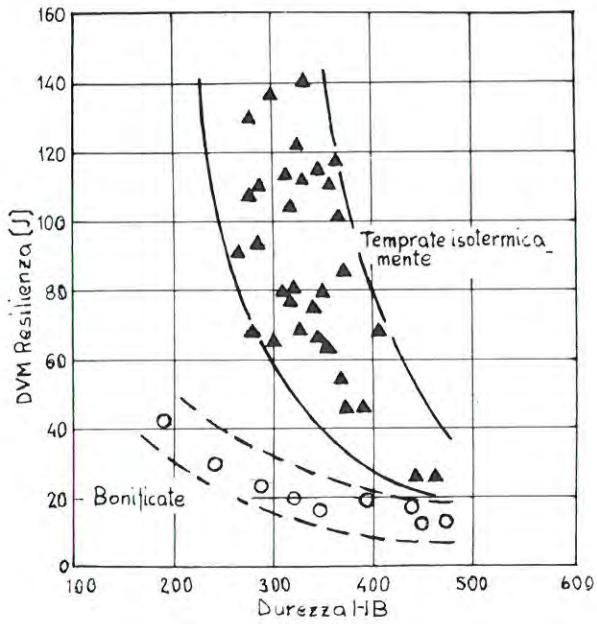


Fig. 497 – Relazione fra durezza e resilienza (provette non intagliate 10-10-55 mm) in ghise sferoidali bainitiche per tempra isoterma e in ghise martensitiche rinvenute.

All'aumentare del tempo di rinvenimento il numero dei carburi precipitati diminuisce. Alle temperature di rinvenimento più elevate la grafitizzazione dei carburi può essere contemporanea alla loro precipitazione.

In figg. 498 e 499 sono riportate le curve di rinvenimento ad elevate temperature per ghise non legate ed altre legate con nichel e rame.

Il differente decorso del rinvenimento a parità di temperatura non dipende solo dagli elementi di lega, ma anche dai diversi conteggi di noduli delle ghise di partenza. La ghisa non legata ha una caduta di durezza più lenta, perchè la grafitizzazione è ritardata.

La grafite secondaria aumenta all'aumentare dei tenori di nichel e rame. Se la ghisa contiene rame, precipita dalla martensite anche una fase che lo contiene, il che provoca un indurimento per precipitazione.

Se è presente anche il nichel, il fenomeno di indurimento per precipitazione provocato dal rame aumenta, perchè il nichel favorisce la solubilità del rame nella martensite.

Alle temperature superiori a 773 K (500 °C) alle quali, come detto, si hanno precipitazioni di grafite secondaria, i valori delle caratteristiche meccaniche presentano bande di dispersione.

Le temperature di rinvenimento vanno scelte in funzione delle caratteristiche meccaniche desiderate (fig. 500).

I tempi di rinvenimento sono di regola di 1 h più 1 h per ogni 25 mm di spessore.

Come si rileva dalla fig. 500, la massima resistenza alla trazione si ottiene per rinvenimenti intorno ai 673 K (400 °C).

A parità di velocità di tempra alcuni spessori del getto possono risultare completamente martensitici, mentre altri più spessi sono bainitici o addirittura perlitici. Per aumentare la profondità di penetrazione della tempra si ricorre ad elementi di lega, dei quali i più efficaci sono il nichel, il molibdeno, il cromo, il rame ed il manganese.

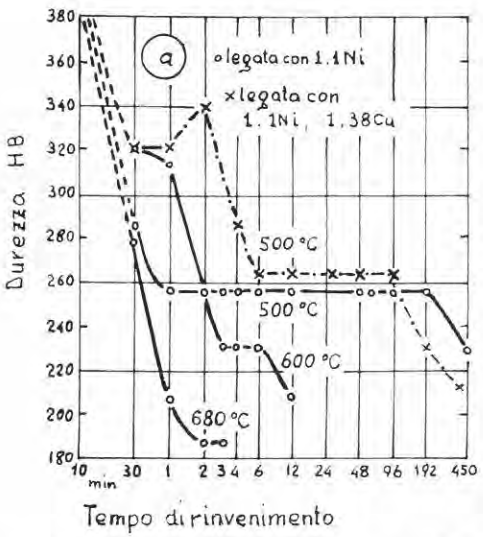


Fig. 498 — Curve di rinvenimento a varie temperature di ghise sferoidali legate con nichel e rame.

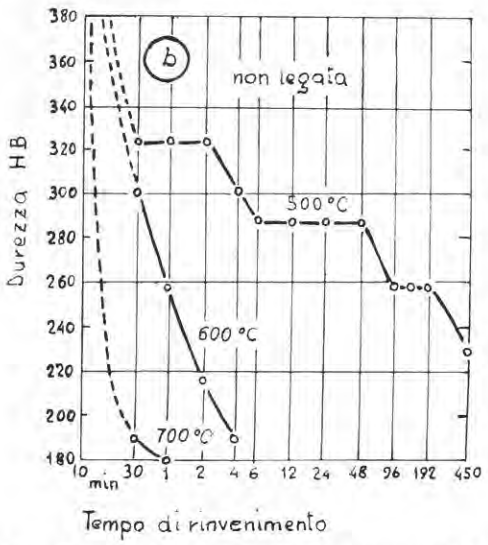


Fig. 499 — Curve di rinvenimento a varie temperature di ghise sferoidali non legate.

Quest'ultimo è però poco consigliabile, perchè provoca carburi interdendritici. Il cromo è poco utilizzabile, perchè forma carburi stabili poco solubili. Sono, invece, da prendere in considerazione le combinazioni di nichel e molibdeno per i grossi spessori o il nichel ed il rame per quelli medi.

Un particolare trattamento di tempra e rinvenimento può essere applicato a ghise sferoidali completamente ferritiche. Consiste in un riscaldo nella regione compresa fra le temperature AC1,1 e AC1,2 (intorno ai 1.053 K = 780 °C), regione in cui coesistono la ferrite e l'austenite, per provocare una parziale dissoluzione del carbonio nell'austenite, seguito da una tempra in acqua. Si ottengono strutture miste ferritico-martensitiche che sono rinvenute a temperature intorno a 873 ÷ 903 K (600 ÷ 630 °C). Queste ghise presentano caratteristiche meccaniche di resistenza tipiche delle ghise perlitiche e di duttilità proprie di quelle ferritiche.

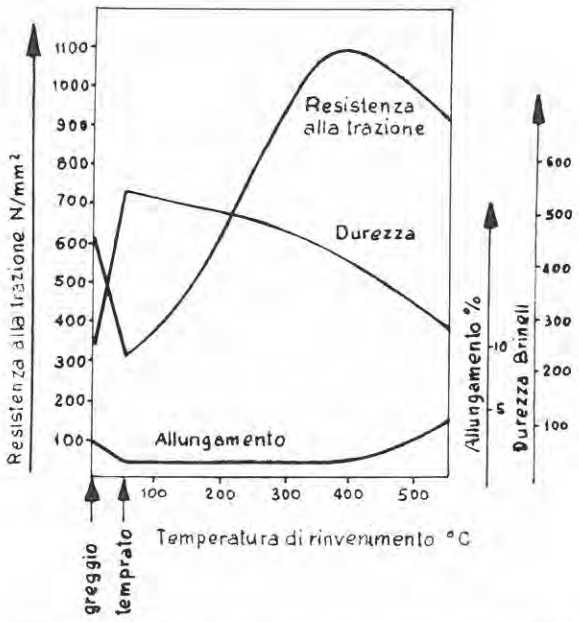


Fig. 500 — Influenza della temperatura di rinvenimento sulle proprietà meccaniche della ghisa sferoidale temprata.

Fragilità di rinvenimento

E' così definito il passaggio da una condizione di tenacità della matrice ad una di fragilità. Ciò può verificarsi dopo trattamento termico delle ghise sferoidali con matrice perlitica, ma specialmente di quelle con matrice ferritica. Se i getti rinvenuti sono raffreddati lentamente in forno, esistono due intervalli di temperatura, e cioè 803 ÷ 758 K (530 ÷ 485 °C) e 698 ÷ 643 K (425 ÷ 370 °C), in cui si manifesta un brusco decadimento, anche del 50% della resilienza.

Influisce molto la composizione chimica della ghisa, in particolare il rapporto relativo fra silicio e fosforo. Per contenuti di silicio del 2,5% il valore limite del fosforo, perchè non si abbia fragilità, è 0,05% max. per contenuti di silicio del 2,75% i valori massimi di fosforo non devono superare 0,01%.

Il manganese ha influenza negativa solo in percentuali superiori a quelle normali e cioè 0,8%. Il nichel non influisce, mentre il molibdeno ed il tungsteno in contenuti intorno a 0,1 ÷ 0,2% si oppongono alla fragilità di rinvenimento.

Ne deriva che, quando sono richieste resilienze ai valori massimi, è necessario estrarre i getti dal forno a temperature intorno a 873 K (600 °C) e raffreddarli all'aria.

TEMPRA SUPERFICIALE

Fra i vari procedimenti di indurimento superficiale trovano attualmente grande favore quelli di tempra o alla fiamma o per induzione. Il vantaggio maggiore è di poter limitare l'indurimento del metallo a zone ben delimitate sia in estensione che in profondità. Il trattamento termico consiste in un rapido riscaldo della zona del getto interessata sopra alla temperatura di austenitizzazione AC1,2, seguito da un veloce raffreddamento ottenuto con vari mezzi: acqua, olio, aria, ma tale comunque da permettere l'ottenimento di strutture martensitiche. Le profondità di tempra, così come i valori finali della durezza, dipendono dal tipo di riscaldamento applicato (intensità, durata), nonchè dalla composizione chimica della ghisa sferoidale. Poichè i tempi di riscaldo sono molto brevi, acquista fondamentale importanza la struttura iniziale della matrice, che sarà preferibilmente perlitica, benchè anche strutture semiperlitiche, in cui la perlite rappresenti almeno il 35-45%, rispondono ancora bene al trattamento di tempra. Applicando particolari accorgimenti di riscaldo, si possono però indurire superficialmente, anche se a durezze meno elevate, ghise con matrici completamente ferritiche.

Alcuni elementi leganti favoriscono la penetrazione di tempra, così il manganese in contenuti fra 0,6 ÷ 0,8% , il molibdeno 0,2 ÷ 0,4% , il nichel, il rame. Però l'alligazione di tutto un getto, per poterne temprare solo una parte, può essere poco economica.

Se i getti da indurire hanno forma complessa, è consigliabile un trattamento preventivo di stabilizzazione a 673 ÷ 773 K (400 ÷ 500 °C) ed un raffreddamento lento in forno subito dopo tempra.

Le scanalature, gli angoli rientranti, le nicchie ed i fori nei getti sono pericolosi, perchè possono surriscaldarsi (bruciature). In particolare i fori, quando necessari, devono essere disposti ad almeno 6 mm dai bordi del getto: i getti possono eventualmente essere parzialmente perforati prima del trattamento e finiti di foratura dopo.

Le variazioni volumetriche derivanti dalla trasformazione martensitica provocano forti tensionamenti fra metallo di base e strato temprato, per cui non è infrequente che i getti, specie se di rilevanti dimensioni, si deformino anche di 0,10 ÷ 0,15 mm per ogni metro di superficie temprata.

Vanno, quindi, previsti opportuni sovrammetalli per la rettifica finale oppure accorgimenti particolari, come la predeformazione dei getti con maschere in senso contrario prima della tempra.

Per quanto riguarda le modalità di esecuzione nonchè le attrezzature necessarie per la tempra superficiale, sia alla fiamma che per induzione, si rimanda al I Volume della Metallurgia delle ghise.

Tempra superficiale alla fiamma

Se la struttura di partenza della matrice è perlitica con contenuti di carbonio combinato non inferiori a 0,5 ÷ 0,6% , è possibile ottenere dopo tempra durezza fino a 60 HRC (fig. 501).

Un trattamento preliminare di normalizzazione del getto, avente lo scopo di omogeneizzare la perlite della matrice, aumenta la profondità di tempra (fig. 502).

La temperatura di tempra influenza notevolmente la profondità dello strato indurito (fig. 503). I valori si riferiscono ad una ghisa perlitica normalizzata da 1.023 K (750 °C) dopo 2 h di austenitizzazione a 1.223 K (950 °C). I tempi di riscaldo alla fiamma sono di 5 ÷ 10 s.

Anche nel caso, in cui si temprino alla fiamma strutture ferritiche, la temperatura di tempra ha grande influenza sulla durezza finale, che sarà però di regola inferiore a quella ottenibile con strutture perlitiche.

Questa influenza è spiegata dall'aumento della velocità di diffusione del carbonio dagli sferoidi all'austenite all'aumentare della temperatura. Contenuti di silicio ai livelli inferiori favoriscono una migliore velocità di diffusione del carbonio nell'austenite. Questa velocità può essere influenzata, alligando la ghisa con elementi che stabilizzino i car-

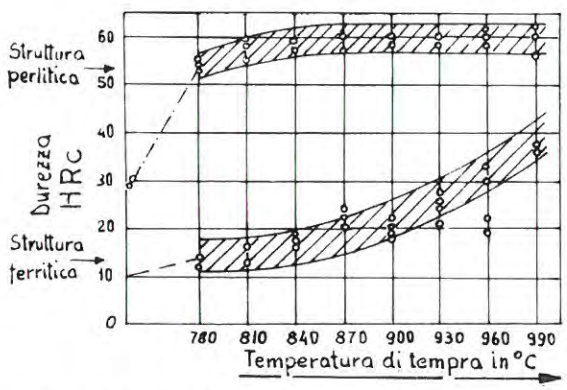


Fig. 501 – Relazione fra durezza superficiale e temperatura di tempra in ghise sferoidali temprate alla fiamma.

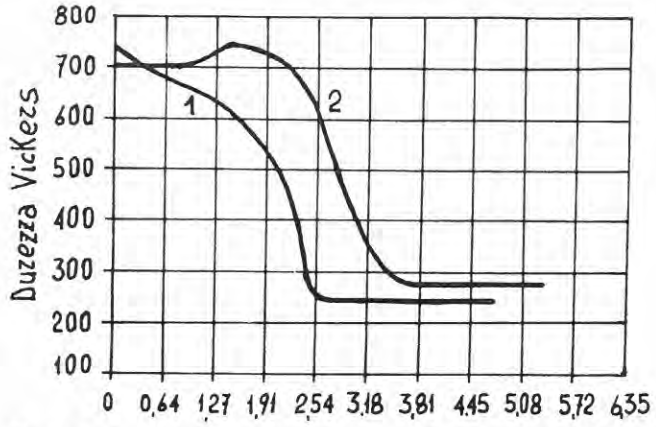


Fig. 502 – Effetto di un trattamento preliminare di normalizzazione sulla profondità di tempra in una ghisa sferoidale indurita superficialmente alla fiamma (curva 2) in confronto con quella ottenuta senza normalizzazione preliminare (curva 1).

buri, in modo che durante la grafitizzazione si generino numerosi noduli di grafite. I migliori risultati, nel caso di matrici ferritiche, si ottengono sottoponendo la parte da indurire a numerosi cicli di riscaldo (sia alla fiamma che per induzione) e raffreddando dopo ogni riscaldo con aria soffiata.

In questo modo sono ottenibili strati corticali perlitici, aventi profondità anche di 4 mm, in grado di indurire per tempra fino a 60 HRC (fig. 504).

Se la tempra è fatta seguire da un trattamento di rinvenimento per migliorare la tenacità e distendere le tensioni, la durezza iniziale decade all'aumentare della temperatura di rinvenimento a partire da circa 523 K (250 °C).

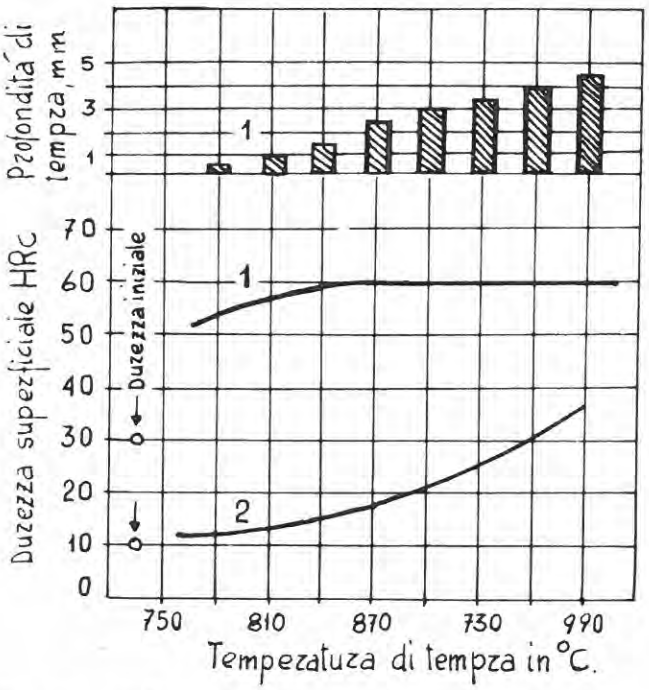


Fig. 503 – Influenza della temperatura di tempra sulla durezza superficiale e sulla profondità di tempra di una ghisa sferoidale perlitica normalizzata (1) e di una ghisa sferoidale ferritica (2).

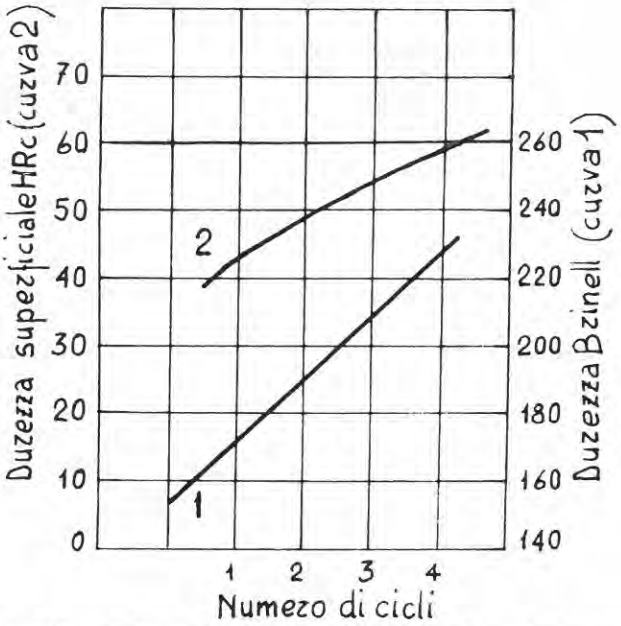


Fig. 504 – Influenza del numero dei cicli di riscaldo sulla durezza di una ghisa sferoidale inizialmente ferritica (1) e dopo tempra alla fiamma (2). Ciclo: riscaldo a 1.213 K (940 °C) e raffreddamento con aria compressa.

Tempra superficiale per induzione

Quando il riscaldo della parte del getto da indurire è eseguito per induzione, in genere le temperature di tempra sono più elevate di quelle per riscaldo alla fiamma (circa 1.203 K = 930 °C). Questa temperatura può essere anche più elevata e dipende dalle frequenze, dalle energie e dai tempi impiegati.

Alla temperatura di 1.263 K (990 °C) si notano però vistose fissurazioni superficiali. Le durezze ottenibili alle varie temperature di tempra sono riportate in fig. 505.

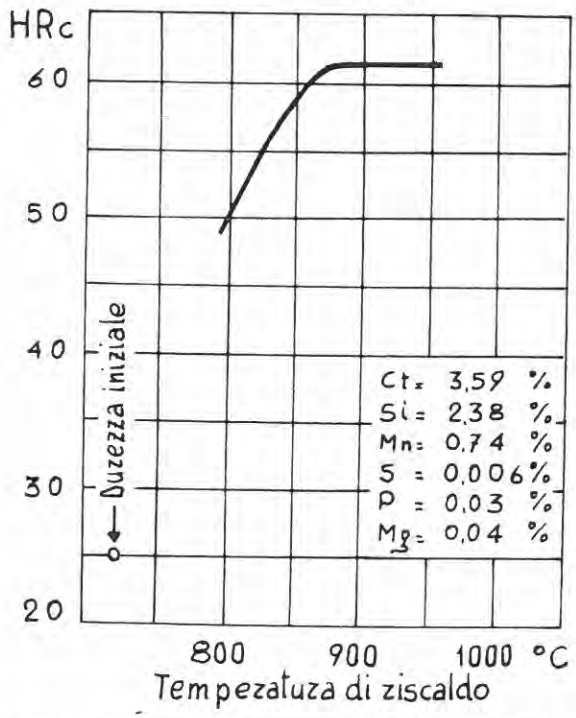


Fig. 505 – Influenza della temperatura di tempra sulla durezza superficiale di una ghisa sferoidale perlitica riscaldata per induzione ad alta frequenza e temprata con acqua.

Nel caso di matrici di partenza perlitiche i tempi di riscaldo per la dissoluzione della cementite nell'austenite sono dell'ordine di pochi secondi e le potenze specifiche intorno a 1,3 kW/cm^2. Se si utilizzano bobine a media frequenza (8.000 periodi/s), 2s di riscaldo sono un limite per non provocare fusioni superficiali. Se le potenze impiegate si aggirano intorno a 1,4 kW/cm^2, i tempi possono allungarsi fino a 4 s.

In tab. CIV sono indicate le durezze ottenibili da varie matrici di partenza e diverse condizioni di tempra.

Tabella CIV - Durezze superficiali e profondità di tempra ottenibili con tempra ed induzione di ghise sferoidali con matrici diverse.

Struttura della matrice		Condizioni di riscaldo		Durezza superficiale		Profondità di tempra in cui la durezza è 500 HV
Perlite	Ferrite	Potenza kW/m^2	Durata s	Rockwell 40 kg	Vickers 30 kg	mm
100	--	2,35	2	59,5	709	0,95
100	--	1,52	3	59,0	693	2,25
75	25	2,35	2	56,0	608	1,05
75	25	1,52	3	57,0	639	1,57
--	100	2,35	2	20,5	234	--
--	100	1,52	4	42,0	360	--

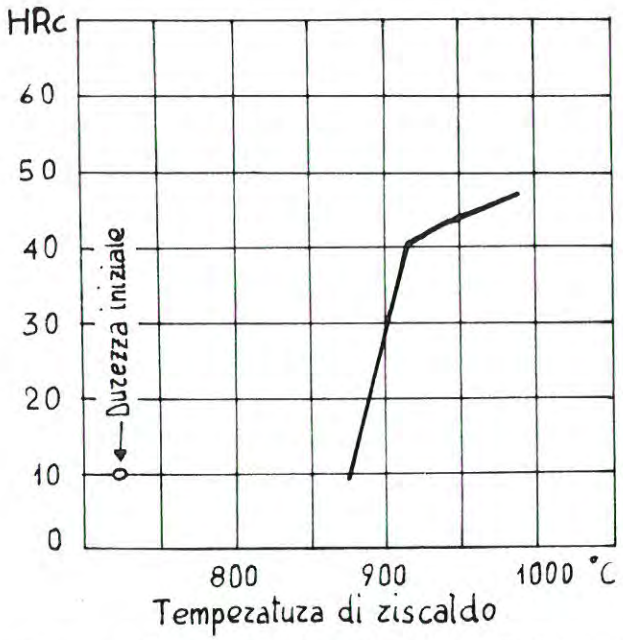


Fig. 506 – Influenza della temperatura di tempra sulla durezza superficiale di una ghisa sferoidale ferritica riscaldata per induzione ad alta frequenza.

Impiegando bobine ad alta frequenza (300 chilocicli/s) e potenza di 80 kW/cm^2 e temprando con acqua, si possono indurire ghise sferoidali con matrice ferritica fino a 42 ÷ 43 HRC con profondità di tempra di 3 ÷ 4 mm. Ciò in funzione della densità di corrente indotta (fig. 506).

Si possono anche ottenere durezze superficiali più elevate, fino a 50 ÷ 56 HRC, con profondità di tempra di 2,5 ÷ 3 mm, sempre partendo da matrici ferritiche ma con uno speciale ciclo di riscaldo. Si impiegano frequenze di 500 chilocicli/s e potenze specifiche non superiori a 0,5 kW/cm^2 in modo che i tempi di riscaldo possano essere allungati. Il riscaldo è effettuato ad impulsi e la sua efficienza è tanto maggiore quanto più brevi sono i loro tempi, 1 ÷ 3 s. Si susseguono riscaldi e raffreddamenti a temperature comprese fra 1.073 ÷ 1.173 K (800 ÷ 900 °C), con una durata complessiva fino a circa 25 s. Segue la tempra in acqua. In figura 507 sono rilevabili le durezze ottenibili alle varie profondità di tempra con il procedimento prima descritto.

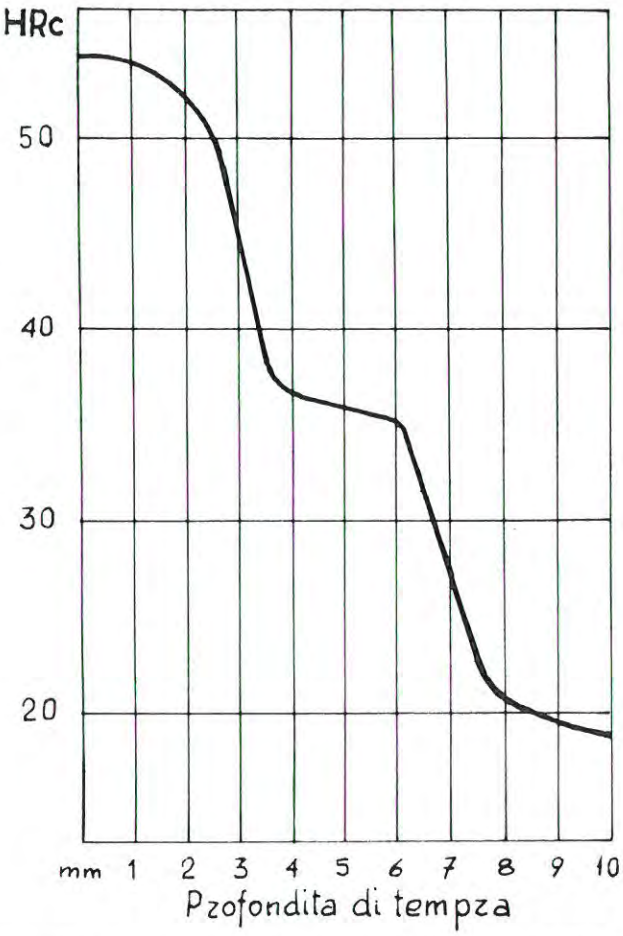


Fig. 507 – Penetrazione della tempra ad induzione ad alta frequenza in una ghisa sferoidale ferritica.

APPENDICE

Sono pubblicati in questa appendice i diagrammi CCT e TTT di alcune ghise sferoidali debolmente legate di impiego frequente (figg. 508 ÷ 538).

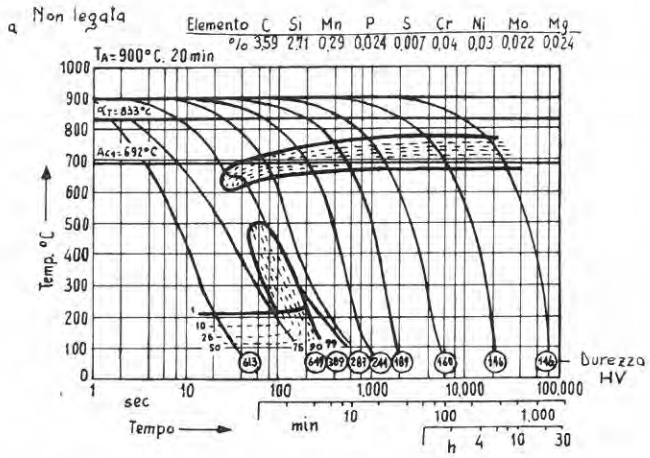


Fig. 508 – Diagramma CCT.

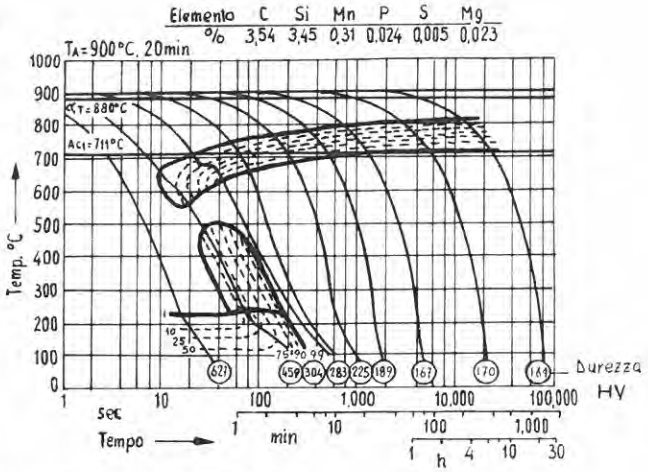


Fig. 511 – Diagramma CCT.

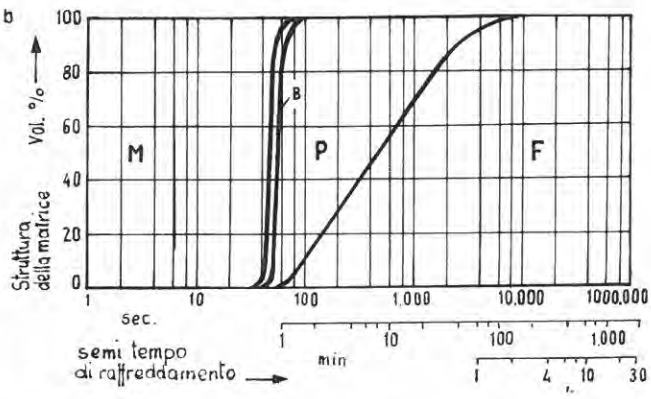


Fig. 509 – Struttura della matrice, non considerando l'austenite non trasformata dopo raffreddamento continuo.

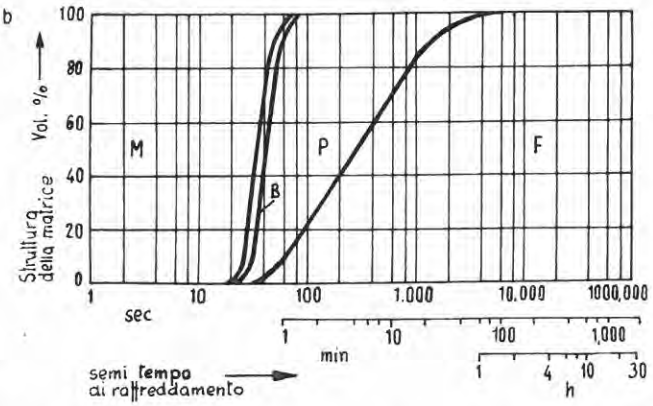


Fig. 512 – Struttura della matrice, non considerando l'austenite non trasformata, dopo raffreddamento continuo.

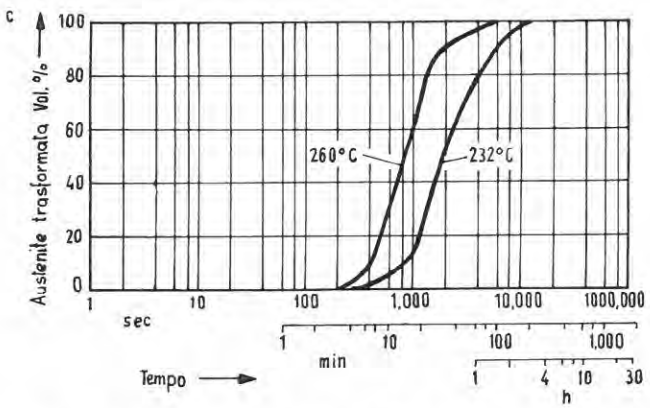


Fig. 510 – Trasformazione isoterma della bainite.

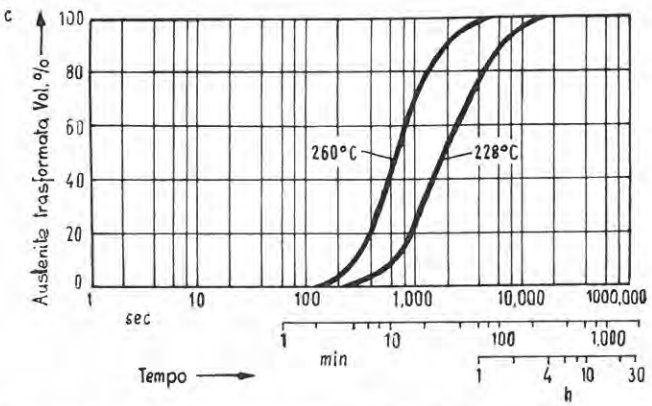


Fig. 513 – Trasformazione isoterma della bainite.

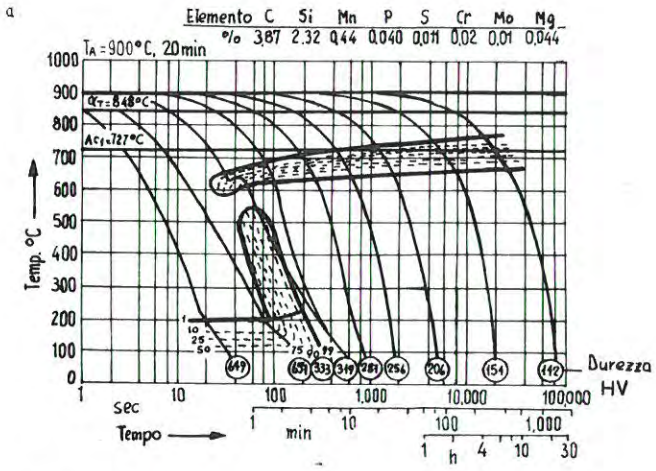


Fig. 514 – Diagramma CCT.

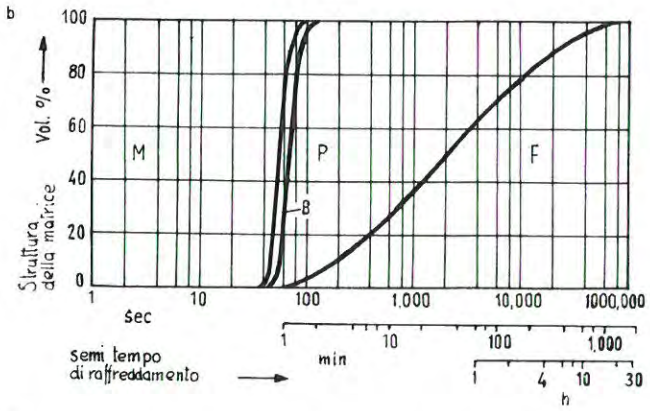


Fig. 515 – Struttura della matrice, non considerando l'austenite non trasformata, dopo raffreddamento continuo.

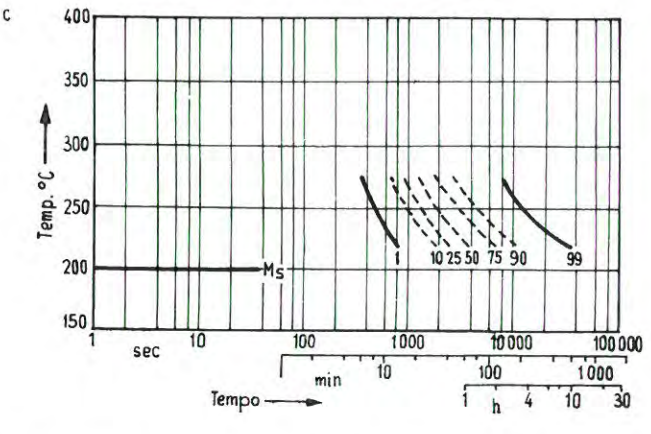


Fig. 516 – Diagramma TTT parziale di formazione della bainite.

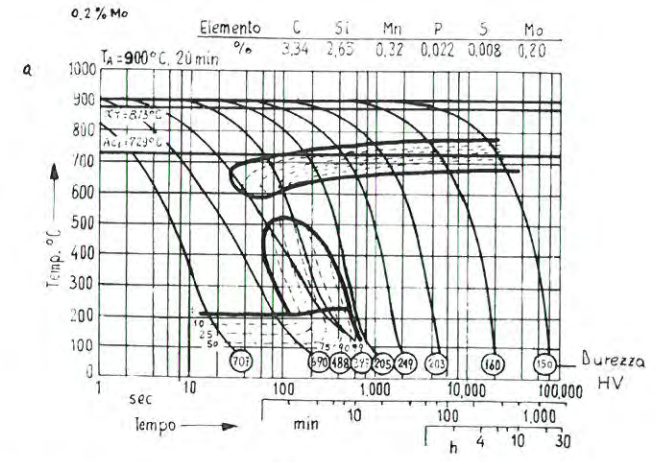


Fig. 517 – Diagramma CCT.

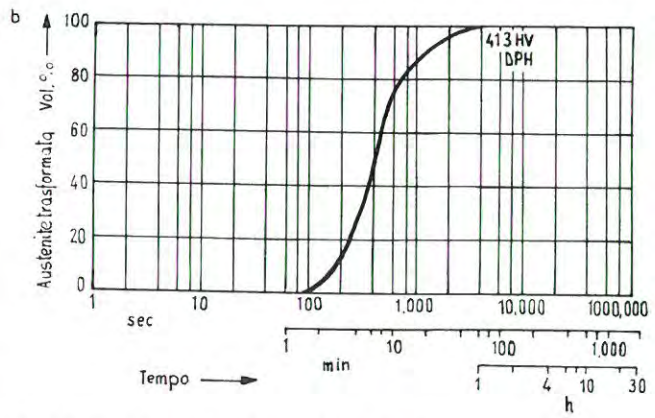


Fig. 518 – Formazione isoterma della bainite.

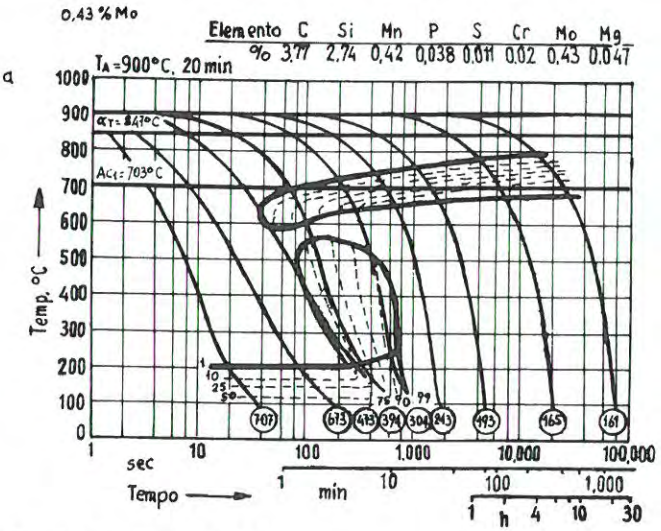


Fig. 519 – Diagramma CCT.

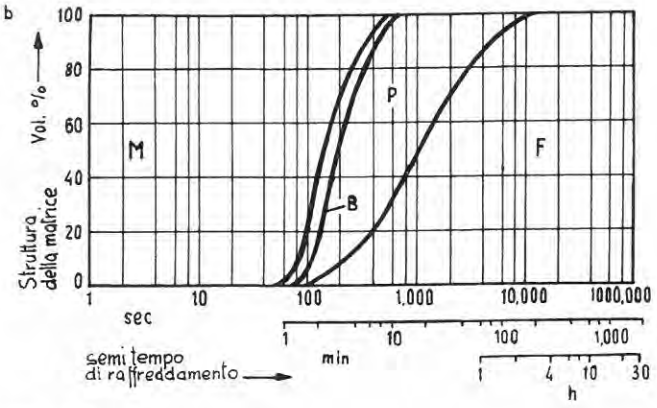


Fig. 520

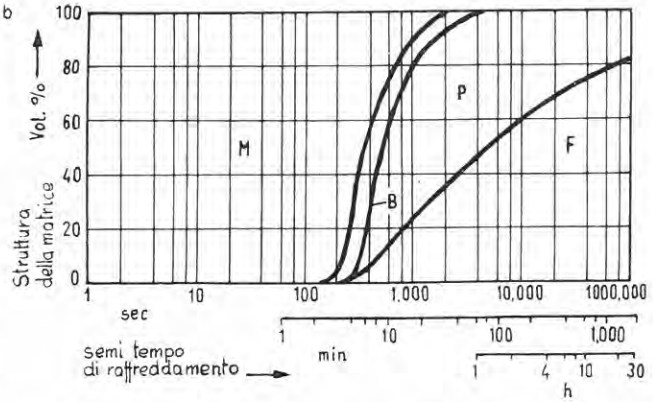


Fig. 523 — Struttura della matrice, non considerando l'austenite non trasformata, dopo raffreddamento continuo.

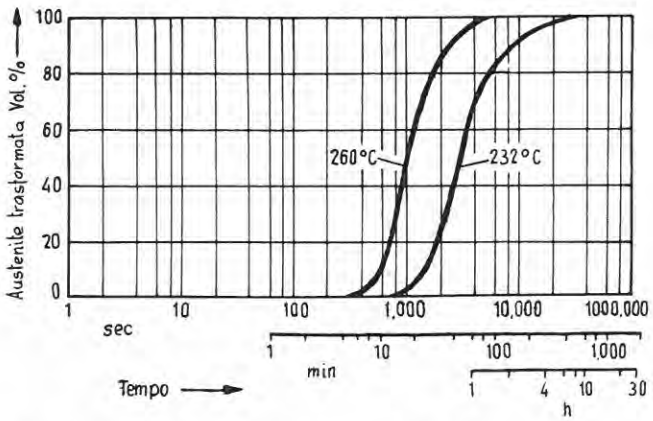


Fig. 521 — Trasformazione isoterma della bainite.

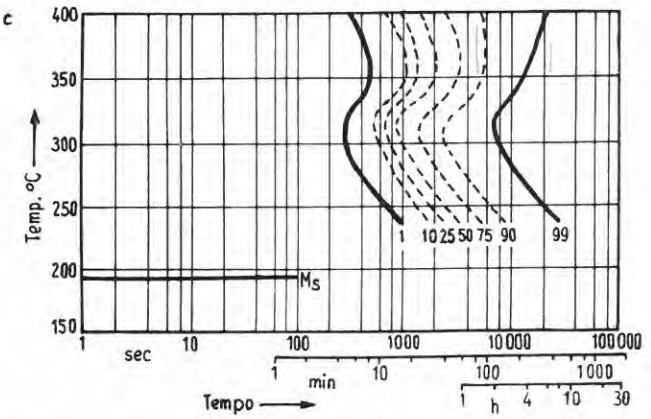


Fig. 524 — Diagramma TTT parziale di formazione della bainite.

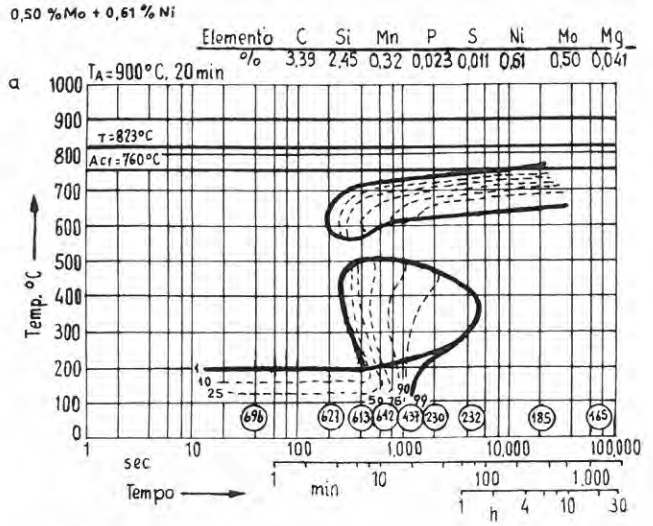


Fig. 522 — Diagramma CCT.

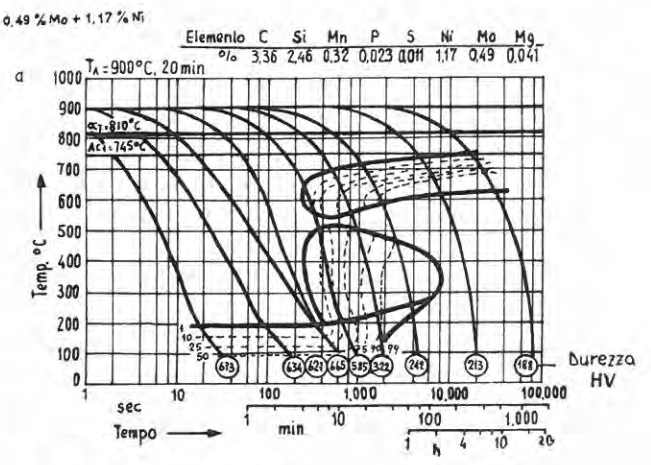


Fig. 525 — Diagramma CCT.

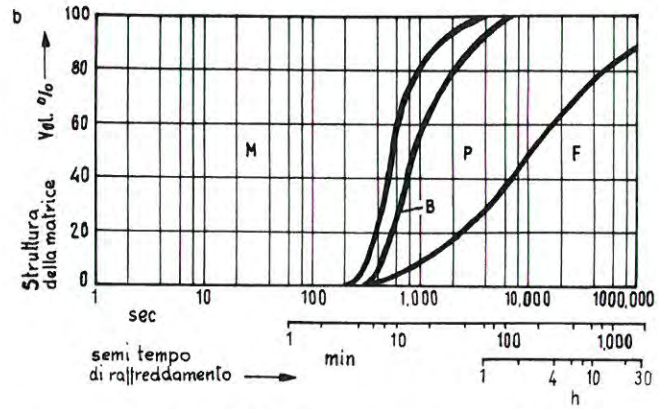


Fig. 526 – Struttura della matrice, non considerando l'austenite non trasformata, dopo raffreddamento continuo.

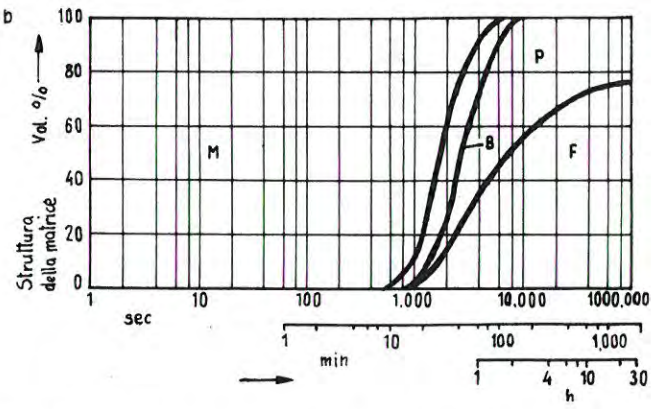


Fig. 529 – Struttura della matrice, non considerando l'austenite non trasformata, dopo raffreddamento continuo.

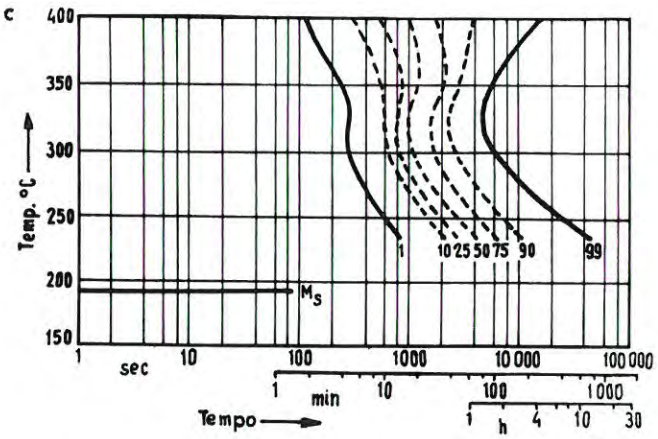


Fig. 527 – Trasformazione della bainite.

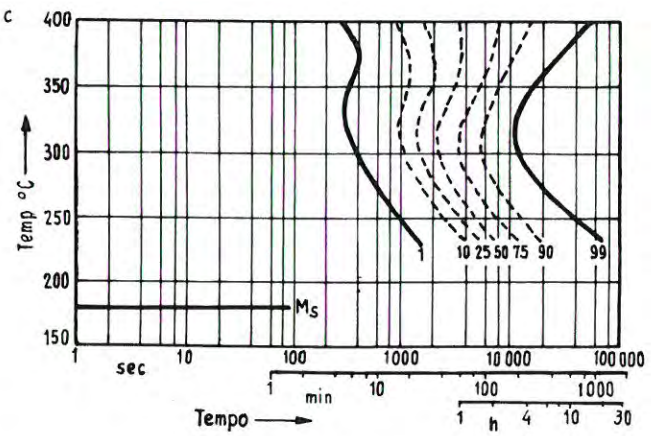


Fig. 530 – Diagramma TTT parziale di formazione della bainite.

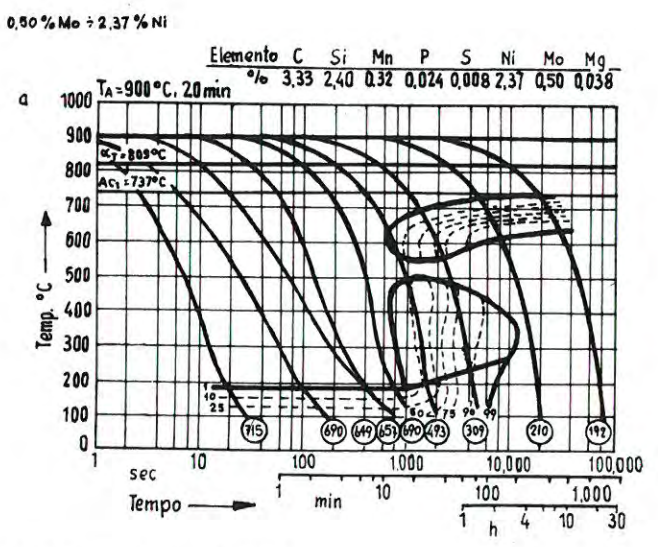


Fig. 528 – Diagramma CCT.

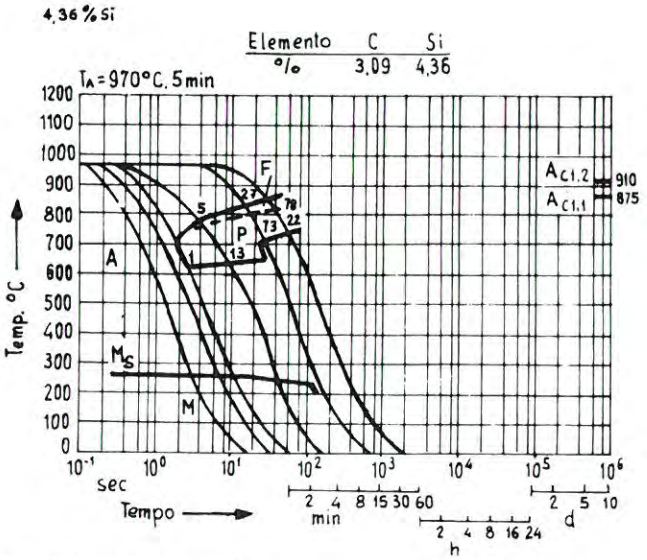


Fig. 531 – Diagramma CCT.

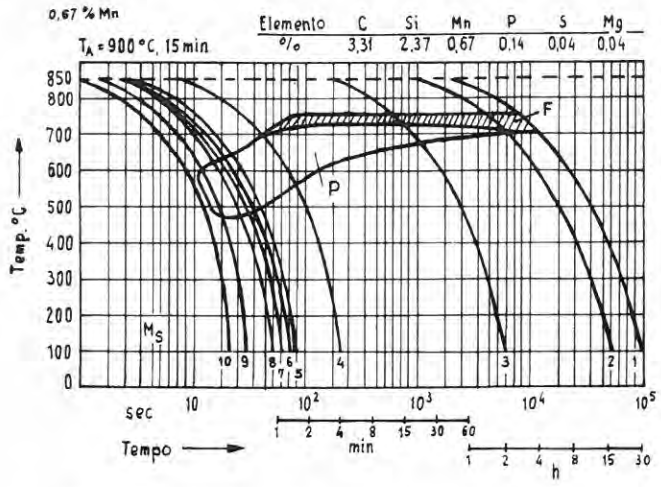


Fig. 532 — Diagramma CCT.

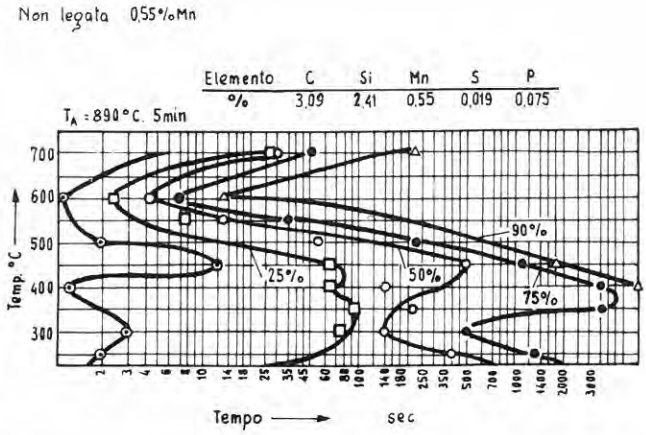


Fig. 535 — Diagramma TTT.

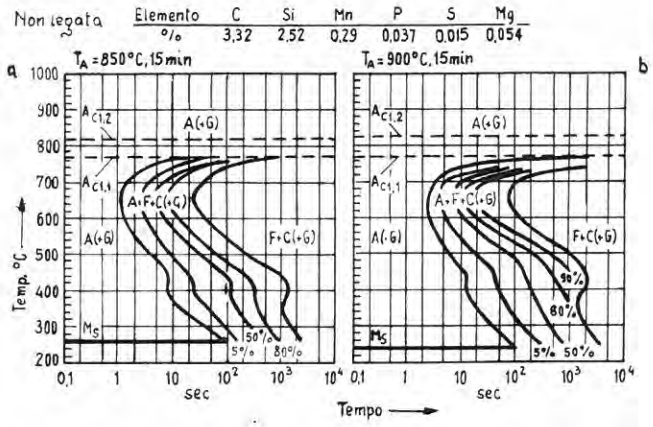


Fig. 533

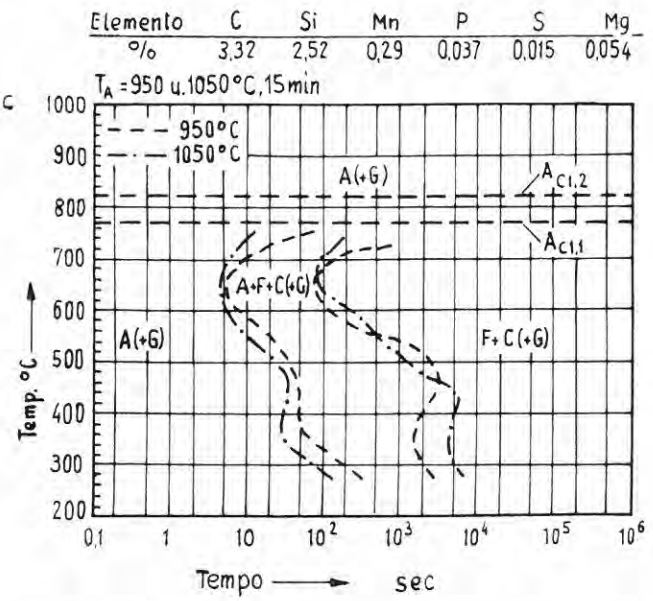


Fig. 534 — Influenza della temperatura di austenitizzazione sul diagramma TTT.

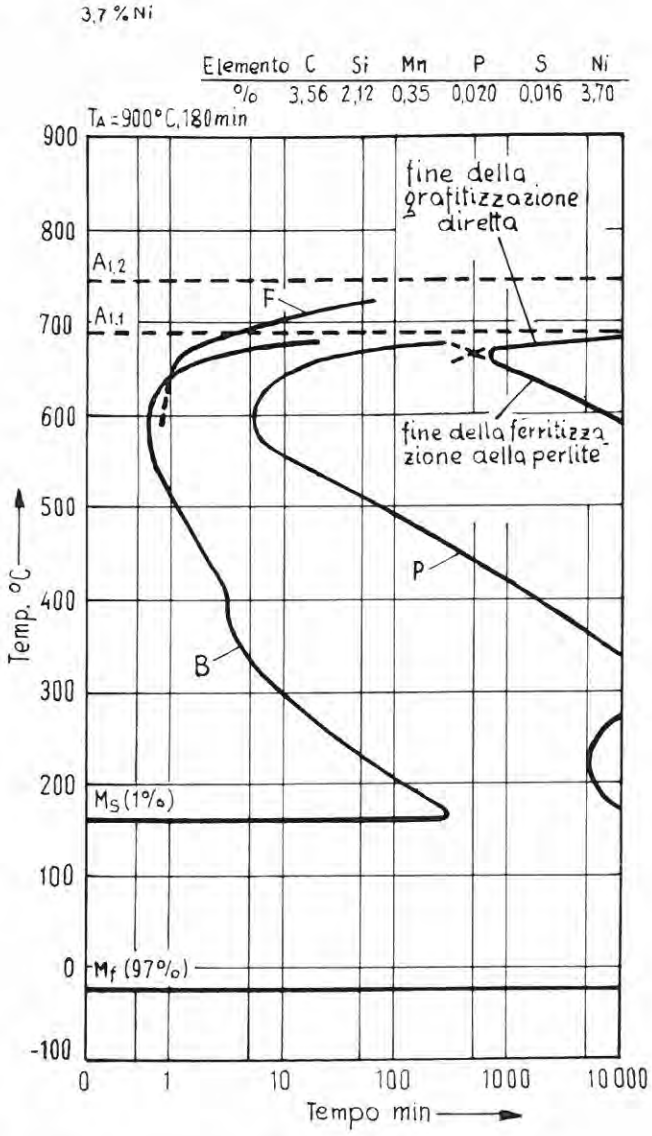


Fig. 536 — Diagramma TTT.

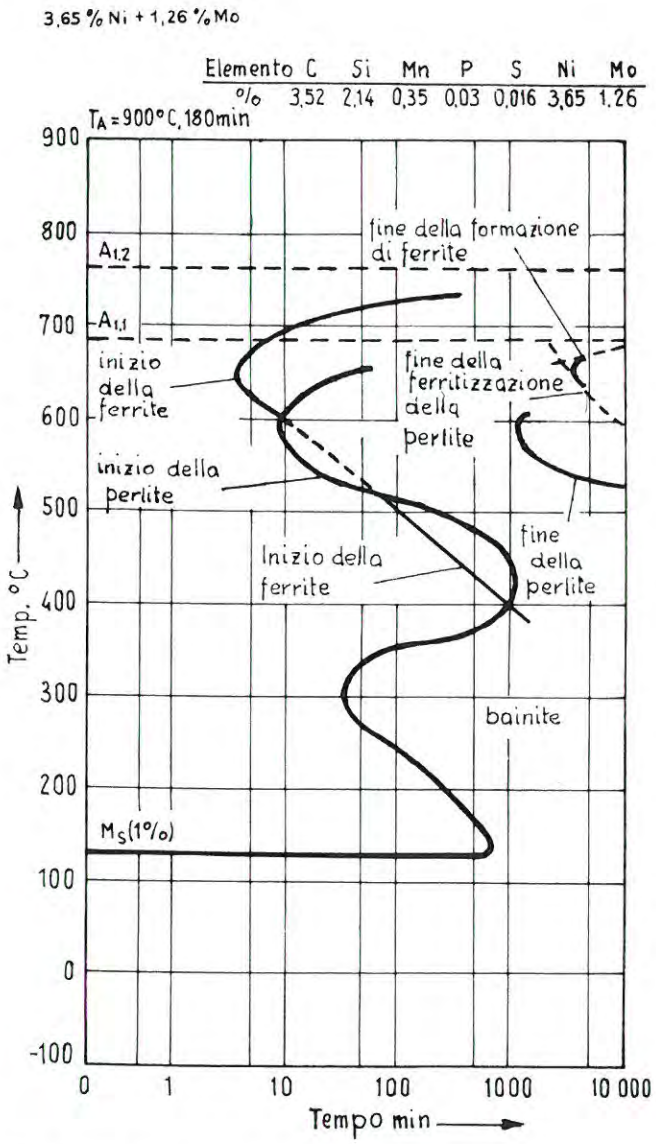


Fig. 537 – Diagramma TTT.

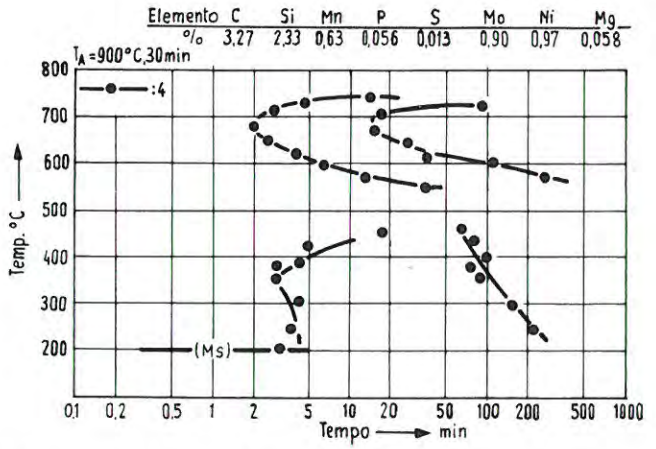


Fig. 538 – Diagramma TTT.

BIBLIOGRAFIA

(1) A.P. ALEXANDER – Normalized vs. quenched and tempered nodular iron, AFS Trans, 1973.

(2) Assofond - La Metallurgia delle ghise, Vol. I.

(3) M. BALLAY, R. CHAVY, J. GRILLIAT – I trattamenti termici delle ghise a grafite sferoidale, Il Nichel, n. 47-48, 1954.

(4) W.H. BROWNE, R.J. CHRIST – Ferritization of ductile iron AFS Trans, 1966.

(5) O. CERIOLI, F. CAMUNCOLI – I trattamenti termici su ghise a grafite lamellare e a grafite sferoidale, La Fonderia Italiana, n. 5, 1967.

(6) A.K. CHAKRABARTI, P.P. DAS – Ind. J. Technol, n. 12, 1974.

(7) L.K. DATTA, N.N. ENGEL – Giesserei Praxis, n. 19, 1975.

(8) G. DINGES, W.F. GRUVER – Temper Embrittlement of ductile iron, AFS Trans, 1966.

(9) J. DODD – Zwischenstufenverguetung von Gusseisen mit Kugelgraphit, Giesserei, n. 4, 1978.

(10) S.I. KARSAY – Ghisa Sferoidale, Produzione vol. I, QIT - Fer et Titane Inc.

(11) International Nichel – Nichel S.G. Iron Production.

(12) C.R. ISLEIB, R.E. SAVAGE – Ductile iron alloyed and normalized - AFS Trans, 1957.

(13) C.C. REYNOLDS, W.T. WHITTINGTON, H.F. TAYLOR – Hardenability of ductile cast iron, AFS Trans, 1955.

(14) C.C. REYNOLDS, H.F. TAYLOR – Alloying and Heat Treating spherulitic graphite cast iron, AFS Trans, 1954.

(15) K. ROEHRIG, W. FAIRHURST – Waermebehandlung von Gusseisen mit Kugelgraphit, Giesserei Verlag.

(16) K. ROEHRIG – Zwischenstufenverguetetes Guesseisen mit Kugelgraphit, Konstruiren und Giessen, n. 2, 1978.

(17) A. SECCIANI, R. COSTA, V. FRANCIA – Attitudine alla tempra delle ghise a grafite lamellare e sferoidale, La Fonderia Italiana, n. 12, 1971.

(18) W. SCHOLZ, M. SEMCHYSHEN – Effect of molibdenum on the hardenability of ductile cast iron, AFS Trans, 1968.

(19) ZGV – Zentrale fuer Gussverwendung, Gusswerkstoffe fuer Brenn- und Induktionshaertung. .

Le caratteristiche delle ghise sferoidali non legate e basso legate

— CARATTERISTICHE FISICHE
— CARATTERISTICHE CHIMICHE
— CARATTERISTICHE MECCANICHE
— CARATTERISTICHE MECCANICHE A CALDO
— CARATTERISTICHE MECCANICHE ALLE BASSE TEMPERATURE
— SALDABILITA' E BRASATURA
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Gualtiero Corelli
Alfredo Donnini
Aldo Regè

Poichè le ghise sferoidali medio ed alto-legate saranno trattate completamente nell'apposito capitolo, ci si limita qui a considerare le caratteristiche di quelle non legate e basso-legate.

CARATTERISTICHE FISICHE

Nel Volume II della Metallurgia delle ghise *Ghise grigie*, sono state dettagliatamente descritte le principali proprietà fisiche delle ghise in generale ed è stata ampiamente trattata l'influenza che su tali proprietà esercitano alcuni fattori variabili: struttura, composizione chimica, temperatura.

Pertanto, ci si limiterà qui a richiamare succintamente i dati ed i concetti concernenti la materia, già esposti nel succitato Volume, sottolineando particolarmente quelli attinenti alla ghisa sferoidale e rimandando alla consultazione dello stesso il lettore desideroso di approfondire l'argomento.

Densità e massa volumica (peso specifico)

La densità è definita dal rapporto tra la massa e l'unità di volume. L'unità di misura è g/cm^3.

Il peso specifico rappresenta la relazione fra la densità di un materiale e quella massima dell'acqua che a 277 K (4 °C) è 1 g/cm^3.

Fattori influenzanti: i diversi elementi di lega; i vari componenti strutturali, in funzione dei reciproci rapporti in cui sono presenti; è evidente come la massima influenza sia esercitata dalla quantità di carbonio grafitico presente in conseguenza della sua relativamente bassa densità (2,25 g/cm^3).

Da esami di laboratorio compiuti su determinati campioni di ghisa è stata ricavata la seguente formula per il calcolo della densità:

Densità, g/cm^3 = 8,11 - (0,223 x CT%) - (0,091% Si) - (0,071 P%), ove CT è il carbonio totale.

In pratica il valore della densità nelle ghise sferoidali varia da un minimo di 6,8 g/cm^3, per quelle a matrice completamente ferritica, ad un massimo di 7,5 g/cm^3 per quelle a matrice completamente perlitica.

Temperatura di fusione

E' la temperatura alla quale la ghisa effettua il suo passaggio dallo stato solido allo stato liquido.

L'unità di misura è il Kelvin (1 K = 273 °C).

Dal diagramma Ferro-Carbonio (Vol. I della Metallurgia delle ghise) si rileva che la temperatura di fusione del ferro puro è situata a 1.811 K (1.538 °C); quella della lega eutettica stabile Fe-C (4,27% C) è situata a 1.426 K (1.153 °C).

Fattori influenzanti: i diversi elementi di lega: infatti molti autori hanno dimostrato che esercitano particolare influenza i contenuti di silicio e di fosforo, mentre quelli di rame, cromo e nichel hanno effetto molto ridotto. Dalla temperatura di 1.426 K (1.153 °C) della lega eutettica Fe-C con contenuto di 0 di Si si sale a 1.438 K (1.165 °C) per un contenuto di silicio del 3%.

Per contenuti fino al 2% Cu e al 4,5% Cr non si ha variazione apprezzabile della temperatura di fusione.

Per ogni 1% Ni e fino al 5% si verifica un abbassamento del *liquidus* di circa 278 K (5 °C).

E' indicata la seguente formula per il calcolo della temperatura di fusione delle ghise ipo-eutettiche con CE < 4,2:

$$1.442\ K\ (1.169\ ^{\circ}C) - 124\ (C\% + \frac{P\%}{2} + \frac{Si\%}{4})$$

In pratica la temperatura di fusione, per tutti i tipi normali di ghisa sferoidale, varia da 1.393 a 1.433 K (1.120 a 1.160 °C).

Calore specifico

Rappresenta la quantità di calore necessaria per variare di 1 °C la temperatura dell'unità di massa di un corpo.

L'unità di misura è cal/g°C = 0,54 J/kg °C.

Fattori influenzanti: a pag. 167 del Volume II della Metallurgia delle ghise, il diagramma di fig. 138 indica per alcune ghise la variazione del calore specifico in funzione della temperatura.

Per la ghisa in generale esso dipende anche dai contenuti di carbonio e di fosforo oltre che dalla struttura della matrice metallica (fig. 139 - Volume II).

A titolo di esempio si riportano alcuni valori:

per la cementite (Fe_3C) a 423 K (150 °C) 0,149 cal/g/K (°C) (624 J/kg/K (°C); a 1.123 K (850 °C) 0,220 cal/g/K (°C) (921 J/kg/K (°C); *per la grafite* a 293 K (20 °C) 0,17 cal/g/K (°C) (712 J/kg/K (°C); a 411 K (138 °C) 0,254 cal/g/K (°C) (1.063 J/kg/K (°C); a 1.169 K (896 °C) 0,454 cal/g/K (°C) (1.901 J/kg/K (°C).

In pratica, per le ghise sferoidali normali, si possono considerare i seguenti valori di calore specifico:

- per i tipi perlitici, da 273 a 373 K (0 a 100 °C) 0,17 cal/g/K (°C)
- per i tipi ferritici, da 273 a 373 K (0 a 100 °C) 0,12 cal/g/K (°C)
- per tutti i tipi, a 1.273 K (1.000 °C) 0,16 cal/g/K (°C)

Calore latente di fusione

E' noto come nei cambiamenti di stato, quale è la fusione, durante la quale il corpo passa dallo stato solido allo stato liquido, e per tutta la loro necessaria durata, alla somministrazione di calore non corrisponde alcun aumento della temperatura del corpo stesso.

Il calore latente di fusione rappresenta la quantità di calore che si deve fornire all'unità di massa del corpo durante il cambiamento isotermo di stato.

L'unità di misura è la cal/g equivalente a 4.186 J/kg.

Per le ghise sferoidali sono forniti valori indicativi compresi fra 50 e 55 cal/g (209 ÷ 230 kJ/kg).

Conducibilità termica

E' così definita la quantità di calore che, nell'unità di tempo, può attraversare una parete di spessore e superfici unitari quando la differenza di temperatura fra le facce opposte della parete, perpendicolari alla direzione della trasmissione, è unitaria.

Unità di misura: il coefficiente di trasmissione termica è espresso in Cal/cm^2 S. cm. K (°C) = J/cm^2 S. cm. K.

I fattori influenzanti sono:

- la forma e le dimensioni della grafite che, fra i vari costituenti strutturali normalmente presenti, ha la più alta conducibilità termica;
- la composizione chimica, particolarmente il contenuto di Si, il cui aumento dal 2 al 3% riduce del 20% circa la conducibilità termica; anche il Ni e l'Al agiscono nello stesso senso ma in misura ridotta (fig. 539). P e Mn la riducono leggermente così come il Cu il quale ha però influenza fino ad un contenuto del 20%. Non è chiara, invece, l'influenza degli elementi stabilizzatori dei carburi quali il Ca, Mo e Va;
- la temperatura, con l'aumentare della quale la conducibilità termica diminuisce (fig. 540).

In pratica, per la conducibilità termica delle ghise sferoidali si possono assumere i valori riportati nella tab. CV.

Tabella CV.

Temperatura K (°C)	Coefficienti di conducibilità termica Cal/cm^2 S·cm·°C	
	Tipi di struttura della matrice	
	Perlitica e perlitico-ferritica	Ferritico-perlitica e ferritica
293 (20)	0,060-0,070	0,070-0,085
373 (100)	0,070-0,075	0,085-0,105
673 (400)	0,065-0,070	0,075-0,085
1.273 (1.000)	0,058-0,055	0,055

Espansione termica

E' la variazione dimensionale di un corpo derivante da modificazione del suo stato termico in conseguenza di variazioni di temperatura. E' *dilatazione lineare* quando riguarda una *lunghezza*.

Per il calcolo della dilatazione lineare è valida, con sufficiente approssimazione, la formula seguente, che trascura i termini di grado superiore contenuti nella formula più completa:

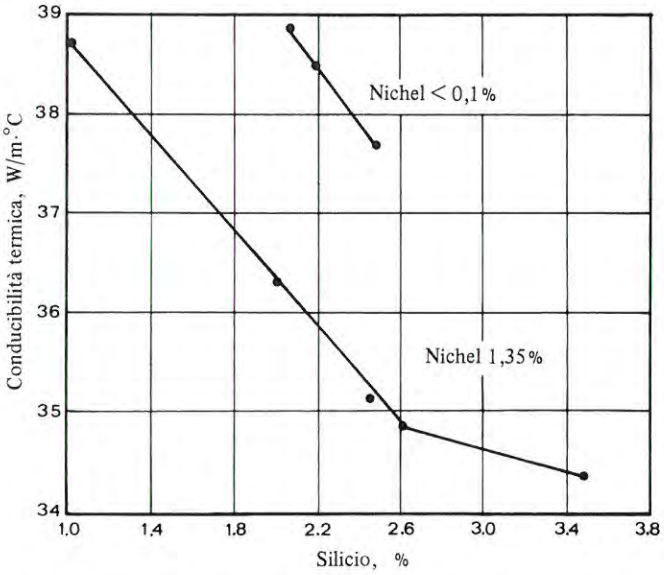


Fig. 539 – Conducibilità termica della ghisa sferoidale con matrice ferritica.

$$l_t = l_0 [1 + \lambda (t - t_0)]$$

dove:

- l_0 è la lunghezza alla temperatura iniziale t_0;
- l_t è la lunghezza aumentata per effetto dell'aumento di temperatura da t_0 a t;
- λ è il coefficiente di dilatazione che indica l'allungamento della lunghezza iniziale unitaria per un aumento di temperatura di 274 K (1 °C). Il coefficiente λ, entro un determinato intervallo di temperatura, è caratteristica costante per ogni sostanza.

I fattori influenzanti sono:

- la composizione chimica ha scarsa influenza sul coefficiente di espansione termica, almeno per quanto riguarda le normali ghise sferoidali;
- la matrice metallica, come dimostra la tab. CVI, in cui sono riportati i valori medi dei coefficienti di espansione termica per le ghise sferoidali.

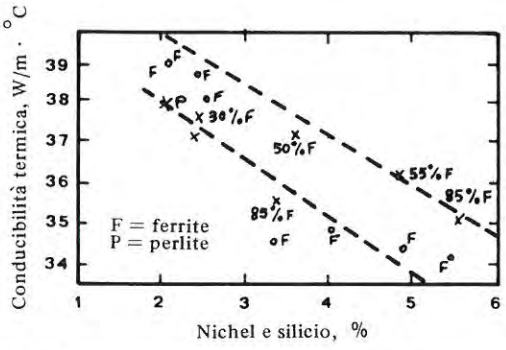


Fig. 540 – Influenza del Si e del Ni sulla conducibilità termica della matrice ferritica nelle ghise sferoidali.

Tabella CVI.

Intervallo di temperatura K (°C)	Coefficienti medi di espansione termica $°C^{-1} \times 10^{-6}$	
	Tipo di ghisa a grafite sferoidale	
	Perlitica e perlitico-ferritica	Ferritica e ferritico-perlitica
293-473 (20-200)	11,7	12,2
293-573 (20-300)	12,4	12,8
293-673 (20-400)	13,2	13,3
293-773 (20-500)	13,3	13,5
293-873 (20-600)	13,5	13,7
293-1.033 (20-760)	14,8	14,8
293-1.143 (20-870)	15,3	15,5

E' opportuno rilevare che al di sopra dei 723 K (450 °C), per le ghise non legate, l'espansione termica cessa di essere reversibile in conseguenza di varie cause fra cui la grafitizzazione della perlite.

Pertanto, in pratica, le specifiche dimensioni finali di un getto sono conseguenti alla somma dei cambiamenti reversibili ed irreversibili.

Coefficiente di frizione

Il coefficiente di frizione μ fra due superfici a contatto è rappresentato dal rapporto fra lo sforzo F necessario per fare slittare una delle due superfici sull'altra sotto un determinato carico N

$$\mu = \frac{N}{F} \quad \text{e quindi:}$$

$$F = \mu N$$

I fattori influenzanti sono:

- la natura dei materiali a contatto;
- il grado di finitura delle superfici a contatto;
- la pressione specifica ortogonale gravante sulle due superfici;
- la reciproca condizione di stasi o di movimento delle due superfici;
- le condizioni di lubrificazione.

E' teoricamente indipendente dalla velocità con cui una superficie si muove rispetto all'altra, se la temperatura rimane invariata.

Nella tab. CVII sono riportati i valori che assume il coefficiente di frizione, sotto differenti carichi specifici, in una superficie di ghisa sferoidale perlitica (grado di rugosità massimo $R_t = 1 \cdot 10^{-6}$ m secondo la prova Perth-O-Meter).

Tabella CVII.

Carico specifico		Coefficiente di fusione
N/cm^2	kg/cm^2	
225	22,70	0,0150
445	45,40	0,0120
890	90,80	0,0075
1.550	158	0,0070

Resistività elettrica

Detta anche *resistenza elettrica specifica* è una grandezza fisica dei materiali, definita come resistenza elettrica di un conduttore di lunghezza unitaria e di sezione unitaria:

$$\rho R = \frac{-S}{l}$$

dove:

ρ è la resistività;

R è la resistenza elettrica (ohm) di un conduttore di lunghezza l = 1 m e sezione S = 1 m^2.

E' anche definita, più in generale, come il rapporto costante fra campo elettrico E e densità di corrente all'interno di un conduttore

$$\rho = \frac{\vec{E}}{\vec{J}}$$

Unità di misura è Ω m.

I fattori influenzanti sono:

- poichè la resistività dei metalli cresce con l'aumentare della temperatura, si deve tener conto del *coefficiente di temperatura* α della resistività che è dell'ordine di 0,003 ÷ 0,006 per 274 K (1 °C), secondo il materiale;
- la composizione chimica.

Aumentando i contenuti di C e di Si, si riscontra un incremento della resistività; l'aumento del contenuto di Si influisce sia per l'incremento che esso comporta della quantità di grafite nella matrice, sia perchè la sua soluzione isomorfa nella ferrite aumenta la resistività della ferrite pura.

Il Ni aumenta la resistività la quale da 86 microhms/cm^3 a 0 di Ni passa a 99,1 microhms/cm^3 e a 105,8 microhms/cm^3 rispettivamente per Ni 0,86 e 1,45%; maggiori quantità di Ni diminuiscono la resistività.

Per le ghise sferoidali si possono assumere i valori di resistività riportati nella tab. CVIII.

Proprietà magnetiche

E' noto che il magnetismo è una proprietà di natura atomica che la materia presenta ed esplica attraverso una serie di importanti fattori sperimentali.

Tabella CVIII.

Contenuto % di Si	Resistività elettrica (approssimativa)	
	Tipo di ghisa a grafite sferoidale	
	Perlitico-ferritica e perlitica	Ferritico-perlitica e ferritica
2,5	68	57,8
3		
4		

Si ricorda che le proprietà magnetiche sono:

- il campo magnetico;
- la forza magnetica, la cui unità di misura è il gilbert (amperspire ovvero Asp);
- l'intensità magnetica (H), la cui unità di misura è l'oersted = 1 gilbert/cm ovvero Asp/m);
- l'induzione magnetica (B) la cui unità di misura è il gauss = 1 Maxwell/cm^2 = 1 Weber/m^2;
- la permeabilità magnetica $\mu = \frac{B}{H}$
- il magnetismo residuo Bo;
- l'isteresi (perdita per esteresi).

I fattori influenzanti sono:

- il carbonio, che nella forma grafitica sferoidale incrementa la permeabilità magnetica rispetto a quello di forma lamellare;
- la struttura ferritica della matrice, che da una elevata permeabilità ed una bassa perdita per isteresi, contrariamente a quella perlitica che procura bassa permeabilità ed elevata perdita per isteresi. La presenza di cementite libera abbassa i valori di induzione magnetica, permeabilità e magnetismo residuo mentre incrementa la forza coercitiva e la perdita per esteresi. Con l'aumento della dimensione del grano nella struttura ferritica, diminuisce la perdita per isteresi;
- la composizione chimica: il manganese pregiudica comunque l'ottenimento di induzione e permeabilità elevate: allo stato ricotto incrementa la forza coercitiva e la perdita per isteresi, mentre riduce il magnetismo residuo. Il silicio, per i valori contenuti nelle normali ghise sferoidali, non sembra avere sensibile influenza sulle proprietà magnetiche. Secondo alcuni autori, invece, un incremento del Si dal 2 al 3% raddoppia, approssimativamente, la permeabilità. Il nichel ed il rame riducono la permeabilità ed aumentano la perdita per esteresi;
- la temperatura: il suo aumento è causa di un notevole incremento della permeabilità, però fino al punto critico, raggiunto il quale l'induzione scende rapidamente a zero e la ghisa diventa non magnetica. In definitiva, per avere un adeguato materiale magnetico, la matrice deve essere ferritica ed il Ni assente, mentre un più elevato tenore di silicio è da considerarsi benefico.

Si riportano qui di seguito i valori delle proprietà magnetiche, correlati alla struttura e alla composizione chimica.

- *Matrice perlitica: 2,61% Si; 2,18% Ni*
  - Magnetismo residuo: 5.400 gauss
  - Forza coercitiva: 11,5 oersted
  - Perdita per isteresi: 30.390 erg/cm^3 ciclo (per B = 10.000 gauss)
  - Massima permeabilità μ max: 290
  - Valore di H per μ max: 15 oersted
- *Matrice ferritica: 2,61% Si; 2,23% Ni*
  - Magnetismo residuo: 4.640 gauss
  - Forza coercitiva: 2,5 oersted
  - Perdita per isteresi: 7.000 erg/cm^3 ciclo (per B = 10.000 gauss)
  - Massima permeabilità μ max: 1.150
  - Valore di H per μ max: 4 oersted
- *Matrice ferritica: 1,41% Si; 0% Ni*
  - Magnetismo residuo: 6.065 gauss
  - Forza coercitiva: 1,50 oersted
  - Perdita per isteresi: 4.495 erg/cm^3 ciclo (per B = 10.000 gauss)
  - Massima permeabilità μ max: 2.060
  - Valore di H per μ max: 3 oersted

In pratica, come valori delle proprietà magnetiche di una ghisa sferoidale contenente 2,75% Si, si possono considerare anche quelli della tab. CIX.

CARATTERISTICHE CHIMICHE

Le proprietà chimiche, da considerare per l'impiego delle ghise, sono in generale:

- la *resistenza alla corrosione*: cioè l'attitudine del materiale a resistere all'aggressione chimica da parte dell'ambiente nel quale è impiegato;
- la *resistenza all'ossidazione*: il fenomeno dell'ossidazione può essere considerato un caso particolare della corrosione; esso è incrementato dall'aumento della temperatura dell'ambiente nel quale è impiegato il materiale;
- la *resistenza all'accrescimento* o *all'ingrossamento*: il fenomeno dell'accrescimento della grana nell'impiego a temperature elevate, specialmente se con cicli alternati di riscaldo e raffreddamento, si riscontra in molti materiali metallici.

  Nelle ghise grigie con grafite lamellare esso è particolarmente marcato e risulta accentuato in ambiente ossidante.

  Nelle ghise sferoidali il fenomeno si verifica in misura nettamente inferiore, come si avrà modo di vedere più avanti.

Tabella CIX.

Fattore Steinmetz permeabilità iniziale	Perlitica e perlitico-ferritica $5,6 \times 10^{-3}$ 75 Gauss/Oersted		Ferritico-perlitica e ferritica $1,9 \times 10^{-3}$
	Perlitica	Perlitico-ferritica	Ferritico-perlitica e ferritica
Permeabilità massima a 5.700 Gauss di induzione. Oersted	290	570	1,150-2,050
Saturazione a 10.000 Oersted. Gauss		17,600	18,000
Induzione per permeabilità massima. Gauss	Perlitica e perlitico ferritica		Ferritico-perlitica e ferritica
	12		3

Induzione massima. Gauss	10,000		15,000	
	Perlitica e perlitico-ferritica	Ferritico-perlitica e ferritica	Perlitica e perlitico-ferritica	Ferritico-perlitica e ferritica
Massima forza magnetica. Oersted	25,5	8,9	225	150
Induzione residua. Gauss	6,100	6,400	7,150	7,200
Forza coercitiva. Oersted	5,8	2,3	7,8	2,6
Perdita per isteresi Erg/cm^3 ciclo	25-35	4-7		

Sulla natura di questi fenomeni, sulle teorie che li esplicano, sui fattori che li influenzano, sui provvedimenti da adottare per ridurne gli effetti negativi nei riflessi della durata in esercizio del materiale, nonchè sulla scelta più idonea di quest'ultimo, è stato diffusamente e compiutamente trattato nel Volume II della Metallurgia delle ghise (pagg. 267-280, 256-258).

D'altra parte, nel Capitolo che riguarda le *ghise sferoidali legate* l'argomento sarà ripreso e sviluppato anche in relazione alle specifiche caratteristiche che ciascuno dei vari tipi possiede sotto questo profilo.

Pertanto, ci si limiterà a richiamare qui alcuni concetti fondamentali e a fornire le indicazioni essenziali circa il comportamento, di fronte al problema, delle ghise sferoidali non legate o tenuemente legate.

Resistenza alla corrosione

Per quanto riguarda in generale la *corrosione* delle ghise sferoidali non legate o tenuemente legate, non vi è sostanziale diversità di comportamento rispetto ai corrispondenti tipi con grafite lamellare, se non in senso migliorativo.

In effetti, la minore superficie catodica degli sferoidi di grafite nei confronti delle lamelle comporta una diminuzione del fenomeno corrosivo in ambiente acido. In ambiente basico la corrosione della ghisa sferoidale è generalmente bassa; essa tende però ad aumentare con l'incremento della temperatura dell'ambiente stesso, specie se tale incremento è combinato con la maggiore concentrazione del mezzo aggressivo.

La presenza di cementite nella matrice aumenta l'effetto corrosivo da parte di ambienti acidi forti, in conseguenza dell'aumento della superficie catodica attiva. Per questo i tipi con matrice perlitica, o prevalentemente perlitica, presentano un grado di corrosione pressocchè doppio rispetto a quelli con matrice ferritica o prevalentemente ferritica.

Il contrario si riscontra negli ambienti corrosivi neutri e basici, grazie ad una maggiore aderenza alla superficie dei getti con matrice perlitica della pellicola di grafite che si forma all'inizio della corrosione; pellicola che riduce decisamente la velocità dell'ulteriore corrosione.

Se la matrice metallica, che costituisce l'anodo, è nobilitata dalla presenza di elementi alliganti, come il Ni, il potenziale elettrochimico risulta ridotto e, conseguentemente, il grado di corrosione si abbassa.

La presenza simultanea di sollecitazioni meccaniche aumenta la velocità di corrosione. Ne consegue una riduzione del valore limite di fatica in immersione in un mezzo corrosivo; i dati, forniti da Kurdjavcev, ne sottolineano l'importanza (tab. CX).

Tabella CX.

Struttura della matrice	Limite di fatica N/mm^2 (kgf/mm^2)		
	In aria	In acqua potabile	In acqua marina
Perlitico-ferritica	200 (20,5)	130 (13,0)	110 (11,0)
Ferritico-perlitica	200 (20,5)	140 (14,5)	--

Nelle tabb. CXI ÷ CXIII sono riportati alcuni dati concernenti i gradi di corrosione più significativi risultanti da prove effettuate su ghise sferoidali in differenti ambienti o mezzi corrosivi.

Tabella CXI - Corrosione atmosferica: perdita di peso in kg/m^2 dopo 5 anni di esposizione.

Struttura della matrice	Tipo di aria		
	Continentale	Marina	Industriale
Perlitica	0,5	0,7	0,8
Perlitico-ferritica	0,4	0,6	0,8

Tabella CXIII - Ambienti corrosivi vari.

Grado di corrosione																
Mezzo corrosivo	Acido solforico Sol. 3%	Acido solforico Sol. 5%		Acido acetico Sol. 5%	HCl Sol. 1%		$(NH_4)_2SO_4$ Sol. 10%		Na_2O Sol. 10%		Atmosfera umida con aggiunta giornaliera di 0,037% SO_2	Atmosfera industriale	Acqua marina in movimento (2,4 m/s)		NaCl Sol. 3%	Acqua potabile
Temperatura di prova	298 K (25°C)	323 K (50°C)			293 K (20°C)		293 K (20°C)		323 K (50°C)				293 K (20°C)		288-292 K (15-19°C)	293 K (20°C)
Condizioni	B	A	B	B	A	B	A	B	A		B	B	A	B	B	B
Perlitica	234	781	988	0,043	3,4	4,5	0,6	0,35	0,005	0,01	0,18	0,11	0,29	0,2	0,07	0,24
Ferritico-perlitica	230										0,20	0,13			0,07	0,21

A - Prodotti della corrosione rimossi durante la prova

B - Prodotti della corrosione lasciati sul campione durante la prova

Tabella CXII - Corrosione in acqua di mare: perdita di peso in kg/m^2 dopo 4½ anni di esposizione.

Struttura della matrice	Tipo di esposizione in acqua marina		
	Agli spruzzi	Immersioni intermittenti	Immersione continua
Perlitica	1,6	2,4	2,5
Perlitico-ferritica	0,8	1,8	3,1

Per una più completa e dettagliata informazione sui valori di corrosione si rimanda il lettore interessato alla consultazione della bibliografia specificatamente indicata al termine del Capitolo.

Nel Capitolo *ghise sferoidali legate* saranno illustrati anche i numerosi tipi di ghise sferoidali con matrice austenitica, ciascuno dei quali presenta peculiari attitudini di resistenza alla corrosione nelle rispettive particolari condizioni di applicazione.

Resistenza all'ossidazione

L'*ossidazione a caldo* delle superfici esposte all'azione del calore in ambiente ossidante ha inizio al di sopra dei 473 K (200 °C) ed aumenta con l'aumentare della temperatura. Per le normali ghise sferoidali il tipo della matrice metallica non ha un effetto di rilievo sulla resistenza alla ossidazione che, peraltro, risulta migliorata dalla presenza del Ni e dai più alti contenuti di Si e di Mn.

Al Capitolo riguardante le *ghise sferoidali legate* si avrà modo di esaminare, fra l'altro, anche l'ottimo comportamento, sotto questo profilo, delle ghise sferoidali con 4 ÷ 6% Si, che presentano struttura ferritica allo stato grezzo di fusione. Esse offrono una buona resistenza all'ossidazione fino a 1.173 ÷ 1.273 K (900 ÷ 1.000 °C); però risultano piuttosto fragili - in modo particolare quelle a tenore di Si più elevato - ed hanno una bassa resistenza agli urti termici.

In ogni caso, in tutte le condizioni di impiego, le normali ghise sferoidali dimostrano una resistenza all'ossidazione nettamente superiore a quella dell'acciaio per getti e delle ghise malleabili e grigie, sia per il loro maggiore contenuto di Si, sia per la forma sferoidale della grafite che, a differenza di quanto avviene con quella lamellare, ostacola la penetrazione in profondità dell'ossigeno.

Prove comparative di penetrazione dell'ossidazione effettuate su detti materiali, hanno dato i seguenti risultati:

- ghisa sferoidale, matrice ferritico-perlitica: 1,5 mm/anno;
- ghisa grigia: 4,7 mm/anno;
- acciaio: 5,2 mm/anno.

Un altro parametro, cui si può riferire la velocità di ossidazione a caldo, è la variazione di peso del campione impiegato. Tuttavia, occorre tenere presente che, nel caso di tenori più alti di Si, l'aumento di peso dovuto alla formazione di ossidi aderenti alla superficie può essere equilibrato, o addirittura superato, dalla perdita di peso conseguente alla decarburazione (fig. 541).

Resistenza all'ingrossamento

L'*accrescimento dimensionale*, che si verifica anche nelle ghise sferoidali in conseguenza del loro mantenimento a

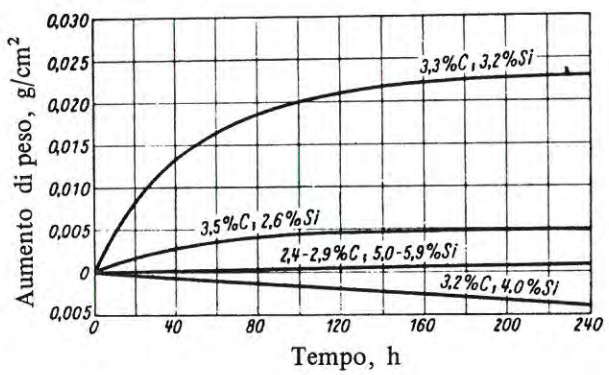


Fig. 541 – Aumento di peso di differenti tipi di ghisa sferoidale allo stato grezzo di colata, durante il loro mantenimento a 1.143 K (870 °C) in aria.

temperature superiori a 773 K (500 °C), dipende prima di tutto e in generale dal livello della temperatura stessa; in particolare è in relazione tanto al fatto che tale livello sia inferiore o superiore alla temperatura di trasformazione austenitica quanto al tipo di struttura della matrice.

Infatti, nel caso di matrice ferritica ottenuta per ricottura, se la temperatura è inferiore a 1.083 K (810 °C), non si verifica accrescimento apprezzabile. Se invece la matrice è perlitica, sia grezza di fusione che per trattamento termico, oppure perlitico-ferritica, si verifica un accrescimento in conseguenza della grafitizzazione della perlite. Il valore teorico di tale rigonfiamento, 1% circa, risulta in pratica di 0,25 ÷ 0,50% anche nei casi di lunghe permanenze in temperatura.

Se invece la temperatura è superiore a 1.083 K (810 °C) il fenomeno dell'accrescimento si verifica in misura sensibile per tutti i tipi normali di ghisa sferoidale; però in modo più vistoso in quelli a matrice perlitica ottenuta allo stato grezzo di colata o con trattamento termico, rispetto a quelli con matrice ferritica ottenuta per ricottura.

Un altro fattore che influisce sull'entità dell'accrescimento è la costanza o meno della temperatura di riscaldo. Infatti, ripetuti cicli termici di riscaldo e raffreddamento procurano accrescimenti superiori a quelli che si verificano in condizioni isotermiche.

Esperienze hanno dimostrato per esempio che 25 cicli termici alternati da 298 K (25 °C) a 1.173 K (÷ 900 °C), raggiungono valori dell'ordine del 3% rispetto all'11% riscontrabile nella ghisa grigia.

Il fenomeno del maggiore accrescimento, che si verifica alle temperature superiori a 1.083 K (810 °C), sembra attribuibile alla dissoluzione della grafite nell'austenite (espansione conseguente alla austenitizzazione); la penetrazione degli ossidi e la pressione dei gas non hanno influenza determinante; nè, tantomeno, esso può essere attribuito alla grafitizzazione, poichè anche la ghisa sferoidale con matrice ferritica rigonfia al di sopra di 1.083 K (810 °C).

Per quanto attiene alla composizione chimica delle normali ghise sferoidali - dalla quale, per ovvi motivi, si deve escludere gli elementi carburigeni quali il cromo ed il molibdeno - a più elevati tenori di Si corrisponde una migliore resistenza all'accrescimento. Anche il Ni e lo Sn, elementi stabilizzatori della perlite, a parità di permanenza alla temperatura inferiore a 1.083 K (810 °C), contrastano l'accrescimento delle ghise con matrice perlitica.

Nella trattazione delle *ghise sferoidali legate*, saranno indicate le varie qualità di queste ghise (austenitiche, al cromo, ecc.) che presentano elevati valori di resistenza all'accrescimento e anche accrescimento zero.

CARATTERISTICHE MECCANICHE

Nella storia più recente della metallurgia la scoperta della ghisa sferoidale costituisce una tappa fondamentale ed ha portato un contributo rilevante al progresso generale della tecnologia.

E' infatti di grande importanza potere oggi disporre di un materiale che, nella vasta gamma delle sue tante differenti possibili strutture della matrice, possiede, fra l'altro, talune caratteristiche meccaniche paragonabili a quelle dei corrispondenti acciai ed offre, tuttavia, proprietà tecnologiche generali e specifiche che sono peculiari delle ghise, sia per quanto attiene ai processi di produzione sia per quanto riguarda determinati particolari comportamenti all'impiego.

Una differenza netta nei confronti della ghisa con grafite lamellare è invece rappresentata tanto dalle proprietà elastiche della ghisa sferoidale perlitica quanto dalla duttilità e dalla resilienza di quella ferritica.

Ad assicurare questo salto qualitativo rispetto alla ghisa lamellare di uguale composizione chimica e di corrispondente struttura della matrice è proprio la forma sferoidale della grafite.

Questo è reso evidente dal confronto delle due micrografie della fig. 542a-b.

Nella fig. 542a si nota come le lamelle di grafite, oltre a ridurre in modo importante la sezione resistente della matrice, sotto la sollecitazione meccanica costituiscono altrettanti inneschi di rottura.

Gli sferoidi invece, come mostra la fig. 542b, procurano

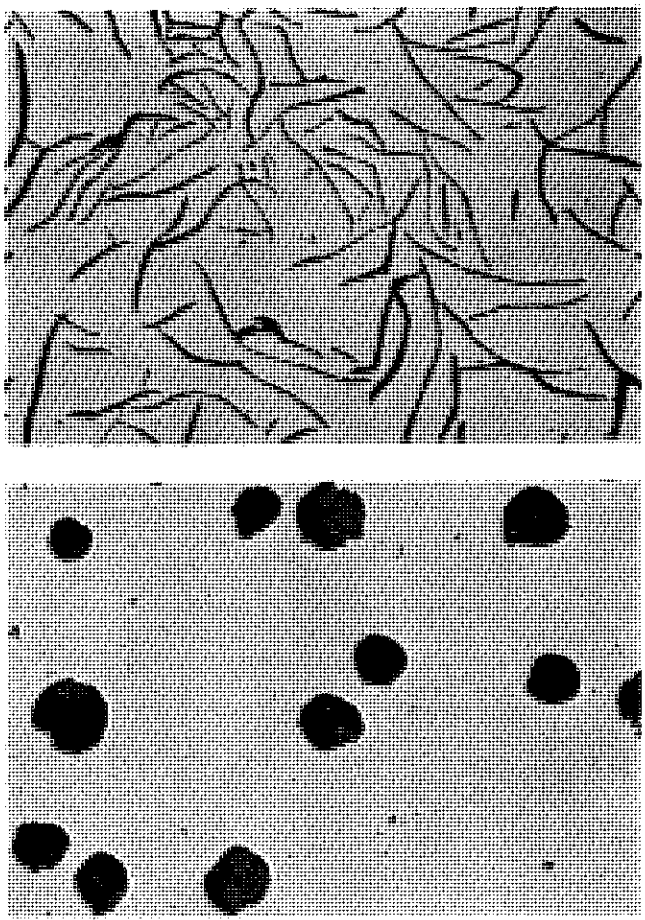


Fig. 542 – Micrografie della stessa lega di partenza.
– In alto: colata grigia
– In basso: trattata con lega sferoidizzante.

unicamente una riduzione della sezione resistente pari alla sommatoria delle loro aree circolari.

Le caratteristiche alla trazione e la durezza della ghisa sferoidale sono perciò condizionate dalla struttura della matrice: quella perlitica assicura i più alti valori di durezza e di resistenza in corrispondenza dei più bassi allungamenti e della minore resilienza; quella ferritica offre allungamenti e resilienza più elevati con più bassi valori di durezza e di resistenza.

Poichè le ghise sferoidali medio ed alto-legate saranno trattate specificamente nell'apposito Capitolo, ci si limiterà ad esaminare qui le proprietà meccaniche di quelle non legate e basso-legate.

Durezza

La durezza è dunque essenzialmente correlata alla struttura della matrice.

Di norma i suoi valori medi vanno da 265 HB per la perlitica a 155 HB per quella ferritica.

Il diagramma di fig. 543, che riporta la curva di variazione delle durezze massimale, minimale e media, in funzione del contenuto di ferrite nella matrice, è stato tracciato in base alle indicazioni della Norma UNI 4544-74.

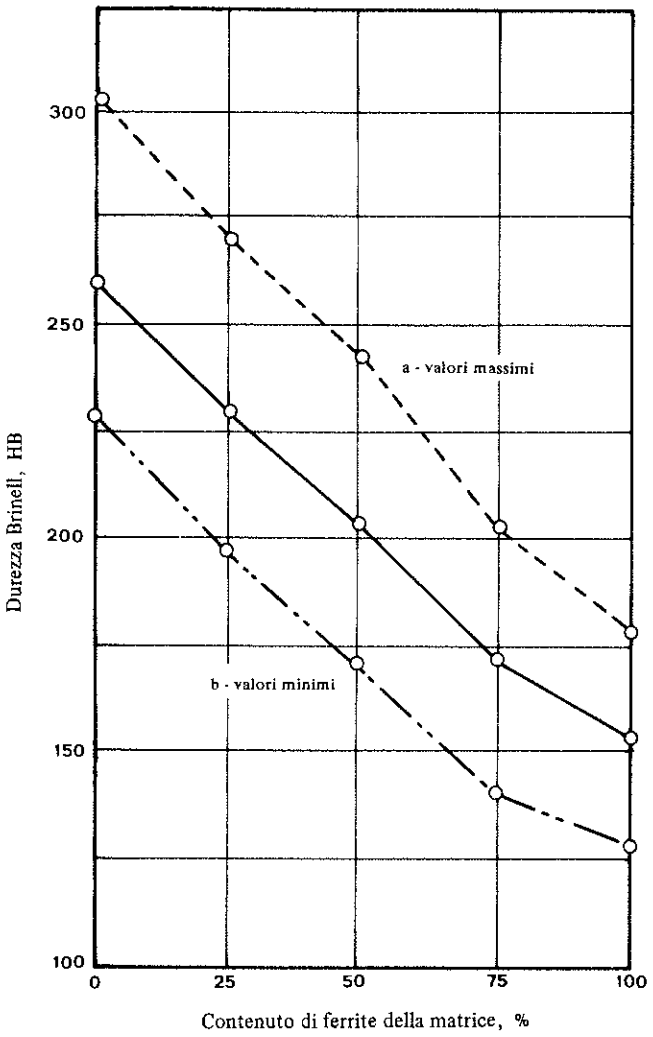


Fig. 543 – Relazione fra la durezza ed il contenuto di ferrite nella matrice in base ai valori della Norma UNI 4544.

La durezza è però anche influenzata dalla composizione chimica della ghisa; elementi come il Si, il Mn, il Ni, il Cu, il Mo, aumentano la durezza del componente ferritico della matrice; il Mn aumenta anche la durezza delle lamelle di cementite del componente perlitico.

Pertanto, per uguali strutture della matrice - dal campo perlitico a quello ferritico - l'incremento del contenuto di tali elementi nella ghisa comporta comunque un certo aumento della sua durezza. La presenza del Ni, del Cu, del Mo esplica inoltre un'azione affinante della perlite che ne risulta ulteriormente indurita.

Nella fig. 544 è rappresentata la relazione tra il contenuto di Si e la durezza di una ghisa sferoidale ferritica.

Nella fig. 545 è mostrato l'effetto della temperatura di rinvenimento sulla durezza di una ghisa sferoidale normalizzata.

Caratteristiche meccaniche alla trazione

Sono le caratteristiche più significative dei vari tipi di ghise sferoidali normali e costituiscono la base di classificazione in tutte le Norme nazionali ed in quella internazionale che le riguardano.

Infatti, il valore minimale del carico unitario di rottura a trazione, quello del corrispondente carico unitario di snervamento - espressi generalmente in N/mm^2 o in 10^3lbs/sq.in/ (libbre/pollice quadrato) - e quello del relativo allungamento percentuale - formano, per ciascun tipo, i riferimenti numerici di tali Norme.

La fig. 546 mostra l'influenza della percentuale di ferrite nella struttura di una ghisa sferoidale non legata, nei confronti delle caratteristiche a trazione (secondo i dati della Norma UNI 4544-74).

Per uguali strutture della matrice, la presenza di elementi quali Ni, Cu, Mo, procura comunque un incremento sia del carico di rottura che di quello di snervamento, mentre si verifica una riduzione del valore dell'allungamento.

Anche l'incremento, entro certi limiti, delle percentuali di Si e di Mn agisce nello stesso senso.

Nel caso di getti di grosso spessore per i quali sia richiesta allo stato grezzo di colata una matrice prevalentemente o completamente perlitica, può rendersi necessaria una adeguata aggiunta di Ni o di Cu ed eventualmente di Sn: elementi che, come è noto, svolgono nelle trasformazioni allo stato solido un'azione di stabilizzazione della perlite.

Anche nel caso di getti da sottoporre a trattamento termico - normalizzazione o bonifica, tempra a induzione o alla fiamma - al fine di raggiungere i migliori risultati in senso lato, è consigliabile un'appropriata aggiunta di elementi leganti quali Ni, Cu, Mo.

La presenza di tali elementi è invece da escludere o da contenere entro valori minimi, come è per il Mn, nel caso sia richiesta la struttura ferritica, tanto da ottenersi mediante ricottura quanto, e a maggior ragione, allo stato grezzo di colata. Infatti, con la loro azione stabilizzatrice della perlite ostacolerebbero la trasformazione ferritica sia durante il raffreddamento in staffa sia nel trattamento termico di ricottura che, conseguentemente, richiederebbe tempi più lunghi.

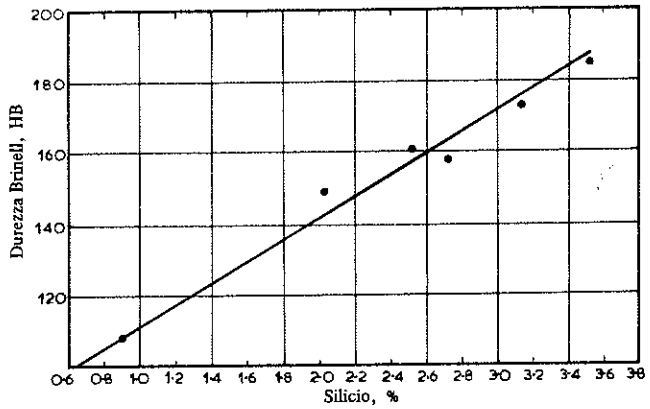


Fig. 544 – Relazione fra il contenuto di silicio e la durezza in una ghisa sferoidale ferritica.

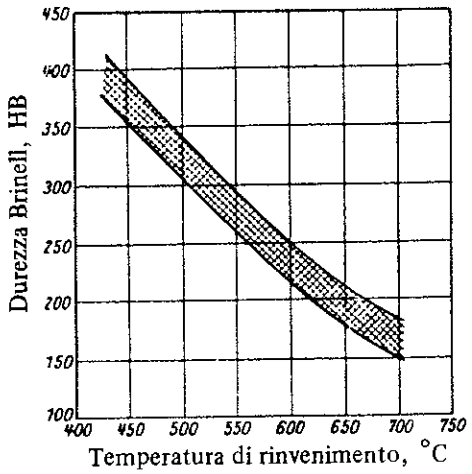


Fig. 545 – Effetto della temperatura di rinvenimento sulla durezza di una ghisa sferoidale (provetta di 25 mm di diametro austenitizzata a 1.143 K = 870 °C per un 1 h seguito da tempra in aria. Durezza Brinell dopo tempra 570 HB. Durata del rinvenimento 2 h).

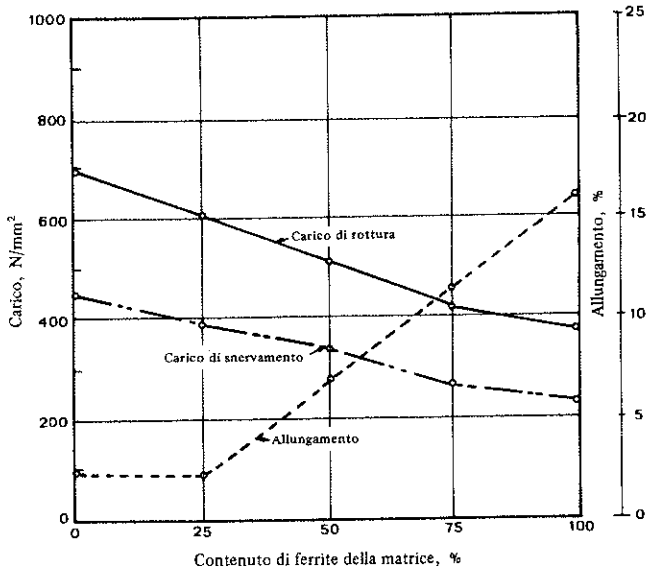


Fig. 546 – Influenza della ferrite sulle caratteristiche meccaniche.

Modulo di elasticità

Dall'osservazione della curva carico-allungamento del diagramma di fig. 547 si rileva che il modulo di elasticità, rappresentato dall'inclinazione della curva stessa, ha un andamento praticamente costante e paragonabile a quello di un acciaio allo 0,2% C.

Il valore del modulo di elasticità per la ghisa sferoidale si pone fra 160.000 e 180.000 N/mm^2 (16.300 ÷ 18.350 kgf/mm^2) e risulta minore di quello dell'acciaio, che è di 200.000 N/mm^2 (20.400 kgf/mm^2), in conseguenza della riduzione della sezione resistente procurata dalla grafite. Esso è perciò influenzato soltanto dalla percentuale di carbonio grafitico nella matrice.

Dalla stessa fig. 547 si rileva come la ghisa sferoidale, diversamente dall'acciaio, non presenta un punto di snervamento altrettanto netto, ma bensì una deviazione graduale e continua della curva carico-allungamento.

Il modulo di elasticità in torsione raggiunge valori compresi tra 63.000 e 67.000 N/mm^2 (6.425 e 6.830 kgf/mm^2). Il valore del coefficiente di Poisson è normalmente compreso tra 0,28 e 0,29.

Resistenza alla compressione

I valori di resistenza alla compressione della ghisa sferoidale sono indicati di 1.775 ÷ 2.225 e di 1.670 ÷ 1.853 N/mm^2 (180 ÷ 226 e 170 ÷ 188 kgf/mm^2) rispettivamente per le strutture prevalentemente perlitiche e per quelle prevalentemente ferritiche.

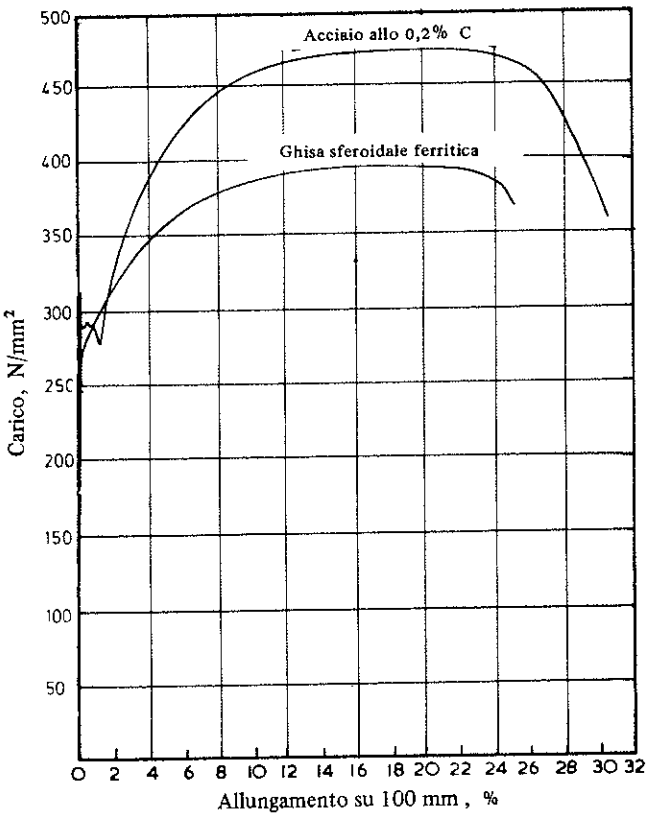


Fig. 547 – Confronto di curve carico-deformazione di una ghisa sferoidale ferritica e di un acciaio allo 0,2% di C.

I valori del limite di elasticità in compressione sono uguali o di poco più alti (fino a 1, 2 volte) rispetto a quelli che si verificano in trazione.

Resistenza all'urto - Resilienza

La resilienza è una delle proprietà peculiari della ghisa sferoidale che la differenziano nettamente dalle ghise lamellari.

Il valore della resistenza all'urto, abbinato a quello dell'allungamento, fornisce al progettista l'indicazione del grado di deformabilità del materiale al quale sia applicata una sollecitazione istantanea - urto - anzichè gradualmente progressiva.

Similmente all'acciaio, la ghisa sferoidale - e in modo particolare quella con matrice prevalentemente o completamente ferritica tende, deformandosi, ad assorbire l'energia di rottura per urto. Questo comportamento, oltre che per il tipo di struttura e per il contenuto di alcuni elementi nella composizione chimica - quali Si, Ni, Cu - varia anche al mutare della temperatura alla quale si effettua la sollecitazione.

Gli esami di resilienza dimostrano infatti che, a parità di altre condizioni, con il diminuire della temperatura di prova, da una rottura caratterizzata da un notevole assorbimento di energia e da un aspetto *fibroso* della frattura - denominato *duttile* - si passa ad una rottura con basso assorbimento di energia e con frattura *cristallina* denominata *fragile*.

L'intervallo di temperatura che separa la frattura *duttile* da quella *fragile* è denominato *zona delle temperature di transizione*.

L'influenza dei fattori che condizionano la resistenza all'urto è resa ancor più evidente allorchè gli esami sono eseguiti su provette *intagliate*.

Nella fig. 548 sono illustrati questi tipi di frattura e viene posta in evidenza anche la nefasta influenza del fosforo.

Nella fig. 549 è mostrata l'influenza dell'intaglio sulla posizione della zona di transizione; le prove sono state eseguite rispettivamente su provette del diametro di 9,5 mm senza intaglio e Charphy con intaglio a V di disegno corrispondente a quello della fig. 550.

E' evidente l'effetto dell'intaglio sull'energia assorbita alla rottura e sulla temperatura di transizione; l'intaglio innalza la zona delle temperature di transizione e riduce l'energia assorbita alla rottura nonostante la sezione resistente della provetta intagliata sia circa 1,8 volte quella della provetta non intagliata (1,6 cm^2 contro 0,90 cm^2). Poichè la struttura è ferritica, la frattura si presenta *duttile*.

L'innesco della rottura per urto richiede una certa quantità di energia; nell'esame eseguito su provette non intagliate si determina perciò essenzialmente questa energia d'innesco.

L'intaglio invece, quale causa e sede di una concentrazione degli sforzi, costituisce già un importante innesco della rottura; di conseguenza, nella prova eseguita su provetta con intaglio, l'energia necessaria per l'innesco della rottura risulta notevolmente ridotta: l'energia che si misura è perciò quella richiesta dalla progressione della rottura.

Si è detto che l'ampiezza della zona di transizione dipende anche dal tipo di struttura della matrice.

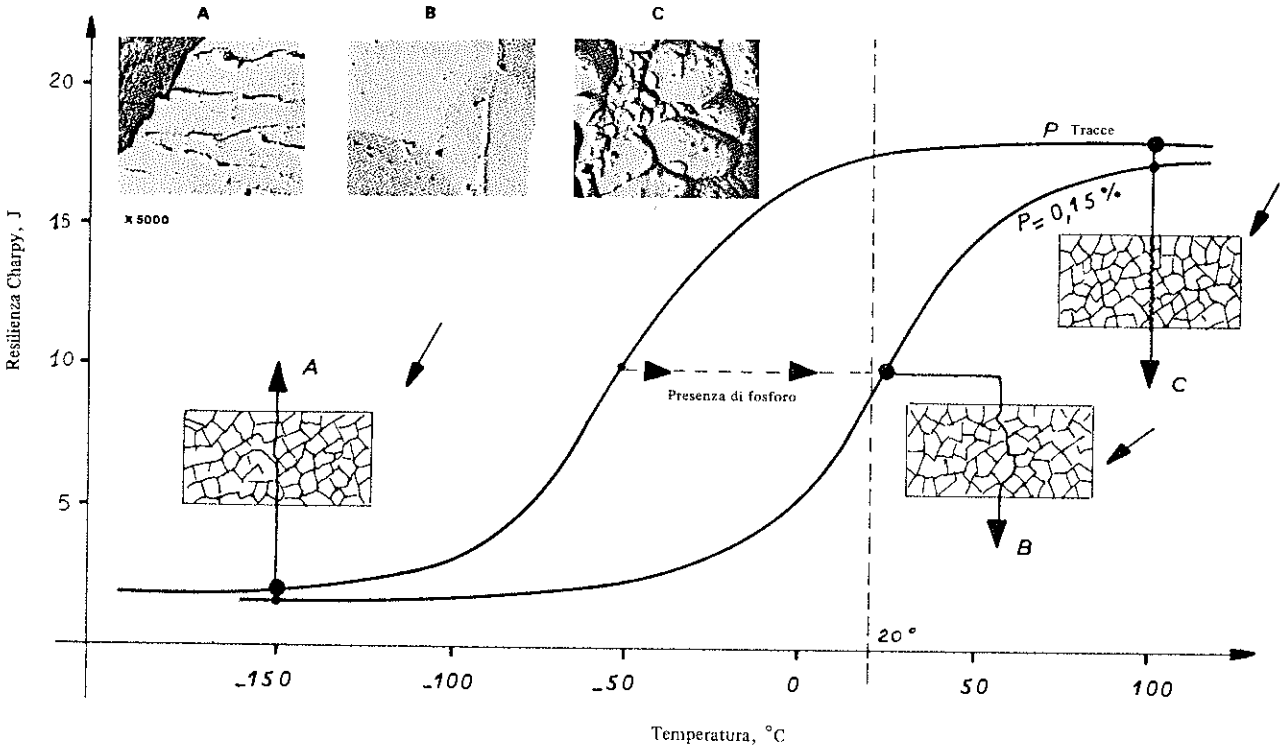


Fig. 548 – Tipi di rottura.
A – Frattura fragile normale
B – Frattura fragile. Scollamento intergranulare
C – Frattura duttile

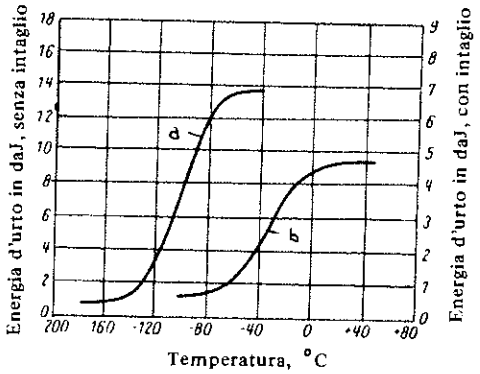
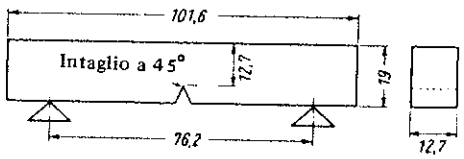


Fig. 549 – Influenza della temperatura sulla resistenza all'urto di una ghisa sferoidale ferritica.

a – Provetta non intagliata. Distanza tra gli appoggi 57,2 mm

b – Provetta Charpy con intaglio a V. Distanza tra gli appoggi 76,2 mm



Provetta B.C.I.R.A. intagliata a V

Fig. 550 – Dimensioni delle provette Charpy intagliate a V.

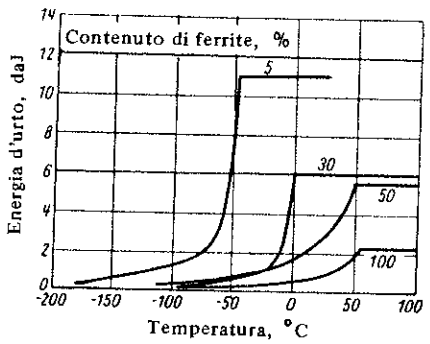


Fig. 551 – Influenza della struttura sulla resilienza della ghisa sferoidale. Tenori crescenti di perlite riducono la resilienza ed elevano la temperatura di transizione.

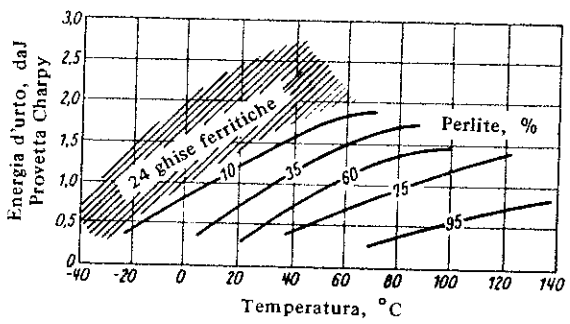


Fig. 552 – Influenza della struttura sulla resilienza della ghisa sferoidale. Prove eseguite su provette Charpy 10 x 10 mm con intaglio a V.

Risultati di prove di resilienza condotte su provette non intagliate di 15,9 mm di diametro e su provette Charpy con intaglio a V (secondo la Norma UNI 4713-69), riguardanti ghise sferoidali con strutture composte da differenti rapporti di ferrite-perlite, sono riportati rispettivamente nelle figure 551 e 552.

Dall'esame di questi diagrammi si rileva che i valori più elevati di resilienza si ottengono con la struttura ferritica.

A questo proposito si deve tenere presente che i risultati ottimali si riscontrano nelle strutture ferritiche ottenute mediante la ricottura, con adeguata permanenza a 1.153 ÷ 1.193 K (880 ÷ 920 °C), seguita da un raffreddamento sufficientemente lento nell'intervallo di temperatura critica; oppure da una permanenza alla temperatura sub critica per il tempo necessario alla completa ferritizzazione. L'estrazione a 799 K (526 °C) ed il successivo raffreddamento in aria sono consigliabili al fine di evitare la fragilità che può rigenerarsi fra 773 e 673 K (500 e 400 °C).

Si è anche accennato all'influenza negativa che la composizione chimica può avere sulla resilienza. Fra gli elementi normalmente presenti nella ghisa sferoidale, sono da considerare sotto questo profilo il Mn - che è bene tenere nei valori più bassi possibili specialmente per le strutture ferritiche da ottenersi allo stato grezzo di colata - ed il Si, il cui effetto è riportato nel diagramma di fig. 553.

Per quanto riguarda il Ni ed il Cu, è consigliabile escluderne la presenza quando sono richiesti elevati valori di resilienza. Altrettanto si deve dire nei riguardi del P, il cui contenuto dovrebbe risultare inferiore allo 0,05% , a causa della sua azione nefasta che già si manifesta allo 0,10% . D'altra parte, impiegando nelle cariche i materiali più idonei per la produzione della ghisa sferoidale, secondo quanto esposto negli appositi precedenti capitoli, il contenuto di P risulta di norma inferiore al limite di 0,05% sopra indicato.

In definitiva, con un'appropriata scelta della composizione chimica, eventualmente integrata da un adatto trattamento termico, è possibile ottenere ghise sferoidali con matrice ferritica che presentano fratture duttili anche per temperature al di sotto di 253 K (- 20 °C) e che conservano buoni valori di resistenza all'urto nella zona di transizione

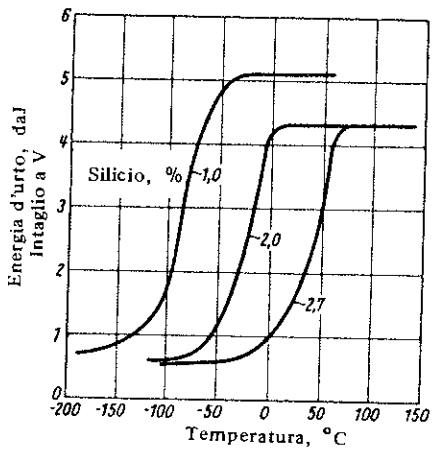


Fig. 553 – Effetto del tenore di silicio sulla resilienza di una ghisa sferoidale ferritizzata mediante ricottura.

fino a 223 K (- 50 °C). Rispetto ad alcuni tipi di acciai ferritici per getti o per fucinati, la ghisa sferoidale dimostra temperature di transizione più basse che, per certi impieghi, la rendono meno soggetta a rotture di tipo fragile.

Limite di fatica

La sollecitazione a fatica si determina quando il materiale è sottoposto ad un numero considerevole di cicli di sollecitazioni alternate. In tali condizioni, anche se il valore massimale delle sollecitazioni è lontano dal limite di snervamento, ad un certo momento può verificarsi la *rottura per fatica* del materiale.

Tale rottura, anche nel caso di materiale duttile, presenta la frattura di aspetto cristallino, cioè la *frattura fragile*.

La rottura per fatica dipende dall'entità del carico e dal numero delle sue alternanze; hanno invece un'influenza secondaria la frequenza con cui si verificano le oscillazioni del carico e la durata di eventuali pause nella sua applicazione.

Il numero di cicli necessari per arrivare alla rottura aumenta in funzione inversa del carico massimo.

Il *limite di fatica* o *limite di durata* è rappresentato dal valore massimale della sollecitazione che per raggiungere la rottura richiede un numero infinito di cicli (in pratica superiore ai 10 milioni).

Il *limite di fatica* risulta abbassato da una concentrazione degli sforzi quale è quella che si determina nella zona di un intaglio.

Il rapporto di durata è definito dal rapporto fra il limite di fatica e la resistenza alla trazione.

Il valore del limite di fatica è generalmente determinato mediante la prova di fatica Wöhler. Questa consiste nel sottoporre l'apposita provetta ad una sollecitazione di flessione rotativa in cui lo sforzo massimo applicato passa alternativamente dalla trazione alla compressione.

Nella fig. 554 sono rappresentate due curve tipiche di fatica ottenute riportando sul diagramma in ordinata lo sforzo di rottura e in ascissa il numero delle alternanze dei carichi. Tali curve si riferiscono a prove eseguite con una ghisa sferoidale ferritizzata mediante ricottura, di resistenza a trazione 482 N/mm² (49 kgf/mm²). Il limite di fatica delle barrette non intagliate è risultato di 197 N/mm² (20 kgf/mm²); quello delle provette con intaglio, di 118 N/mm² (12 kgf/mm²). Il rapporto di durata è risultato 0,41, la sensibilità all'intaglio o *coefficiente d'intaglio* 1,67 (rapporto fra 197 e 118 N/mm²).

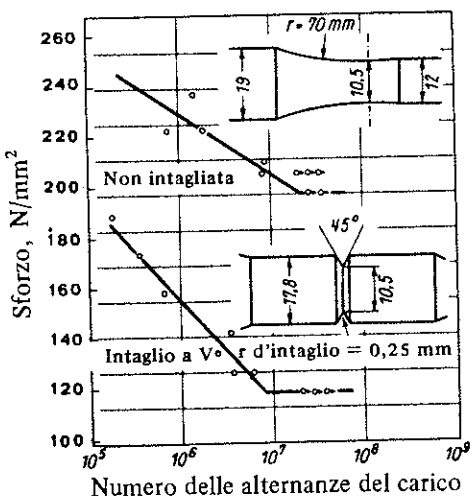


Fig. 554 — Curve tipiche di Wöhler per la determinazione delle resistenze alla fatica. Le dimensioni delle provette sono riportate nella figura.

Altre prove eseguite su differenti tipi di ghisa sferoidale hanno dato valori del rapporto di durata compresi tra 0,35 e 0,52, con provette intagliate o non intagliate.

Dal diagramma di fig. 555 che riporta i risultati di tali prove, si rende evidente come l'aumento della resistenza a trazione procura un aumento del limite di fatica, ma comporta una corrispondente diminuzione del rapporto di durata.

Esami compiuti su provette intagliate e per differenti tipi di ghise sferoidali, dimostrano l'effetto che la concentrazione degli sforzi, che ne consegue, ha sul limite di fatica; la sezione resistente delle provette con intaglio è stata tenuta uguale a quella senza intaglio.

Nella tab. CXIV sono riportati i dati relativi a tali esami, estesi anche a provette bonificate.

E' interessante notare che una struttura perlitica fine, ottenuta mediante trattamento termico di tempra e rinvenimento, aumenta la resistenza alla trazione e, in minore misura, il limite di fatica: perciò il rapporto di durata risulta più elevato per la struttura perlitica grezza di colata.

Un incrudimento superficiale, ottenuta ad esempio mediante granigliatura o laminazione, innalza comunque il limite di fatica; nel caso in cui l'intaglio sulla provetta sia stato eseguito mediante laminazione con un apposito rullo, tale aumento può raggiungere il 140% per le strutture perlitiche e per quelle ferritiche il 190%.

CARATTERISTICHE MECCANICHE A CALDO

Nella progettazione di un getto di ghisa sferoidale, destinato ad applicazioni a caldo, il suo comportamento alle condizioni di impiego deve essere giudicato non solo dal punto di vista *chimico*, ma anche da quello relativo alle sue caratteristiche meccaniche principali.

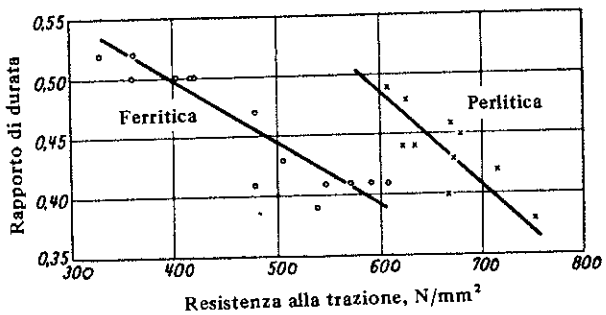


Fig. 555 — Relazione fra il rapporto di durata e la resistenza alla trazione per ghise sferoidali con struttura della matrice da completamente ferritica (ricotta) a completamente perlitica (grezza di colata).

Tabella CXIV.

Struttura della matrice	Si %	Resistenza a trazione N/mm² (kgf/mm²)	Limite di fatica senza intaglio N/mm² (kgf/mm²)	Limite di fatica con intaglio N/mm² (kgf/mm²)	Rapporto di durata (senza intaglio)	Fattore di concentrazione degli sforzi dinamici
Ferritica (ricotta)	1,19	355 (36)	178 (18)	139 (14)	0,50	1,28
	1,87	415 (42)	208 (21)	131 (13)	0,50	1,59
	2,62	473 (48)	193 (20)	116 (12)	0,41	1,67
	3,21	541 (55)	224 (23)	124 (13)	0,41	1,81
Perlitica (grezza di fusione)	1,80	741 (76)	278 (28)	178 (18)	0,38	1,57
	2,47	659 (67)	263 (27)	124 (13)	0,40	2,13
	2,92	625 (64)	286 (29)	162 (17)	0,44	1,76
Temperata e rinvenuta a 873 K (600 °C)	1,96	928 (95)	340 (35)	208 (21)	0,37	1,63
Temperata e rinvenuta a 823 K (550 °C)	1,96	1.030 (105)	340 (35)	195 (20)	0,33	1,76

Infatti, talune di quelle che si sono sin qui considerate come tali - resistenza alla trazione, allungamento - con l'aumento della temperatura subiscono modificazioni sempre più importanti, la cui misura dipende anche dalla struttura originaria della matrice e dalla composizione chimica della lega. Per una più completa valutazione della idoneità del materiale alle condizioni di impiego a caldo, si deve però tenere conto anche di un'altra importante caratteristica meccanica: lo *scorrimento a caldo*.

Lo scorrimento a caldo è generalmente dato come: deformazione che si verifica nella provetta sottoposta, durante un certo periodo di tempo, ad un dato carico di trazione ad una determinata temperatura (Norma UNI 5111-69).

Per le ghise sferoidali non legate o basso-legate, la cui composizione chimica è cioè compresa nei limiti normali di questi tipi, il comportamento a caldo deve essere esaminato essenzialmente per quanto riguarda le due strutture limite:

- quella completamente ferritica (ricotta);
- quella completamente perlitica (normalizzata).

Nel diagramma di fig. 556 sono riportati i valori della resistenza a trazione, del limite elastico e dell'allungamento riscontrati alle varie temperature, rispettivamente per le due strutture anzidette in una ghisa della seguente composizione chimica: C = 3,5 ÷ 3,7%; Si = 2,5 ÷ 2,7%; Mn = 0,4 ÷ 0,8%; P = 0,03 ÷ 0,09%; Ni = 0,6 ÷ 1,2%.

Si rileva che per la struttura ferritica la resistenza a trazione e il limite elastico conservano valori pressocchè immutati fino a 573 K (300 °C); l'allungamento invece si riduce linearmente fino a circa 773 K (500 °C) per subire poi una ripresa di valore con una ripida impennata dopo 873 K (600 °C).

Per la struttura perlitica la caduta dei valori della resistenza a trazione e del limite elastico è continua e praticamente graduale; quello dell'allungamento, dopo una lieve diminuzione, aumenta dopo 673 K (400 °C).

Si deve notare che per una ghisa sferoidale di composizione chimica più corrente, cioè senza Ni e con Mn 0,2 ÷ 0,3%, nel caso della struttura perlitica il diagramma avrebbe sicuramente indicato una caduta più repentina della resistenza a trazione e del limite elastico ed uno spostamento verso temperature più basse di 673 K (400 °C) indicati per l'inizio dell'aumento dei valori di allungamento. Infatti, la presenza in questo caso del Ni e di un più alto contenuto di Mn, elementi stabilizzatori della perlite, ne hanno di conseguenza rallentato la dissociazione in ferrite e grafite.

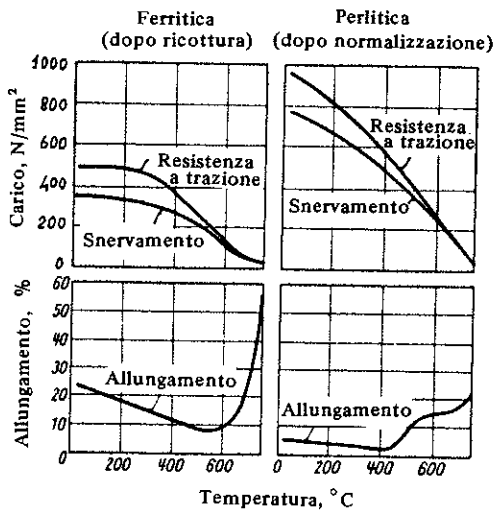


Fig. 556 – Resistenza a trazione, limite elastico e allungamento a temperature elevate di una ghisa sferoidale rispettivamente con struttura ferritica (ricotta) e perlitica (normalizzata).

Per quanto riguarda le caratteristiche di scorrimento a caldo, nella fig. 557 sono riportati i valori di resistenza di una ghisa sferoidale con struttura perlitica ottenuta allo stato grezzo di colata; i dati si riferiscono a prove eseguite alla temperatura di 673 K (400 °C) e mostrano che i carichi necessari per produrre in 1.000 h deformazioni dello 0,1 e 0,2% sono rispettivamente 147 e 181 N/mm^2 (15 e 18,5 kgf/mm^2). Questi valori sono da ritenersi considerevoli a confronto degli 85 e 105 N/mm^2 (8,5 e 10,7 kgf/mm^2) ottenuti in condizioni identiche con ghise a grafite lamellare.

Nella fig. 558 sono riportati i valori dei carichi di rottura ottenuti nelle prove di scorrimento a caldo su una ghisa sferoidale ferritica (ricotta) e su una ghisa sferoidale perlitica (normalizzata). Dal confronto di questi valori si rileva che nel caso della struttura perlitica si hanno valori maggiori rispetto alla struttura ferritica.

Dai dati della tab. CXV si rileva che a temperature più alte di 813 K (540 °C), l'instabilità strutturale della matrice perlitica della ghisa ne riduce le proprietà di resistenza al carico applicato per un lungo periodo, rendendo le caratteristiche comparabili o addirittura inferiori a quelle della ghisa con matrice ferritica.

Come appare dai diagrammi delle figg. 559 e 560 gli allungamenti sotto carico sono più alti per le ghise ferritiche rispetto alle perlitiche; però nel campo delle temperature di trasformazione ferritica della perlite gli allungamenti delle ghise con matrice perlitica superano quelli delle ghise ferritiche.

Aggiunte, anche in piccole percentuali di elementi di lega come rame e molibdeno, aumentano il limite di scorrimento; ad esempio in una ghisa sferoidale ferritica un'aggiunta dello 0,8% di molibdeno aumenta, per una temperatura di 703 K (430 °C), il limite di scorrimento (0,0001%/h) che passa da 98 N/mm^2 (10 kgf/mm^2) a 190 N/mm^2 (19 kgf/mm^2). Aggiunte di cromo, nichel, manganese aumentano anche, oltre al limite di scorrimento, le caratteristiche ottenute alla prova di trazione di breve durata.

La fig. 561 fornisce per ghise sferoidali con matrice ferritica e perlitica, il confronto alle alte temperature tra la resistenza alla trazione determinata con la prova di breve durata, il carico di rottura di scorrimento e il limite di scorrimento.

Gli urti termici, cioè le sollecitazioni termiche costituite da ripetuti riscaldi più o meno rapidi seguiti da altrettanti raffreddamenti bruschi, possono procurare nei getti di ghisa sferoidale delle cricche suscettibili di essere incrementate ed ampliate fino alla rottura, dai fenomeni di gonfiamento dovuti alle trasformazioni strutturali.

Per questo motivo le ghise sferoidali ferritiche, che sono strutturalmente stabili anche alle temperature elevate, presentano una resistenza all'urto termico migliore di quelle perlitiche e sono quindi meglio adatte di queste per impieghi del genere.

Per quanto concerne la composizione chimica, è consigliabile un tenore di Si compreso nella forcella di valori da 1,8 a 2,25%.

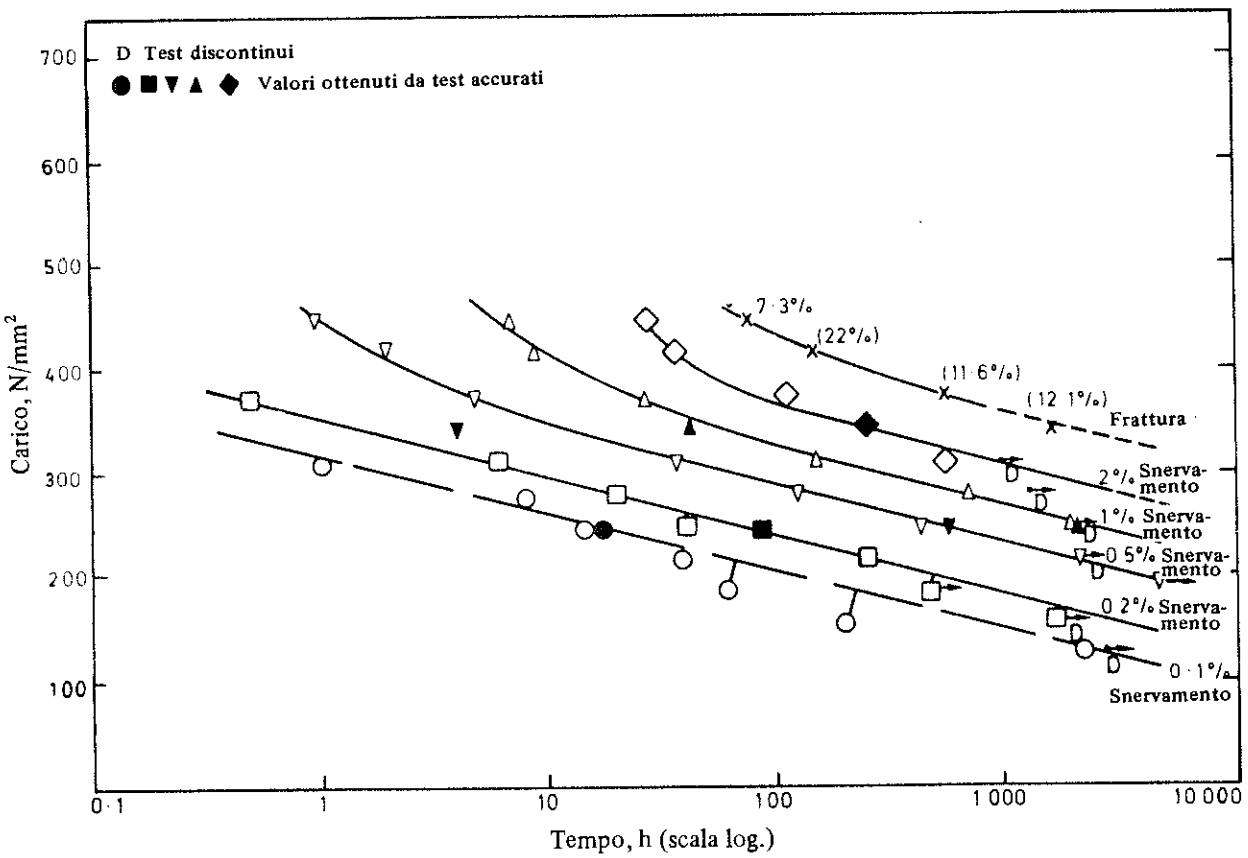


Fig. 557 – Prova di scorrimento a 673 K (400 °C) di una ghisa sferoidale perlitica.

Tabella CXV.

Struttura della matrice	Temperatura K (°C)	Carico limite di scorrimento N/mm² (kgf/mm²)	Carico limite di rottura N/mm² (kgf/mm²)		
			10 h	100 h	1.000 h
Perlitica: resistenza a trazione 920 N/mm² (93 kgf/mm²)	699(426)	131 (13)	448 (46)	358 (36)	290 (30)
	811(538)	12 (1)	164 (17)	117 (12)	63 (6)
	922(649)	3 (0,3)	49 (5)	28 (3)	17 (2)
Ferritica: resistenza a trazione 451 N/mm² (45 kgf/mm²)	699(426)	97 (10)	255 (26)	213 (22)	173 (18)
	811(538)	28 (3)	90 (9)	69 (7)	52 (5)
	922(649)	4 (0,4)	34 (3)	23 (2)	15 (2)

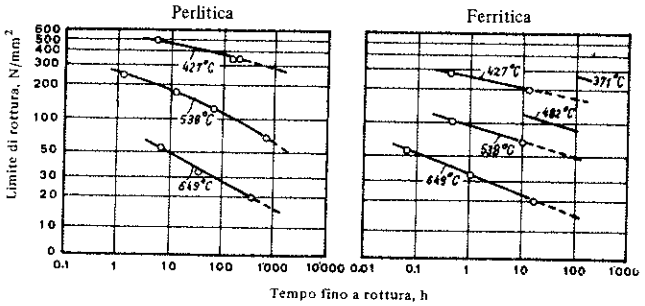


Fig. 558 – Resistenza allo scorrimento di ghise sferoidali perlitica e ferritica.

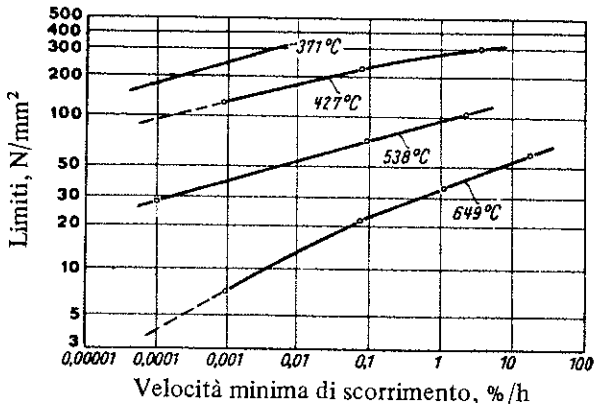


Fig. 559 – Velocità minima di scorrimento in funzione dei carichi limite per una ghisa sferoidale ferritica per temperature comprese fra 644 e 922 K (371 ÷ 649 °C).

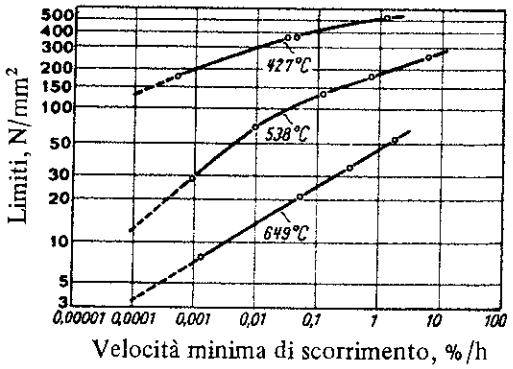


Fig. 560 – Velocità minima di scorrimento in funzione dei carichi limite per una ghisa sferoidale perlitica per temperature comprese fra 750 e 922 K (477 ÷ 649 °C).

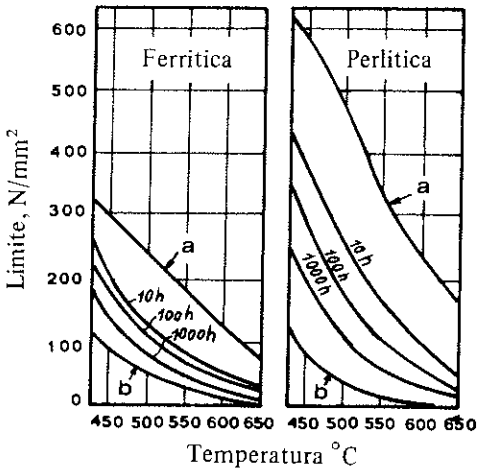


Fig. 561 – Resistenza alla trazione (curve a), limite di scorrimento (curve b) e resistenza alla rottura per scorrimento di ghise sferoidali ferritiche e perlitiche in funzione della temperatura.

CARATTERISTICHE MECCANICHE ALLE BASSE TEMPERATURE

Il comportamento delle ghise sferoidali alle basse temperature è differente a seconda della struttura della matrice e della loro composizione chimica.

Il migliore comportamento si riscontra nelle ghise con struttura ferritica con contenuti di silicio compresi tra 1,5 e 2% per le quali, in generale, alla diminuzione della temperatura corrisponde un incremento costante del carico di rottura a trazione fino a temperature di 4 K (– 269 °C).

Per queste ghise, corrispondenti ai tipi unificati GS 370/17 e GS 400/12, si sono registrati sperimentalmente incrementi fino al 70% nei valori del carico di rottura che passa così da 390 ÷ 420 N/mm² (38 ÷ 41 kgf/mm²) rilevati a temperatura ambiente, fino a valori intorno a 630 N/mm² (62 kgf/mm²) alla temperatura di 23 K (– 250 °C).

Anche il limite di scostamento dalla proporzionalità (snervamento) allo 0,1% aumenta costantemente fino a temperature dell'ordine di 73 K (– 200 °C). La diminuzione di temperatura ha invece un effetto differente sull'allungamento. Infatti, per gli stessi tipi di ghise, si è rilevato un decremento pressocchè costante del suo valore rispetto a quello riscontrato a temperatura ambiente, e ciò fino a temperature intorno a 123 K (– 150 °C); un ulteriore abbassamento di temperatura provoca una brusca caduta dell'allungamento, il cui valore alla temperatura di 73 K (– 200 °C) si riduce al 2%.

In pratica si è constatato che anche le caratteristiche meccaniche a trazione alle basse temperature sono correlate a una temperatura di transizione in cui alla rottura di tipo duttile si sostituisce la rottura di tipo fragile. Il limite in cui si produce questo passaggio in linea di massima corrisponde al punto in cui si verifica la caduta dell'allungamento, cioè al di sotto di 123 K (– 150 °C).

Nella prova di trazione delle ghise sferoidali ferritiche il cambiamento dalla frattura di tipo duttile a quella di tipo fragile avviene a temperatura più bassa rispetto a quella

della prova d'urto; la differenza fra le temperature di transizione alla trazione e quelle di resilienza con intaglio è di circa 100 ÷ 120 K (− 173 ÷ − 153 °C).

Anche per la trazione l'aumento del contenuto di silicio e di fosforo sposta la zona di transizione verso le temperature più alte.

L'effetto del silicio e del fosforo sulla resistenza a trazione è indicato rispettivamente nelle figg. 562 e 563.

Per quanto riguarda particolarmente il silicio, con contenuti dell'ordine del 2,5 ÷ 2,8% la resistenza alla trazione aumenta fino a 77 K (− 196 °C) pur con una lieve flessione fra 153 e 123 K (− 120 e − 150 °C). Il limite di scostamento dalla proporzionalità (snervamento) allo 0,1% aumenta costantemente; mentre l'allungamento, per temperature sotto i 123 K (− 150 °C), subisce una brusca riduzione.

Un diverso comportamento si ha con ghise sferoidali con struttura perlitica nelle quali in generale si riscontra una caduta delle caratteristiche meccaniche con il diminuire della temperatura.

Per ghise sferoidali ottenute con struttura perlitica allo stato grezzo di colata con un contenuto di silicio compreso tra 1,5 e 2,8% , si riscontra un decadimento della resistenza alla trazione che passa da 650 ÷ 700 N/mm² (64 ÷ 69 kgf/mm²) a temperatura ambiente, a valore intorno a 540 N/mm² (53 kgf/mm²) a 173 K (− 100 °C) e 380 ÷ 390 N/mm² (37 ÷ 38 kgf/mm²) a 4 K (− 269 °C). L'allungamento subisce una diminuzione progressiva fino a 173 K (− 100 °C), annullandosi in pratica per temperature al di sotto di tale limite.

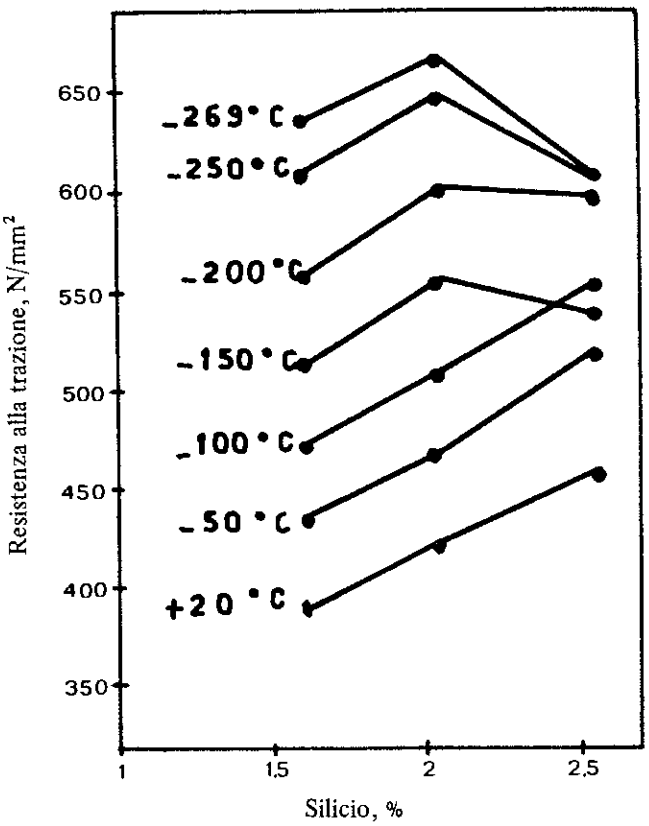


Fig. 562 – Effetto del silicio sulla resistenza a trazione a diverse temperature.

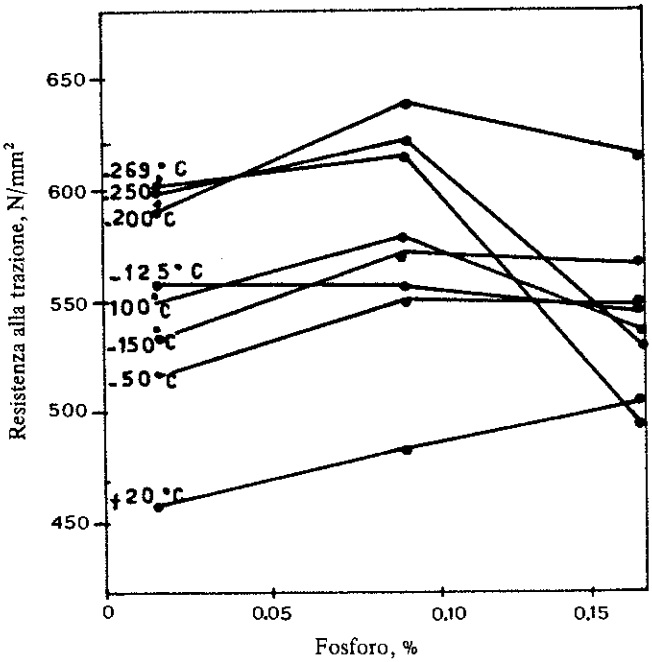


Fig. 563 – Effetto del fosforo sulla resistenza a trazione a diverse temperature.

Volendo migliorare il comportamento alle basse temperature delle ghise sferoidali ad alta resistenza, è opportuno effettuare un trattamento termico di normalizzazione (permanenza per 4 h a 1.173 K = 900 °C seguita da raffreddamento in aria). Le ghise trattate termicamente mostrano una meno marcata diminuzione della resistenza alla trazione che, comunque, avviene in modo molto più costante e non presenta il punto di flesso tipico delle ghise grezze di fusione. Anche per queste ghise l'allungamento si riduce progressivamente fino a raggiungere valori dell'1 ÷ 2% a 173 K (− 100 °C), annullandosi quasi per temperature vicine a 73 K (− 200 °C).

Le figg. 564 e 565, rispettivamente relative ad una ghisa grezza di colata e a una normalizzata, rendono evidente l'effetto del trattamento di normalizzazione sul comportamento alle basse temperature.

Qualora siano richiesti impieghi per temperature inferiori a 133 K (− 140 °C) in condizioni che non comportino sollecitazioni ad urto, la duttilità e l'alta resistenza delle ghise sferoidali ferritiche con contenuti di silicio inferiori o uguali al 2% sono tali che queste ghise si dimostrano del tutto affidabili; qualora vi sia possibilità di urti, il limite di impiego di questo tipo di ghise sferoidali è compreso fra temperature di 253 e 223 K (− 20 e − 50 °C).

SALDABILITA' E BRASATURA

Il sempre maggiore impiego di parti in ghisa sferoidale nelle costruzioni meccaniche ha reso di grande interesse il problema della sua saldatura, sia per il recupero di getti che presentino difetti di fusione, sia per la costruzione di strutture complesse.

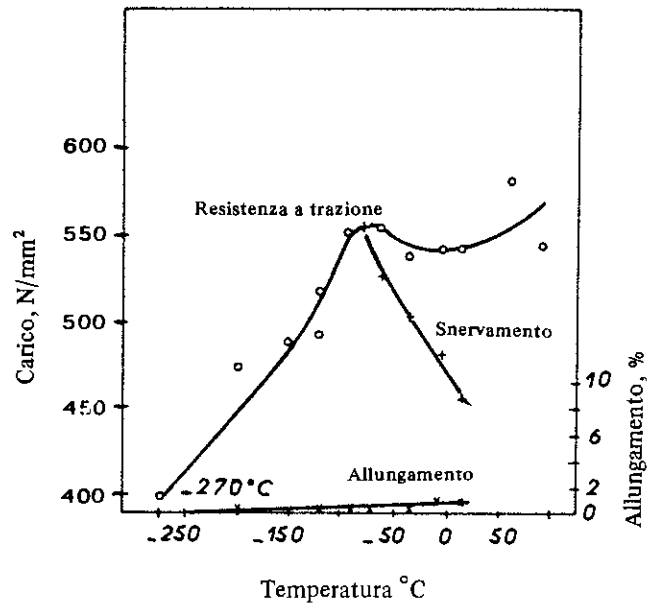


Fig. 564 – Variazioni della resistenza a trazione del limite di elasticità a 0,1% e dell'allungamento con la temperatura per la ghisa sferoidale grezza di colata.

La ghisa sferoidale, per la struttura morfologica delle segregazioni di grafite in forma nodulare compatta e per la struttura della matrice metallica che conferisce al materiale sensibili caratteristiche di deformabilità, ed anche per il minore contenuto di impurezze quali zolfo e fosforo, si presta meglio della ghisa con grafite lamellare a sopportare gli *stress* termici provocati dalle tecnologie di saldatura, anche se le variazioni strutturali che conseguono inevitabilmente ad un considerevole apporto di calore durante il ciclo termico cui il materiale è sottoposto, causeranno una conseguente modifica delle sue caratteristiche strutturali e meccaniche.

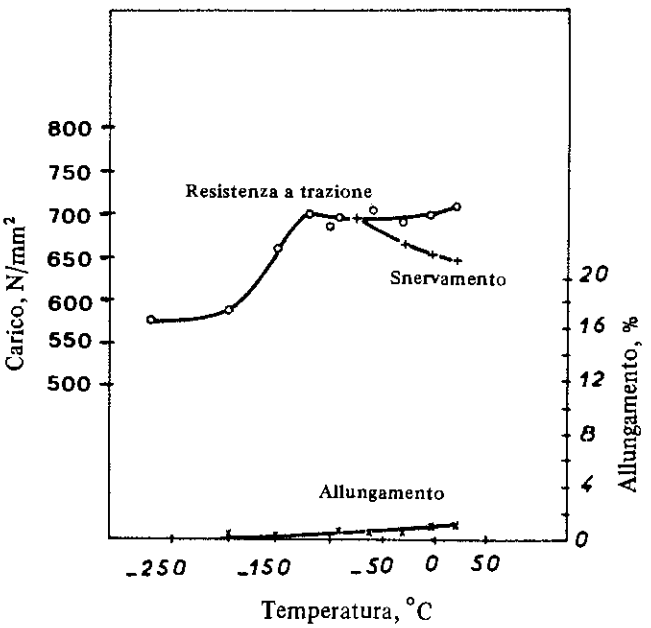


Fig. 565 – Variazioni della resistenza a trazione, del limite di elasticità a 0,1% e dell'allungamento in funzione della temperatura per la ghisa sferoidale normalizzata.

A differenza della ghisa grigia, la ghisa sferoidale ha buone caratteristiche di allungamento e di deformabilità a freddo, dovute alla forma sferoidale compatta delle segregazioni grafitiche, le quali non ostacolano l'andamento delle linee di forza e non sono causa del grave effetto di taglio caratteristico delle segregazioni grafitiche lamellari.

Per questo motivo la ghisa sferoidale non è un materiale fragile, anzi ha caratteristiche che si avvicinano a quelle dell'acciaio, dovute anche alla struttura della matrice metallica, ma conserva della ghisa la buona colabilità a temperatura inferiore a quella dell'acciaio, le buone caratteristiche di smorzamento e di rigidezza, la buona lavorabilità, assumendo una posizione intermedia fra la ghisa *fragile* e l'acciaio *tenace*.

La ghisa sferoidale raggiunge le migliori caratteristiche di duttilità dopo un trattamento di ricottura e può sopportare trattamenti termici di bonifica o normalizzazione, e di conseguenza anche gli *shock* termici di saldatura analogamente all'acciaio e, a seconda del tipo e della struttura del materiale base, dei materiali d'apporto, del procedimento di saldatura, delle dimensioni e degli spessori del getto e delle sollecitazioni che dovrà sopportare il getto saldato, la saldatura potrà essere effettuata anche a freddo senza alcun preriscaldo, o in qualche caso con un preriscaldo non molto elevato ([1]).

I diversi procedimenti di saldatura sono ormai accettati in fonderia quali sistemi legittimi per la riparazione di getti di ghisa sferoidale che abbiano presentato al collaudo difetti come: soffiature superficiali, inclusioni di sabbia, fessurazioni, tacconi o incompletezze, come pure altri dovuti ad errori di lavorazione o di altro tipo.

E' sempre conveniente applicare la saldatura per riparare i difetti di un getto fuso, purchè essi siano facilmente accessibili e non troppo estesi a confronto delle dimensioni del getto.

I casi, nei quali è opportuno adottare la saldatura su parti di ghisa sferoidale, sono i medesimi elencati trattando della saldatura della ghisa grigia e della ghisa malleabile, ed in particolare può essere utile e vantaggioso adottare le giunzioni mediante saldatura in determinate circostanze:

- quando sia necessario, per determinte condizioni di impiego, disporre di un getto costituito di parti di ghisa e d'acciaio;
- quando si tratti di un getto di grandi dimensioni e di forma complicata che convenga fondere in due o tre getti separati;
- è inoltre possibile applicare i procedimenti di saldatura per effettuare delle giunzioni fra parti di ghisa ad elevata resistenza, sia fra di loro che con parti d'acciaio, per la costruzione di determinate strutture complesse, come accade in alcuni tipi di carcasse d'acciaio per motori elettrici che portano le cassette di collegamento in ghisa sferoidale saldate ad arco su di un lato ([3]) ([4]) ([5]).

Saldabilità

La buona saldabilità degli acciai a confronto di quella delle ghise è dovuta al loro basso tenore di carbonio. Anche

negli acciai le trasformazioni strutturali che si verificano per effetto di tempra, nella zona termicamente influenzata, possono dar luogo a fragilità, dovuta alla formazione di martensite, ma ciò può essere evitato attraverso un accurato controllo della composizione dell'acciaio e della tecnologia di saldatura.

Le variazioni strutturali, che si hanno nel caso della ghisa sferoidale durante il raffreddamento dalla temperatura di saldatura, non sono altrettanto facilmente eliminabili modificando il procedimento tecnologico, perchè oltre alla formazione di martensite, si ha anche la formazione di una fascia di carburi eutettici, lungo la linea di contatto e di giunzione fra materiale base e materiale d'apporto, caratterizzata da elevata durezza, tale da compromettere la lavorabilità all'utensile, che potrà essere migliorata, ma non completamente restaurata anche dopo una ricottura ([6]). Questa fascia di carburi eutettici si forma più facilmente con il procedimento di saldatura ad arco, in quanto il metallo base a contatto con il materiale d'apporto è riscaldato ad una temperatura superiore a quella dell'eutettico; l'austenite formatasi a questa temperatura discioglie più facilmente i noduli di grafite arricchendosi di carbonio, quindi, a seguito del rapido raffreddamento dovuto al contatto con il metallo base freddo del getto, si trasforma in una struttura martensitica ricca di carbonio ed in carburi liberi.

Questo fenomeno è sensibilmente più accentuato nelle ghise sferoidali perlitiche a causa della più facile trasformazione della perlite, a più elevato contenuto di carbonio, in martensite e carburi.

Analogamente a quanto detto per la ghisa grigia e per la ghisa malleabile, le strutture dure e fragili che si formano nella zona di transizione ed in quella di contatto fra la ghisa base ed il materiale d'apporto, soprattutto quando la saldatura è effettuata a freddo o con un limitato preriscaldo a bassa temperatura seguito da un raffreddamento rapido, anche se è generalmente limitata in estensione, peggiorano sia la lavorabilità che l'allungamento. Una ricottura dopo saldatura può eliminare questo inconveniente solo parzialmente.

Il diagramma di fig. 566 rappresenta graficamente le variazioni strutturali che si verificano nelle diverse zone del giunto saldato che sono soggette a maggiore o minore apporto di calore durante l'operazione di saldatura, e quindi riscaldate a temperature differenti a seconda della loro distanza dalla superficie di contatto del giunto, che vanno dalla temperatura ambiente alla temperatura di fusione, e conseguentemente si generano delle variazioni strutturali simili a quelle che si hanno a seguito di un vero e proprio trattamento termico ([6]). Dette zone, per semplicità, possono distinguersi in quattro: la zona costituita da solo materiale d'apporto che si è solidificato dallo stato fuso (A), la zona di transizione e di contatto (B) fra materiale d'apporto e materiale base dove vi è stata mescolanza fra i due materiali allo stato liquido; la zona immediatamente adiacente, detta zona termicamente influenzata (C), ed il materiale base (D). E' tuttavia chiaro che queste diverse zone non sono nettamente distinguibili fra loro, ma vi è un graduale passaggio dall'una all'altra.

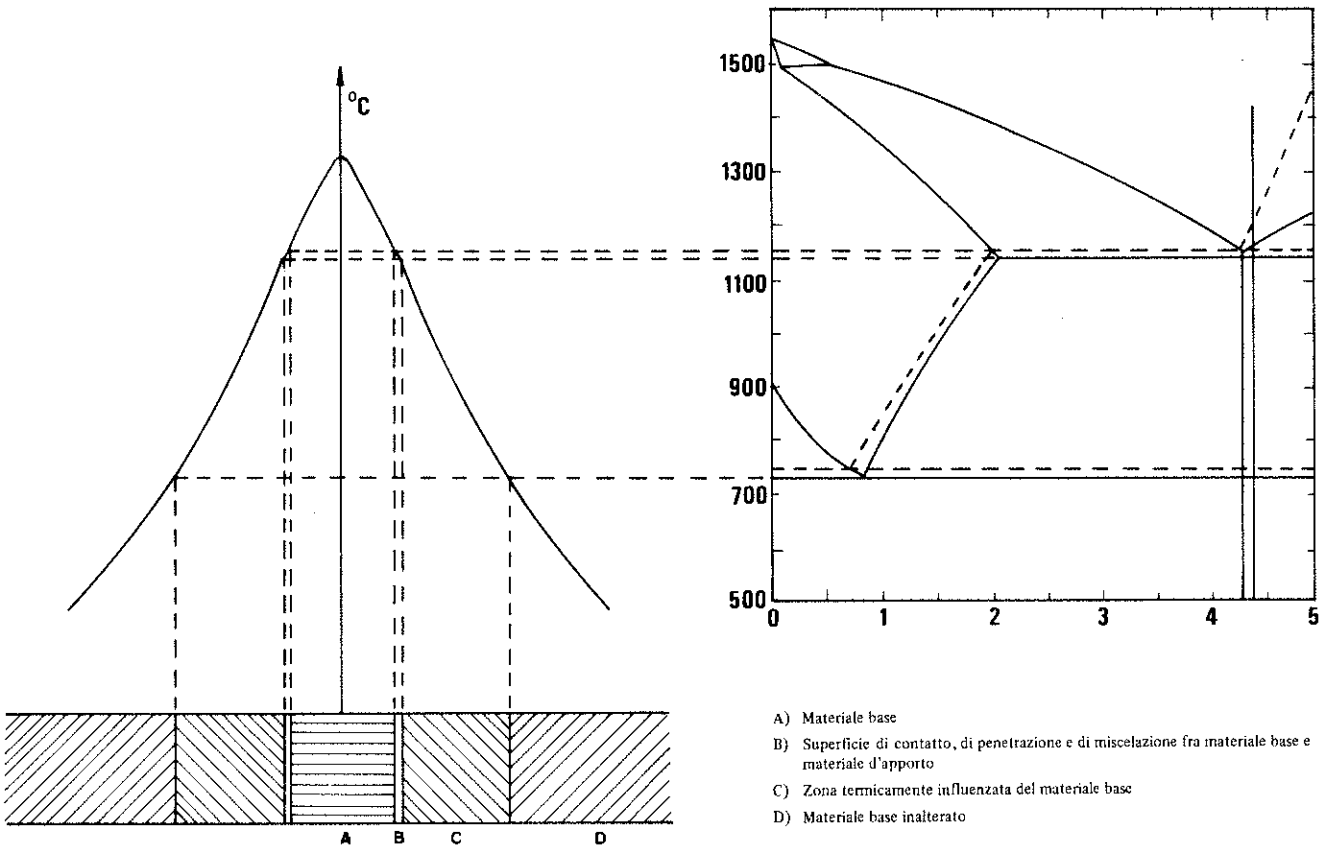


Fig. 566 – Variazioni strutturali nel giunto saldato.

La saldatura per fusione, infatti, comporta una certa penetrazione ([7]) per la quale una parte del materiale base si fonde e si mescola con il materiale d'apporto.

L'estensione di queste zone strutturali dipende dalla temperatura raggiunta durante la saldature nelle diverse parti del giunto saldato. Le zone immediatamente adiacenti alla linea di contatto e di fusione subiscono un riscaldamento molto intenso e rapido, seguito poi da un raffreddamento relativamente più lento. La temperatura massima si raggiunge immediatamente adiacente alla linea di contatto e di fusione, quindi decresce man mano che ci si allontana da questa.

Il gradiente di queste temperature, che dipende dall'apporto di calore e dal suo smaltimento, determina l'estensione della zona che è portata a temperatura superiore ai punti di trasformazione, ed è appunto in questa zona, detta zona termicamente influenzata, che si verificano le trasformazioni strutturali visibili.

E' in questa zona, come già visto anche nel caso della ghisa malleabile, che si ha la dissoluzione del carbonio, rapida a partire dalla struttura perlitica, più lenta a partire dai noduli di grafite che arrivano anche a distruggersi, arricchendo di carbonio l'adiacente matrice metallica e, successivamente, per velocità di raffreddamento crescenti, si avrà la formazione delle seguenti strutture nel seguente ordine:

- alle temperature più elevate: grafite, grafite e cementite o cementite sola (tempra ledeburitica);
- in seguito: ferrite, perlite, bainite o martensite.

La struttura finale sarà comunque caratterizzata da notevoli differenze dipendenti dalle modalità del successivo raffreddamento. Nella zona termicamente influenzata l'originaria struttura perlitico-ferritica con noduli di grafite si trasformerà dapprima in una struttura austenitica, dissolvendo anche parte dei noduli, successivamente a seguito del raffreddamento, generalmente assai rapido, l'austenite si trasforma nuovamente in una struttura perlitica più fine (troostito-sorbitica) di quella originaria. Spesso si ha formazione di martensite e di bainite in zone di limitata estensione nelle quali si sia superata la velocità critica di raffreddamento.

Nella zona di fusione le strutture sono notevolmente influenzate dalla natura dei materiali d'apporto simili al materiale base, cioè: con bacchette di ghisa o elettrodi con anima di acciaio si originano con facilità delle strutture dure di cementite che non possono decomporsi a causa del raffreddamento troppo veloce, e talvolta il carbonio può separarsi in forma lamellare e non nodulare.

Con l'impiego di materiali d'apporto dissimili a base di nichel si ha facilmente nella zona di transizione e di mescolanza fra materiale base e quello d'apporto, dove Ni, C e Fe sono presenti in percentuali variabili, la formazione di martensite stabile e, quando il tenore di nichel supera il 50% , anche la formazione di una fase σ ($FeNi_3$) estremamente dura e fragile; inoltre la segregazione di grafite è limitata, in quanto dovuta al solo carbonio del materiale di base e spesso si presenta in forma lamellare, ciò che deteriora le caratteristiche meccaniche.

Le trasformazioni che si verificano durante la saldatura della ghisa sferoidale sono state studiate da numerosi autori ([8]) ([9]) ([10]).

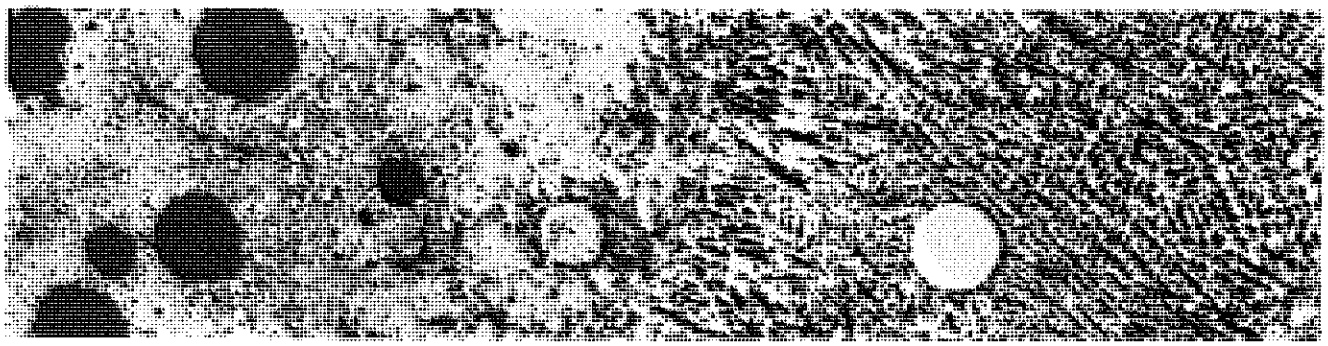
La fig. 567 rappresenta la zona di contatto e l'inizio della zona termicamente influenzata di una ghisa sferoidale nella quale è chiara la diffusione del carbonio attorno ai noduli di grafite con formazione di bainite e ledeburite per raffreddamento.

Le strutture che si formano nella zona di contatto e nella zona immediatamente adiacente (figg. 568, 569 e 570) sono spesso dure e fragili e causa di fessurazioni sia durante la saldatura o quando le parti saldate sono sollecitate in esercizio; è quindi necessario che la formazione di tali strutture sia ostacolata, adottando un'opportuna sequenza di lavoro:

- un apporto di calore elevato consente di ottenere un raffreddamento più lento, ma incrementa la dissoluzione del carbonio nella matrice metallica della zona termicamente influenzata;
- un preriscaldo dei getti da saldare diminuisce le tensioni, rallenta il raffreddamento, lentamente alle temperature elevate, più sensibilmente man mano che si scende verso la temperatura del getto.

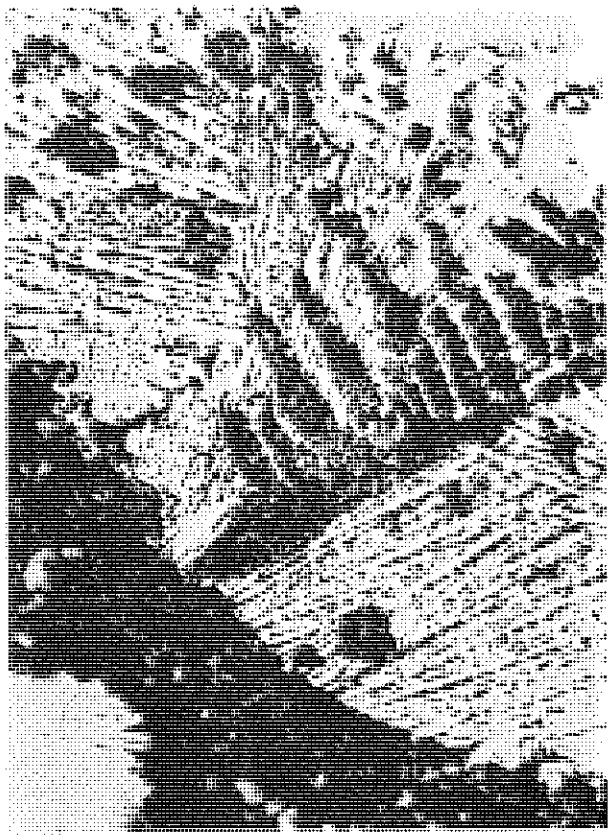
Pertanto, si consigliano alcuni metodi per ridurre la formazione di strutture dure:

- Condurre la saldatura evitando di superare la temperatura eutettica 1.373 K (1.100 °C).
- Controllare la velocità di raffreddamento in modo da costringere il carbonio a segregarsi come carbonio libe-



Zona di saldatura — Zona termicamente influenzata — Attacco Nital

Fig. 567 – Saldatura su ghisa sferoidale con filo di bronzo e sistema ad arco corto.



Attacco Nital

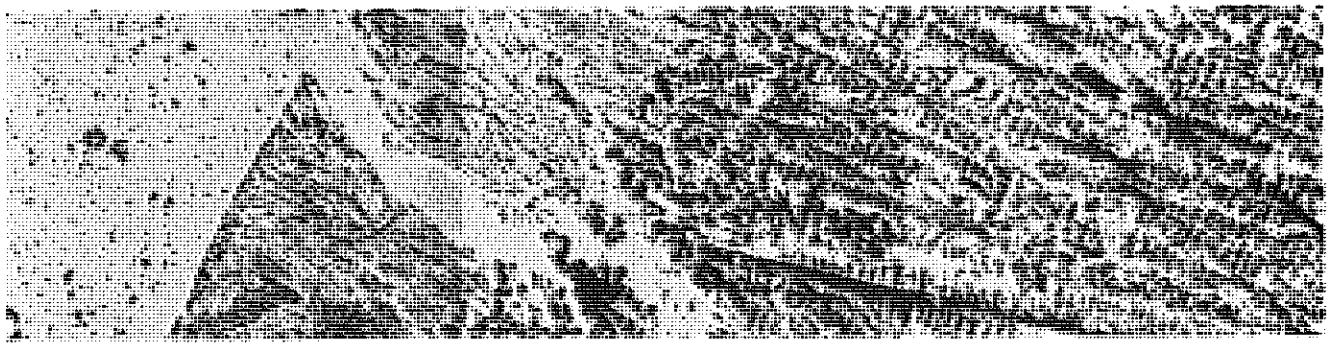
Fig. 568 – Ledeburite nichelifera su saldatura di ghisa sferoidale con elettrodo di nichel.

ro (grafite). Secondo alcuni ricercatori e per talune composizioni occorrerebbe ridurre ad una velocità di raffreddamento di 0,3-3 °C/s (mentre praticamente essa è di 573 K = 300 °C/s) a partire dalle zone che hanno raggiunto la temperatura di 1.373 K (1.100 °C) anche se preriscaldate a 873 K (600 °C).

- Diminuire il tempo a disposizione dell'austenite per la dissoluzione dei noduli di grafite, restringendo in tal modo l'area di formazione dei carburi liberi immediatamente aderenti ai noduli di grafite (questo è il meccanismo che, accoppiato alla limitata dissoluzione del materiale di base, dà luogo alla migliore struttura ottenibile con il procedimento MIG o MAG ad arco corto, caratterizzato anche da valori di durezza inferiori a quelli risultanti nelle saldature con elettrodo manuale).
- Fissare il carbonio sotto forma di piccoli carburi distribuiti in una matrice ferritica mediante l'aggiunta di elementi avidi di carbonio e formanti carburi.

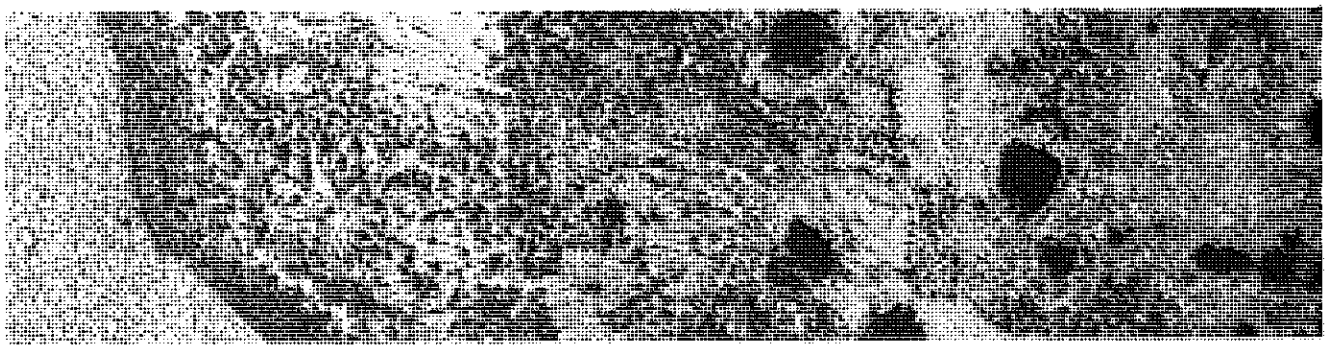
Dei diversi procedimenti di saldatura quello ossiacetilenico a gas o elettrico ad arco, è il secondo che, per le sue più elevate temperature, provoca la più intensa dissoluzione dei noduli di grafite.

Per questo motivo il metodo di saldatura migliore per piccoli getti è quello con gas ossiacetilenico su getti preriscaldati, anche se a bassa temperatura e con riscaldamento localizzato, possibilmente seguito da un raffreddamento lento dopo saldatura, ed ancor meglio da un trattamento termico.



Zona di saldatura Zona termicamente influenzata Attacco Nital

Fig. 569 – Saldatura su ghisa sferoidale con elettrodo di bronzo allo stagno.



Zona di saldatura Zona termicamente influenzata Attacco Nital

Fig. 570 – Saldatura su ghisa sferoidale con elettrodo ad anima di acciaio ed a rivestimento carburigeno e ferritizzante.

La saldabilità della ghisa sferoidale si migliora se effettuata su materiale allo stato ricotto, e cioè se con struttura ferritica piuttosto che perlitico-ferritica.

Si è pure cercato di produrre della ghisa sferoidale ([12]) particolarmente adatta ad essere saldata, sottoponendo il getto ad un trattamento di ricottura in atmosfera decarburante a 1.273 ÷ 1.373 K (1.000 ÷ 1.100 °C) per 48 h in modo da abbassare il tenore di carbonio nelle zone superficiali da interessare alla saldatura fino al di sotto dello 0,3%, seguito da raffreddamento lento fino a temperatura ambiente e quindi ad un rinvenimento a 1.013 K (740 °C). Ma in questo modo si ritorna in condizioni analoghe a quelle già descritte per la ghisa malleabile.

E' possibile realizzare costruzioni miste fra parti di ghisa sferoidale con parti di acciaio a basso tenore di carbonio, di acciaio inossidabile, di nichel e sue leghe ([13]).

Preparazione della zona da congiungere

I getti da saldare devono essere preparati nello stesso modo descritto per la ghisa grigia ed in quello rappresentato nella fig. 571 nella quale è indicata anche la sequenza dei cordoni di saldatura.

Date le tipiche caratteristiche della ghisa sferoidale sarà anche possibile dare la preferenza ai procedimenti di saldatura a freddo o con preriscaldo limitato a basse temperature.

Nel caso di saldature di riparazione i difetti di fonderia quali: inclusioni di sabbia, soffiature, tacconi, inghisature superficiali, ecc. devono essere completamente asportati, altrimenti saranno sostituiti da peggiori difetti di saldatura.

La preparazione delle superfici, interessate dalla saldatura, dovrà comprendere anche l'eliminazione della *pelle di fusione* del getto, ed una accurata pulitura mediante lavorazione meccanica o con mola.

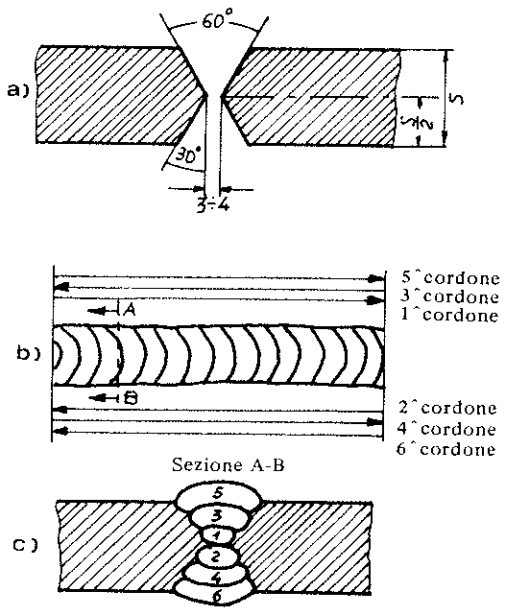


Fig. 571 – Preparazione della zona da congiungere (a). Aspetto del cordone di saldatura con materiale d'apporto simile al materiale base (b). Successione dei cordoni (c).

Nel caso di saldature di giunzione, i cianfrini a V o a U dovranno essere preparati con ampiezza d'angolo di 50 ÷ 70° sufficiente a consentire un facile accesso ed una buona manualità, le loro superfici devono essere accuratamente lavorate di macchina o pulite con mola fino a mettere a vivo il metallo. Non è ammesso effettuare i cianfrini alla fiamma perchè essi sarebbero sempre ossidati e sporchi. Le superfici da saldare devono essere bene asciutte. Le sudicerie alla radice delle fenditure (fig. 572) possono generare cordoni di saldature porosi, in quanto esse contengono sempre umidità o materiali che sotto l'azione del calore di saldatura danno luogo a gas o vapori. Si raccomanda di non pulire le superfici con fiamma che formerebbe degli ossidi, e di evitare qualsiasi materiale contenente zolfo assai dannoso quando si usino elettrodi o filo di nichel e sue leghe.

Procedimenti di saldatura

Saldatura a freddo

Si intende per saldatura a freddo il procedimento di saldatura con minimo apporto di calore, così da limitare al minimo l'influenza termica e cioè con bassa intensità di corrente, depositando piccoli cordoni ed intervallati da raffreddamento intermedio. In questo modo la tempra ledeburitica sarà contenuta ad uno spessore limitato e con molte interruzioni. La formazione di martensite sarà evitata anche con un modesto preriscaldo a 423 ÷ 573 K (150 ÷ 300 °C), a seconda del tipo di grafite, del tipo di ghisa sferoidale, dello spessore del getto e della rigidità del complesso.

Se il complesso saldato è poco sollecitato, esso potrà essere messo in esercizio senz'altro, altrimenti potrà essere opportuno sottoporlo ad un trattamento termico.

Il metallo d'apporto dovrà essere insensibile alla tempra, ciò che esclude la possibilità di realizzare una giunzione omogenea e constringerà ad impiegare una lega ferro-nichel.

Per la ghisa sferoidale con matrice ferritica ([14]) non è necessario alcun preriscaldo, ma sarà opportuno tener conto della temperatura ambiente e delle tensioni che possono generarsi in relazione al disegno del complesso saldato o del suo montaggio. Prudenzialmente può essere utile un preriscaldo a 373 ÷ 473 K (100 ÷ 200 °C).

Le ghise con matrice perlitica richiedono un preriscaldo a 473 ÷ 573 K (200 ÷ 300 °C).

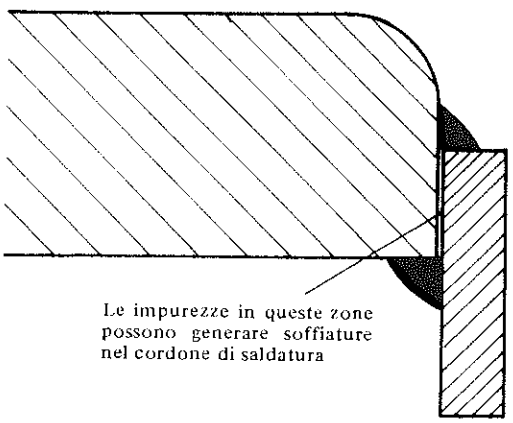


Fig. 572 – Influenza delle impurezze e della sporcizia sulla qualità della saldatura.

Saldatura a caldo

La temperatura di preriscaldo dovrà raggiungere 873 ÷ 973 K (600 ÷ 700 °C). I mezzi e la tecnologia per effettuare questo preriscaldo sono i medesimi già indicati per la ghisa grigia con grafite lamellare. L'apporto di calore è in questo caso elevato ed il bagno di fusione risulterà voluminoso.

Con il preriscaldo si evitano completamente le tensioni interne e la tempra ledeburitica.

I getti assoggettati a preriscaldo devono poi essere raffreddati lentamente in forno o in ambiente chiuso, ma nella maggior parte dei casi questo procedimento presenta delle difficoltà di applicazione.

La temperatura di preriscaldo deve mantenersi costante durante tutta l'operazione di saldatura (e cioè fra un cordone e l'altro), ciò che permette di evitare la formazione di martensite, mentre è più difficile impedire la formazione di una certa quantità di carburi.

Saldatura in regime intermedio

La temperatura di preriscaldo e di regime dipende dalla rigidezza del vincolo, dall'apporto di calore durante la saldatura e dalla massività del pezzo. Per saldature di giunzione essa può variare fra i 573 e 773 K (300 e 500 °C), leggermente inferiore per lavori di ricarica o di riparazione dei getti.

Un successivo raffreddamento sufficientemente lento è spesso assicurato dal semplice apporto di calore dovuto ad un riporto di materiale di notevole entità in rapporto alla massa del getto.

Saldatura a gas con l'impiego del cannello ossiacetilenico

Per quanto riguarda la saldatura delle ghise sferoidali con riscaldamento con la fiamma con gas, si rinvia a quanto è già stato detto per le ghise grigie; nel caso particolare delle ghise sferoidali si preferisce il procedimento di saldatura a gas con getto di polvere e con l'impiego di cannelli, in quanto con questo metoso di riduce al massimo la temperatura raggiunta dal metallo base e si utilizza l'elevata fluidità raggiunta dal metallo d'apporto per ottenere degli ottimi giunti.

L'operazione si conduce in modo continuo senza interruzione, adottando una fiamma neutra (o con un lievissimo eccesso di ossigeno) o una fiamma riducente (con un lievissimo eccesso di acetilene).

Generalmente si impiegano, unitamente alla polvere, delle bacchette di ghisa sferoidale al magnesio, il cui materiale, con l'aggiunta della polvere, acquista ottime caratteristiche di fusibilità e di scorrevolezza, tale da evitare la formazione di porosità e soffiature nel cordone di saldatura. Le piccole punte di spillo, che tuttavia si possono notare sulla superficie del cordone di saldatura, sono poco profonde e sono dovute alla combustione localizzata di piccolissime tracce di magnesio ([15]).

Al contrario le bacchette di ghisa sferoidale trattate con cerio danno luogo ad un cordone poco scorrevole allo stato fuso che può generare soffiature ([16]).

Le bacchette di ghisa sferoidale al magnesio, adottate come materiale d'apporto, sono introdotte nella fiamma del cannello e mosse nell'usuale maniera entro il pozzetto di saldatura in modo da operare normalmente. Il flusso erogato dall'apposita torcia è di composizione adatta a formare una scoria fluida che ricopra bene il cordone di saldatura, ed a dar luogo alla formazione di grafite completamente nodulare.

E' consigliabile preriscaldare la zona da saldare, con fiamma a metano o butano fra 523-623 K (250-350 °C) e ritardare il raffreddamento della zona saldata ripassando la fiamma sul cordone solidificato.

Con queste precauzioni si può evitare qualsiasi trattamento successivo, il cordone acquista la medesima struttura, le stesse caratteristiche ed identico colore del metallo base; ed il getto saldato può essere sottoposto a qualsiasi trattamento termico necessario, con la sicurezza che la zona saldata (che acquista la medesima composizione chimica del metallo base) si comporterà esattamente come lo stesso.

Quando il procedimento di saldatura è esattamente effettuato, si otterrà una struttura perlitica o sorbitica con piccole formazioni di ferrite intorno ai ben formati noduli di grafite.

Con questo procedimento si otterrà:

- la massima facilità di esecuzione;
- una perfetta concordanza di colore;
- una normale lavorabilità;
- una composizione chimica assai simile a quella della ghisa base;
- identiche o simili caratteristiche meccaniche;
- una completa adattabilità a qualsiasi trattamento termico successivo;
- una zona di contatto con trasformazioni strutturali ridottissime;
- una zona termicamente influenzata ridottissima;
- minima formazione di tensioni.

In qualche caso, quando si vogliano fare depositi di riporto, non si usa una bacchetta, ma solamente la polvere usualmente costituita dal 90% di polvere di nichel, talvolta con aggiunta di cromo, silicio e boro, oppure di silicio e boro.

Il deposito di saldatura ha un bel colore, abbastanza simile a quello del materiale base, ed ha caratteristiche di resistenza pressocchè identiche a quelle del materiale base, sia che si tratti di ghisa perlitica che ferritica ([7]).

Saldatura elettrica ad arco

Saldatura manuale ad arco con elettrodi ricoperti

Questo procedimento è il più comune e più versatile sistema di saldatura, anche perchè può essere effettuato in qualsiasi posizione impraticabile con altri sistemi e, benchè la temperatura dell'arco elettrico sia molto superiore a quella della fiamma ossiacetilenica, l'apporto di calore è minore a motivo della maggior rapidità dell'operazione e della limitazione della zona riscaldata dall'arco, di conseguenza la zona termicamente influenzata è più ristretta.

Come già detto parlando della saldatura delle ghise grigie, i materiali d'apporto costituenti gli elettrodi possono essere o simili o dissimili dal materiale base.

Come *materiali simili* si adoperano bacchette di ghisa sferoidale del diametro di 4 ÷ 6 mm e della lunghezza di 400 mm aventi la stessa composizione del materiale base, nude, senza alcun rivestimento, collegandole al polo negativo della sorgente di corrente continua.

Con tali bacchette nude si ha un forte sviluppo di fumi durante la fusione, ciò che rende difficile l'osservazione del bagno di fusione; il passaggio del metallo dalle bacchette al materiale base nella zona di saldatura avviene in gocce grosse e con forte formazione di spruzzi.

Non sembra esservi differenza di comportamento fra le bacchette di ghisa sferoidale trattate con magnesio e quelle trattate con cerio: entrambe danno luogo alla formazione di cordoni sani e senza soffiature.

Risultati migliori si ottengono con elettrodi costituiti da bacchette di ghisa sferoidale opportunamente rivestite con impasti per rivestimenti basici che contengono oltre ai materiali normali fondenti e carburanti anche agenti nodularizzanti, quali leghe di magnesio, calcio e terre rare (come cerio e ittrio) o leghe complesse calcio-silicio-magnesio-alluminio, tenendo tuttavia presente che tutti questi metalli e leghe hanno una grande affinità per l'ossigeno e tendono a bruciare al momento del passaggio nell'arco, ciò che rende assai difficile il controllo del loro tenore nei cordoni di saldatura. Malgrado ciò alcune ditte specializzate hanno messo sul mercato elettrodi che rispondono bene allo scopo ([16]).

In analogia con quanto detto per la saldatura a freddo delle ghise con grafite lamellare come *materiali d'apporto dissimili* si impiegano elettrodi rivestiti di nichel, ferro-nichel, metallomonel (rame-nichel), che si dovrebbero poter impiegare per saldature a freddo senza alcun preriscaldo.

E' facile tuttavia che in queste condizioni si verifichino delle fessurazioni longitudinali al cordone di saldatura che possono del tutto evitarsi con un preriscaldo dei getti a circa 573 K (300 °C).

Fra i diversi tipi di elettrodi sopra elencati il miglior comportamento si ottiene con quelli aventi l'anima di nichel o di ferro-nichel, che risultano da preferirsi a quelli con anima di metallomonel.

Le classiche leghe ferro-nichel al 55% di nichel possiedono dei coefficienti di dilatazione, fra la temperatura ambiente e 773 K (500 °C), analoghi a quelli delle ghise, tali cioè da non riuscire ad assorbire e plastificare le tensioni di contrazione che si verificano durante il raffreddamento del getto saldato, quando la saldatura è effettuata in condizioni rigidamente vincolate. Da ciò la formazione di cricche e fessurazioni di contrazione longitudinali al cordone di saldatura che si verificano a temperature relativamente basse o a raffreddamento totale.

In considerazione di ciò Bouvard e C. ([16]) hanno scelto una lega con minore tenore di nichel (35 ÷ 40%) caratterizzata da un coefficiente di dilatazione che, nell'intervallo considerato, passa per un minimo, e con un tenore di carbonio prossimo all'1% per prevenire il pericolo di fessurazioni a caldo.

Con una composizione del genere si ha anche il vantaggio di ridurre sensibilmente il costo degli elettrodi, ed inoltre si rende possibile produrre degli elettrodi con anima di acciaio dolce comune per elettrodi, rivestendola con un rivestimento contenente grafite e nichel od ossido di nichel in polvere nelle proporzioni sufficienti a produrre, durante la fusione nell'arco, la lega ferro-nichel carburata della composizione voluta.

In questo modo si ottiene anche una maggiore elasticità di impiego, in quanto l'anima di acciaio, a differenza di quella in ferro-nichel, possiede una buona conducibilità elettrica e non corre il pericolo di arroventarsi nel caso di forte intensità di corrente.

Saldatura ad arco corto

La saldatura ad arco corto è una variante del sistema tradizionale di saldatura sotto protezione di gas inerte (MIG = Metallic Inert Gas). L'intensità e la tensione sono inferiori (da 90 a 160 A in luogo di 300 A e da 18 a 22 V in luogo di 30 V). La corrente di saldatura è erogata da piccoli generatori, caratterizzati o da tensione costante o da caratteristiche di caduta di potenziale assai limitate in modo tale che la curva Volt-Ampere si sviluppa in senso pressocchè orizzontale.

L'elettrodo, costituito da fili sottili generalmente del diametro di 0,8 mm, è portato in modo continuo, mediante un adatto alimentatore a rulletti zigrinati, a velocità regolabile, alla torcia, attraverso un cavo adatto che contemporaneamente conduce il gas protettivo (Argon).

Nel procedimento MIG, tuttavia, i fili sono di diametro maggiore (da 1,6 a 2 mm) ed il trasferimento del metallo nell'arco è del tipo a spruzzo o a gocce, con una resa da 4 a 6 kg/h; invece nel caso ad arco corto i fili sono di diametro minore (da 0,6 a 0,8 mm) ed il filo, arrivando nel pozzetto di saldatura e fondendovisi, provoca una serie di corti circuiti (da 100 a 160/s), con un rendimento di 2 ÷ 3 kg/h, e l'apporto di calore è ridotto ad oltre un terzo. Essendo elevato il rapporto fra la velocità di deposizione del metallo e la quantità depositata con l'apporto di calore, il pozzetto di saldatura risulterà assai più ridotto a confronto di quello che si ha nel caso della saldatura ad arco con elettrodo manuale, e per tal motivo anche la saldatura potrà essere effettuata in tutte le posizioni, riducendo il pericolo dell'insorgenza di tensioni e di distorsioni; inoltre si avrà solo una modesta penetrazione e diluizione fra metallo d'apporto e metallo base nella zona di contatto.

Date queste condizioni, la zona termicamente influenzata è molto ridotta, la formazione di strutture dure di martensite e di carburi risulta molto limitata, i carburi hanno tendenza a formarsi limitatamente attorno ai noduli di grafite, molto probabilmente a causa del brevissimo tempo per la diffusione del carbonio nell'austenite formatasi ad elevata temperatura.

Inoltre i pochi carburi che si formano, anche quando si saldano piccoli spessori, non sono disposti in modo continuo, ma tendono a distribuirsi attorno ai noduli di grafite a zone discontinue ed intervallate da strutture troostito-perlitiche o ferritico-perlitiche non dure che, non ostacolando la lavorabilità, non rendono necessaria una ricottura.

Le saldature così eseguite possiedono buone caratteristiche meccaniche, simili a quelle del materiale di base e resistenza alla fatica migliore di quella ottenibile con la saldatura ad arco. Il materiale così saldato può superare qualsiasi severo collaudo, tanto che se le saldature sono eseguite su getti già completamente lavorati di macchina, sarà sufficiente una semplice molatura per ripristinarne l'apparenza superficiale. Il procedimento è particolarmente adatto per l'esecuzione di giunzioni fra materiali dissimili quali la ghisa sferoidale e l'acciaio.

I migliori risultati si ottengono impiegando come materiale d'apporto del filo che ha la seguente composizione: Ni = >93% , Cu = 0,25% , Fe = 1%, Al = 1,5%, Ti = 2 ÷ 2,25% , Si = 0,75% , C = 0,15%, S = <0,01%, con una velocità di alimentazione di oltre 10 min, ed un rapido movimento della torcia dall'uno all'altro lato, soffermandosi brevemente su ciascun lato del cianfrino, e con una deposizione di materiale d'apporto di circa 1,75 kg/h.

A prescindere dal costo dell'attrezzatura (saldatrice, ecc.), questo procedimento può considerarsi anche più economico di quello usuale di saldatura ad arco, in quanto non necessita del tempo di asportazione della scoria dal cordone, non dà luogo a perdite per spruzzi o altro, si può effettuare a freddo e dà luogo a strutture perfettamente lavorabili.

Saldatura ad arco TIG (Tungsten Inert Gas)

Con questo procedimento l'arco elettrico è fatto scoccare fra un elettrodo infusibile di tungsteno ed il getto da saldare, o fra due elettrodi di tungsteno posti in posizione d'angolo fra loro, mentre il materiale d'apporto è costituito da bacchette o fili dei tipi già elencati che sono portati a fondere nell'arco sotto protezione di gas inerte (argon o elio), che protegge l'arco ed il metallo fuso, e depositati nella zona da saldare allo stesso modo come se fossero fusi dalla fiamma di un cannello.

Saldatura ad arco con fili animati

E' una variante del procedimento ad arco corto nella quale il materiale d'apporto è costituito da un tubicino metallico contenente nel suo interno dei materiali formanti scoria ed alliganti che si comportano allo stesso modo ed hanno la medesima funzione del rivestimento degli elettrodi per saldatura ad arco.

Ditte specializzate hanno commercializzato dei fili animati adatti allo scopo. Generalmente essi sono costituiti da un tubicino del diametro esterno di 2,4 mm di ferro-nichel al 55 ÷ 60% , che deposita un materiale al 55% Ni, 1,1% C + Mg, del tutto simile a quello che si ha con gli elettrodi rivestiti.

Quasi sempre questi fili animati sono impiegati senza alcuna protezione gassosa.

Sono stati sperimentati, con risultati positivi, anche dei fili animati che depositano un materiale d'apporto costituito da ferro-vanadio-tungsteno con una percentuale del 6 ÷ 8% V e del 4 ÷ 5% W, che sono impiegati senza alcuna protezione gassosa.

Saldatura della ghisa sferoidale con altri procedimenti di saldatura ad arco

Saldatura ad arco sotto flusso (ad arco sommerso)

Sono state effettuate prove di saldatura ad arco sommerso ([19]), partendo dal presupposto che alcune caratteristiche di questo procedimento quali: la buona protezione dell'arco, l'elevato apporto di calore, la profonda penetrazione, ed il raffreddamento relativamente lento, avrebbero dovuto renderlo particolarmente adatto allo scopo.

La maggiore difficoltà che si incontra in questo caso consiste nella disponibilità di un materiale d'apporto adatto, che deve essere deformabile e trasformarsi in ghisa sferoidale alligandosi durante la saldatura.

L'elettrodo sperimentato nella ricerca è costituito da un nastro di lamierino d'acciaio per trasformatori avente la seguente composizione: C = 0,02% , Si = 3%, Mn = 0,05%, piegato a scatoletta e riempito con una miscela di grafite e di una lega di magnesio con materiali alliganti quali nichel sotto forma di nastro o di polvere ed altri formanti scoria, indi richiuso e pressato fino ad ottenerne un nastro continuo di 15 mm di larghezza.

Il flusso di saldatura che diede i migliori risultati era costituito da 30% SiO_2, 3% Al_2O_3, 10% ZrO, 45% CaO, 10% CaF_2, 2% NaO.

La saldatrice consigliabile è a corrente continua a tensione costante con l'elettrodo collegato al polo negativo.

Con particolare attenzione si riesce ad ottenere un materiale d'apporto costituito da ghisa sferoidale di composizione uguale a quella del materiale di base, e con opportuni accorgimenti si ottengono strutture ferritico-perlitiche con grafite sferoidale.

Altre prove sono state condotte ([20]) impiegando come materiale d'apporto del filo di acciaio dolce per saldatura sotto flusso e del diametro di 3,4 mm, con un flusso normale del mercato al quale sono stati aggiunti quantitativi crescenti (2-5-10-15-20-25-50 %) di grafite e lega di ferro-silico-magnesio (3,19% Mg, 46,86% Si) in percentuali corrispondenti allo 0,04 - 0,06 - 0,12 - 0,16 - 0,20 % Mg. Altri flussi furono sperimentati con l'aggiunta di una ferrolega silico-calcio-alluminio (Si = 47,86% , Ca = 7,9% , Al = 1,25%).

Le prove furono effettuate con una saldatrice a corrente continua ed a tensione costante con il filo collegato al polo negativo, ottenendo che il materiale depositato fosse costituito da ghisa sferoidale assai simile al materiale base.

La sperimentazione con questo sistema è tuttora allo stato di ricerca.

Saldatura con l'arco plasma

Anche il procedimento di saldatura più moderno con arco-plasma è stato adottato per applicazioni particolari ([21]) e ([22]) su tubi di ghisa sferoidale a struttura ferritica colati per centrifugazione in sabbia aventi spessori fino a 10 mm.

I getti furono preriscaldati a temperature varianti da 573 a 953 K (300 ÷ 680 °C). I lembi da assiemare sono prepa-

rati come in fig. 573 con le superfici piane senza cianfrino poste a contatto.

La giunzione avviene perfettamente, ma il cordone di saldatura si presenta in superficie leggermente concavo. Per ovviare a questo modesto inconveniente e per ottenere invece un cordone convesso più resistente, si sono effettuate saldature con apporto di materiale, impiegando sia del filo di acciaio dolce, sia del filo ramato in acciaio per saldatura in CO_2 avente 0,8 ÷ 1 % Si e 1,3 ÷ 1,5% Mn.

Anche in questo caso il giunto riesce perfetto con il cordone leggermente sopraelevato.

In ogni caso, sia senza o con materiale d'apporto, la struttura del giunto e del cordone è costituita da ledeburite molto dura (600 ÷ 700 HB) e molto fragile. E' pertanto indispensabile sottoporre i giunti ad una ricottura a 1.223 ÷ 1.253 K (950 ÷ 980 °C) per la durata di 20 ÷ 30 min, seguita da un raffreddamento lento per eliminare la cementite dei cordoni ed ottenere una struttura completamente ferritica con caratteristiche analoghe a quelle della ghisa base.

Nell'operazione di saldatura si notano limitate perdite del tenore di magnesio delle ghise saldate, anche nel caso di apporto con fili di acciaio; ciò consente di ottenere, dopo ricottura, una struttura con grafite sferoidale in tutta la zona del cordone, con noduli di grafite di dimensioni leggermente inferiori a quelli della ghisa base. Le caratteristiche meccaniche dei giunti saldati e ricotti sono eccellenti in entrambi i casi, sia senza sia con materiale d'apporto e perfettamente uguali a quelle delle ghise di base ([23]).

Il procedimento è stato applicato con successo per la saldatura, testa a testa, di tubi di ghisa sferoidale, o per la saldatura di flange sui medesimi.

Materiali d'apporto per la saldatura

Parlando dei procedimenti di saldatura sono già state date alcune indicazioni relative ai vari materiali impiegati per la saldatura della ghisa sferoidale.

E' opportuno tuttavia fare una distinzione fra i materiali d'apporto da impiegarsi nella saldatura a freddo e nella saldatura a caldo o a media temperatura. Inoltre, analogamente a quanto detto per le ghise grigie con grafite lamellare e per le ghise malleabili, i materiali d'apporto si devono dividere in due categorie, quelli che depositano un materiale simile alla ghisa base e quelli che invece depositano un materiale dissimile.

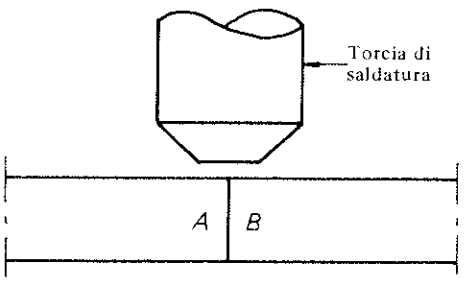


Fig. 573 – Schema di preparazione del giunto per una saldatura "plasma".

Materiali impiegati nella saldatura a freddo

Generalmente per la saldatura a freddo si preferisce adottare uno o l'altro procedimento all'arco elettrico.

Come materiali d'apporto possono essere impiegati, in modo particolare, quelli dissimili dalla ghisa, quali le leghe a base di nichel e le leghe a base di rame.

Accennando agli stessi materiali impiegabili anche per la saldatura della ghisa malleabile è già stata chiarita la natura dei depositi che se ne ottengono.

In modo preferenziale si impiegano elettrodi con anima di nichel puro o di ferro-nichel con rivestimento a base di grafite. Da qualche tempo si trovano in commercio elettrodi con anima di acciaio dolce con un rivestimento a base di grafite e di leghe di magnesio che depositano un materiale d'apporto avente una composizione chimica analoga a quella della ghisa e che, dopo un successivo trattamento termico, assume la struttura di una ghisa sferoidale e le caratteristiche tecnologiche del materiale base. Questi elettrodi speciali hanno diametri da 2,5 a 12 mm, e di essi quelli con diametri da 2,5 a 4 mm possono essere impiegati per saldature in tutte le posizioni, collegandoli al polo positivo di una saldatrice a corrente continua, mentre quelli da 5 a 12 mm di diametro sono adatti per saldature uniformi in piano.

In qualche caso si possono impiegare anche elettrodi con anima di bronzo allo stagno ([24]) o di bronzo all'alluminio ([25]).

Per la saldatura MIG o TIG si impiegano, come già detto, bacchette, elettrodi o fili di varie composizioni.

Nella tab. CXVI ([26]) sono riassunte le composizioni dei materiali d'apporto di più comune impiego.

La fusione del materiale base seguita da un rapido raffreddamento, nel caso dell'impiego di materiali d'apporto ad alto tenore di nichel, oltre che al già accennato aumento della durezza nella zona termicamente influenzata, dà luogo anche alla formazione di una ristretta zona di martensite nichelifera caratterizzata dal composto $NiFe_3$ difficilmente risolubile anche con successivo trattamento termico, che comporta una riduzione della tenacità del giunto saldato.

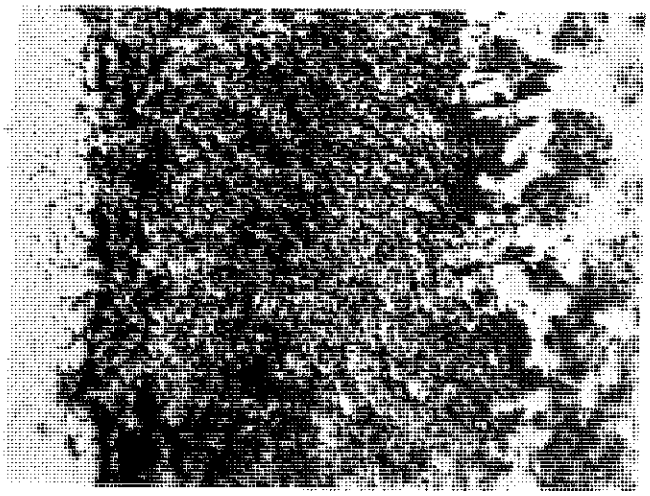
Nel caso delle saldature per riporti e di copertura con i materiali elencati nella tab. CXVI, ed in particolare con i bronzi allo stagno ed all'alluminio, è sempre opportuno adottare un procedimento di saldatura che dia luogo alla minima penetrazione ed alla minima mescolanza con il materiale base.

Come già accennato in precedenza, con i procedimenti di saldatura a gas o TIG sono impiegati anche materiali d'apporto simili, o dissimili dal materiale base, con l'ausilio di fondenti ed alliganti.

Le figure citate nella tab. CXVI rappresentano: la figura 574 ([11]) la microstruttura della zona del giunto di saldatura su ghisa sferoidale effettuata ad arco con elettrodo manuale ed a freddo, impiegando un elettrodo speciale con anima di acciaio e rivestimento carburigeno e ferritizzante. Come si vede, la superficie di contatto e di giunzione è completamente esente da formazioni strutturali dure di ledeburite. La struttura del riporto è completamente ferritica con

Tabella CXVI - Materiale d'apporto per la saldatura della ghisa sferoidale a freddo o con modesto preriscaldo (composizione chimica delle bacchette).

No.	Tipo del materiale	Elementi principali della composizione dell'anima metallica e del riporto									Stato di fornitura Impiego
		C	Si	Mn	Ni	Fe	S	P	Cu	Altri	
1	Composizione del riporto	0,02 2,60	imp. 2,0	0,03 0,10	-- 0,40	resto resto	0,015 0,003	0,007 0,02	-- --	Mg --	Elettrodo speciale con anima di acciaio e rivestimento a base di grafite per saldatura ad arco. La resistenza e la tenacità migliori si ottengono solo con un preriscaldo a non meno di 723 K (450 °C) e con un successivo trattamento termico. Colore simile al materiale di base.
2	Ghise sferoidali	3,6	2,5	<0,1	5	resto	--	--	--	Al = < 0,06 Mg = < 0,06	Bocchette fuse per saldatura autogena a gas con fiamma ossiacetilenica e per saldatura TIG. Materiale di riporto uguale o simile al materiale base. In quasi tutti i casi è consigliabile un trattamento termico del getto dopo saldatura.
3	Ghise sferoidali	3,6	2,7	--	--	resto	--	--	--	Mg = 0,04	
4	Ghise sferoidali	3,4	3,9	0,44	--	resto	--	--	--	Mg = 0,06 Ce = 0,12	
5	Ghise sferoidali	3,7	2,2	0,3	--	resto	--	--	--	Mg = 0,08	
6	Ghise sferoidali	3,8	2,0	0,4	--	resto	--	--	--	Mg = 0,08	
1	Elettrodo con anima di acciaio e rivestimento speciale.	0,09	0,01	0,53	--	resto	0,02	0,02	0,03	--	Elettrodo per saldatura manuale in acciaio con rivestimento a base di ferroleghe carburigene e ferritizzanti (FeV). Colore abbastanza simile a quello della ghisa base.
	Composizione del riporto	0,14	0,60	1,25	--	resto	--	--	--	V = 13,0	
				(fig. 574)							
1	Nichel ad alto tenore Nichel 41	0,15	1,0	0,35	min 97	0,4	--	--	0,25	Ti = 0,5	Elettrodo e bacchette per saldatura manuale ad arco e fili per saldatura con protezione di gas. Pericolo di formazione di strutture di martensite nichelifera nella posizione di contatto. Adatto per giunti non eccessivamente sollecitati.
	Composizione del riporto	0,70	--	0,40	98	--	--	--	--	--	
				(fig. 575)							
2	Nichel 61	0,15	0,75	1,0	min 93	1,0	--	--	0,25	Al = 1,5 Ti = 2-3,5	Bacchette e fili per saldatura con protezione di gas. Adatto per giunzioni fra ghisa sferoidale e acciaio con il procedimento MIG ad arco corto.
	Composizione del riporto	1,30	0,90	1,2	90,2	resto	--	--	--	--	
1	Rame nichel (17) Metallo monel 40	0,88	0,7	0,97	67	1,8	--	--	29		Elettrodo per saldatura manuale ad arco e bacchette e fili per saldatura con protezione di gas. Consigliabile per strutture non eccessivamente sollecitate. Colore differente.
	Composizione del riporto	0,9	0,5	0,98	63	--	--	--	29,8		
				(fig. 576)							
2	Metallo monel 60	0,15	1,5	1	65	2,5	--	--	resto	Ti = 1,5-3 Al = 1,25	
1	Ferro nichel	0,25	0,50	1	52-60	37	--	--	0,50	--	Elettrodi per saldatura manuale ad arco e bacchette o fili per saldatura con protezione di gas. Persiste pericolo di formazione di cricche sul cordone, ma la resistenza delle saldature è di poco inferiore a quella del materiale base. Con un preriscaldo ed un trattamento termico successivo si ottengono le migliori caratteristiche. Non è di colore simile.
	Composizione del riporto	1,3	0,3	0,3	∿ 54	∿ 44	--	--	--	Mg = 0,01 Ti = 0,22	
2		0,05	0,08	0,6	56,4	∿ 40	--	--	0,07	Co = 0,24	
1	Bronzo allo stagno					2,7			90	Sn = 9	Elettrodo impiegato preferibilmente per riporti mediante saldatura manuale ad arco. Filo per saldatura con protezione di gas. Il deposito ha caratteristiche adatte quale metallo antifrizione per cuscinetti.
	Composizione del riporto	0,05	tracce	tracce	--	2,10			89,04	Sn = 8,24	
				(figg. 567 e 568)							
1	Bronzo all'alluminio (18) (19)								90	Al = 10	Elettrodi per riporti mediante saldatura manuale ad arco. Il deposito ha buona resistenza agli agenti chimici.



Attacco Nital

Fig. 574 – Saldatura ad arco con elettrodo rivestito con anima di acciaio e rivestimento contenente ferroleghe carburizzanti e ferritizzanti.

numerosissimi piccoli carburi diffusi nella massa ferritica che pertanto mantiene buone caratteristiche di plasticità, ed è quindi in grado di plastificare sufficientemente le tensioni di saldatura (fig. 569). La zona della ghisa sferoidale ad immediato contatto con il riporto è caratterizzata da uno strato continuo di perlite fine (troostite - sorbite), tenace e non dura. Solamente nella successiva zona termicamente influenzata si ha una larga fascia di strutture trotate con formazioni ledeburitiche, interrotte, formatesi per dissoluzione dei noduli di grafite. Ciò malgrado, la lavorabilità del giunto è buona e la sua resistenza alla trazione, sia pure non uniforme, è discreta, variando dai 250 ai 300 N/mm^2 (25 a 32 kg/mm^2), con resilienze non molto elevate, variabili da 10 a 15 N/cm^2 (1 a 1,5 kgm/cm^2). La rottura delle provette di trazione si verifica preferibilmente nel materiale di riporto, lasciando integra la zona di giunzione.

La fig. 575 (di cui un particolare è già stato illustrato nella fig. 568) ([11]) rappresenta la struttura del giunto di saldatura su ghisa sferoidale effettuata a freddo con un elettrodo avente l'anima di nichel 61. Nella zona di contatto fra i due materiali si notano: la formazione di struttura ledeburitica diffusa difformemente nel riporto di nichel, ed una struttura nichel-martensitica nella ghisa sferoidale immediatamente a contatto del materiale d'apporto. I piccoli noduli neri diffusi nella massa del nichel sono costituiti da grafite e si sono formati per assorbimento del carbonio del rivestimento da parte del nichel fuso e successivamente si sono segregati come grafite sferoidale.

La resistenza del giunto varia fra 180-250 N/mm^2 (18-25 kg/mm^2) con resilienze tuttavia buone, superiori a 10 N/cm^2 (1,1 kgm/cm^2) e senza rottura delle provette.

La già riportata fig. 567 ([11]) mostra la microstruttura della zona del giunto di una saldatura su ghisa sferoidale effettuata a freddo con un elettrodo con anima di bronzo allo stagno. Si nota nella zona di contatto la formazione di un sottile strato a struttura ledeburitica formatosi per dissoluzione, chiaramente visibile, dei noduli di grafite. Ad eccezione di questo non vi è formazione di altre zone dure. La resistenza di questo giunto è tuttavia modesta, variando da 100 a 130 N/mm^2 (10 a 13 kg/mm^2), con resilienze invece elevate, variabili da 785 a più di 1.080 N/cm^2 (80 a più di 110 kg/cm^2). Questo materiale è preferibilmente adatto a costituire riporti antifrizione per cuscinetti.

Materiali d'apporto impiegati per saldatura previo preriscaldo o con semipreriscaldo

Anche per la saldatura delle ghise sferoidali previo preriscaldo o semipreriscaldo dei getti, si impiegano materiali d'apporto simili o dissimili rispetto alla ghisa base. Le bacchette fuse di ghisa sferoidale, destinate ad essere impiegate nella saldatura a gas con fiamma ossiacetilenica, non presentano, da questo punto di vista, alcuna particolare difficoltà. Invece gli elettrodi con anima in ghisa sferoidale per saldatura elettrica ad arco si comportano in modo sfavorevole perchè, a causa della temperatura elevata dell'arco elettrico di oltre 2.273 K (2.000 °C), si brucia e si vaporizza il contenuto di magnesio occorrente per la formazione della struttura sferoidale della grafite, e la struttura del materiale tende a presentarsi con grafite lamellare a motivo dell'insufficiente tenore di magnesio che rimane nel materiale riportato.

Anche se le bacchette di ghisa sferoidale destinate ad essere impiegate come anime metalliche degli elettrodi si dovessero fondere con la stessa ghisa dei getti da saldare, allo scopo di ottenere strutture e caratteristiche meccaniche omogenee, non si raggiungerebbe lo scopo.



Fig. 575 – Saldatura ad arco con elettrodo di nichel 61, rivestito, su ghisa sferoidale.

Attacco Nital



Attacco Nital

Fig. 576 – Saldatura ad arco con elettrodo di metallomonel, su ghisa sferoidale.

Un miglior risultato si ottiene evitando la perdita per ossidazione, proteggendo l'arco di saldatura con una atmosfera inerte, ma la perdita per evaporazione si avrà sempre, in quanto il punto di ebollizione del magnesio di 1.390 K (1.117 °C) è più basso della temperatura esistente nella zona fusa durante la saldatura.

Questo inconveniente può essere evitato sostituendo ([27]) il troppo volatile magnesio con altri elementi nodularizzanti aventi punto di ebollizione più elevato come il cerio (3.203 K = 2.930 °C) il lantanio (3.643 K = 3.370 °C) il praseodimio (3.290 K = 3.017 °C), tutti caratterizzati da punti di fusione prossimi ai 1.273 K (1.000 °C) con i quali, malgrado l'inevitabile perdita dovuta all'ossidazione, si può ottenere una buona sferoidizzazione nel pozzetto di saldatura. Con bacchette fuse in ghisa sferoidale approntate seguendo questi accorgimenti ed aumentando il tenore di silicio (sia per compensare le perdite per ossidazione, sia per aumentare la fluidità del bagno fuso, facilitando con ciò la deposizione del metallo) ed aggiungendo un limitato tenore di nichel (un certo titolo di questo metallo accresce la plasticità del deposito e diminuisce la possibilità di formazione di cricche, mentre un eccesso può dar luogo ad una struttura fragile e dura costituita da carburi $FeNiC_3$), si ottengono ottimi risultati, in modo particolare con la saldatura ossiacetilenica e buoni anche con la saldatura ad arco ([28]).

La composizione di tali bacchette è indicata nella tab. CXVII al n. 4.

Buoni risultati si ottengono impiegando elettrodi speciali con anima di acciaio e con un rivestimento carburante a base di grafite, con materiali nodularizzanti, come già indicato, ed anche con fili tubolari o nastri di acciaio animati, cioè contenenti all'interno materiali carburanti e nodularizzanti.

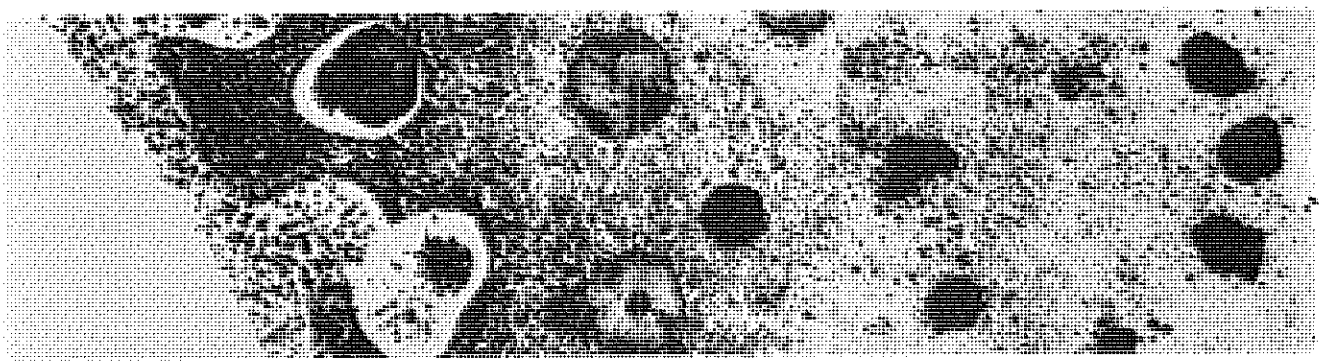
Tali elettrodi con diametri da 2,5 a 12 mm sono stati sviluppati solo recentemente e si prestano bene per la saldatura ad arco in corrente continua, e per qualche tipo anche in corrente alternata, della ghisa sferoidale con preriscaldo o semipreriscaldo. Malgrado il preriscaldo, quando si impiegano questi elettrodi di acciaio è necessario far seguire un trattamento termico dei getti saldati per ottenere un deposito con strutture simili al materiale base.

Anche saldando con materiali dissimili del materiale base, quali l'elettrodo contenente vanadio nell'anima metallica o nel rivestimento (fig. 574), si possono ottenere giunzioni esenti da tensioni semplicemente con un preriscaldo a 573 ÷ 623 K (300 ÷ 350 °C).

Per la riparazione di difetti di superficie indicati come *riparazioni d'estetica* si possono impiegare, con la saldatura con preriscaldo, anche bacchette di ghisa grigia con grafite lamellare, purchè si tratti di depositi non assoggettati a sollecitazioni.

Giunzioni fra parti di ghisa sferoidale ed acciaio possono essere effettuate anche semplicemente con filo di acciaio del tipo per saldatura MIG o MAG e con apparecchi automatici (fig. 577).

Nella tab. CXVII ([26]) sono elencati i tipi di materiali d'apporto impiegati nella saldatura con preriscaldo o semipreriscaldo.



Lato bronzo allo stagno — Lato ghisa sferoidale — Attacco Nital

Fig. 577 – Saldatura ad arco con elettrodo rivestito con anima di bronzo allo stagno su ghisa sferoidale.

Tabella CXVII - Materiale d'apporto per la saldatura della ghisa a grafite sferoidale con preriscaldo o senza preriscaldo.

No.	Procedimento di saldatura	Composizione chimica del deposito in %						Osservazioni
		C	Si	Mn	P	S	Altri	
1	Ad arco	Composizione dell'anima metallica con rivestimento speciale a base di grafite						Deposito simile al materiale base. Preriscaldo a circa 973 K (700 °C) e trattamento termico immediatamente dopo la saldatura per ottenere le migliori caratteristiche.
		0,02	imp.	0,03	0,015	0,002	Cu = 0,06	
		Composizione del deposito						
		2,8	2,8	0,03	0,013	0,002	Mg = 0,01 Ni = 0,35	
2		2,8	2,9	0,10	--	0,003	Ni = 0,40 Cu = 0,15 Mg = 0,02	Modesto preriscaldo (723 K) 450 °C). In ogni caso è necessario un trattamento termico successivo. Adatto per saldatura fra ghisa sferoidale e acciaio da effettuarsi per cordoni sovrapposti e con un preriscaldo da 673 a 723 K (400 a 450 °C), con successivo trattamento termico a 1.123 K (850 °C).
3		3,0	2,9	0,08	--	--	Ce = 0,05	
4		3,0-3,3	3,4-3,5	0,3-0,4	0,04	0,01	Ni = 5 (2o) TR = 0,5-0,8	
5		0,2-0,6	0,6-1,0	0,3-0,5	0,01	0,02	V = 6,4-7,4	Deposito dissimile. Da impiegare per saldatura a più cordoni sovrapposti con preriscaldo > 623 K (> 350 °C), si ottengono giunzioni esenti da tensioni abbastanza lavorabili (HB ∿ 150). Adatto solo per saldature di riempimento senza preriscaldo. Per riparazioni di getti e per giunzioni. Adatto per saldatura automatica MIG o MAG specie fra ghisa sferoidale e acciaio.
6		3,8	2,5	0,1	--	--	Ni = 5 (21) Al = 0,06 Mg = 0,06	
7		0,06	0,8-1,0	1,3-1,5	0,02	0,02	--	
8	A gas con fiamma ossiacetilenica	3,1	2,85	0,007	0,018	0,004	Mg = 0,006 Ni = 0,3 Cu = 0,07	Bacchette per saldatura con o senza fondente.
		(per GS 400/12)						
9		3,1	2,95	0,10	0,018	0,005	Mg = 0,008 Ni = 0,5 Cu = 0,13	Materiale di apporto identico e molto simile. Malgrado un preriscaldo a circa 873 K (600 °C) è necessario un trattamento termico immediatamente successivo alla saldatura per ottenere risultati utili.
		Bacchette rivestite di fondente (per GS 500/7 fino a GS 700/2)						
10		3,4	3,9	0,44	--	--	Mg = 0,04 Ce = 0,12	
11		3,6	2,7	--	--	--	Mg = 0,04	
12		3,7-3,8	2,2-2,4	0,3	∿ 0,07	∿ 0,008	Mg=0,07-0,09	
13		3,2	3,7	0,45	--	0,01	Ni = 0,40 Mg = 0,006 Cu = 0,07	
14		3,6	2,5	< 0,1	--	--	Al < 0,06 Mg < 0,06 Ni = 5	
15		3,0-3,3	3,4-3,5	0,3-0,4	0,04	0,01	Ni = 5 TR = 0,5-0,8	

Trattamenti termici sui giunti ([26])

Quali trattamenti termici nella saldatura delle ghise sferoidali si devono intendere sia il preriscaldo prima della saldatura e sia il trattamento di ricottura successivo.

Nel caso delle ghise sferoidali il preriscaldo ha minore importanza che non nel caso delle ghise grigie con grafite lamellare ed è vantaggioso il fatto che sia il preriscaldo che il raffreddamento dei getti possa essere effettuato con velocità superiori, inoltre questo materiale è meno sensibile ad un riscaldamento non uniforme, cosicchè è anche possibile un preriscaldo localizzato senza pericolo di rotture.

Tutte le operazioni relative alle modalità di preriscaldo e del successivo raffreddamento sono le stesse già indicate per la ghisa grigia con grafite lamellare, ad eccezione delle temperature di preriscaldo leggermente superiori. Questo materiale infatti sopporta temperature fino a 973 K (700 °C) senza alcun danno anche per i tempi lunghi necessari al lavoro di saldatura.

Il calore apportato dalla deposizione dei cordoni di saldatura contribuisce a migliorare la tenacità dei giunti saldati, specie quando si depositino degli strati di cordoni sovrapposti che, con il calore da essi ceduto, esercitano una azione di ricottura sugli strati di cordoni inferiori, contribuendo ad evitare la formazione di strutture dure e diminuendo quindi la fragilità delle saldature.

Le strutture dei cordoni degli strati superiori che non sono state influenzate da questo trattamento termico, ancorchè dure, saranno di spessore sottile ed anche interrotte, e ciò con qualsiasi procedimento di saldatura sia ad arco che a gas.

La temperatura di preriscaldo è determinata a seconda della struttura del materiale da saldare, dello spessore delle pareti del getto e delle sollecitazioni: a 373-473-573 o 623 K (100-200-300 o 350 °C) e quando si saldi con elettrodi speciali con anima di acciaio anche a temperature superiori.

La temperatura dell'ambiente di lavoro non deve essere inferiore a 293 K (20 °C); nel caso di officine non riscaldate o all'aperto, a temperatura di gelo non si può saldare perchè, anche con le ghise sferoidali con strutture ferritiche, si avrebbe la formazione di cricche nei cordoni di saldatura. In questi casi, come pure nel caso di getti con pareti di spessore minimo, è consigliabile preriscaldare completamente il getto.

Con l'impiego degli elettrodi con anima di acciaio e rivestimento a base di grafite, si possono ottenere saldature con elevate caratteristiche anche se effettuate su ghise sferoidali di più elevata resistenza.

Elevate caratteristiche si ottengono anche nelle saldature effettuate su piccoli spessori di parti in ghisa GS 42 (ad esempio su tubi) preriscaldate a 723 K (450 °C), e successivamente sottoposte ad una breve ricottura (15 min) a 1.173 K (900 °C), ottenendo delle strutture con grafite sferoidale in una matrice ferritica. Aumentando la velocità di raffreddamento, si possono ottenere strutture ferritico-perlitiche o perlitiche.

Quando si tratti di saldature di giunzione effettuate su getti sviluppati in lunghezza (tubi o simili) sui quali sia anche difficile l'esecuzione di ricotture per motivi di ingombro, il trattamento può essere fatto vantaggiosamente adottando il riscaldamento ad induzione per resistenza elettrica ([29]), ciò che consente di abbreviare notevolmente il tempo e di ottenere ottime strutture completamente perlitiche con noduli di grafite sferoidale ben formati semplicemente riscaldando per induzione la zona di saldatura a 1.173 K (900 °C) per 7 min + 14 min a 973 K (700 °C).

Impiegando gli elettrodi con anima di acciaio e rivestimento grafitico, è consigliabile un preriscaldo a 673 K (400 °C), ed un post-trattamento termico, anche semplicemente riscaldando con la fiamma la zona saldata.

Per le saldature di ghisa sferoidale con acciaio è necessario che quest'ultimo abbia un tenore di zolfo inferiore a 0,01%.

Quando si saldi alla fiamma sia con materiale d'apporto simile che dissimile al materiale base, è sempre vantaggioso completare il riscaldamento portato dagli ultimi cordoni di saldatura con l'aiuto della fiamma del cannello. Il cordone di saldatura è riscaldato a circa 1.243 K (970 °C) e quindi la temperatura è lasciata abbassare a poco a poco sotto una fiamma ridotta fino a circa 873 K (600 °C), dopo di che il getto si lascia raffreddare sotto aria calma fino alla temperatura ambiente. Quando ciò non sia possibile per le caratteristiche dei getti, questi dovranno essere raffreddati in forno.

I trattamenti termici sui cordoni di saldatura non hanno solo lo scopo di eliminare le tensioni, ma anche quello di trasformare le strutture cementitiche che possono formarsi nella zona termicamente influenzata.

I trattamenti termici raccomandati differiscono notevolmente fra loro, in quanto non è possibile prescrivere un uguale ciclo di trattamento per tutti i casi, ma è necessario variarlo caso per caso.

In generale le operazioni relative al trattamento termico, vale a dire modalità di preriscaldo e di raffreddamento successivo alla saldatura, si possono effettuare analogamente a quanto già indicato per la saldatura delle ghise grigie, ad eccezione della temperatura di preriscaldo leggermente maggiore per la ghisa sferoidale. Particolarmente importanti sono soprattutto le condizioni del raffreddamento dei getti saldati che deve essere effettuato molto lentamente in forno o sotto materiali isolanti quali: cenere, amianto, sabbia asciutta o farina di silice (Kieselgur).

Di seguito si danno alcune indicazioni sui cicli di trattamento termico consigliabili per i singoli procedimenti di saldatura ([26]) ([27]) ([28]) ([29]):

1 — Saldatura manuale ad arco

- 2 h da 1.173 a 1.193 K (900 a 920 °C) in forno + + 16 h a 973 K (700 °C) in forno.
- 2 h da 1.173 a 1.193 K (900 a 920 °C) in forno + + 6 h a 973 K (700 °C) in forno + 1 h a 873 K (600 °C) in aria.
- 2 h da 1.173 a 1.193 K (900 a 920 °C) in forno quindi da 873 K (600 °C) in aria, oppure in forno.
- 2 h da 1.173 a 1.193 K (900 a 920 °C) in forno.

2 – *Saldatura TIG con materiale d'apporto uguale al materiale base*

– 2 h da 1.173 a 1.193 K (900 a 920 °C) in forno + + 6 h a 973 K (700 °C) in aria.

3 – *Con materiale dissimile (ferronichel)*

– 2 h da 1.173 a 1.193 K (900 a 920 °C) in forno + + 6 h a 973 K (700 °C) in aria.

– 2 h da 1.173 a 1.193 K (900 a 920 °C) in forno + + 6 h a 973 K (700 °C) in forno + 1 h a 873 K (600 °C) in aria.

4 – *Saldatura alla fiamma con gas*

– Ricuocere a circa 1.173 ÷ 1.193 K (900 ÷ 920 °C), e lasciare diminuire la temperatura tenendo riscaldato il cordone con fiamma ridotta, fino a 873 K (600 °C) quindi lasciar raffreddare in aria calma.

5 – *Trattamenti in forno della ghisa sferoidale perlitica saldata con bacchetta di ghisa sferoidale*

– 2 h da 1.173 a 1.193 K (900 a 920 °C) in forno + + 16 h a 973 K (700 °C) in forno.

6 – *Ricottura della ghisa sferoidale con matrice ferritica fino ad ottenere struttura ferritica del cordone di saldatura*

– 2 h da 1.173 a 1.193 K (900 a 920 °C) in forno.

– 2 h da 1.173 a 1.193 K (900 a 920 °C) in forno + + 6 h a 973 K (700 °C) in forno.
I tempi di ricottura devono venire regolati in funzione delle sezioni saldate.

7 – *Ricottura con riscaldamento elettrico ad induzione a resistenza di spessori sottili saldati*

– 7 min a 1.193 K (920 °C) + 14 min a 973 K (700 °C).

8 – *Saldatura manuale ad arco con elettrodi speciali ad anima di acciaio e rivestimento grafitico*

– Per getti di grosso spessore: preriscaldare da 873 a 973 K (600 a 700 °C) quindi in forno fino a 1.173 ÷ 1.193 K (900 ÷ 920 °C) per 2 h, raffreddare quindi in forno lentamente fino a 973 K (700 °C) mantenendo a questa temperatura per 6 h, quindi lasciare raffreddare molto lentamente fino a temperatura ambiente.

Per saldature di giunzione fra getti di ghisa sferoidale e parti di acciaio da costruzione: successivamente alla saldatura portare i pezzi a 1.123 K (850 °C) per 2 h e lasciar raffreddare lentamente in forno.

Per un trattamento termico adeguato ed efficiente è importante disporre di forni di ricotture adatti. Il livello ed il decorso delle temperature devono potersi regolare gradualmente e con sufficiente rapidità, per questo motivo i forni riscaldati con combustibili solidi sono i meno adatti allo scopo.

I getti, i cui giunti saldati sono assoggettati a modeste sollecitazioni, possono essere impiegati senza la necessità di sottoporli ad un trattamento termico successivo alla saldatura. E' comunque opportuno in ogni caso lasciare raffreddare lentamente le saldature.

Altri procedimenti di saldatura

Saldatura elettrica a resistenza

Per quanto riguarda questo procedimento di saldatura, vale quanto già detto per la ghisa grigia (nel Volume II della Metallurgia delle ghise) e per le ghise malleabili.

Saldatura di testa a scintillio

Come già detto per la ghisa grigia, risulta di maggiore interesse il procedimento di testa a scintillio con il quale si ottengono giunzioni uniformi e perfette, dotate di caratteristiche meccaniche analoghe a quelle del materiale base.

La fig. 578 rappresenta la micrografia ed il relativo diagramma delle durezze lungo tutta la sezione che dimostra l'assenza di zone indurite. Nella memoria citata ([31]) sono illustrati esempi di saldatura a scintillio fra ghisa sferoidale con ghisa grigia, con ghisa malleabile, con acciaio, che presentano ottime caratteristiche meccaniche ed assenza di zone dure, con il che si dimostra che il procedimento è del tutto valido per ottenere facilmente giunzioni dotate di ottime caratteristiche.

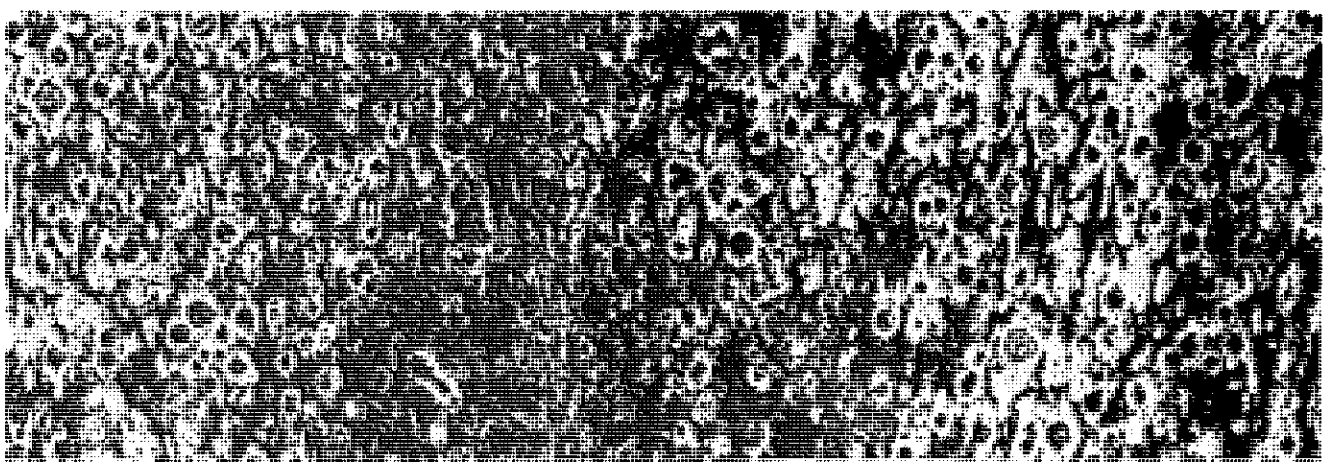


Fig. 578 Zona di saldatura Attacco Nital

Saldatura a resistenza per punti

Questo procedimento può essere impiegato per saldare lamiere di acciaio fino ad uno spessore di 5 mm, a particolari di ghisa sferoidale.

Saldatura per frizione o per attrito ([33])

E' il procedimento di saldatura testa a testa per il quale due superfici sono portate alla temperatura di saldatura dal calore provocato dalla frizione fra i due pezzi, uno dei quali è mosso con movimento di rotazione leggermente pressato sulla superficie dell'altro, secondo il suo asse longitudinale.

Quando la quantità di calore prodotto raggiunge la temperatura di saldatura, è fermato automaticamente il movimento di rotazione del getto ed applicata una determinata compressione a getto fermo.

Il procedimento ormai ampiamente adottato per l'acciaio nella produzione di getti di grandi serie, sia per la saldatura di getti a sezione piena che per la saldatura a sezione anulare, ha dato buoni risultati anche per le saldature di ghisa grigia con ghisa e con acciaio.

Nel caso di saldature di ghisa sferoidale con ghisa sferoidale, la zona dell'asse neutro dei getti rimane pressocchè ferma durante la fase di rotazione e di attrito e non raggiunge i valori di temperatura necessari per ottenere la forgiatura, non solo, ma si ha la laminazione dei noduli di grafite nella zona neutra del giunto, quando si tratti di giunzioni fra getti pieni (come è rappresentato in fig. 579), ciò che causa la presenza di zone di minore resistenza con crepe e fessurazioni, dovute al fatto che è quasi impossibile espellere dalla sezione piena il materiale plastico formatosi nella parte centrale della saldatura, e con esso la grafite che assume forma laminare per effetto della rotazione.

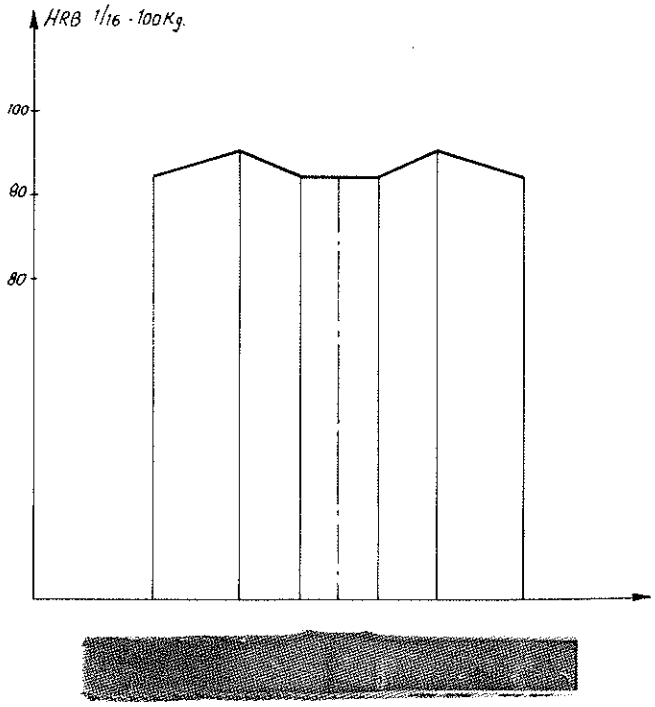


Fig. 579

Risultati completamente favorevoli e giunti validi si ottengono invece saldando sezioni anulari, ottenendo nei giunti valori di carichi di rottura (flessione, momento torcente, ecc.) paragonabili a quelli propri del materiale base nel caso di giunzioni ghisa con ghisa, e valori superiori a quelli di snervamento dell'acciaio nel caso delle saldature ghisa-acciaio.

Le figg. 580 e 581 rappresentano la struttura assunta dai noduli di grafite nella zona periferica del giunto di una giunzione ghisa-ghisa, nella quale la laminazione della grafite e la deformazione dei noduli è assai ridotta.

La fig. 582 rappresenta la macrografia della sezione di un giunto anulare ghisa-acciaio.

La fig. 583 rappresenta l'aspetto delle segregazioni grafitiche nodulari nella zona di contatto e di saldatura fra i due materiali.

La fig. 584 rappresenta la struttura del giunto ghisa-acciaio nella zona di saldatura e di contatto fra i due materiali, che dimostra la più completa compenetrazione e la perfezione della saldatura.

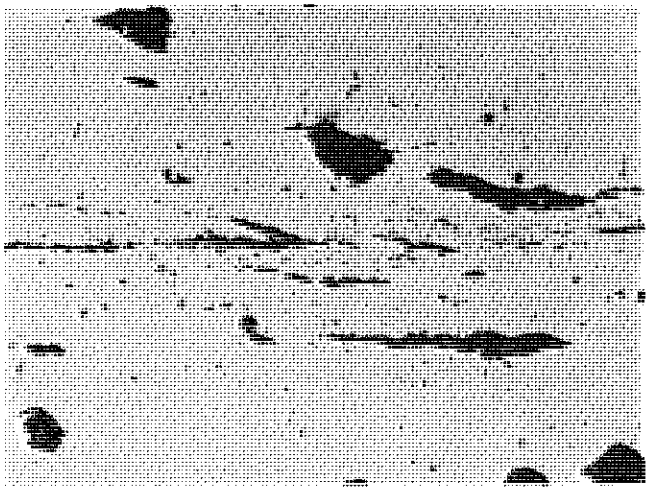


Fig. 580 — Noduli di grafite laminati durante la saldatura per attrito. Zona centrale del giunto.

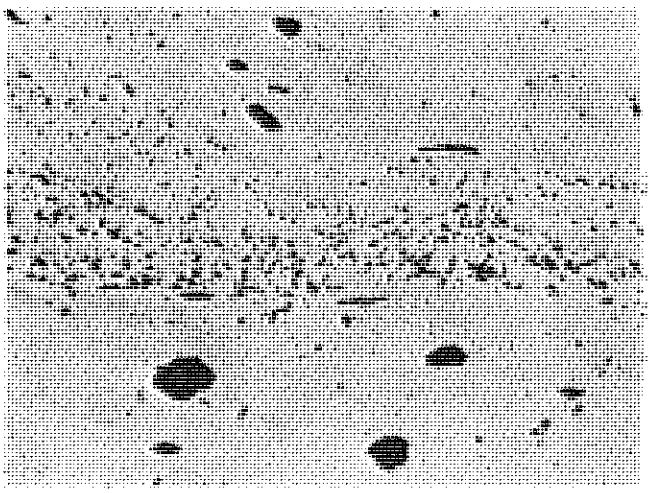


Fig. 581 — Noduli di grafite inalterati della zona periferica di un giunto di saldatura effettuato con il procedimento per attrito.

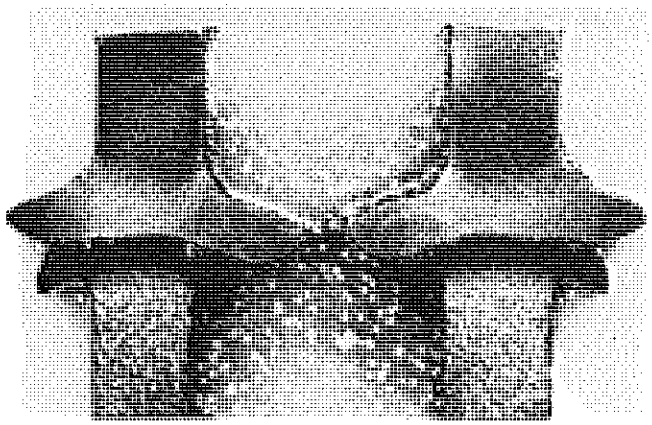


Fig. 582 – Macrografia di una giunzione anulare per attrito di ghisa sferoidale su acciaio.

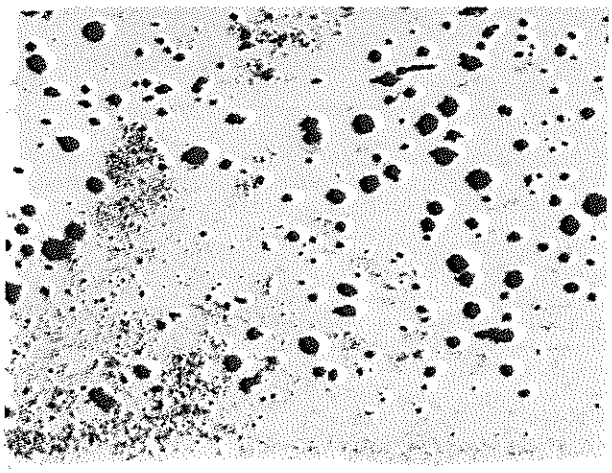


Fig. 583 – Aspetto dei noduli di grafite nella zona di contatto di una saldatura anulare per attrito fra ghisa sferoidale e acciaio.

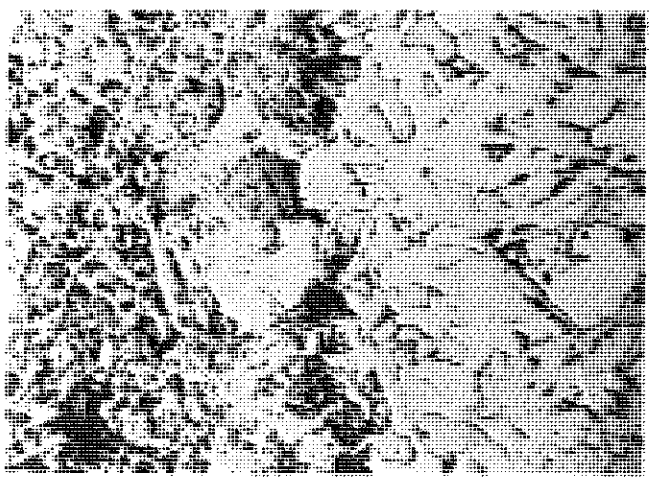


Fig. 584 – Saldatura per attrito fra ghisa e acciaio.

Brasatura

Le medesime indicazioni che sono state date per la ghisa grigia e per la ghisa malleabile valgono anche nel caso della ghisa sferoidale.

Generalmente il procedimento di brasatura consiste nel fondere mediante una fiamma a gas le bacchette di un metallo d'apporto fondente a temperature inferiori a quella della ghisa sferoidale, e pertanto senza che questa partecipi alla fusione. Ciò diminuirà i fenomeni connessi al cambiamento di struttura del materiale base nella zona termicamente influenzata.

Questo procedimento, che trova applicazioni con risultati sufficientemente favorevoli nel caso della ghisa grigia con grafite lamellare e della ghisa malleabile, quando invece è applicato alle ghise sferoidali difficilmente dà luogo a giunti che abbiano una resistenza meccanica soddisfacente.

L'inconveniente sembra da collegare alla scarsa bagnabilità del metallo base da parte della lega brasante, a causa della presenza dei noduli di grafite, e può essere parzialmente superato con l'impiego di speciali fondenti.

E' comunque indispensabile eliminare la grafite dalle superfici da congiungere per brasatura, lavorandole preventivamente all'utensile e molandole, trattandole poi con un getto di vapore contenente delle particelle abrasive particolarmente fini (maglia da 70 a 200μ), o per frizione con una soluzione fredda di acido solforico al 10% ([34]) ([35]).

Un fondente attivo potrà eliminare dalle superfici del giunto i noduli di grafite, ma questi saranno catturati dal bagno di fusione e potranno reagire, dando luogo a prodotti gassosi che causeranno soffiature e perciò un giunto brasato pieno di porosità e scarsamente resistente, in quanto la rottura avviene più facilmente sulla faccia di contatto fra materiale base e materiale d'apporto, che risulta la zona più debole ([36]).

Quali materiali d'apporto possono essere impiegati con l'usuale manualità le normali leghe all'argento, quali:

- lega fondente a bassa temperatura (circa 853 K = 580 °C): Ag = 35%, Cu = 26%, Zn = 21%, Cd = 18%;
- lega saldante a temperatura media (circa 1.053 K = 780 °C): Cu = 45%, Zn = 42%, Ni = 10%, Ag = 1%.

Migliori risultati si ottengono operando in saldo-brasatura, cioè con metalli o leghe d'apporto fondenti a temperatura superiore a 1.423 K (1.150 °C) e riscaldando con un cannello a polvere, come già detto in precedenza.

Per questo procedimento si adoperano delle leghe quaternarie (Ni, Cr, B, Si) con le quali si ottengono resistenze solo del 20% inferiori a quelle che si ottengono operando con l'arco elettrico.

L'impiego di bacchette al nichel aventi la seguente composizione: Cu = 45%, Ni = 14-16%, Sn = 1% max, Zn resto ([36]), consente di ottenere dei giunti relativamente resistenti. La fig. 585 rappresenta una giunzione per brasatura su ghisa sferoidale con filo di bronzo al nichel dopo aver trattato la superficie da brasare con soluzione acquosa al 10% di acido solforico.

Riscaldando con il cannello il metallo base, questo non è

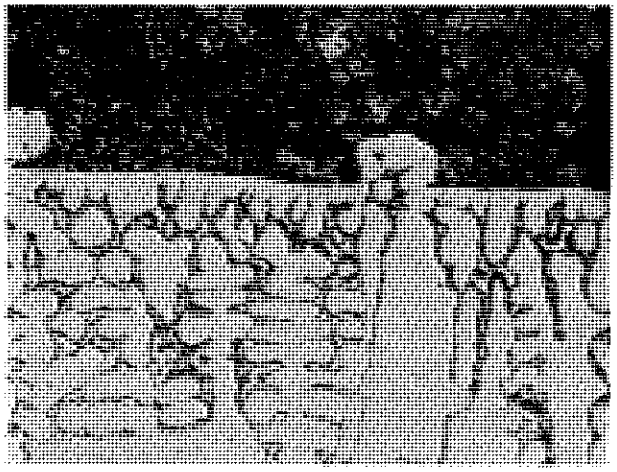


Fig. 585 – Saldatura effettuata con bacchetta avente il 15% di nichel-bronzo dopo il trattamento superficiale della ghisa sferoidale con una soluzione di acido solforico al 10%.

portato a fusione e la zona con struttura ledeburitica risulta di spessore irrilevante, ed è spesso assente, ma la grande quantità di calore apportata genera una zona termicamente influenzata molto estesa.

Per quanto il procedimento di brasatura dia risultati poco ([37]) soddisfacenti, esso può essere adottato per piccole riparazioni e per piccole giunzioni, e dalle piccoli officine e fonderie che non dispongono di attrezzatura adatta per l'esecuzione di saldature elettriche e degli adeguati trattamenti termici.

Procedimento di saldobrasatura può ritenersi anche quello che impiega, come fonte di calore, l'arco elettrico e come materiali d'apporto gli elettrodi rivestiti con anima metallica costituita da fili di bronzo allo stagno o di bronzo all'alluminio, già menzionati in precedenza.

Come già detto, le saldature realizzate impiegando quale materiale d'apporto elettrodi con anima di bronzo allo stagno o filo di bronzo allo stagno, sono preferibilmente riservate all'esecuzione di riporti a copertura a strati per la formazione di superfici antifrizione per cuscinetti.

L'elettrodo o il filo di bronzo all'alluminio dà luogo a giunzioni che, pur essendo esenti da cricche visibili, sono caratterizzate da scarse caratteristiche meccaniche ([38]) dovute probabilmente alla presenza di zone dure e fragili che possono essere distese solo parzialmente con un trattamento termico, o di discontinuità interne.

BIBLIOGRAFIA

(1) Saldatura della ghisa duttile, Informazioni per i saldatori, Bollettino della Società Siderotermica, Anno XXIII, n. 2, marzo-aprile 1971.

(2) A. REGE' – Saldatura, Brasatura e Taglio termico delle ghise grigie, Assofond, La Metallurgia delle ghise, Vol. II, pag. 285.

(3) Soudage de la fonte à graphite sphéroidale, International di Informazione del Nichel.

(4) J.L. OSMAN e N. STEPHENSON – Nuevodor spectos relativos a la soldadura de las fundiciones sferoidales, Centro National de Investigaciones Metalurgicas, Madrid 3, Ciudad Universitaria, Rev. met. CENIM, Vol. II, n. 2, 1966.

(5) Proprietà meccaniche e applicazioni delle ghise sferoidali, Centro di Informazione del Nichel.

(6) J.L. LEFEBVRE – Soudométal, Soudage homogénée de la fonte à graphite sphéroïdale, La fonderie belge, n. 3, 1974.

(7) W.F. RIDGWAY – Welding of. s.g. iron for repair and fabrication, Internazional Nichel Ltd.

(8) H. KOPP, W.U. KOPP, E. WEIDMANN – Gefüge von Gasgeschweissten Gusseisen mit Kugelgraphit, Praktische Metallographie, n. 15, 1978.

(9) G.N. LARM, V.V. BASCHENOV – The formation of metastable structures in Sphéroidal and Flake graphite Cast Iron during Welding, Central Research Institute for Technology and Mechanical Engineering, Mosca.

(10) E.F. NIPPES, W.F. SAVAGE, W.A. ONCZARSKI – The Heat Affected zone of Arc-Welded Ductile Iron, Welding Research Supplement to the Journal, Novembre 1950.

(11) F. PLAZZOTTA – Possibilità di ottenere giunzioni resistenti su ghisa a grafite nodulare mediante procedimento di saldatura ad arco a freddo con vari materiali d'apporto. Tesi di laurea (inedita) in Ingegneria Chimica, anno accademico 1973-1974 - Istituto di Chimica Applicata e Industriale, Facoltà di Ingegneria, Università di Trieste, Relatore Prof. Aldo Regè.

(12) Bergische Stahl Industrie, Procédé de mise en oeuvre de fonte à graphite sphéroïdale comme matériaux pour objets à bonne soudabilité, Brevetto francese P.V. n. 141.835, n. 1.556.596 del 30.12.1968, Bulletin de la Proprieté Industrielle, n. 6 del 7.7.1969.

(13) J.W. FLANNERY – Welding Ductile Iron, Welding Engineer, Novembre 1968.

(14) M. MORELLE – Procédé courant de soudage des fontes à graphite sphéroïdale, Centre Technique des Industries de la Fonderie, Gennaio 1973.

(15) H. JAHRE, Z. HALLE – Schweissen von Kugelgraphitguss, Schweistechnik 13, n. 2, 1963.

(16) P. BOUVARD – Procédés et produits actuels de soudage à l'arc fontes G.S., Centre de recherche de Pont à Mousson, Fonderie 354, Marzo 1976, pagg. 89-99.

(17) S.A. FROBERG – Schort arc of S.G. Iron in the S.K.F. Katrinenholm Works, Schweden, Foundry Trade Journal, 23 maggio 1969.

(18) The present situation of schort arc welding of G.S. Iron in the S.K.F. Katrinenholm; Schweden, Bollettino S.K.F. Katrinenholm SAF/B del 5.5.1969.

(19) W. WIRZ – Unterpulverschweissen mit Fullband elektrode von Gusseisen mit Kugelgraphit, Schweissen und Schneiden 21, n. 4, 1969.

(20) M.A. DAVILA, D.L. OLSEN, T.A. FREESE – Submerged arc Weldiing of Ductile Iron, A.F.S. Transaction.

(21) J.L. OSMAN, N. STEPHENSON – Further aspects of the welding of S.G. Iron.

(22) P. BOUVARD, R. PARADIS – Soudage à l'arcplasma des fontes à graphite sphéroïdale, Centre de Recherche de Pont à Mousson Soudale e Techniques Connexes, Mars-Avril 1975.

(23) J.L. OSMAN, N. STEPHENSON, D.R. THORNEYCROFT – Development in the welding of G.S. Iron, The Internazional Nichel Co., (Mond Ltd.) England, Session F.D. oper 12.

(24) A. BARGONE, V. GOTTARDI – Saldatura della ghisa sferoidale ferritica, Bollettino G.S. 20, Centro di Informazioni del Nichel.

(25) A. BARGONE, V. GOTTARDI – Saldatura della ghisa sferoidale ferritica con rame e bronzo d'alluminio, Il Nichel, Ottobre 1955.

(26) H. GRUNDMANN – Schweissen von Gusseisen Werkstoffen und Stallguss Die Schweisstechnische Praxis, Deutsche Verlag für Schweisstechnik G.m.b.H., Düsseldorf.

(27) R. MEDANA, E. NATALE, M.S. REMONDINO – Hight strength Welding of Ductile Iron Casting, Fiat Teksid, Foundry Division, Torino, Memoria presentata al Casting Congress A.F.S., Detroit, 1978.

(28) Bacchetta di apporto per la saldatura a gas di ghisa sferoidale. La Fonderia Italiana, Febbraio 1971.

(29) H. WIRTZ, H. REUTER – Fertigungschweissen an Werkstücken aus Gusseisen mit Lamellen und Kugelgraphit, Schweissen und Schneiden 23, n. 7, Juli 1971.

(30) F. ROUMANI – Damasco-Siria-Konduktives Widerstandgluhen von Schweissverbindungen aus ferritischem Gusseisen in vergleich zum Wärmebehandlung in Ofen, Schweissen und Schneiden 31, n. 11, November 1971.

(31) A. REGE' – Saldatura di testa a resistenza ed a scintillio di ghise di vario tipo fra di loro e con metalli dissimili sia ferrosi che non ferrosi, Caratteristiche meccaniche dei giunti, strutture ed applicazioni, Memoria presentata al 24° Congresso Internazionale di Fonderia, 14 settembre 1977, Firenze.

(32) Le soudage des fontes G.S., Societé du Nichel.

(33) Saldatura per attrito della ghisa sferoidale, Fiat Teksid, Reparto Ricerca e Sviluppo, Divisione Fonderie, Torino.

(34) S.G. Iron Welding, International Nichel Ltd., Thames Housa Millbank, London SW1, Pubblicazione n. 2496.

(35) S.G. Iron Propertie and applications, Mond Nichel Co.

(36) Soudage de la fonte à graphite sphéroïdale, La pratique des industries mécaniques, La Fonderia Italiana, Febbraio 1966.

(37) G.R. PEASE – The Welding of Ductile Iron, Welding Journal Research Supplement, Gennaio 1960.

(38) F.A. BALL, D.R. THORNEYCROFT – Metallic arc Welding of Spheroidal graphite Cast Iron, The Institute of British Foundrymen, Fifty first annual Meeting, Glasgow, 22/24 June 1954.

(39) Assofond, Metallurgia delle ghise - Vol. I.

(40) H.T. ANGUS – Cast Iron Physical and Engineering Properties, II Ed. 1976.

(41) S.I. KARSAY – Ductil Iron II, Engineering, Appljcations, 1976.

(42) Dizionario delle Tecniche e delle Scienze, 1970.

(43) Manuel des fontes moulées, CIFOM, Ed. 1965.

(44) H.T. ANGUSS – Physical and Engineering Properties, Butler & Tanner Ltd. Butterworth, Co. Ltd., Ed. 1976.

(45) S.I. KARSAY – Ductil Iron Production, Engineering Design, Properties Applications, Quebec Iron and Titanium Corporation, Ed. 1971.

(46) Ghise al rame, Edizione CISAR, 1965.

(47) Ghise austenitiche Ni-resist, Proprietà ed applicazioni.

(48) Volume GN18, Centro di Informazioni del Nichel, Milano.

(49) The Uses of Molybdenum in Nodular Irons, Principali elementi correttivi dell'acciaio e della ghisa. Loro influenza e impiego, London e Scandinavian Metallurgical Co. Ltd., London.

(50) S. BECHET e ROHRIEGK – Fundiciones ferriticas de grafito esferoidal resistentes a temperaturas elevadas, Colada, Vol. 11, n. 7-8, Luglio-Agosto 1978, pagg. 195/205.

(51) D.L. SPONSELLER, W.G. SCHOLZ, A. ARBER, D.F. RUNDLE – Development of Low-Alloy Ductil Irons for Service at 1.200-1.500 F., Climax Molybdenum Co., 1968.

(52) R.D. SCHELLENG, J.I. FAST – Effect of composition on the elevated temperature properties of ductil Iron, ASTM, Vol. 57, 1957.

(53) K. REIFFERSCHEID – Verbesserung des Zeitstand - Verhaltens von ferritischem Gusseisen mit Kugelgraphit durch Legieren. Giesserei-Praxis, n. 18, 25 Settembre 1978, pag. 291.

(54) K. ROHRIG e C. BERTOLI – Ghisa sferoidale resistente al calore, La Fonderia Italiana, n. 12, 1974.

(55) C. GALLETTO – Impiego della ghisa a grafite sferoidale ad elevata temperatura, Centro di Informazioni del Nichel, Milano, 1955.

La pratica di fonderia

— LA PROGETTAZIONE DEI GETTI DI GHISA SFEROIDALE
— RITIRO DEL MODELLO
— FORMATURA
— COLATA, SISTEMA DI COLATA E ALIMENTAZIONE DELLA GHISA SFEROIDALE
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: R. D. Forrest
Stephen I. Karsay
Giancarlo Paltrinieri

LA PROGETTAZIONE DEI GETTI DI GHISA SFEROIDALE

Dato il gran numero di applicazioni in cui sono comunemente impiegati i getti di ghisa sferoidale, questo breve capitolo dedicato alla progettazione si limiterà ai concetti generali, piuttosto che al dettaglio.

Pur considerando come criterio principale di progettazione la funzionalità, il costo gioca spesso un ruolo ugualmente importante, e la progettazione del pezzo può avere un effetto significativo sui costi di produzione.

La regola d'oro nella progettazione di un getto, come avviene per molte altre tecnologie, è che non vi sono regole d'oro. Vi sono tuttavia diversi raccomandabili lavori di riferimento che il progettista può consultare.

Esistono alcuni principi di progettazione di un getto che possono costituire una base di partenza per il progettista:

- Utilizzare la libertà offerta dal processo di colata.
- Conoscere gli aspetti fondamentali del processo di colata.
- Progettare tendendo ad ottimizzare l'economia totale.
- Progettare per ottenere getti sani.
- Richiedere una precisione dimensionale grande o piccola, secondo necessità.
- Tenere conto dell'effetto dello spessore delle sezioni sulle proprietà.
- Progettare con un adeguato margine di sicurezza.
- Stabilire opportuni rapporti con i fonditori ed avere fiducia nei loro suggerimenti.

Utilizzare la libertà offerta dal processo di colata

Raffrontato ai processi di fabbricazione mediante stampaggio, forgiatura o saldatura, il processo di colata offre al progettista una libertà di forme quasi illimitata.

Una volta determinato il disegno fondamentale della parte da produrre, sono generalmente stabiliti gli spessori delle pareti in funzione dei carichi che devono sopportare. Si cerca di minimizzare il peso del getto distribuendone uniformemente le tensioni, il che, a sua volta, è ottenuto variando gli spessori delle pareti ed utilizzando strutture cave con o senza nervature di collegamento. Possono poi essere aggiunti vari tipi di mozzi, manicotti portanti, ecc., per raggiungere la forma ideale dal punto di vista della geometria e per ottenere la distribuzione ottimale delle tensioni. Mentre in molti casi si può procedere a colare questa forma ideale senza alcuna alterazione, vi sono circostanze che giustificano alcune varianti e che derivano da considerazioni, quali facilità di formatura, necessità di impiegare anime, pulizia del getto, resa di colata, lavorazione meccanica del getto, trasporto e persino aspetto estetico. Una volta assicuratisi che siano mantenute le proprietà più importanti che sono necessarie per un funzionamento sicuro del getto, tali alterazioni al progetto sono normalmente possibili.

Quando per la realizzazione di un getto si cambia processo e si passa alla fusione, è assolutamente necessario riconsiderare il suo disegno se si vogliono realizzare appieno i vantaggi offerti dal processo di fusione (fig. 586).

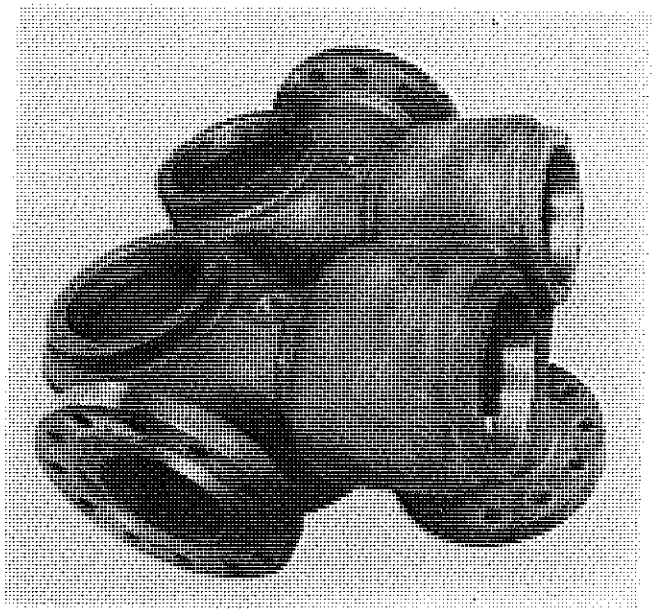


Fig. 586 — Esempio di corpo integrale in una valvola colato in un solo pezzo in ghisa sferoidale. Sostituisce quattro valvole separate fornendo sostanziali risparmi e una configurazione più compatta.

Conoscere gli aspetti fondamentali del processo di colata

Nella sua forma più semplice il processo di colata permette di produrre una parte metallica nella forma richiesta, versando della lega fusa entro la cavità di una forma predisposta. In generale le forme sono realizzate pressando del materiale refrattario, solitamente sabbia contenente dei leganti, attorno ad un modello del getto da colare. La tipica disposizione di una forma è mostrata schematicamente nella fig. 587.

Il modello e la sabbia pressata sono solitamente contenuti in una staffa che normalmente consiste di 2 parti, le cui superfici si incontrano sulla linea di divisione del modello.

Dopo la pressatura il modello è estratto e le due parti della forma sono unite. Il metallo fuso è, poi, versato entro la cavità della forma attraverso un sistema di canali (sistema di colata).

Quando necessario, è possibile ottenere cavità interne al getto impiegando delle anime di sabbia agglomerata, opportunamente sagomate, che sono supportate e fissate in posizione per mezzo delle cosiddette portate d'anima.

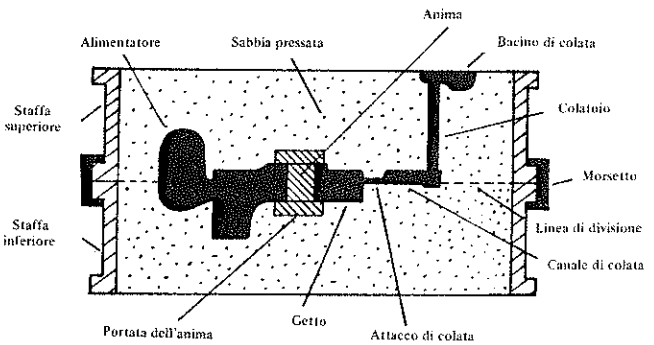


Fig. 587 — Disposizione tipica di una forma (schema).

Si ricorre pure all'uso delle anime quando la configurazione del getto rende impossibile la rimozione del modello dalla forma. Sebbene tali anime possano essere realizzate facilmente, esse accrescono considerevolmente i costi di produzione, per cui il progettista dovrebbe cercare di evitare la presenza di sottosquadri ogni volta che è possibile.

Nel passare attraverso il sistema di colata e nel riempire la cavità della forma, la temperatura della ghisa liquida diminuisce con una corrispondente diminuzione di fluidità. Con getti dalle pareti sottili questa ridotta fluidità della ghisa può provocare difetti dovuti a incompleto riempimento della forma oppure ad incompleta giunzione delle correnti di metallo liquido. Un aumento della temperatura della lega colata è spesso controproducente dal punto di vista dei costi energetici, del deterioramento della qualità metallurgica della ghisa, dei più elevati costi del refrattario, ecc. Dovunque possibile, il progettista dovrebbe mantenere lo spessore delle pareti ad un valore non inferiore a 6 mm.

L'ultimo componente, che richiede una descrizione, è l'alimentatore. Poichè la ghisa liquida decresce di volume durante il raffreddamento, è necessario disporre di un mezzo per compensare questa riduzione di volume. L'alimentatore assolve questa funzione. Quanto più alta è la temperatura di colata, tanto maggiore è la riduzione di volume durante il raffreddamento e quindi tanto maggiore è la richiesta di alimentazione (è questa un'altra ragione per evitare temperature di colata eccessivamente alte).

Per la ghisa sferoidale in particolare, si verifica durante la solidificazione un'espansione netta del volume, e successivamente, verso la fine del periodo di solidificazione, una contrazione secondaria. Queste variazioni di volume e la loro influenza sulla forma dell'alimentatore saranno discusse in maggiori dettagli successivamente. Il progettista, comunque, può venire incontro al tecnico di fonderia, evitando grandi differenze di sezioni nei getti dovunque ciò sia possibile.

Progettare tendendo ad ottimizzare l'economia totale

Il prezzo di un getto spedito dalla fonderia può avere poco significato sia per l'utilizzatore che per il progettista. Ciò che interessa è il contributo che il getto dà al costo totale del pezzo finito. Questa considerazione dovrà includere i costi di lavorazione e di spedizione, la facilità di riparazione, la durata del pezzo, ecc. Ogni singola fase del processo di fabbricazione ha una ripercussione sull'economia di produzione globale e ciascuno di questi passaggi è influenzato dal progettista.

Si esamineranno ora i 4 fattori più importanti che influenzano l'economia totale, mentre si suggerirà al progettista di considerare tutti gli altri fattori di costo in base ad una propria valutazione critica.

- *Il tipo di ghisa sferoidale scelto* avrà un effetto considerevole sull'economia.
  Il tipo ferritico/perlitico con allungamento modesto (5 ÷ 10%) è quello meno costoso, specialmente quando si tengano in considerazione i costi di lavorazione del getto.
  Il tipo con matrice prevalentemente perlitica avrà all'incirca lo stesso costo di colata, ma, a causa della sua maggiore resistenza meccanica, risulterà più costoso nella fase di lavorazione.
  I tipi completamente perlitici sono ancora relativamente economici nella fase di colata e sono prescritti quando sono necessarie una elevata resistenza meccanica e contemporaneamente una buona resistenza all'usura.
  I tipi con matrice con struttura completamente ferritica, oppure bainitica, o ancora martensitica rinvenuta, sono alquanto più costosi da produrre, ma ciò nonostante ciascuno di questi può rappresentare la scelta più economica se le condizioni di esercizio del getto richiedono queste specifiche caratteristiche del materiale.
  I tipi austenitici, relativamente costosi, devono essere valutati in termini di superiore resistenza alla corrosione ed alla ossidazione, di proprietà ad elevate temperature, di caratteristiche magnetiche, ecc.

- *La velocità di raffreddamento* (spessore delle sezioni) sarà discussa più avanti in maggiore dettaglio con particolare riguardo alle proprietà meccaniche. E' importante che il progettista sia conscio del fatto che un rapido raffreddamento promuove una struttura dura e fragile che è difficile da lavorare. I getti con pareti sottili, inferiori a 6 mm, raffreddano rapidamente e possono risultarne strutture dure e fragili. Sebbene queste strutture indesiderabili possano essere eliminate mediante un trattamento termico, questo è costoso (aggiunge un 20% circa al prezzo del getto) ed in più si può verificare una distorsione del getto stesso per effetto delle elevate temperature necessarie. Conseguentemente si consiglia al progettista di mantenere lo spessore delle pareti del getto ad un valore minimo di 6 mm, in modo da facilitare una fornitura di getti *as-cast* (grezzi di fusione).
  Inoltre la presenza di sezioni con dimensioni fortemente diverse, come per esempio mozzi pesanti adiacenti a sezioni sottili, richiederanno una particolare attenzione da parte del fonditore (alimentatori, conchiglie). A parte il sovraccosto di queste misure, vi può essere una significativa riduzione nella resa di colata (% in peso di getti buoni prodotti rispetto al peso totale di metallo colato in ciascuna forma) che a sua volta influenzerà il costo finale del getto.

- *La semplicità del disegno* per cui la vecchia massima secondo la quale il disegno più semplice è il migliore, è generalmente vera per i getti e, certamente, conduce a costi più bassi. Cercando di stabilire un compromesso accettabile tra la semplicità dei profili ed una distribuzione uniforme delle tensioni, si abbassano i costi di produzione in quanto sono richiesti modelli meno costosi, senza o con poche anime.

- *I costi di lavorazione meccanica* sono spesso di grande importanza nei confronti dell'economia totale e a volte tendono a sovrastare gli stessi problemi di fonderia. La lavorabilità aumenta generalmente con l'aumento del contenuto in ferrite nella matrice.

Progettare per ottenere getti sani

Il fatto che durante il raffreddamento e la solidificazione della ghisa sferoidale intervenga un periodo in cui essa aumenta di volume, può risultare di grande aiuto per assicurare la produzione di getti sani. Questa caratteristica rappresenta un vantaggio nei confronti della ghisa malleabile, dell'acciaio, dell'ottone, del bronzo e di altre leghe fuse, ad eccezione della ghisa grigia.

Nel progettare in funzione dell'ottenimento di getti sani, si deve sempre cercare di provocare una solidificazione simultanea, piuttosto che una solidificazione direzionale, in tutti i punti del getto di ghisa sferoidale. Ciò implica a sua volta il mantenimento di una uniformità nelle sezioni, laddove possibile, che è ricompensato da una ridotta necessità di impiego degli alimentatori.

Al contrario, le parti di un getto di ghisa sferoidale che solidificano in modo molto più lento delle rimanenti, possono risultare difettose se non è resa disponibile, in queste regioni localizzate, una alimentazione supplementare di metallo.

L'alimentazione supplementare di metallo costa denaro in più e ciò deve essere ben chiaro al progettista.

Esempi di tali *punti caldi* isolati comprendono:

- Pesanti borchie sul getto.
- Pesanti provini colati con il getto.
- Spigoli vivi interni.
- Giunzioni tra pareti.
- Giunzioni multiple di sezioni (2 è meglio di 3, 3 meglio di 4, ecc.).
- Giunzioni ad angolo retto (90°) sono preferibili.

Così dovrebbero essere progettate le sezioni pesanti isolate che possono essere alleggerite, senza ridurre la capacità di sopportare carichi.

Un semplice metodo qualitativo per valutare in che grado si sia riusciti ad ottenere un disegno che permetta una solidificazione uniforme del metallo, è quello di inscrivere, entro le sezioni scelte, il cerchio massimo.

Se i diametri di tali cerchi sono tutti uguali (come avverrebbe su una parete rettilinea), sarà stata raggiunta la condizione ottimale. Brusche variazioni nei diametri dei suddetti cerchi sono indice di potenziali problemi.

Richiedere una precisione dimensionale grande o piccola, secondo necessità

Data la natura stessa del processo di colata, la precisione dimensionale di un getto grezzo è più difficile da controllare rispetto a quella di un getto ottenuto mediante lavorazione alle macchine utensili. Le imprecisioni, che sono minimizzate - nei limiti del possibile - dalle fonderie competenti, derivano dalle fonti seguenti:

a – Tolleranze nelle dimensioni del modello e della cassa d'anima.

b – Deformazione elastica del modello durante la preparazione della forma.

c – Deformazione (allargamento) dell'impronta durante la rimozione del modello.

d – Deformazione dell'anima (o delle anime) a contatto con la ghisa liquida.

e – Complicata distribuzione delle tensioni nel getto che provoca una certa distorsione.

f – Variazioni nella contrazione in fase solida, dipendenti dalla struttura della matrice.

g – Variazioni nell'espansione e nella contrazione durante la solidificazione dipendenti dalla microstruttura, dalla resistenza della forma e dalla geometria del getto.

h – Imprecisioni dovute alle linee di divisione e bloccaggio inadeguato delle staffe.

i – Distorsioni significative derivanti dal rilascio di tensioni di fusione se e quando i getti sono trattati termicamente.

l – Imprecisioni derivanti dalla rugosità della superficie grezza.

Ad eccezione del caso a) tutte le altre fonti di imprecisione dipendono anche dalla dimensione fisica del getto. Quanto più esso è grande, tanto minore sarà la precisione che ci si può attendere.

Scostamenti dimensionali derivanti dalla fonte di errore c) possono essere minimizzati mediante una adeguata spoglia del modello: per modelli bassi è sufficiente una spoglia pari a 1:100, ma con l'aumentare dell'altezza del modello stesso, la spoglia può essere aumentata fino a valori pari a 1:20.

Nella tab. CXVIII è riportato un prospetto approssimato delle tolleranze dimensionali che possono attendersi in getti di ghisa sferoidale.

Tabella CXVIII

Dimensione specificata mm	Tolleranza (± mm)
0÷25	1,0
25÷125	2,0
125÷250	2,5
250÷500	4,0
500÷1.000	6,0
1.000÷2.500	8,0

Nota: I valori dati si riferiscono a forme in sabbia a verde. La precisione può essere aumentata con un costo addizionale. Le variazioni dimensionali possono essere significativamente ridotte nella produzione di larga scala, se sono ammesse produzioni sperimentali seguite da eventuali modifiche dei modelli.

Tenere conto dell'effetto dello spessore delle sezioni sulle proprietà

I dati compresi in questo lavoro - come la maggior parte dei dati pubblicati sulle proprietà della ghisa sferoidale - sono validi per getti aventi spessore approssimativo di 10 ÷ 20 mm.Le specifiche standard normalmente si riferiscono a provini a chiglia o a Y dello spessore di 25 mm.

Talune specifiche riconoscono l'effetto della dimensione delle sezioni (velocità di raffreddamento), riducendo i valori minimi per provini più grandi o per provini ricavati dai getti.

L'effetto della dimensione delle sezioni sulle proprietà è il risultato delle variazioni microstrutturali, influenzate dalla velocità di raffreddamento. I tre effetti fondamentali della velocità di raffreddamento sulla struttura microscopica sono i seguenti:

- Velocità di raffreddamento molto elevate non consentono a tutto il carbonio insolubile di precipitare in forma di grafite sferoidale. Si verranno a formare, invece, varie quantità di un componente duro e fragile: il carburo di ferro (Fe_3C).
- Velocità di raffreddamento molto basse portano alla precipitazione di sferoidi di grafite di grande diametro (fino a 1,5 mm) e di forma irregolare.
- Passando da una velocità di raffreddamento molto elevata ad una molto bassa, nell'intervallo di temperature tra 1.473 e 813 K (1.200 e 540 °C), si formano varie strutture della matrice, dalla martensite (raffreddamento molto rapido), alla perlite, alla perlite/ferrite, fino alla completa struttura ferritica (raffreddamento lento).

Poichè la presenza o l'assenza di carburi e il tipo di matrice ottenuta in ogni sezione del getto possono essere facilmente controllati con l'aggiunta di leghe o mediante trattamento termico, non si ritiene necessario discutere qui queste tecniche, se i loro effetti sono noti al progettista. La dimensione ed il grado di perfezione della forma degli sferoidi grafitici, d'altro canto, non sono facilmente controllabili con le tecniche disponibili correntemente. Tuttavia, gli effetti di questi parametri sono significativi nei calcoli di progetto.

La dimensione ed il grado di perfezione degli sferoidi grafitici influenzano solo lievemente le proprietà chimiche, fisiche e tecnologiche del materiale. L'unico effetto rilevabile si riscontra nelle proprietà meccaniche; tuttavia, i dati di letteratura variano in intervalli piuttosto ampi. Si concluderà la presente discussione, tentando di fornire qualche informazione circa le proprietà meccaniche fondamentali da attendersi da ghise sferoidali esenti da carburi aventi diverse dimensioni di sezione. Se per la progettazione fosse essenziale una più esatta conoscenza di queste o di altre proprietà, il progettista dovrebbe chiedere alla fonderia campioni che raffreddino ad una velocità pressocchè uguale a quella dei getti di produzione. Le prove meccaniche su queste provette forniranno i più accurati dati per il progetto.

Progettare con un adeguato margine di sicurezza

Sia i giunti per gli sterzi delle automobili che i vomeri degli aratri sono prodotti in ghisa sferoidale. E' ovvio che le richieste di sicurezza sono molto differenti in questi due diversi casi.

Le necessità di sicurezza variano entro limiti molto ampi, compresi fra i due esempi estremi menzionati in precedenza.

Il progettista è in possesso di tutti i mezzi di controllo necessari per potere ottenere qualsivoglia grado di sicurezza. I mezzi di controllo devono essere applicati con oculatezza, poichè l'aumento della sicurezza in un getto coincide inevitabilmente con un aumento del costo di produzione. I mezzi di controllo disponibili sono:

- Avvicinarsi alla resistenza meccanica finale del materiale per gradi predeterminati. Sotto carichi statici il massimo valore di sforzo ammesso si avvicina al carico di snervamento. Si progetterà in modo tale che i carichi previsti varino dal 50 al 90% del carico di snervamento.
  Parti esposte a carichi con frequenza variabile devono essere progettate in base al loro limite di fatica. E' d'uso progettare, tenendo conto di sforzi pari al 50 ÷ 100% del limite di fatica, variando in tal modo il margine di sicurezza da un livello molto elevato ad uno molto basso.
- Valutare l'entità dei carichi di emergenza potenziali e stabilire il meccanismo di rottura meno pericoloso. Le condizioni operative di emergenza possono essere previste raramente, ma il verificarsi di tali condizioni deve comunque essere preso in considerazione. Carichi statici o dinamici eccessivi possono causare guasti sia per deformazioni del getto oltre il suo limite di utilizzo, sia per fratture. A seconda del tipo di servizio richiesto al getto l'uno di questi meccanismi di rottura risulterà più sicuro dell'altro.
  Nell'esempio di un contenitore a tenuta di pressione, un inatteso aumento della pressione interna può provocare l'esplosione del getto o può provocarne la deformazione permanente. Quest'ultimo tipo di guasto risulterà quasi certamente il meno pericoloso.
  Un altro esempio è quello di un ingranaggio. Un improvviso ed inatteso carico può provocare la rottura di uno o più denti, ovvero può provocarne la deformazione. In questo caso la rottura sarà molto probabilmente preferibile, poichè la struttura sarà ancora in grado di continuare ad operare - sebbene in modo imperfetto - fino a quando non è effettuata la sostituzione.
  L'uso indiscriminato di tipi di materiali con elevata duttilità non può essere generalmente sostenuto nemmeno dal punto di vista della sicurezza. I tipi perlitico-ferritici possono resistere a carichi del 70% più alti. Ogni applicazione deve essere valutata singolarmente.
- Richiedere prove distruttive o non distruttive su un determinato numero di getti. La frequenza e la completezza di tali prove è direttamente proporzionale al grado di sicurezza atteso per il getto. Per le cosiddette parti di sicurezza si richiedono spesso prove non distruttive al 100% , anche se una tale procedura è molto dispendiosa.

Stabilire opportuni rapporti con i fonditori ed avere fiducia nei loro suggerimenti

I getti di ghisa sferoidale sono prodotti in tutte le fonderie del mondo da più di 30 anni. Durante questo tempo sia

le fonderie che i tecnici di fonderia hanno raggiunto una considerevole esperienza ed una grande sicurezza nella loro produzione, imparando inoltre a conoscere a fondo i vari pregi delle differenti pratiche di produzione, l'influenza della composizione chimica, le procedure per il controllo della qualità, ecc.

Se il progettista prescrive in qualche modo il metodo di fabbricazione del getto, egli interferisce con il lavoro del tecnico di fonderia e non fa che porre le basi a problemi che potrebbero insorgere in futuro.

Le istruzioni superflue più comuni sono quelle relative alla composizione chimica, al trattamento termico ed al controllo della qualità. La maggior parte delle proprietà può essere ottenuta mediante trattamento termico, ma è possibile ottenerla anche direttamente allo stato *as-cast*, a patto che siano esercitati gli opportuni controlli di produzione. Deve essere lasciato alla scelta del fonditore se fornire getti *as-cast* oppure con trattamento termico, fintanto che le proprietà del getto corrispondono alle specifiche.

Si deve esercitare uno stretto controllo di qualità durante tutte le fasi del processo, particolarmente se si produce un materiale di alta qualità come la ghisa sferoidale. Non è assolutamente necessario che il progettista si occupi di tali controlli, perchè questo compito spetta all'acquirente dei getti.

Che le proprietà specificate siano ottenute o meno, non deve essere ovviamente una questione di fiducia. Non è solo diritto, ma anche dovere del progettista richiedere o condurre prove tanto estese quanto richieste dalle considerazioni di sicurezza, in modo da essere certo che i getti abbiano in effetti le proprietà desiderate.

Nessun progettista potrà mai diventare un fonditore esperto dopo aver letto questi brevi note fondamentali sul processo di colata e i particolari relativi alla ghisa sferoidale. Il seguire questi principi fondamentali contribuirà a dare al progettista ciò che egli vuole al minimo costo. Per poter decidere su dettagli fini, di largo significato potenziale economico e produttivo, bisogna possedere una conoscenza approfondita non solo della fonderia in generale, ma anche di quella interessata in particolare.

Il momento migliore per incontrare il tecnico di fonderia è quello immediatamente successivo alla stesura della *bozza*, ovvero *progetto ideale* del getto. La fonderia si mostrerà generalmente ansiosa di cooperare nella determinazione delle eventuali modifiche necessarie.

Le modifiche suggerite possono anche non essere immediatamente accettate dal progettista, tuttavia entrambe le parti trarranno certamente vantaggio da questi rapporti.

RITIRO DEL MODELLO

Completata la solidificazione della ghisa sferoidale, l'ulteriore diminuzione della temperatura è accompagnata da una contrazione del solido e da variazioni di volume associate con le trasformazioni cristallografiche allo stato solido. Per questo motivo, per ottenere un getto della dimensione richiesta, è necessaria una certa tolleranza, ed il modello è di solito lievemente sovradimensionato.

Questo incremento delle dimensioni del modello è definito ritiro del modello.

Il ritiro del modello per la ghisa sferoidale non è un valore definito in senso assoluto, poichè possono anche aversi deformazioni della forma sotto le pressioni che si manifestano durante l'espansione connessa con la solidificazione e possono anche verificarsi deformazioni plastiche risultanti da certi restringimenti della forma.

Mediamente sono tenute le seguenti tolleranze di ritiro del modello:

- Ghisa sferoidale perlitica grezza di fusione: 1,25% lineare.
- Ghisa sferoidale ferritica grezza di fusione: 0 (cioè esattamente come il modello).
- Ghisa sferoidale con carburi (5 ÷ 20%) grezza di fusione: 1,75% lineare.

Durante i trattamenti termici di ricottura ferritizzante la ghisa sferoidale perlitica grezza di fusione cresce di 0,5% e la ghisa sferoidale con carburi grezza di fusione dell'1%.

FORMATURA

La precisione e la qualità di un getto di ghisa sferoidale dipendono molto dal tipo e dalla qualità della forma e dell'anima con i quali esso è prodotto.

Quando la ghisa sferoidale è colata in una forma, tre sono le forze applicate alle pareti della forma stessa:

- La forza dovuta alla pressione ferrostatica durante la colata.
- La forza dovuta alla pressione associata all'espansione di volume che avviene in concomitanza con la precipitazione della fase grafitica durante il raffreddamento.
- Le pressioni dovute all'espansione dei granuli di sabbia.

E' la seconda forza che causa i maggiori problemi, poichè l'entità delle pressioni sviluppate durante la solidificazione grafitica delle ghise sferoidali può raggiungere il valore di parecchie atmosfere. Le forme in sabbia a verde, per esempio, con resistenze a compressione a verde massime intorno a 13,7 N/cm^2 (1,4 kg/cm^2), non sono in grado di sostenere le pressioni esercitate quando il modulo del getto supera all'incirca 0,5 cm. Quindi si potrà verificare un allargamento della forma se non è fornito un mezzo per scaricare questa pressione. E' tuttavia possibile ridurre o persino eliminare gli spostamenti delle pareti dalla forma, aumentando la rigidità della forma stessa.

Rigidità della forma

Ammettendo che siano sufficienti i fattori esterni e cioè la resistenza della staffa e che la base sia solida, i pesi adeguati, ed efficace il bloccaggio, la rigidità della forma dipende dal tipo di legante usato per tenere assieme i grani di sabbia. Di conseguenza, le forme più rigide sono prodotte con materiali leganti che: a) in piccole quantità raggiungono

il necessario effetto legante e b) non sono danneggiati dall'esposizione al calore.

La fig. 588 mostra le rigidità relative di forme prodotte con i vari processi disponibili, laddove la massima rigidità è raggiunta da forme in sabbia e cemento, e la rigidità minima da forme a guscio non supportato. Deve essere tenuto in considerazione, ovviamente, che il sistema legante usato per le anime può altresì influenzare profondamente la precisione dimensionale e la qualità dei getti.

Formatura in sabbia a verde

La grande maggioranza di getti di ghisa sferoidale è prodotta in forme di sabbia a verde; i seguenti fattori risultano di particolare importanza:

- Costruzione della forma.
- Proprietà della sabbia.
- Pressatura della forma.

Costruzione della forma

E' già stato menzionato l'uso di staffe molto resistenti, poste su una base solida con pesi adeguati ed efficaci e bloccaggio altrettanto efficace. Il crescente uso della tecnica di formatura ad alta pressione, in cui sono comunemente raggiunte pressioni fino a 200 N/cm^2 (20 kg/cm^2), ha dettato la necessità di impiegare staffe più resistenti. Il movimento delle pareti delle staffe sotto la pressione di formatura non deve mai superare 0,25 mm/m.

L'uso di sistemi di formatura senza staffa può essere raccomandato solo nel caso di getti di ghisa sferoidale relativamente sottili, se la precisione dimensionale e la qualità del getto sono importanti.

Proprietà della sabbia

Dal punto di vista della qualità del getto la sabbia a verde ideale dovrebbe avere un basso contenuto di umidità ed un'alta resistenza a verde. La rigidità di una forma prodotta con una sabbia simile risulta dalla combinazione di un basso *shatter* e di una elevata densità apparente. Disgraziatamente, a parte le forme molto semplici, una sabbia con queste caratteristiche è molto difficile da formare.

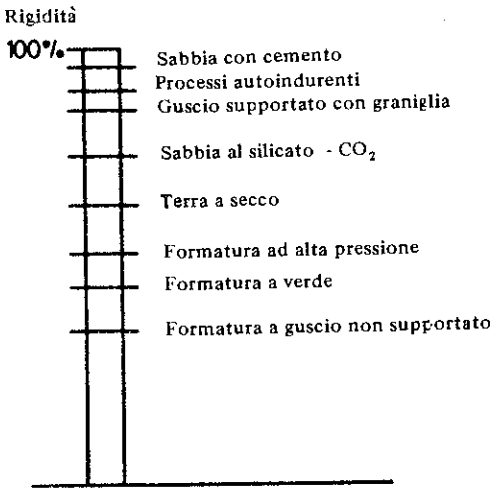


Fig. 588 – Rigidità dei diversi processi di formatura.

Le proprietà elencate nella tab. CXIX di una sabbia per forme, sono raccomandate come il migliore compromesso per ottenere una rigidità massima combinata con caratteristiche di formatura soddisfacenti.

Queste proprietà possono generalmente essere ottenute con contenuti di umidità compresi tra 2,5 e 3,7% e contenuti di argilla attiva tra il 5 ed il 7%.

Tabella CXIX

Classificazione della formatura	Compressione a verde N/cm^2 (kg/cm^2)	Indice shatter
Formatura a mano e a lancio sabbia (sandslinger)	bassa 6,8÷7,8 (0,7÷0,8)	60÷70
Formatura a compressione semplice e con scossa	pressione 7,8÷8,8 (0,8÷0,9)	70÷75
Formatura a compressione e scossa simultanee	media pressione 9,3÷10,7 (0,95÷1,10)	75÷80
Formatura ad alta pressione	alta pressione 12,2÷13,7 (1,25÷1,40)	80÷90

Compressione delle forme

Qualunque siano le proprietà della sabbia impiegata, la produzione di una forma, rigida e precisa dipende dalla sua elevata compattazione, entro i limiti imposti dalla necessità di potere rimuovere il modello.

Per ragioni intrinseche al metodo, una forma, prodotta mediante compressione a lancio, è relativamente debole come mostrato in tab. CXIX. La fragilità può causare problemi di fessurazione e rottura durante la rimozione del modello.

Forme pressate mediante compressione e scossa

Questo semplice ed efficace metodo di formatura ripetitivo tende a produrre forme relativamente soffici e di durezza variabile, con conseguenti limiti di precisione e di qualità dei getti.

Forme pressate mediante compressione e scossa simultanee

Queste sono le forme più rigide in sabbia a verde prodotte mediante metodi convenzionali, ma le proprietà della sabbia devono essere entro i limiti specificati. Una sabbia debole produce forme fragili che danno difficoltà di rimozione, mentre una sabbia molto più forte potrà dar luogo a compattazione insufficiente.

Forme ad alta pressione

Sono prodotte solitamente mediante macchine con compressione idraulica nell'intervallo 60,8 ÷ 64,7 N/cm^2 (6,2 ÷ 6,6 kg/cm^2). Ciò consente di ottenere il massimo di costipamento e di durezza della forma unitamente ad un minimo di deformazione della forma stessa. I valori di resistenza a verde e di indice *shatter* riportati nella tab. CXIX sono effettivamente ottenibili, e non è necessario superare contenuti di argilla del 7% per ottenere queste proprietà.

Durezza della forma

Misura il grado di costipazione di una data sabbia riferito ad una scala che raggiunge un valore 100 come massimo.

Vi è una relazione diretta tra la durezza della forma e la resistenza alla compressione a verde (fig. 589).

Una data miscela di sabbia può essere stivata solo fino ad un certo valore massimo di durezza della forma. Una compattazione ulteriore, al di là di questo limite, non produrrà alcun incremento ulteriore di durezza. Questo può essere ottenuto solo diminuendo il contenuto di umidità, oppure aumentando il contenuto di argilla: entrambi gli interventi accrescono la resistenza a verde. Si misuri sempre la vera durezza della forma, controllandone le facce verticali ed orizzontali. Valori di durezza della forma compresi nell'intervallo 80 ÷ 90 sono considerati indici di buona stivatura per forme di sabbia a verde.

Forme in sabbia autorindurenti (no-bake, air-set)

Queste forniscono la massima precisione ed assenza di cedimento della forma, permettendo in condizioni idonee la produzione economica e senza alimentatori di getti di ghisa sferoidale.

Sabbia-cemento

Permette di produrre forme e anime nel modo più rigido ben adatte alla produzione di getti di ghisa sferoidale pesanti. Lo svantaggio di questo processo è rappresentato dai lunghi tempi di indurimento richiesti e dagli elevati costi della sabbia.

Sabbie autoindurenti

Queste comprendono sistemi basati su resine furaniche indurite con catalizzatore acido e anche sistemi a base di silicati autoindurenti. Esse trovano ampia applicazione e forniscono un metodo pratico ed affidabile per la produzione di forme ed anime rigide.

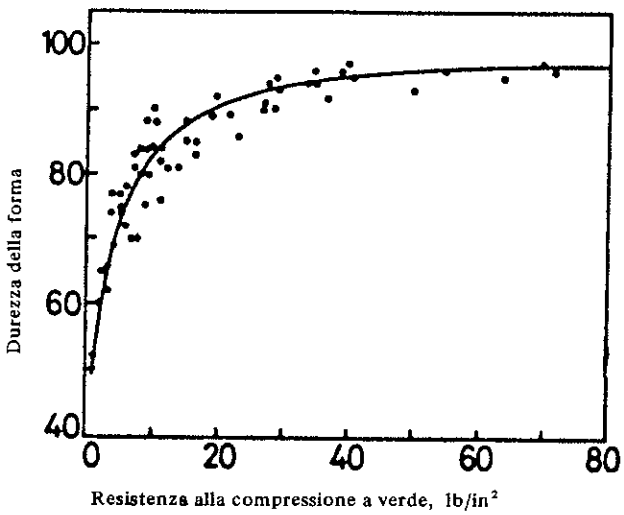


Fig. 589 – Durezza della forma in funzione della compressione a verde.

Sabbia al silicato-CO_2

Permette di produrre forme ed anime rigide. La massima rigidità è raggiunta solo dopo avere lasciato la forma a riposo per un certo tempo (oppure dopo riscaldamento) così da consentire la completa trasformazione del silicato da *gel* viscoso appena trattato fino allo stato di completo indurimento.

Per tutte le forme autoindurenti si raccomanda di stivare la sabbia specialmente nelle sacche, per poter ottenere buone densità della forma.

Forme a guscio (Shell moulding)

I maggiori problemi che si incontrano nel produrre getti di ghisa sferoidale entro forme a guscio sono:

- I gusci non sono rigidi per effetto del carattere termoplastico del legante.
- La velocità di raffreddamento, impiegando forme o anime a guscio, è bassa, il che provoca un'estensione del tempo durante il quale la pressione di espansione, che accompagna la solidificazione, può deformare le pareti rammollite della forma.

Ad eccezione di getti di sezione molto sottile (inferiore a 5 mm) non è raccomandabile per la ghisa sferoidale l'impiego di forme a guscio non supportato. Il supporto per le forme a guscio può essere ottenuto mediante l'uso di graniglia d'acciaio (fig. 590).

Le anime a guscio possono essere riempite con sabbia a verde sciolta o con sabbia al silicato-CO_2.

COLATA, SISTEMA DI COLATA E ALIMENTAZIONE DELLA GHISA SFEROIDALE

Questa parte della produzione della ghisa sferoidale non ha ricevuto generalmente l'attenzione e il controllo tecnico che richiederebbe.

La distribuzione del metallo, la colata, l'applicazione degli attacchi di colata e l'alimentazione dei getti dovrebbero ricevere la stessa attenzione, per esempio, del controllo della composizione delle leghe.

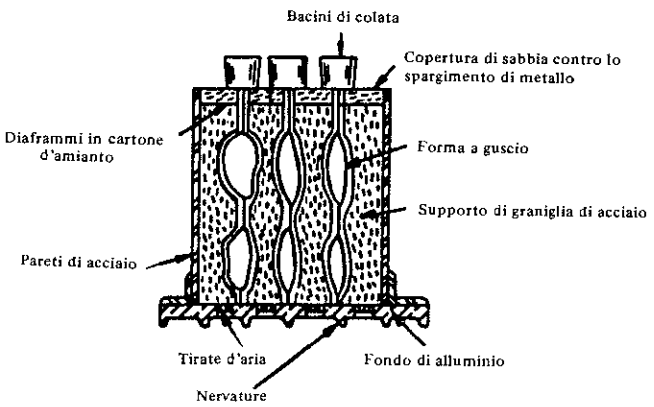


Fig. 590 – Schema di supporto dei gusci con graniglia.

Generalità

Nella maggior parte delle fonderie il compito della colata, quello cioè di riempire la siviera e colare la ghisa dalla siviera entro il bacino di colata della forma, è affidato a personale non sempre esperto. L'uso crescente di sistemi di colata automatici e gli sviluppi che si verificano continuamente in questo campo, sono tutti dei passi auspicabili nella giusta direzione. Sfortunatamente i requisiti di produttività prendono spesso altri corsi meno desiderati.

Siviera eccessivamente riempita

E' un fatto indesiderabile sotto molti aspetti. Una siviera eccessivamente piena è un rischio per la sicurezza durante il trasporto e la colata.

Per di più, una siviera eccessivamente riempita è difficile da posizionare accuratamente sopra il bacino di colata ed è difficile controllarne la velocità di colata iniziale.

La dimensione della siviera dovrà tenere in considerazione il tempo di evanescenza dell'inoculazione e la velocità di abbassamento della temperatura con il tempo.

Le dimensioni della siviera dovranno, pertanto, essere correlate al peso totale colato per ogni singola forma. Tenendo conto di un certo margine, questo rapporto è mostrato in fig. 591.

Disegno del becco di colata della siviera

Il becco deve estendersi dal corpo della siviera con una certa inclinazione rettilinea verso l'alto e per una lunghezza sufficiente a far sì che non deve essere sollevato troppo al di sopra del bacino di colata almeno sino alla linea centrale della forma nella direzione della colata.

Ciò consente una libera collocazione del colatoio. Ci si dovrà assicurare che il canale della siviera sia sufficientemente ampio da lasciar fluire il metallo alla velocità desiderata, ma non tanto ampio da richiedere una particolare abilità dei colatori per mantenere il sistema ben pieno senza versamenti di metallo all'esterno.

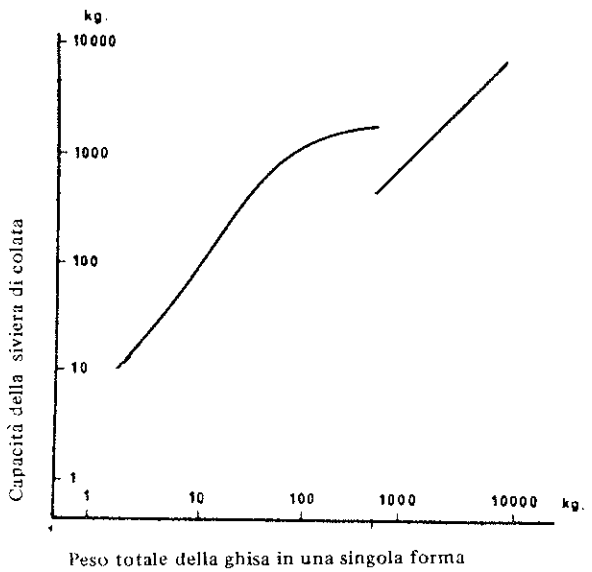


Fig. 591 – Capacità raccomandate per la siviera di colata.

Molti sistemi di colata automatizzati non consentono movimenti orizzontali del becco, o li limitano ad una sola direzione.

Questi sistemi restringono il campo di collocazione del colatoio e spesso intralciano la configurazione del sistema di colata con probabile danno per la resa di fusione.

L'uso di siviere con becco a *teiera* non è consigliato, in quanto si rilevano frequentemente insoddisfacenti nel trattenere le scorie di superficie durante le operazioni di colata; inoltre, richiedono maggiore attenzione nell'applicazione del rivestimento refrattario e riparazioni più frequenti durante l'esercizio. Per di più, l'uso di siviere a *teiera* per l'uso combinato di trattamento e colata porta ad ottenere del metallo sottotrattato *di becco*, che deve essere eliminato prima di iniziare la colata nella forma. La schiumatura manuale delle siviere è generalmente molto più efficace.

Configurazione del bacino di colata

La regola fondamentale per colare la ghisa sferoidale è la stessa di ogni altra lega: riempire il bacino di colata rapidamente e mantenerlo pieno durante tutta l'operazione di colata. La configurazione del suddetto bacino è un compromesso tra la necessità di ottenere la massima resa e la necessità di soddisfare i seguenti requisiti:

- semplificare il compito del colatore, rendendo il bacino di colata un *bersaglio facile*: larghezza del bacino = 2 volte il diametro del colatoio, profondità del bacino = 2 volte il diametro del colatoio, lunghezza del bacino = 4 volte il diametro del colatoio;
- è auspicabile evitare che la prima parte di metallo versato entri immediatamente nel colatoio, poichè questo metallo trascina solitamente con sè la maggior parte della scoria. La condizione può essere ottenuta, configurando un bacino dotato di un piccolo pozzo, come mostrato in fig. 592.

Applicazione delle tirate d'aria

Mentre la pratica dell'applicazione delle tirate d'aria può sembrare più propriamente correlata con il capitolo della formatura, la loro funzione è più legata alla velocità di riempimento della forma. Se si vuole evitare di ottenere getti di scarto, i gas, presenti o generati durante il riempimento del-

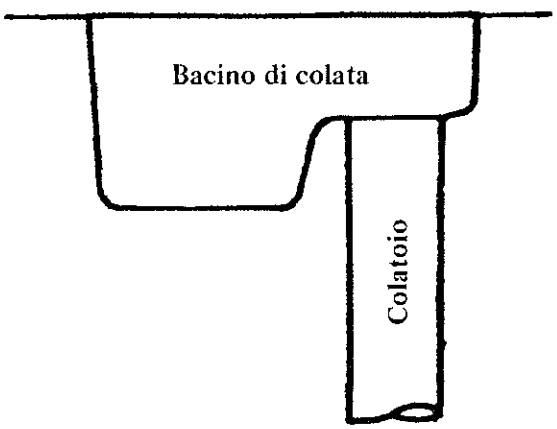


Fig. 592 – Configurazione consigliata per il bacino di colata.

la cavità della forma, devono trovare una rapida via di uscita.

In assenza di alimentatori aperti, la forma deve essere dotata di tirate d'aria (affidarsi alla permeabilità della sabbia non è sufficiente). Il modo migliore è quello di applicare tirate d'aria che attraversino completamente la staffa superiore, partendo dai punti più elevati del getto. L'uso di tirate d'aria sul piano di divisione per operazioni di colata automatica rappresenta un compromesso accettabile. E' sempre raccomandato l'impiego di tirate d'aria in corrispondenza delle portate d'anima.

Sistema di colata per la ghisa sferoidale

La funzione di un sistema di colata è quella di fornire alla cavità della forma la ghisa sferoidale liquida priva di scorie, di inclusioni, ecc. Devono, pertanto, essere minimizzati il grado di turbolenza del metallo ed il grado di erosione delle superfici della forma, se si vogliono evitare difetti di inclusioni, risultanti dall'ossidazione del metallo e dall'intrappolamento di particelle di sabbia.

In più il sistema di colata deve facilitare le operazioni di colata; esso deve influenzare la distribuzione delle temperature all'interno della forma riempita, in accordo con i requisiti del metodo di alimentazione applicata e in determinate circostanze il getto può essere alimentato direttamente dal sistema di colata stesso. In molti casi il disegno degli attacchi di colata è di importanza critica per una efficace alimentazione.

Nella fig. 593 sono riportati i principali componenti, con le relative denominazioni, di un sistema di colata.

I sistemi di colata devono essere basati, non su arbitrarie preferenze personali, ma su leggi fondamentali di natura.

Considerazioni fondamentali:

– La legge che governa la velocità di un liquido che scorre è:

$$V = \sqrt{2gH}$$

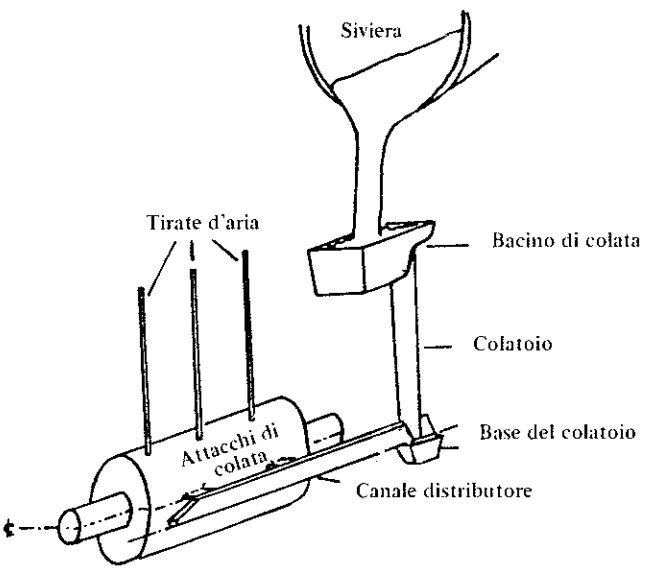


Fig. 593 – Sistema di colata.

dove:

V la velocità

g l'accelerazione di gravità (981 cm/s^2)

H l'altezza (distanza verticale tra il livello di ghisa liquida nel bacino di colata ed il livello della strozzatura (cm).

Con la correzione per le perdite di attrito (c) la legge della velocità diviene:

$$V = c\sqrt{2gH}$$

Il fattore di perdita per attrito dipende da diverse variabili, ma può essere approssimativamente considerato dipendente dal peso del metallo colato (fig. 594).

– La legge della continuità: ciò significa semplicemente che la portata volumetrica del flusso liquido (cm^3/s) è la medesima in ogni parte di un sistema di colata pieno.

– L'applicazione dell'equazione di Bernoulli (Teorema di Torricelli).

La portata del flusso del metallo liquido è determinata dalla sezione che controlla la velocità di riempimento della forma, una volta che sia riempito il sistema di colata. Questa è definita *strozzatura* ed è normalmente collocata nel piano di divisione della forma.

Più precisamente: velocità di riempimento $R = Fc \cdot c \cdot \sqrt{2gH}$

dove:

Fc la sezione della strozzatura in cm^2

R la velocità di riempimento della forma in cm^3/s.

La determinazione della sezione della strozzatura rappresenta, dunque, il primo parametro da considerare per definire un sistema di colata.

Se il tempo di colata non ha particolare importanza, la sezione di strozzatura può essere scelta con riferimento alla fig. 595.

Se, invece, il tempo di colata deve essere prestabilito per rispettare la velocità di produzione, o per assicurare la riuscita del getto, la sezione della strozzatura può essere calcolata dalla formula seguente:

$$Fc = \frac{1}{C \cdot t\sqrt{2g}} \left[\frac{Vd}{\sqrt{H}} + \frac{2\,Vc}{\sqrt{H} + \sqrt{(H\ b)}} \right]$$

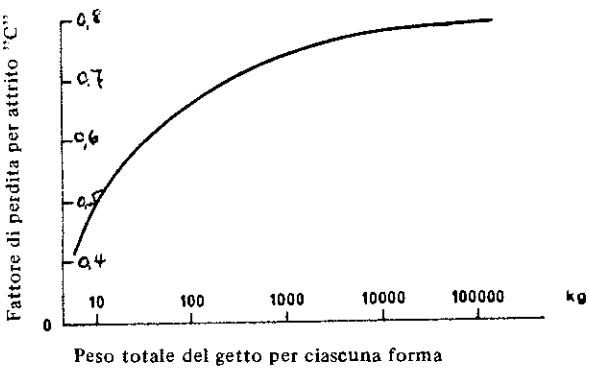


Fig. 594 – Valori approssimati di perdita per attrito.

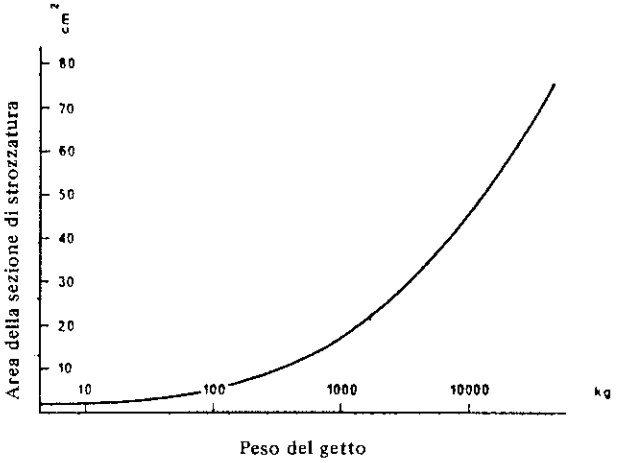


Fig. 595 – Guida per la scelta della sezione di strozzatura.

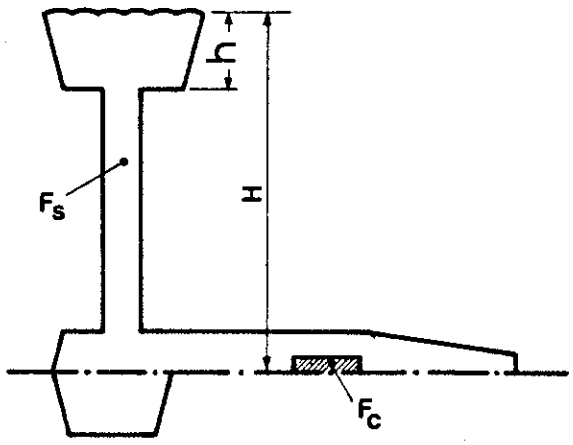


Fig. 596 – Sistema di colata pressurizzato (schema).

I nuovi simboli usati sono:

t il tempo di colata

Vd il volume della parte di getto nella staffa inferiore (cm^3)

Vc il volume della parte di getto nella staffa superiore (cm^3)

b l'altezza del getto al di sopra del piano di divisione (cm).

Se la strozzatura è collocata nella congiunzione tra il canale di distribuzione e tutti gli attacchi, si definirà il sistema come *sistema di colata pressurizzato*.

Se la strozzatura è collocata alla base del colatoio o nel canale di distribuzione nelle immediate adiacenze del colatoio, si definirà il sistema come *sistema di colata non pressurizzato*. La scelta tra i due si baserà di solito su considerazioni di migliore resa di colata.

Disegno di un sistema di colata pressurizzato

Avendo stabilito la sezione della strozzatura ed avendone fissato la collocazione alla congiunzione canale di distribuzione/attacchi di colata, bisogna ora stabilire la sezione trasversale della parte superiore del colatoio in modo da far sì che vi passi una quantità di liquido pari a quella che attraversa il totale degli attacchi di colata.

Usando la precedente equazione per la velocità di riempimento ed i simboli della fig. 596, la sezione trasversale del colatoio (Fs) è calcolata dalla formula

$$Fs \geq Fc \sqrt{\frac{H}{h}}$$

Determinate le sezioni di strozzatura (attacchi di colata) e del colatoio, rimane ora da fissare la sezione trasversale del canale di distribuzione.

Dal colatoio in avanti, l'unica parte del sistema di colata, in grado di intrappolare e di trattenere la scoria, è il canale di distribuzione. Questa funzione è assolta con due mezzi diversi durante i due periodi di tempo della colata.

Il *primo periodo* inizia non appena comincia la colata e continua fino a quando il sistema di colata è tutto riempito di metallo liquido dalle strozzature fino alla sommità del bacino di colata.

Durante questo periodo il metallo liquido fluisce in modo relativamente turbolento ed unidirezionale lungo il canale di distribuzione. L'inerzia del flusso liquido fa sì che questo sorpassi le aperture laterali (attacchi di colata). Tuttavia, quando è raggiunta la parte terminale del canale di distribuzione, l'impatto può dar luogo alla formazione di un riflusso, che a sua volta può trasportare scoria insieme a metallo nel più vicino degli attacchi di colata. Più avanti saranno descritti 3 metodi per evitare questo pericolo, e più precisamente:

– prolungare il canale di distribuzione al di là dell'ultimo attacco di colata;

– far *incuneare* il primo metallo, rastremando l'estremità del canale di distribuzione al di là dell'ultimo attacco di colata;

– disporre un piccolo pozzetto al di sotto dell'estremità del canale di distribuzione.

Il primo metallo sorpasserà gli attacchi di colata, poichè il flusso liquido è unidirezionale. Da questo punto di vista un canale di distribuzione curve è sempre indesiderabile, ma se è inevitabile curvare il canale di distribuzione per effetto della geometria del getto, per massimizzare il numero dei modelli sulla placca, allora bisognerà mantenere una ragionevole distanza tra la curvatura del canale ed i più vicini attacchi di colata per far sì che si ristabilisca il flusso unidirezionale del liquido.

Infine il pericolo che una certa quantità iniziale di metallo e scoria passi attraverso gli attacchi può essere minimizzato utilizzando attacchi sottili e riducendo la lunghezza della loro apertura, disponendo gli stessi perpendicolarmente al canale di distribuzione. Al di là dell'intersezione con il canale di distribuzione, gli attacchi possono essere curvati per facilitare la loro disposizione. Il fondo degli attacchi di colata deve essere posto nello stesso piano del fondo del canale di distribuzione, per evitare un riempimento prematuro degli attacchi durante questo periodo iniziale.

Il *secondo periodo* della colata riguarda le condizioni che si verificano quando il sistema di colata è completamente riempito dal metallo liquido fluente. L'unico pericolo a questo punto è rappresentato dalla possibilità che della scoria fluisca insieme con la ghisa e sia trascinata entro gli attacchi di colata.

Questa possibilità può essere minimizzata nei modi seguenti:

- mantenendo una ragionevole distanza tra il colatoio e il primo attacco di colata;
- minimizzando la turbolenza nel canale di distribuzione;
- provocando basse velocità di flusso nel canale di distribuzione, il che può essere ottenuto scegliendo un rapporto relativamente grande tra la sezione del canale di distribuzione e la sezione della strozzatura (3:1 per esempio);
- disegnando un canale di distribuzione alto e stretto (altezza: larghezza = 2:1) in modo da separare la scoria, alla sommità del canale stesso, dagli attacchi di colata posti sul fondo.

Riassunto delle regole relative al sistema di colata pressurizzato

1 – Determinare la sezione trasversale della strozzatura (Fc) o riferendosi a quanto illustrato in fig. 595, ovvero calcolandola dalle formule date.

2 – Determinare la sezione trasversale del colatoio (Fs) dalla formula.

3 – Predisporre il sistema di colata con canali di distribuzione rettilinei dovunque possibile.

4 – Scegliere un rapporto pari a 3:1 tra la sezione trasversale del canale di distribuzione e la sezione trasversale totale di tutti gli attacchi di colata cui esso deve fornire ghisa.

5 – Disegnare il canale di distribuzione alto e stretto con rapporto altezza:larghezza di circa 2:1.

6 – Gli attacchi di colata devono essere sottili e larghi con lunghezza uguale a circa 4 volte lo spessore. La loro base deve trovarsi sullo stesso piano della base del canale di distribuzione.

7 – Mantenere una distanza minima di 100 mm tra il colatoio ed il primo attacco di colata ed una distanza similare tra l'ultimo attacco di colata e l'estremità del canale di distribuzione. Per getti grossi questa distanza dovrà essere aumentata corrispondentemente. Due attacchi di colata adiacenti dovranno essere distanziati di almeno 25 mm. Inoltre gli attacchi dovranno diramarsi dal canale di distribuzione in modo perpendicolare.

8 – Collocare il pozzetto del colatoio nella staffa inferiore e dare al pozzetto la forma di un cubo di lato uguale all'altezza del canale di distribuzione.

9 – Mantenere per tutta la lunghezza del canale di distribuzione, e fino all'ultimo attacco di colata, una sezione uniforme senza gradini o interruzioni similari. Oltre l'ultimo attacco di colata, rastremare il canale di distribuzione come mostrato in fig. 597. Se per ragioni di spazio la lunghezza del canale di distribuzione al di là dell'ultimo attacco dovesse essere limitata, porre un pozzetto al di sotto dell'estremità del canale di distribuzione stesso (fig. 598).

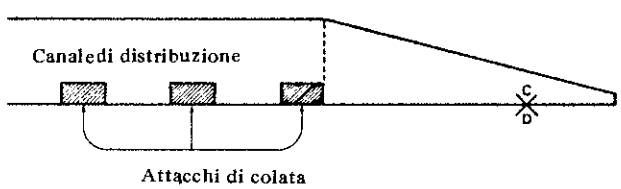


Fig. 597 – Rastremazione consigliata all'estremità del canale di distribuzione.

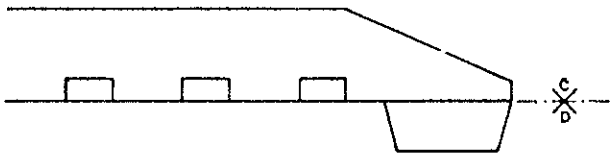


Fig. 598 – Pozzetto al di sotto dell'estremità rastremata del canale di distribuzione.

Disegno di un sistema di colata non pressurizzato

L'area della strozzatura è determinata come per i sistemi di colata pressurizzati (se, tuttavia, si usa la fig. 595, bisogna considerare il peso totale del metallo colato, piuttosto che il peso del singolo getto). In questo caso la strozzatura è posizionata sul fondo del colatoio rastremato (oppure nel canale di distribuzione in prossimità del colatoio, come mostrato in fig. 599).

Il rapporto di superficie tra la sommità del colatoio e la strozzatura (Fs:Fc) deve essere determinato come per i sistemi pressurizzati, facendo riferimento alla relazione:

$$Fs \geqslant Fc \sqrt{\frac{H}{h}}$$

La ritenzione della scoria nei sistemi non pressurizzati si estende a tre periodi di tempo.

Periodo 1: il riempimento del sistema di colata fino alla strozzatura corrisponde al periodo 1 dei sistemi pressurizzati, ma è molto più breve e la scoria non può entrare attraverso gli attacchi di colata.

Periodo 2: durante questo periodo il canale di distribuzione si riempie completamente. Poichè esso è posto nella staffa inferiore, mentre gli attacchi di colata sono posti nella staffa superiore, nè metallo nè scoria potranno entrare attraverso gli attacchi. Al termine di questo periodo, tuttavia, vi è una certa possibilità che la scoria, che galleggia, passi dalla sommità del canale di distribuzione entro gli attacchi di colata. Comunque, adottando un corretto criterio di progettazione, la prima parte del metallo (che trasporta la maggior parte della scoria) si raccoglierà all'estremità del canale

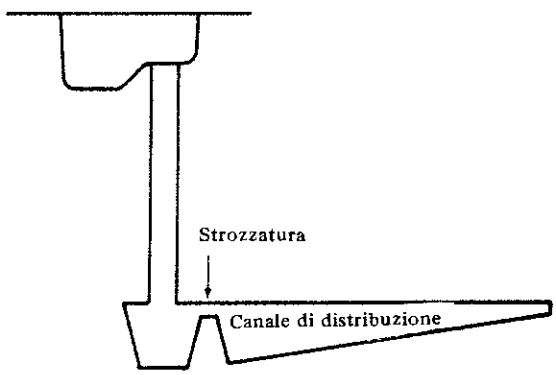


Fig. 599 – Strozzatura posta sul canale di distribuzione in un sistema di colata non pressurizzato.

di distribuzione, inoltre l'impiego di canali larghi e poco profondi contribuirà a ridurre ulteriormente questo pericolo.

Periodo 3: corrisponde al secondo periodo dei sistemi pressurizzati, e richiede gli stessi accorgimenti per evitare il pericolo che la scoria viaggi con il metallo e possa penetrare negli attacchi di colata. Bisognerà cioè minimizzare la turbolenza e provocare basse velocità di flusso nel canale di distribuzione, scegliendo un elevato rapporto di superficie tra la sezione del canale e la sezione della strozzatura.

Per far sì che il liquido entri nella cavità della forma a velocità bassa, è necessario un elevato rapporto tra l'area delle sezioni degli attacchi di colata e la sezione della strozzatura (per esempio 4:1).

Si può promuovere un tranquillo riempimento del canale di distribuzione, rastremando il canale stesso dal basso verso l'alto a partire dalla strozzatura (fig. 599).

Riassunto delle regole relative al sistema di colata non pressurizzato

1 – Determinare la sezione trasversale della strozzatura (Fc), riferendosi alla fig. 595, ovvero calcolandola dalla formula (nei calcoli del sistema non pressurizzato considerare il peso totale colato).

2 – Predisporre il sistema di colata con canali di distribuzione rettilinei dovunque ciò è possibile.

3 – Che la strozzatura sia collocata all'estremità inferiore del colatoio, o che sia collocata nel canale di distribuzione in prossimità del colatoio, il rapporto delle sezioni tra la sommità del colatoio e la strozzatura è determinato secondo la relazione:

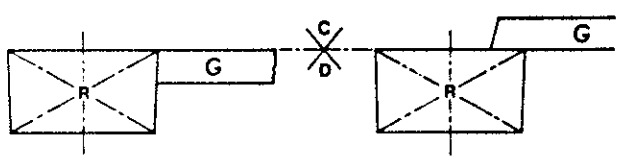
$$Fs \geqslant Fc \sqrt{\frac{H}{h}}$$

4 – Scegliere un rapporto tra la sezione trasversale della strozzatura e quella del canale (alla sua estremità strozzata) di circa 1:4.

5 – Rastremare il canale di distribuzione verso l'alto come mostrato in fig. 599.

6 – La superficie totale delle sezioni degli attacchi di colata supera solitamente quella della strozzatura. Un rapporto 1:4 è comune, quantunque non vincolante.

7 – Il canale di distribuzione è *sempre* posto nella *staffa inferiore* e gli attacchi di colata nella *staffa superiore*, sovrapponendo questi ultimi al canale di distribuzione per una estensione leggermente superiore allo spessore dell'attacco di colata (fig. 600).



a – Errato b – Corretto

Fig. 600 – Giunzione corretta ed errata tra canale di distribuzione ed attacco di colata in un sistema non pressurizzato.

8 – Disegnare il canale di distribuzione largo e sottile con un rapporto tra larghezza e profondità pari a 2:1, rilevato a circa metà lunghezza.

9 – La sezione trasversale degli attacchi di colata deve essere approssimativamente quadrata e gli attacchi stessi devono ramificarsi perpendicolarmente dal canale di distribuzione.

10 – Mantenere una distanza minima di 100 mm tra il colatoio ed il primo attacco di colata, ed una distanza simile tra l'ultimo attacco di colata e l'estremità del canale di distribuzione. Per getti grossi questa distanza deve essere aumentata corrispondentemente. Due attacchi di colata adiacenti dovranno essere distanziati di almeno 25 mm.

11 – Alla base del colatoio, prevedere un pozzetto (disposto nella staffa inferiore) più profondo del canale di distribuzione e di forma quadra (con spigoli arrotondati) di lato un pò maggiore della larghezza del canale stesso.

Alimentazione della ghisa sferoidale

La produzione di getti sani di ghisa sferoidale richiede la conoscenza ed il controllo di molte variabili. Di particolare importanza è tuttavia la conoscenza dei fattori che governano il raffreddamento dei getti e delle variazioni di volume che avvengono durante il raffreddamento e la solidificazione della ghisa sferoidale.

Il raffreddamento di un getto

La velocità di raffreddamento di un getto di ghisa sferoidale dipende da:

- proprietà termiche ed altre proprietà fisiche della ghisa colata;
- proprietà termiche della forma;
- geometria e dimensioni del getto.

Le proprietà termiche e fisiche delle ghise sferoidali sono note con una certa precisione. Le due variabili più importanti introdotte con il processo produttivo sono la temperatura di colata e la qualità metallurgica (tendenza alla formazione di grafite invece che di cementite durante la solidificazione).

Le proprietà termiche della forma, specificatamente la sua conducibilità termica, variano di poco con il variare dei parametri del processo (densità di formatura, contenuto d'acqua, ecc.), fin che si tratta di sabbia silicea. Per capire il comportamento al raffreddamento dei getti di ghisa sferoidale si prenderà in considerazione solamente detto materiale, anche se i principi che si presentano sono facilmente applicabili anche a materiali di formatura diversi. Un'altra semplificazione è che la forma sarà considerata infinitamente grande. L'errore introdotto in tal modo è trascurabile, almeno fino al completamento della solidificazione, con l'eccezione notevole delle forme a guscio. Tutte le raccomandazioni richiederanno pertanto qualche modifica da parte di coloro che producono getti di ghisa sferoidale colati in forme a guscio.

La forma e la dimensione del getto (o di una qualunque

parte di esso) sono solitamente descritte dal rapporto tra il volume e l'area della superficie di raffreddamento. Questo rapporto è unidimensionale, indicato in unità di centimetri, e denominato modulo (M). Recenti ricerche hanno dimostrato che il modulo M è proporzionale alla velocità di estrazione del calore solo per piastre infinitamente grandi, per sfere e per barre tonde infinitamente lunghe. Forme rettangolari raffreddano più lentamente di quanto indicato dai loro moduli, per lo più a causa di inferiori velocità di estrazione del calore in prossimità degli spigoli esterni.

Per questioni di semplicità non saranno applicate correzioni per le deviazioni sopra menzionate, tuttavia i produttori devono tenere ben presente che i valori di modulo calcolati per le forme rettangolari possono essere del 30% , o più, inferiori ai moduli che corrisponderebbero con precisione alla velocità di raffreddamento e di solidificazione.

Con la suddetta avvertenza, in fig. 601 sono dati i valori di modulo per forme semplici. Anche se non si colano mai getti di lunghezza infinita, la semplificazione è giustificata se una delle dimensioni del getto è almeno 4 o 5 volte maggiore della dimensione più piccola.

Sfortunatamente la maggior parte dei getti è costituita da pareti, flange, razze, nervature, borchie, ecc. e ciascun segmento ha il suo proprio modulo. In questi casi può essere costruito un diagramma. Il getto è suddiviso in forme

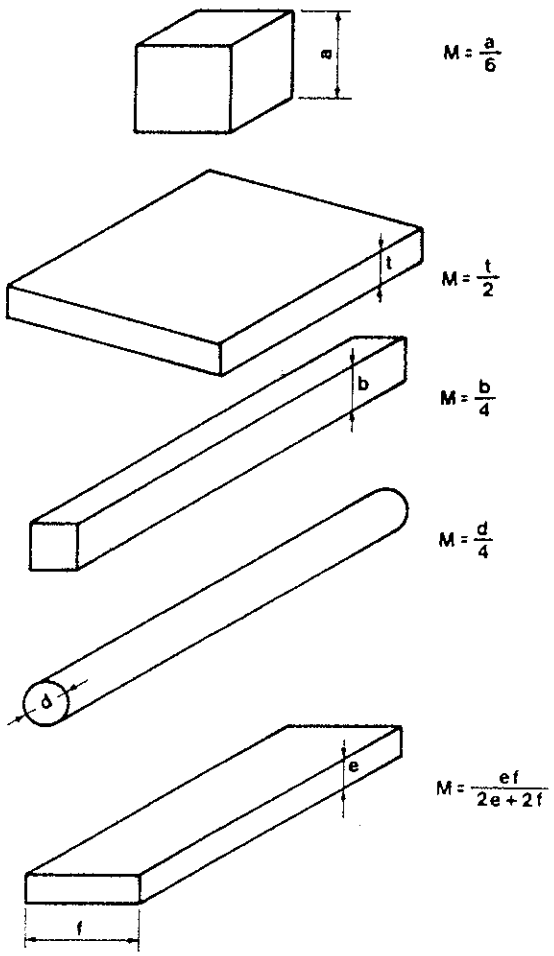


Fig. 601 – Calcolo del modulo per forme semplici. Eccetto il cubo, tutte le altre forme sono considerate di lunghezza infinita.

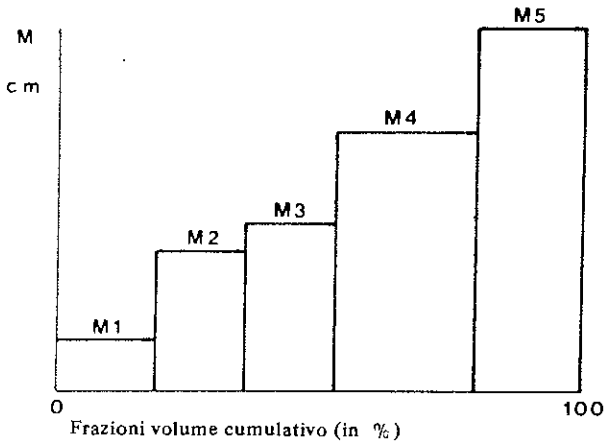


Fig. 602 – Modulo. Diagramma delle frazioni di volume comulative.

geometriche semplici e quindi si determinano il modulo e la frazione di volume occupata da ciascun segmento. Si traccia un diagramma cumulativo che può avere l'aspetto di quello mostrato in fig. 602.

Il diagramma indica la sequenza di raffreddamento e solidificazione. Nel caso della fig. 602 la solidificazione procede dal segmento 1 verso i segmenti con i moduli più grandi e l'ultimo segmento, che ha il modulo più grande di tutti, sarà l'ultimo a solidificare. Una sequenza di solidificazione di questo genere si verifica con barre a gradino o cunei. Nel caso più comune la solidificazione non è unidirezionale, come illustrato nel diagramma di fig. 603.

Ovviamente, inizierà a solidificare il segmento 5 seguito dai segmenti 2-3-4-1 e 6. Se la tecnica di alimentazione dipendesse dalla direzione di solidificazione, il getto singolo dovrebbe essere considerato come costituito da 3 getti.

Nel primo, il segmento freddo è il numero 2 e la solidificazione è completata con quella del segmento 1. Nel terzo getto la solidificazione inizia nel segmento 5 e termina con il segmento 6.

Infine, i segmenti 3 e 4 sono incuneati tra 2 segmenti sottili (2 e 5), in modo tale che la solidificazione procederà dal segmento 2 al 3 e al 4 e dall'altra parte dal segmento 5 al segmento 6. Gli alimentatori dovrebbero perciò essere attaccati ai segmenti 1-4 e 6.

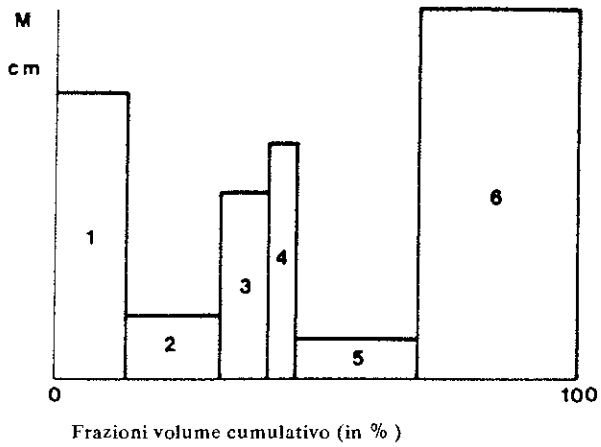


Fig. 603 – Diagramma modulo/frazione di volume comulativo.

Variazioni di volume che accompagnano il raffreddamento e la solidificazione della ghisa sferoidale

In generale, la maggior parte dei metalli e delle leghe liquide mostrano una riduzione di volume (contrazione) con il diminuire della temperatura. Una contrazione accompagna generalmente anche la variazione di stato da liquido a solido (solidificazione) ed una contrazione ulteriore è osservata quando il solido continua a raffreddare. Fanno eccezione a questa regola il bismuto, alcune leghe Al-Sb e le ghise grafitiche (anche l'acqua si espande solidificando).

Nelle ghise grigie e nelle ghise sferoidali la contrazione iniziale del liquido (*ritiro primario*) è seguita da un periodo di espansione che continua durante la solidificazione eutettica, ma termina prima che tutto il liquido sia solidificato, dando luogo ad una ulteriore contrazione, chiamata *ritiro secondario*.

L'andamento di queste variazioni di volume (fig. 604) presentato da Karsay, mostra chiaramente che l'entità del ritiro del liquido, la temperatura alla quale il ritiro liquido si trasforma in espansione, l'espansione specifica totale ed il ritiro secondario totale, sono tutte variabili, che dipendono soprattutto da:

- velocità di raffreddamento;
- composizione chimica;
- condizione metallurgica.

Le curve A, B e C rappresentano varie condizioni, ed A è la curva ideale. In generale si può dire che:

- velocità di raffreddamento più elevate favoriscono un passaggio dalla curva A alla B e alla C. Così in pratica i getti pesanti, che raffreddano in modo relativamente lento, possono risultare sani senza alimentatori;
- una maggiore tendenza alla grafitizzazione, che può essere influenzata dalla composizione chimica (il carbonio ed il silicio sono entrambi di aiuto, mentre il manganese ed il cromo ed altri promotori di carburi agiscono in modo negativo), è desiderabile poichè tende a spostare la condizione da C verso la curva ideale A;
- una maggiore tendenza alla grafitizzazione influenzata dalle variabili di processo (condizioni di fusione, materiali di carica, quantità ed efficacia della inoculazione, ecc.) è ancora di aiuto per muoversi nella direzione C→B→A.

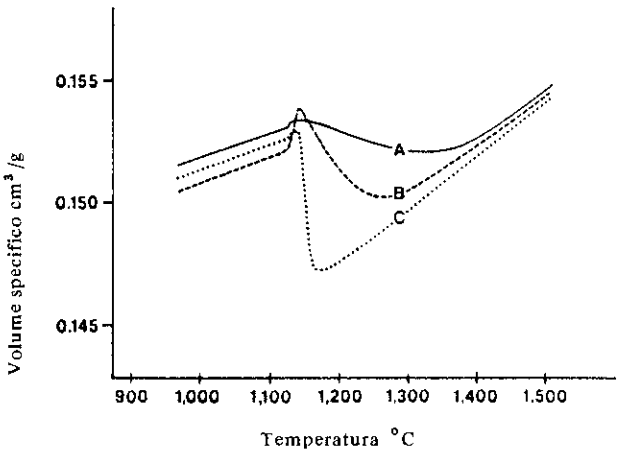


Fig. 604 – Andamento delle variazioni di volume nel raffreddamento e solidificazione di ghise grigie e sferoidali (schema).

Al giorno d'oggi le informazioni contenute nella fig. 604 sono qualitative, ma è in corso un lavoro per quantificare i dati ([10]).

Se lo spessore delle pareti è uguale o inferiore a 10 mm, il ritiro del liquido continua fino a circa 1.443 K (1.170 °C) (o anche oltre).

Analogamente, se la tendenza alla grafitizzazione è scarsa, anche getti pesanti continueranno a contrarsi allo stato liquido pure al di sotto di 1.598 K (1.325 °C).

L'entità della contrazione secondaria nelle ghise grafitiche è sempre piccola e nelle ghise sferoidali è nell'ordine dello 0,1 ÷ 0,5% in volume.

Le ghise sferoidali sono leghe con un ampio intervallo di solidificazione (più delle ghise grigie), ma i getti con sezione sottile raffreddano rapidamente e la risultante deviazione dallo stato di equilibrio produce in effetti un tipo di solidificazione a breve intervallo. Come conseguenza, la necessità di applicare alimentatori e di disporre di forme rigide è relativamente modesta.

Quando aumenta la sezione (o più precisamente il modulo, come precedentemente definito), la pressione che si sviluppa internamente può superare la resistenza delle pareti di una forma di sabbia a verde. La tecnica di alimentazione per questi casi sarà discussa in un paragrafo successivo sotto la voce *Alimentazione con rilascio di pressione*.

Con riferimento ancora alla fig. 604, è ovvio che la pressione, che si esercita contro le pareti della forma, è proporzionale all'espansione totale, e detta pressione è massima quando la variazione di volume corrisponde al modello C, ed è minima quando la variazione di volume corrisponde al modello A.

Si considerino ora i 3 principali parametri elencati in precedenza:

- Aumento della velocità di raffreddamento: favorisce il modello indesiderabile C, ma ciò è posto fuori causa dalla riduzione dell'intervallo di solidificazione.
- Variazione della composizione chimica: l'aumento di carbonio e silicio favorisce il modello ottimale A, l'aumento di manganese, cromo, ecc. favorisce il modello indesiderabile C.
- Il miglioramento della qualità metallurgica: agisce, ancora, nella direzione da C ad A.

La qualità metallurgica dei getti di ghisa sferoidale dipende non solo dalla composizione chimica, ma anche da alcune variabili di processo:

- Aumentando la quantità e la qualità della ghisa in pani in carica, si favorirà fortemente il modello ottimale A.
- Il tipo di forno impiegato per la fusione influenzerà l'andamento della variazione di volume. Nell'ordine vengono i cubilotti (i migliori), i forni rotativi, i forni a induzione a crogiolo, i forni ad induzione a canale ed infine (i meno desiderabili) i forni ad arco.

- Massima temperatura di fusione: questa deve essere controllata sempre nella fusione elettrica e, quanto più bassa è la temperatura massima del fuso, tanto più accentuato è lo spostamento verso il modello ideale A di variazione del volume.
- Egualmente importante è il tempo di permanenza della ghisa liquida a detta temperatura massima di fusione. La cosa migliore è che il tempo di permanenza sia limitato ad un valore minimo. Legata a questa considerazione è anche la sequenza di caricamento nei forni elettrici: è di gran lunga preferibile operare con una sequenza del tipo *spillare, caricare, spillare* piuttosto che spillare più volte, riducendo in tal modo la carica del forno ad un livello magari di un terzo, il che accresce il tempo di permanenza ad alta temperatura e peggiora costantemente la qualità metallurgica.
- Una buona ed efficace inoculazione, che produca un elevato nuunero di noduli, è di estremo beneficio per favorire il modello A di variazione di volume. Un criterio di controllo molto utile per tenere sotto osservazione la qualità metallurgica è rappresentato da misurazioni regolari del numero di noduli. In effetti, se le ghise sferoidali non sono inoculate, la loro solidificazione può dar luogo parzialmente a carburi, e il corrispondente aumento del ritiro secondario può rivelarsi disastroso.

Riassumendo, quindi, si deve fare ogni sforzo per promuovere un modello di variazione di volume, durante la solidificazione ed il raffreddamento, che si avvicini al modello A di fig. 604. Le misure necessarie per ottenere ciò sono state illustrate in dettaglio in precedenza.

La sequenza di solidificazione nelle ghise sferoidali

Vi sono leghe che iniziano la loro solidificazione vicino alle pareti fredde della forma e dopo un breve periodo di prevalente raffreddamento in fase liquida, il processo di solidificazione procede gradualmente, in modo quasi stratificato, fino a che i due fronti in crescita provenienti dalle due superfici della parete si incontrano e, in tal modo, si completa la solidificazione. Tra le altre leghe, l'acciaio a basso tenore di carbonio solidifica in questo modo. Una tale sequenza di solidificazione può presentare dei problemi di alimentazione per piastre larghe orizzontali (di qui l'espressione: distanza di alimentazione), ma, di regola, essa ha effetto benefico nel dirigere l'andamento della solidificazione.

La sequenza di solidificazione della ghisa sferoidale (e quella di moltre altre leghe) è molto differente. Solitamente si forma una pellicola solida sottile per effetto del raffreddamento esercitato dalle pareti fredde della forma, e tale pellicola separa il liquido interno dal contatto con la forma stessa. Dopo di ciò, comunque, predomina il periodo di raffreddamento della fase liquida, che continua fino a quando praticamente tutto il liquido interno deve iniziare la sua solidificazione, che avverrà cosi in maniera *massiccia*. Questa sequenza di solidificazione tende a vanificare gli sforzi tesi a pilotare la solidificazione stessa. Il progredire della solidificazione è sempre dipendente dalle direzioni in cui il calore è estratto, ma molto meno che nel caso di leghe con sequenza di solidificazione a strati. In tutti i casi l'ultima porzione a solidificare è quella denominata *centro termico*.

Le differenze sopra enunciate risultano direttamente dal meccanismo di solidificazione. Esse raggiungono valori massimi nelle condizioni di equilibrio e diminuiscono man mano che ci si allontana da tale equilibrio. Il parametro, che più di ogni altro causa solidificazioni di non equilibrio, è la velocità di raffreddamento. Quanto più alta essa è, tanto più piccola diviene la differenza tra i due tipi precedenti di sequenza di solidificazione.

I getti di ghisa sferoidale con pareti di spessore uguale o inferiore a 10 mm hanno modalità di solidificazione decisamente di non equilibrio. La contrazione in fase liquida della zona interna è quasi sempre in equilibrio con l'espansione associata alla solidificazione degli strati esterni. Come risultato non potranno svilupparsi pressioni interne significative.

Con l'aumentare dello spessore della sezione, la solidificazione della ghisa sferoidale si avvicina sempre più a quella di equilibrio, cioè essa diventa pressocchè simultanea attraverso tutta la sezione. Il liquido si contrae dapprima senza alcuna compensazione da parte dell'espansione di solidificazione, quindi inizia una massiccia solidificazione ed espansione, che crea pressioni - in funzione dello spessore della sezione - fino ed oltre 50 volte maggiori di quella atmosferica.

I riferimenti fin qui fatti alla condizione di equilibrio devono essere ulteriormente precisati, in vista del fatto che nei getti di ghisa sferoidale di elevato spessore sussiste una condizione di equilibrio dinamico, anzichè statico. In pareti di spessore uguale o superiore a 20 mm l'espansione dovuta alla grafitizzazione inizia ben al di sopra della temperatura di solidificazione (fig. 604). Il corrispondente aumento di pressione può causare severi cedimenti della forma con risultanti difetti da ritiro se la forma è debole.

Con queste informazioni fondamentali, si affronta il problema pratico dell'alimentazione dei getti.

Tecniche pratiche d'alimentazione

In senso lato si può dire che riguardo alla pratica d'alimentazione, esistono due scuole. Entrambe queste scuole accettano generalmente le considerazioni precedentemente fatte sul raffreddamento dei getti e, con qualche riserva, le variazioni globali di volume che accompagnano il raffreddamento e la solidificazione. L'approccio al problema da parte delle due scuole è tuttavia differente, e poichè è necessario un mezzo per la loro identificazione, si distingueranno come:

- alimentazione convenzionale;
- alimentazione applicata.

Alimentazione convenzionale

Il principio, su cui si basa l'alimentazione convenzionale, è quello di dirigere la solidificazione dai punti freddi verso le sezioni più pesanti e di porre un alimentatore di dimensioni opportune al termine di ciascun tragitto di solidificazione. In questo modo il ritiro della fase liquida è sempre compensato dalla presenza dei segmenti più spessi i quali, a loro volta, prelevano metallo dall'alimentatore. In ogni segmento la fase di espansione provocherà un invio di metallo liquido entro l'alimentatore, oppure servirà a compensare la

contrazione della fase liquida. Il ritiro secondario sarà compensato per il fatto che il segmento agisce da strato permeabile alla ghisa liquida sotto la forza di gravità.

Il successo di un'alimentazione tradizionale si manifesta nel fatto che tutti i difetti da ritiro (sia primario che secondario) sono confinati entro il volume dell'alimentatore. La progettazione di un sistema d'alimentazione convenzionale dipende molto da un'analisi accurata della distribuzione modulo/frazioni di volume, come descritto in precedenza. Essa può essere semplice per profili come quello di un cono o di un blocco a chiglia, ovvero di un provino a Y o, sempre più difficile, con la crescente complessità del disegno. La sanità dei getti è determinata essenzialmente al tavolo da disegno.

Si può tentare di compensare le caratteristiche intrinseche di solidificazione delle ghise sferoidali, adottando uno o più dei seguenti metodi per pilotare la solidificazione:

- Collocare gli attacchi di colata in modo da esaltare le differenze di temperatura all'interno della forma appena riempita. Preferibilmente applicare gli attacchi all'alimentatore o applicare gli alimentatori sulla sommità del getto.
- Collocare un alimentatore al termine di ogni tragitto di solidificazione. Progettare le dimensioni dell'alimentatore stesso non solo in funzione della richiesta di metallo di alimentazione, ma anche con lo scopo di aiutare il segmento adiacente del getto a rimanere liquido, fino a quando tutte le sezioni più sottili non siano solidificate.
- Dividere il getto in modo tale che la solidificazione proceda dal basso verso l'alto. Disporre le sezioni pesanti rivolte verso l'alto.
- Usare conchiglie sia per dirigere la solidificazione in un segmento lungo di modulo uniforme, sia per prevenire il bloccaggio del tragitto della solidificazione d'alimentazione.
- Usare materozze isolate o esotermiche alla sommità del getto.
- Colare il metallo alla più alta temperatura possibile compatibilmente con le esigenze pratiche. Temperature di colata elevate possono aiutare a dirigere la solidificazione dal basso verso l'alto.

Se si verificano difetti da ritiro in getti di ghisa sferoidale colati con il sistema d'alimentazione convenzionale, la causa va ricercata nel fatto che l'alimentatore non è stato in grado di assorbire e contenere tutti questi difetti. Il rimedio potrà essere ricercato nelle tecniche che consentono di accentuare la solidificazione direzionata o, se ciò è inevitabile, nell'aumento delle dimensioni dell'alimentatore.

L'alimentazione convenzionale offre due vantaggi significativi:

- non è particolarmente esigente nei confronti della resistenza della forma;
- non ha particolari esigenze di precisione nel controllo della temperatura di colata, a patto che questa temperatura sia sufficientemente elevata.

Gli svantaggi sono:

- dipendenza dal disegno del getto. Ciò rende questo metodo spesso difficoltoso e sempre dispendioso se si considera la resa di fusione;
- dipendenza dalla solidificazione direzionale, cosicchè in ogni momento solo uno strato relativamente sottile subisce la contrazione secondaria.

Alimentazione applicata

Stabilendo le condizioni che danno luogo a variazioni di volume piccole e relativamente prevedibili, è possibile utilizzare l'espansione per compensare parte della contrazione. In questo modo, le tecniche d'alimentazione convenzionali, costose per la loro bassa resa e basate sulla solidificazione direzionale, possono essere spesso migliorate con uno dei 3 metodi alternativi seguenti:

Alimentazione a pressione

L'alimentazione a pressione utilizza l'espansione associata alla precipitazione della grafite per compensare la contrazione secondaria.

Con riferimento alla fig. 604, l'espansione durante il raffreddamento può iniziare mentre la ghisa è ancora liquida. Questo è il caso di getti con moduli relativamente grandi. Un limite arbitrario al modulo è posto con un valore di 2,0 cm e una temperatura massima di colata di 1.623 K (1.350 °C).

I getti sottili continuano a contrarsi durante il raffreddamento in fase liquida fino al raggiungimento della temperatura di solidificazione. Questa diminuzione di volume deve essere compensata mediante trasferimento di liquido dall'alimentatore.

L'espansione durante la solidificazione è seguita dalla contrazione secondaria, ma quest'ultima è compensata creando, con la precedente espansione, una pressione liquida interna sufficientemente alta.

Se tutta l'espansione deve essere utilizzata per creare la pressione interna, non si deve avere alcun riflusso di metallo dal getto verso l'alimentatore. Di conseguenza il collo dell'alimentatore deve solidificare appena completato il periodo della contrazione liquida.

Il disegno del collo dell'alimentatore è quindi molto importante e, come primo passo, è necessario studiare il getto stesso per stabilire il momento in cui deve avvenire la solidificazione di detto collo. Questo studio del rapporto modulo/volume è relativamente semplice, ma diviene più difficoltoso (e pertanto soggetto ad errore) man mano che aumenta la complessità del getto. E' pratica comune riferire i segmenti del getto a forme geometriche semplici (quadrati, dischi, ecc.) e calcolare i singoli moduli di conseguenza. Un valore approssimato è spesso sufficiente, ma vi sono casi in cui l'importanza del getto richiede che i calcoli siano precisi e l'approssimazione per tentativi non è ammissibile.

E' evidente che l'utilizzo della pressione di espansione dipende in parte dalla capacità della forma di resistere alle forze esercitate, cioè dalla rigidità della forma. Pertanto, con forme in sabbia a verde, impiegate nella produzione della maggior parte dei getti di ghisa sferoidale, l'alimentazione a pressione può essere usata solo nel caso di getti relativa-

mente sottili, con un limite di modulo stabilito dalla pratica di fonderia attorno a 0,5 cm. D'altro canto, in presenza di forme rigide, non vi sono limitazioni di moduli e la tecnica dell'alimentazione a pressione può essere impiegata con fiducia per qualsiasi dimensione di getto.

Per le ghise sferoidali la richiesta del metallo di alimentazione (volume dell'alimentatore al di sopra del punto più elevato del getto) non supera mai il 5% del volume del getto.

Il disegno del collegamento getto-alimentatore è basato sulla necessità di avere una completa solidificazione del collo simultaneamente con l'inizio della solidificazione (ed espansione) del corpo del getto.

La guida di fig. 605 è stata tracciata con questo criterio.

Nell'applicare il diagramma di fig. 605 è importante notare che i valori del modulo del collo dell'alimentatore (Mn) si riferiscono a barre di lunghezza infinita.

Non vi è una lunghezza massima, perchè l'alimentatore deve qui compensare solamente il ritiro liquido ed il trasferimento del liquido è praticamente illimitato.

Gli attacchi eccezionalmente lunghi mostrati in fig. 606 forniscono una alimentazione adeguata. La lunghezza minima del collo dell'alimentatore dovrebbe essere da 4 a 5 volte maggiore delle dimensioni della sezione più piccola, ed essere orizzontale, in modo da evitare correnti termiche, che ritarderebbero la solidificazione del collo. Nell'alimentazione a pressione sono perciò preferiti alimentatori laterali.

Con getti costituiti da due o più segmenti, ciascuno con diverso modulo (il che avviene generalmente con la maggior parte dei getti), si deve decidere quale sia il segmento significativo.

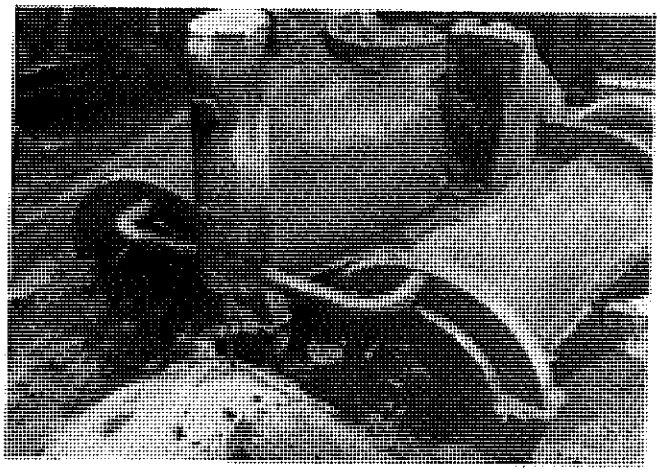


Fig. 606 – Un getto di una certa complessità, alimentato da un solo alimentatore, attraverso due lunghi attacchi aventi moduli diversi.

Il segmento è significativo (con un modulo denominato M_S) se è in grado di compensare il ritiro del liquido di tutti i segmenti più pesanti con la propria espansione sino a che non inizia l'espansione del segmento più pesante successivo. Spesso si qualifica come significativo più di un segmento, ed in tal caso - per ragioni economiche - è scelto il segmento con il modulo più piccolo.

L'alimentazione a pressione trova la sua principale applicazione nel caso di getti relativamente sottili. Tali getti possono spesso essere prodotti anche senza alimentatori, ma in

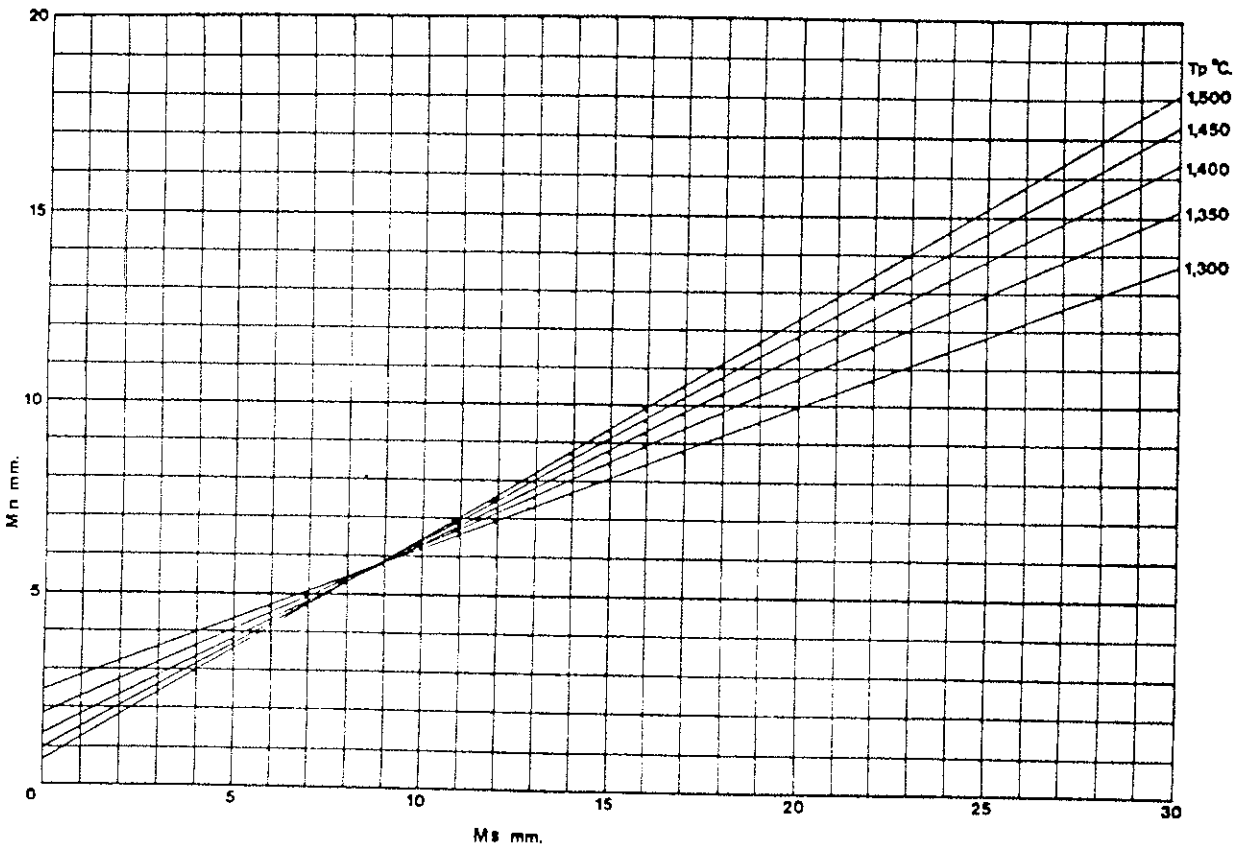


Fig. 605 – Guida per la scelta del modulo del collo dell'alimentatore (Mn) per getti con alimentazione a pressione.

tal caso risulteranno sani solo se lo stesso dispositivo di colata avrà funzionato da alimentatore. In questo caso, il ruolo dell'alimentatore vero e proprio è assunto dal bacino di colata e da una parte del colatoio, mentre gli attacchi di colata fungono da colli dell'alimentatore.

In tal modo, un getto con modulo significativo di 4 mm colato a 1.623 K (1.350 °C), richiede un modulo di collo pari a 3,6 mm (fig. 605) ed un attacco di colata con una sezione di 30 x 9 mm e lungo almeno 36 mm fungerà sia da strozzatura, sia da collo dell'alimentatore.

Poichè la maggior parte dei particolari sottili (leggeri) è prodotta in grappoli, essi sono ottenuti più economicamente con dispositivi di colata non pressurizzati, dove la strozzatura effettiva è posta sull'estremità inferiore del colatoio o vicino ad esso.

Ne consegue che è possibile continuare l'uso dell'alimentazione con il sistema di colata nelle forme di sabbia a verde per moduli significativi del getto di poco superiori a 0,5 cm. Al crescere del modulo significativo, tuttavia, dovrà crescere analogamente il peso del sistema di colata necessario. Sebbene teoricamente il sistema di colata possa sempre fungere da alimentatore, è di solito più economico, in funzione della resa di fusione, impiegare tecniche separate per i sistemi di colata e di alimentazione quando il modulo significativo supera il valore di 0,5 cm (inoltre, getti di maggior spessore in forme di sabbia a verde non possono avvalersi dell'alimentazione a pressione).

Quando si alimenta con il sistema di colata, è importante seguire le raccomandazioni illustrate in fig. 605. Getti di piccolo modulo significativo, alimentati a pressione, richiedono un rigido controllo della temperatura di colata. Se il metallo nella forma risulterà troppo freddo dopo il completamento della colata, si osserveranno dei difetti da ritiro in fase liquida. In getti di grandi dimensioni la temperatura di colata e la temperatura del liquido nella forma al termine delle operazioni di colata, possono essere considerate pressocchè uguali.

Questo non avviene nei getti leggeri, in particolare quando la velocità di colata è bassa.

Metodo senza alimentatori

Si possono produrre getti completamente sani, esenti da difetti di ritiro sia interni che esterni, curando che siano soddisfatte le seguenti condizioni:

- Per ottenere un'espansione del liquido dal momento in cui è completata la colata fino all'inizio dell'espansione eutettica, la temperatura di colata deve essere inferiore a 1.623 K (1.350 °C) e preferibilmente non superiore a 1.573 K (1.300 °C).
- Per la medesima ragione il modulo della maggior parte del getto deve essere uguale o maggiore di 25 mm. Non vi è limite superiore. Senza alimentatori, si sono ottenuti getti sani con spessori di oltre 400 mm.
- Per ottenere l'espansione in fase liquida, la qualità metallurgica della ghisa liquida deve favorire la solidificazione grafitica. A questo proposito, i parametri più importanti sono: un carbonio equivalente relativamente alto, preferibilmente tra 4,20 e 4,25 (Sc = da 0,97 a 0,99), un basso tenore di Mn (con un massimo dello 0,2%), una buona tecnica di inoculazione ed una opportuna tecnica di fusione (carica, apparecchiature, temperatura, ecc.).
- Le pressioni create dall'espansione grafitica sono necessarie per compensare il ritiro secondario. Esse possono svilupparsi, comunque, solo dopo che tutti gli attacchi di colata sono solidificati. Per questa ragione gli attacchi devono essere sottili, ma non tanto sottili da solidificare durante la colata. Questi requisiti sono entrambi soddisfatti con attacchi di spessore compreso tra 13 e 16 mm. La sezione degli attacchi è preferibilmente rettangolare, la larghezza circa 4 volte lo spessore, e la loro lunghezza eguaglia o supera la larghezza.
- Le pressioni (che raggiungono il valore massimo probabilmente durante l'espansione nella fase liquida) sono molto elevate, diverse volte maggiori della pressione atmosferica. Le forme di sabbia a verde possono essere impiegate solo se un rigonfiamento e, conseguentemente una certa porosità interna, sono accettabili. Per evitare deformazioni della forma, è necessario impiegare forme rigide ben essiccate e costipate di tipo no-bake, silicato, CO_2, sabbia-cemento e similari. Le staffe superiore ed inferiore devono essere tenute saldamente assieme mediante imbullonatura o morsettatura.
- Colare rapidamente è della massima importanza, presumibilmente per evitare un riscaldamento eccessivo della sommità della cavità della forma da parte del calore radiante. I tempi di colata dovrebbero essere quelli riportati in fig. 607, oppure inferiori.
- Per favorire una rapida colata, la forma deve avere tirate d'aria di circa 10 ÷ 20 mm di diametro che attraversino completamente la staffa superiore. Una piccola variante alla tecnica di colata senza alimentatori è rappresentata dall'uso di un piccolo alimentatore cieco. Esso è disposto sulla sommità del getto con un ampio collo (preferibilmente con interposta un'anima di interruzione). L'alimentatore non richiede una dimensione superiore al 2% del peso di metallo colato. La sua funzione è quella di compensare eventuali scostamenti dalle condizioni sopra illustrate. Esso sarà riempito durante il periodo di espansione, e l'esame a temperatura ambiente mostrerà che la sua sanità è uguale a quella del getto (fig. 608).

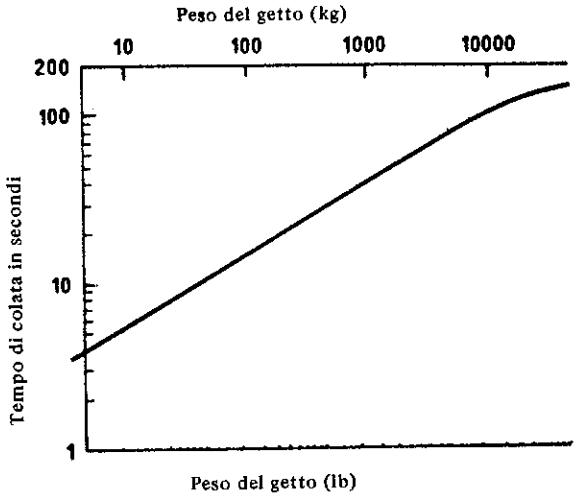


Fig. 607 – Tempi di colata consigliati per getti di ghisa sferoidale.

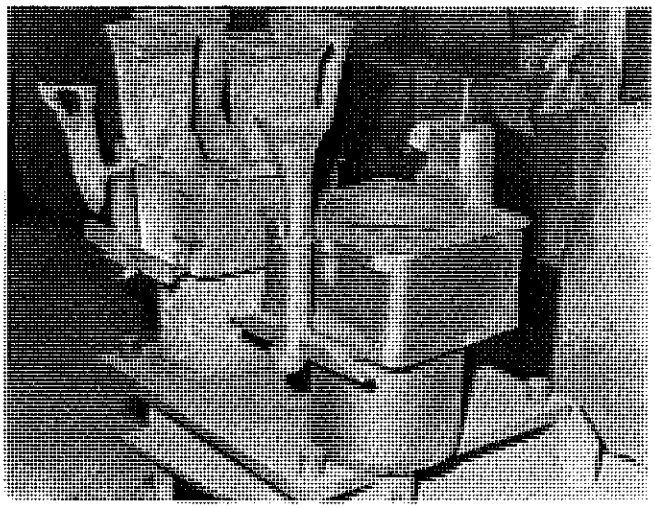


Fig. 608 – I tentativi di impiegare alimentatori tradizionali sono falliti, ed il getto è diventato poroso (a sinistra). Sia il piccolo alimentatore cieco che il getto (a destra) sono invece sani. Rese di colata: a sinistra = 42%, a destra = 80%.

Alimentatori a rilascio di pressione

L'applicazione di alimentatori per scaricare la pressione è una tecnica impiegata da molti anni per getti di ghisa sferoidale (ed anche per getti di ghisa grigia). Ciò che è relativamente recente è la scoperta dei principi sui quali è basata questa tecnica. La chiave di volta di tale scoperta è ancora la conoscenza delle variazioni di volume associate con i processi di raffreddamento e solidificazione.

Si è visto prima, in merito all'alimentazione a pressione, che nei getti di sezione relativamente spessa (spessore delle pareti maggiore di circa 10 mm), le pressioni causate dal completamento dell'espansione possono superare la resistenza delle forme in sabbia a verde. Quando ciò si verifica, la forma subisce un cedimento plastico, con conseguente perdita di pressione, ad un punto tale che il ritiro secondario non è più compensato, e ne risulta una porosità interna.

I getti con sezioni di 10 mm e più, prodotti in forme di sabbia a verde, costituiscono tuttavia la maggior parte della produzione di ghisa sferoidale, ed è per questi getti che è applicata la tecnica di alimentazione a rilascio di pressione. Con questo metodo l'alimentatore alimenta inizialmente il getto.

All'inizio dell'espansione la ghisa liquida è rinviata entro l'alimentatore. Se tuttavia l'alimentatore è cieco il trasferimento del liquido in esso si arresta non appena è riempito il vuoto originale causato dal ritiro. Se ciò avviene prima che sia completato il periodo di espansione, si accumulerà una pressione sufficiente a compensare il ritiro secondario.

Volendo osservare più da vicino la sequenza di ciò che si verifica, si considererà che la cavità della forma (getto e alimentatore) sia piena di liquido, e che questo inizi il raffreddamento e quindi il ritiro. Dopo che gli attacchi sono solidificati, tale ritiro liquido è compensato dal trasferimento di altro liquido dall'alimentatore e, in più, l'alimentatore compenserà il proprio ritiro. Il vuoto risultante che si viene a formare nell'alimentatore sarà riempito successivamente, durante il periodo di espansione, quando il liquido è rinviato dal getto all'alimentatore.

E' assolutamente indispensabile che rimanga aperto il canale attraverso cui deve passare questo liquido di ritorno. Se l'alimentazione a ritroso può procedere senza limitazioni, non si verificherà alcun accumulo di pressione e, ad eccezione di quando sono impiegati i tradizionali alimentatori sovradimensionati, il getto conterrà difetti da ritiro secondario. Per prevenire ciò la tecnica dell'alimentazione a rilascio di pressione utilizza alimentatori ciechi, che agiscono da valvole regolatrici della pressione stessa. Come regola generale, per i getti di ghisa sferoidale (o grigia) non dovranno mai essere impiegati alimentatori aperti.

Esperienze positive fatte da alcune fonderie con alimentatori aperti prevedono la solidificazione del collo di tali alimentatori per controllare il trasferimento di liquido dal getto all'alimentatore stesso. Questa pratica risulta fortemente influenzata dalla temperatura di colata e, a lungo andare, porta a scarti per difetti da ritiro.

In pratica si riscontrano spesso alimentatori ciechi completamente sani (o quasi) che hanno funzionato secondo il meccanismo del rilascio di pressione (fig. 609). E' un errore concludere da questo loro aspetto che essi sono stati inutili, poichè senza di essi il getto avrebbe presentato un rigonfiamento esterno, ed inoltre avrebbe molto probabilmente denunciato una porosità interna.

E' certamente possibile progettare sistemi d'alimentazione a rilascio di pressione per getti di sezione media e pesante, ma, a causa della varietà dei parametri pratici che influenzano il rapporto pressione/deformazione delle forme in sabbia a verde e le differenze di qualità metallurgica della ghisa, il metodo di alimentazione a rilascio di pressione è, a tutt'oggi, un metodo empirico. Sono in corso sforzi per dare ad esso una più solida base scientifica.

In sintesi l'entità dell'espansione (pressione) rilasciata nell'alimentatore, può essere controllata:

- scegliendo il modulo del collo dell'alimentatore in modo che solidifichi nell'intervallo di tempo richiesto;
- limitando l'entità dell'alimentazione a ritroso con l'impiego di alimentatori ciechi. Una volta che questi sono completamente riempiti, non è più possibile alcuna alimentazione a ritroso.

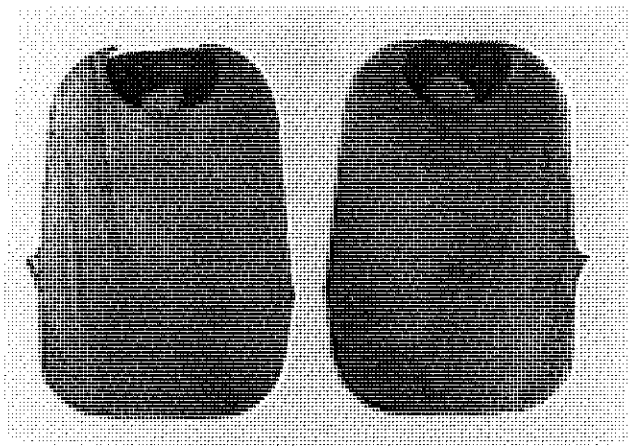


Fig. 609 – Tipico esempio di alimentatore cieco a rilascio di pressione.

Si consiglia il metodo degli alimentatori ciechi, poichè un calcolo soddisfacente del modulo del collo richiede una precisa conoscenza dei tempi di solidificazione delle sezioni rilevanti, e non permette una grande flessibilità sia nella scelta delle caratteristiche di pressione/deformazione della forma che nelle variazioni della temperatura di colata e della qualità metallurgica della ghisa.

La dimensione dell'alimentatore cieco è determinata dalla richiesta di avere il modulo dell'alimentatore stesso un pò più grande (1,1-1,2 volte) del modulo del segmento grosso adiacente del getto. All'incirca il 3 ÷ 5% del volume dell'alimentatore deve essere posto al di sopra del punto più alto del getto. Il modulo dell'alimentatore deve essere più grande del modulo della sezione più grossa.

Inoltre, il modulo del collo dell'alimentatore deve essere sufficiente a permettere il libero trasferimento del liquido durante il periodo di espansione, e conseguentemente il collo dell'alimentatore deve essere sufficientemente grande. Per ritardare la solidificazione del collo, è consigliabile posizionare l'alimentatore nelle immediate vicinanze del getto e, compatibilmente con le esigenze pratiche, è pure consigliato l'impiego di alimentatori ciechi applicati sulla sommità del getto. La dimensione del collo dell'alimentatore cieco può rivelarsi troppo piccola, nel qual caso esso solidificherà troppo presto, impedendo che avvenga un'efficace alimentazione a ritroso.

Una prova evidente del fatto che la dimensione del collo dell'alimentatore è stata insufficiente, è data dalla presenza nell'alimentatore stesso di una grossa cavità di ritiro. Se si curerà che gli attacchi (sia al getto che alla materozza) siano il più sottili possibile, in modo che solidifichino rapidamente dopo il completamento della colata, si otterrà un alimentatore sano che conferma l'ottenimento di un getto altrettanto sano.

BIBLIOGRAFIA

(1) S.I. KARSAY – Ductile Iron Production, Vol. I, State of the Art 1976, (Produzione di ghisa sferoidale, Vol. I, Lo stato dell'arte 1976), Pubblicato dalla Quebec Iron and Titanium Corporation.

(2) S.I. KARSAY – Ductile Iron, Vol. II, Engineering, Design, Properties, Applications (Ghisa sferoidale, Vol. II, Progettazione, Disegno, Proprietà, Applicazioni), Pubblicato dalla Quebec Iron and Titanium Corporation, 1971.

(3) J.B. CAINE – Design of Ferrous Castings, (Progettazione di getti ferrosi), American Foundrymen's Society, Des Plaines, Illinois.

(4) Casting Design Handbook, (Manuale di progettazione dei getti), American Society for Metals, 1962.

(5) Engineering, Properties and Performance of Modern Irons Castings, (Progettazione, caratteristiche e prestazioni di getti moderni in ghisa), Conference Proceedings, Loughborough, 1973, Pubblicato dalla BCIRA, Inghilterra.

(6) Performance, Maintenance and Control of Automatic Moulding Systems, (Prestazioni, manutenzione e controllo di sistemi di formatura automatici), Conference Proceeding, Longhborough, 1973, Pubblicato dalla BCIRA, Inghilterra.

(7) G.A. SCHOFIELD, E.F. BOULTBEE – A review of grensand moulding machines, (Panoramica delle macchine formatrici in sabbia a verde), Institute of British Foundrymen Conference, Bristol, 1979.

(8) W.B. PARKES – Clay-Bonded Foundry Sand, (Sabbia per fonderia legata con argilla), Pubblicato da Applied Science Publishers Ltd., London, 1971.

(9) Foundry Technology for the "80s", (Tecnica di fonderia per gli anni 80), Conference Proceedings, Warwick, England, 1979, Pubblicato dalla BCIRA.

(10) C.E. BATES, B.R. PATTERSON – Transactions of the American Foundrymen's Society, 1979, (Atti della American Foundrymen's Society), (ancora da pubblicare).

Le ghise sferoidali medio e alto legate

— GHISE SFEROIDALI MEDIO LEGATE
— GHISE SFEROIDALI ALTO LEGATE
— SALDABILITÀ
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Giovanni Caironi
Alfredo Donnini
Aldo Regè
Giovanni Riccio

GHISE SFEROIDALI MEDIO-LEGATE

Nella tabella LXXXI del capitolo VI questo gruppo di ghise è stato suddiviso in due famiglie che si distinguono fra loro in modo netto, sia per la diversità nella composizione chimica, sia per la differente struttura che ne consegue e che le caratterizza, sia infine per le peculiari proprietà meccaniche e tecnologiche che esse presentano e che le rendono particolarmente adatte a ben determinati specifici impieghi.

Ghise sferoidali con matrice a struttura aciculare

Appartengono a questa famiglia:

- le ghise bainitiche e austenitico-bainitiche
- le ghise martensitiche e austenitico-martensitiche
- le ghise martensitico-bainitiche.

Fin dal 1932, nei laboratori di ricerche della Climax Molybdenum Co. era stato accertato il ruolo importante che il molibdeno svolge nella formazione della struttura *aciculare* nella matrice della ghisa con grafite lamellare, sia allo stato greggio di colata che termotrattata.

Queste ghise riscossero rapidamente l'interesse dei tecnici per le loro caratteristiche meccaniche e tecnologiche nettamente superiori a quelle con struttura perlitica e comunque tali da renderle meglio rispondenti a certe particolari condizioni di impiego.

Per quanto riguarda, invece, la struttura aciculare nelle ghise con grafite sferoidale, le prime notizie risalgono al 1952. In quell'anno, infatti, M. Neville ne segnala l'impiego nella fabbricazione di cilindri per laminatoio, facendo rilevare come questi getti mostrassero, fra l'altro, migliore resistenza all'usura e alle sollecitazioni a caldo rispetto a quelli di acciaio e - nei confronti di quelli di ghisa grigia - una resistenza meccanica, notevolmente più elevata accompagnata da una buona tenacità.

Successivamente, nel 1957, Goebel riscontrò, in applicazioni analoghe, un incremento notevole della durata in servizio dei cilindri, indicata da 5 a 6 volte maggiore rispetto a quelli di acciaio.

In Giappone, nel 1961, l'impiego della ghisa sferoidale nei cilindri per laminatoio copriva circa il 30% della produzione totale di questi getti; di tale 30% oltre due terzi erano rappresentati dalla ghisa sferoidale aciculare.

Nel frattempo anche in USA si sviluppava la stessa applicazione di questo tipo di ghisa, raggiungendo la produzione annua di 90.000 t rispetto a quella di 14.000 t di cilindri di acciaio.

Va rilevato che all'inizio, pur non essendo questa l'unica applicazione della ghisa sferoidale aciculare, era però la più importante.

Negli anni successivi l'impiego si è esteso anche ad altre applicazioni nelle quali siano richieste, in modo particolare, elevata resistenza all'usura, buona resistenza meccanica, elevata durezza e tenacità alla temperatura ambiente, caratteristiche che peraltro conservano pressocchè inalterate fino a 548 K (275 °C).

Ghise sferoidali con matrice bainitica

Le strutture bainitiche

La *bainite* è il costituente strutturale che si forma nella matrice delle ghise (e degli acciai) quando le trasformazioni allo stato solido che in esse avvengono nell'intervallo di temperatura compreso, approssimativamente tra 773 e 498 K (500 e 225 °C) sono condizionate da una particolare legge di raffreddamento; oppure sono influenzate da una particolare composizione chimica in grado di svolgere un'azione termodinamica amplificatrice dell'intervallo di tempo in cui si verificano tali trasformazioni, oltre all'azione cinetica limitatrice dei movimenti degli atomi di carbonio o, infine, dalla concomitanza dei due fattori anzidetti, cioè: *legge di raffreddamento* e *composizione chimica*.

La bainite, come la perlite, è formata da *cementite* e *ferrite*, con la sostanziale differenza che in essa la ferrite raggiunge elevati gradi di sovrassaturazione e, anzichè nella classica forma lamellare, si presenta in quella di lamelle a scaglie o in quella aciculare.

La struttura bainitica appartiene perciò alla famiglia delle *strutture aciculari*; inoltre, poichè la sua formazione è situata tra il campo *perlitico* e quello *martensitico* del diagramma TTT, in letteratura è nota anche come *struttura intermedia*.

Nel I volume della Metallurgia delle ghise, che tratta la metallurgia generale, è stato fra l'altro diffusamente e magistralmente descritto il meccanismo della nucleazione della ferrite nella forma aciculare o di Widmanstätten. Si rimanda perciò a tale lettura quanti desiderano rivedere o approfondire la materia.

Si ritiene invece opportuno ricordare brevemente che vi sono due differenti tipi di bainite:

- la *bainite superiore*, il cui sviluppo avviene nella zona più alta dell'intervallo termico di bainitizzazione e per successive nucleazioni laterali, secondo il meccanismo pilota della *diffusione*: il suo aspetto è appunto lamellare a scaglie;
- la *bainite inferiore*, la cui formazione si verifica nella parte più bassa dell'intervallo termico anzidetto ed avviene parzialmente anche *a scatto* per effetto della diminuita possibilità di diffusione degli atomi dovuta alla abbassata temperatura.

La diminuita diffusione del carbonio dà luogo alla formazione di aghi ferritici più sottili; perciò la struttura complessiva della *bainite inferiore* è più fine di quella della *bainite superiore*, con conseguente miglioramento delle caratteristiche in genere e di quelle meccaniche in particolare.

La temperatura di transizione dalla bainite superiore a quella inferiore è funzione del tenore di carbonio sino al raggiungimento della concentrazione eutettoidica; successivamente resta costante.

Come si è detto, le strutture bainitiche sono conseguibili nelle ghise sia sottoponendo i getti a particolari cicli di trattamento termico - in analogia a quanto si effettua per gli acciai - sia allo stato grezzo di colata introducendo nella composizione della lega, in rapporti reciproci ben definiti, ele-

menti speciali quali Mo, Ni e/o Cu ed eventualmente controllando in modo opportuno anche la velocità di raffreddamento del getto, ancora nella sua forma di sabbia, durante l'intervallo termico di bainitizzazione.

Comunque, nelle ghise bainitiche la struttura aciculare della ferrite ha un aspetto morfologico un pò diverso da quello che si riscontra negli acciai corrispondenti; ciò è dovuto alla più alta temperatura di austenitizzazione associata alla solidificazione.

Le strutture bainitiche ottenute mediante il trattamento termico

Nel Capitolo VII sono stati ampiamente e chiaramente descritti i trattamenti termici delle ghise, compreso quello di tempra isoterma o tempra bainitica. Il trattamento ha inizio dalla temperatura di austenitizzazione e si svolge secondo una caratteristica legge di raffreddamento che, nell'intervallo fra 973 e 773 K (700 e 500 °C), evita la trasformazione *austenite-perlite*; inoltre, al di sotto di 473 K (200 °C), cioè dal punto M_S in cui inizia la formazione della martensite, ne impedisce - o, comunque, ne ostacola al massimo - la formazione stessa.

In pratica la tempra bainitica si effettua secondo le seguenti fasi:

1 – riscaldo di austenitizzazione;

2 – raffreddamento sufficientemente rapido e tale da evitare trasformazioni nel campo perlitico;

3 – raggiunto il campo bainitico, delimitato approssimativamente dall'intervallo di temperatura compreso fra 773 e 473 K (500 e 200 °C) si può procedere in uno dei due metodi sotto indicati:

a – raffreddare a velocità ridotta in modo di assicurare una trasformazione intermedia sufficientemente progredita, facendo seguire - raggiunti 473 K (200 °C) - un raffreddamento in aria fino alla temperatura ambiente;

b – permanere ad una temperatura compresa nel campo bainitico superiore od inferiore, fino al completamento della trasformazione intermedia; poi raffreddare come detto al punto a).

Il ciclo a) è in genere completato da un rinvenimento; quello b) si attua invece quando il rinvenimento non è previsto.

Entrambe le varianti a) e b) della tempra bainitica conducono, per getti identici, ad analoghe caratteristiche di durezza; generalmente non si verifica però altrettanto per le altre caratteristiche.

La presenza simultanea del Mo e del Ni - e/o del Cu - nella ghisa, facilita la tempra bainitica. Questi leganti si rendono sempre più importanti con l'aumento dello spessore dei getti.

Essi assicurano comunque caratteristiche meccaniche più elevate di quelle ottenibili nei getti non legati; la tenacità ne risulta particolarmente avvantaggiata.

La tab. CII del capitolo VII indica i tenori di tali elementi leganti in rapporto ai vari spessori di parete.

Il diagramma di fig. 610 pone in evidenza l'influenza della temperatura e del tempo di raffreddamento sulla formazione delle varie strutture - perlitica, bainitica, martensitica - in una ghisa sferoidale avente la composizione in esso riportata.

Le strutture bainitiche ottenute allo stato grezzo di colata

Il conseguimento delle strutture completamente bainitiche allo stato grezzo di colata presenta, sul piano pratico, difficoltà maggiori rispetto al metodo del trattamento termico. Per contro, non si corrono i rischi di deformazione e, talvolta, di criccature che il trattamento termico può comportare in rapporto anche alle dimensioni ed alla complessità del getto.

Comunque, per ottenere queste strutture allo stato grezzo di colata è indispensabile ricorrere agli elementi leganti già indicati. Fra questi il Mo costituisce l'elemento chiave; infatti, oltre ad esercitare un pronunciato effetto di ostacolare la formazione della perlite, accentua in modo notevole la formazione della ferrite con struttura aciculare.

Il Ni, come il Cu, se opportunamente abbinato al Mo in adatti valori, contribuisce ad impedire la formazione della perlite.

Onde evitare un troppo elevato impiego di questi elementi leganti, fra l'altro molto costosi, è opportuno adeguare la composizione chimica in stretto rapporto allo spessore di parete del getto, cioè alla legge secondo cui avviene il suo raffreddamento in staffa.

Il diagramma di fig. 611 mostra quale effetto ha, nella struttura allo stato grezzo di colata, la variazione del contenuto di Mo e di Ni in un campione di ghisa sferoidale, colato in sabbia a verde, avente la composizione base seguente:

C = 3,03 ÷ 3,59%; Si = 1,72 ÷ 1,95%; Mn = 0,78 ÷ 0,88%; Mg = 0,05 ÷ 0,08%

Lo spessore del campione piatto considerato è di 25 mm, per cui la legge del suo raffreddamento corrisponde approssimativamente a quella di un campione cilindrico di 50 mm di diametro.

Nel diagramma di fig. 612 sono indicate le composizioni limite del Ni, abbinato rispettivamente a 0,5 e 1% di Mo, en-

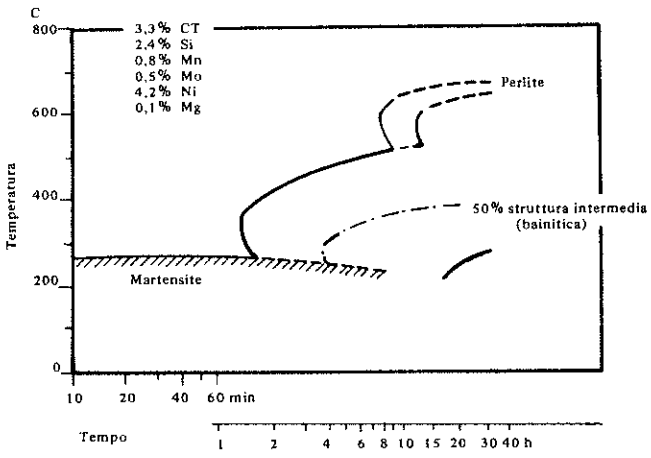


Fig. 610

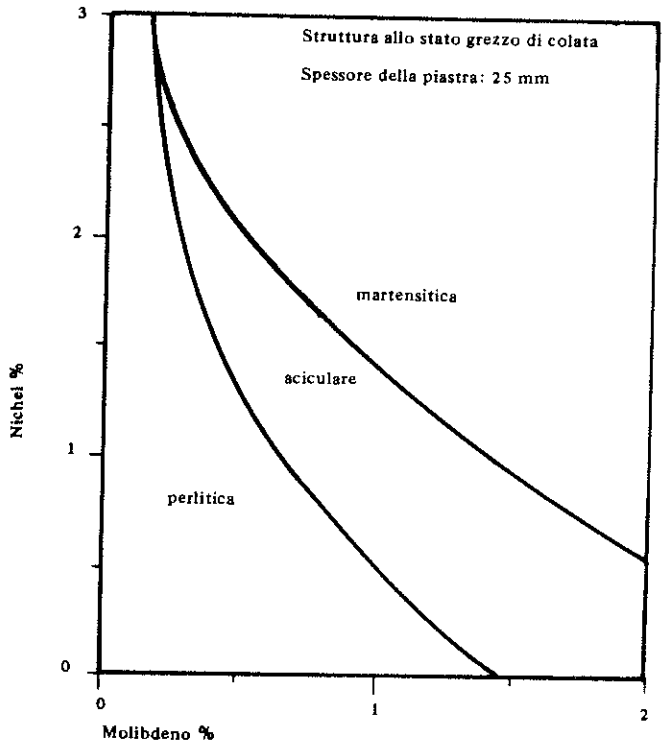


Fig. 611

tro le quali è possibile ottenere la struttura aciculare in vari spessori e quindi con differenti velocità di raffreddamento del getto.

Nella tab. CXX è riportata una gamma di composizioni chimiche raccomandata da H. Träger; tali composizioni costituiscono un buon riferimento per conseguire nei getti la struttura bainitica allo stato grezzo di colata.

Tabella CXX - Gamma di composizioni chimiche di alcuni getti colati in sabbia (H. Träger).

%	Getti colati in sabbia		Rulli e altri getti nei quali è ammesso un più alto contenuto di cementite
	20÷30 mm di spessore di parete	60÷80 mm di spessore di parete	
C	3,00÷3,50	2,80÷3,50	2,80÷3,40
Si	2,40÷2,60	2,00÷2,40	1,00÷1,50
Mn	0,20÷0,30	0,30÷0,50	0,60÷2,00
P	< 0,04	< 0,04	< 0,10
S	< 0,01	< 0,01	< 0,01
Cr	< 0,10	< 0,10	< 1,00
Mo	0,30÷0,50	0,50÷0,80	0,30÷1,00
Ni	1,50÷2,00	2,50÷3,00	2,80÷4,00
Mg	0,08÷0,10	max. 0,10	0,08÷0,15

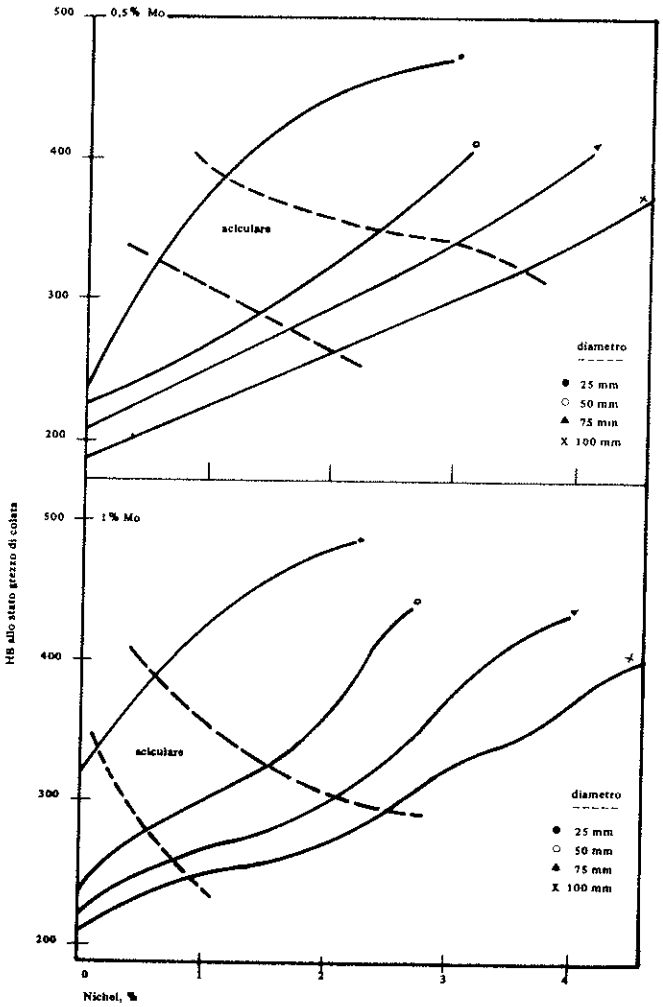


Fig. 612

Caratteristiche delle ghise sferoidali bainitiche

In linea generale, le ghise sferoidali bainitiche hanno caratteristiche migliori delle normali ghise sferoidali, tanto di quelle perlitiche grezze di colata quanto di quelle normalizzate o bonificate.

Le ghise sferoidali bainitiche, legate al NiMo (e/o al CuMo), nelle quali la struttura aciculare è ottenuta mediante la tempra isoterma, hanno a loro volta caratteristiche più elevate di quelle in cui tale struttura è ottenuta allo stato grezzo di colata.

Peraltro, per effetto della maggior finezza dei suoi aghi ferritici, la struttura bainitica inferiore conferisce comunque le caratteristiche ottimali.

Caratteristiche meccaniche

Le proprietà meccaniche di queste ghise sono caratterizzate dai valori elevati che vi si riscontrano.

Nella tab. CXXI sono confrontati i valori delle principali caratteristiche meccaniche delle ghise bainitiche con grafite lamellare e con grafite sferoidale con quelli delle ghise sferoidali perlitiche e ferritiche.

Tabella CXXI - Caratteristiche meccaniche di una ghisa bainitica e di una ghisa sferoidale.

Caratteristiche meccaniche		Bainitica		Sferoidale	
		Lamellare	Sferoidale	Perlitica	Ferritica
Carico unitario di rottura	N/mm²	390÷550	620÷885	540÷695	370÷540
	kgf/mm²	40÷56	63÷90	55÷71	38÷55
Carico unitario di snervamento	N/mm²	--	460÷620	380÷540	265÷380
	kgf/mm²	--	47÷63	39÷55	27÷39
Allungamento %		--	>5	1÷1,5	10÷25
Durezza Brinell		250÷350	250÷350	230÷280	140÷180
Resilienza Izod con intaglio, 10x10	J	--	5,5	5,5	16,6
	kgf/m	--	0,55	0,55	1,66
Charpy senza intaglio 10x10	J	10	20	11	100
	kgf/m	1	2	1,1	10

Secondo "The International Nickel Company (Mond) Ltd"

Tabella CXXII - Caratteristiche meccaniche di una ghisa bainitica legata e di una ghisa sferoidale legata.

Caratteristiche meccaniche		Sferoidale Bainitica 1% Mo 3% Ni	Sferoidale 1% Ni			
			Normalizzata 1.125 K (850 °C) 2 h Raff. aria	Tempra in olio da 1.250 K (850 °C) e rinvenimento a		
				623 K (350 °C)	773 K (500 °C)	863 K (590 °C)
Resistenza a trazione	N/mm²	735÷980	685÷875	875÷1.030	930÷1.040	735÷875
	kgf/mm²	75÷100	70÷89	89÷105	95÷105	75÷89
Carico limite elastico	N/mm²	590÷705	490÷685	695÷930	705÷930	590÷695
	kgf/mm²	60÷72	50÷70	71÷95	72÷95	60÷71
Allungamento %		3	3÷7	1	1÷3	3÷5
Durezza Brinell		280÷350	240÷300	450÷525	350÷450	250÷325
Resilienza Izod con intaglio 10x10	J	8,25	6,9	1	4,8	6,9
	kgf/m	0,825	0,69	0,1	0,48	0,69

(Secondo "The International Nickel Company (Mond) Ltd")

Nella tab. CXXII sono invece confrontati i valori delle caratteristiche meccaniche di una ghisa bainitica, grezza di colata, legata con 1% Mo e 3% Ni, con quelli di una ghisa sferoidale legata con 1% Ni e trattata termicamente in vari modi.

Questo confronto può sussistere soltanto nel caso di getti di spessore relativamente limitato e, pertanto, suscettibili di indurimento mediante la tempra.

La tab. CXXIII pone a confronto le caratteristiche a flessione di una ghisa sferoidale bainitica allo stato grezzo di colata, con quelle della stessa ghisa dopo rinvenimento a 593 K (320 °C) per 5 h e di una ghisa sferoidale perlitica grezza di colata.

Per ognuno di questi 3 tipi di ghisa sono indicati i valori delle caratteristiche a flessione corrispondenti a 4 differenti diametri di provetta.

Le composizioni chimiche delle due ghise sono le seguenti:

- Ghisa sferoidale bainitica:

  C = 3,58% ; Si = 3,07% ; Mn = 0,80% ; P = 0,040% ; S = 0,008% ; Mo = 0,58% ; Ni = 2,04%

Tabella CXXIII - Caratteristiche a flessione di una ghisa sferoidale bainitica prima e dopo il rinvenimento.

Caratteristiche meccaniche	Sferoidale bainitica				Sferoidale perlitica allo stato greggio di colata	
	Allo stato greggio di colata		Rinvenuta a 593 K per 5 ore (:320 °C)			
Carico di rottura a flessione	N/mm²	kgf/mm²	N/mm²	kgf/mm²	N/mm²	kgf/mm²
ø 15,24	972	99	1.920	198	1.225	125
ø 22,22	1.200	123	1.380	141	1.198	121
ø 30,30	1.100	112	1.380	141	875	89
ø 40,48	1.245	127	1.198	121	795	81
Freccia	mm		mm		mm	
ø 15,24	4,30		7,10		13,45	
ø 22,22	7,60		6,40		21,10	
ø 30,30	11,90		11,90		24,10	
ø 40,48	11,40		7,65		33,00	

(Secondo Morrogh e Grant)

- Ghisa sferoidale perlitica:

  C = 3,69% ; Si = 2,77% ; Mn = 0,63% ; P = 0,045% ; S = 0,005%

Nel diagramma di fig. 613 sono riportati, per diversi tipi di ghisa sferoidale allo stato grezzo di colata, non legata e variamente legata, i valori di durezza Brinell riferiti a differenti diametri di provetta.

La ghisa con 0,55% Mo e 3,75% Ni ha struttura prevalentemente bainitica, mentre quella con 0,25% Mo e 3,75% Ni lo è nella sezione ϕ 25 mm, mentre presenta un incremento della perlite corrispondentemente agli aumenti di spessore.

Tutte le altre ghise presentano strutture perlitico-ferritiche in rapporti vari.

In un suo studio del 1978, John Dodd riporta i risultati conseguiti da alcuni ricercatori in una ghisa sferoidale sottoposta alla tempra isoterma: dopo tale trattamento, effettuato nella zona compresa fra 538 e 673 K (265 e 400 °C), so-

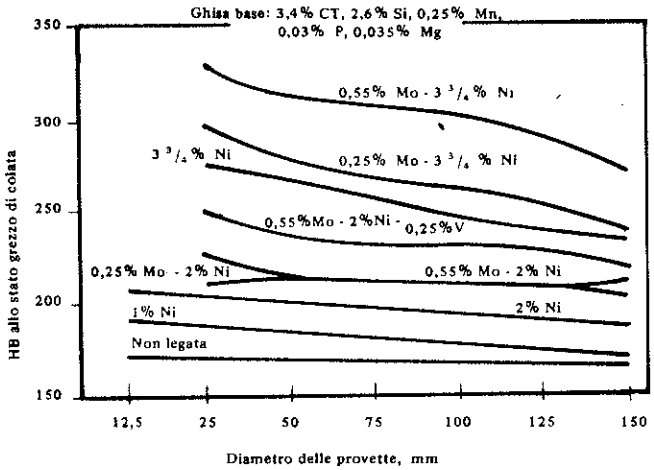


Fig. 613

no stati ottenuti valori di resistenza a trazione variabili da 1.000 a 1.400 N/mm^2 (105 a 143 kgf/mm^2) - con punte di 1.600 N/mm^2 (163 kgf/mm^2) - e corrispondenti valori di allungamento dal 10 al 2% - con punte fino al 14% per i valori più bassi di resistenza. Inoltre, prove di resilienza effettuate su provette non intagliate hanno dato valori da 40 a 140 J in corripondenza di durezze Brinell rispettivamente di 350 ÷ 400 e 275 ÷ 350.

Per altro, Roehzig segnala che provette di ghisa sferoidale bainitica, sottoposte a prove di flessione alternata sotto carichi di 360 ÷ 380 N/mm^2 (368 ÷ 388 kgf/mm^2), spinti fino a 450 N/mm^2 (460 kgf/mm^2), non si sono rotte dopo 45×10^6 alternanze della sollecitazione.

Il modulo elastico di questa ghisa, determinato con elastometro, era dell'ordine di 16.500 ÷ 18.000 N/mm^2 (16.800 ÷ 18.350 kgf/mm^2).

Si è avuta recentemente notizia che la importante fonderia finlandese Kymi Kymmene ha messo a punto e sviluppato la produzione di un tipo di ghisa sferoidale con struttura austenitico-bainitica, brevettato sotto il nome di *Kymenite*.

In questo tipo di ghisa, del quale non è nota la composizione chimica, la particolare struttura è ottenuta mediante un trattamento termico che consiste nel sottoporre il getto dapprima alla sua completa austenitizzazione e poi al suo spegnimento in un bagno di sali a temperatura fra 593 e 673 K (320 e 400 °C) mantenendovelo per un certo tempo.

Temperatura del bagno di sali e tempo di permanenza in esso sono stabiliti in funzione del contenuto desiderato di austenite residua, considerando che tempi troppo brevi possono procurare una parziale formazione di martensite e che, per contro, tempi troppo lunghi possono ridurre il contenuto di austenite residua; e, inoltre, che questa riduzione avviene anche operando sia ai più alti come ai più bassi livelli di temperatura.

Il tempo ideale di questa tempra isoterma è indicato nell'intervallo di temperatura compreso fra 613 e 663 K (340 e 390 °C), cui corrisponde il contenuto ottimale di austenite residua; contenuto che è stato accertato rientrare nella forcella di valori dal 20 al 50%. In tali condizioni operative si ottengono i più alti valori di tenacità in corrispondenza di una resistenza a trazione che supera 980 N/mm^2 (100 kgf/mm^2). Ciò è mostrato dal diagramma di fig. 614.

Nei riguardi del comportamento di questa ghisa alle sollecitazioni dinamiche, è riferito che i massimi valori di resistenza a fatica si riscontrano in corrispondenza dei più alti valori di allungamento.

Da un confronto effettuato da Niemann fra diversi materiali per ingranaggi, risulta che in tale applicazione questo tipo di ghisa mostra una resistenza a fatica maggiore da 15 a 1,8 volte quella della normale ghisa sferoidale (rispettivamente dalla G.S 400 alla G.S 900, quest'ultima bonificata) e circa 6 volte quella di alcuni acciai legati bonificati; pressocchè uguale a quella di acciai nitrurati e circa il 70% di quella di acciai legati cementati.

La resistenza all'usura, sia per abrasione che per attrito, si dimostra ottima; la durata in servizio degli ingranaggi è indicata come raddoppiata rispetto a quella di un acciaio

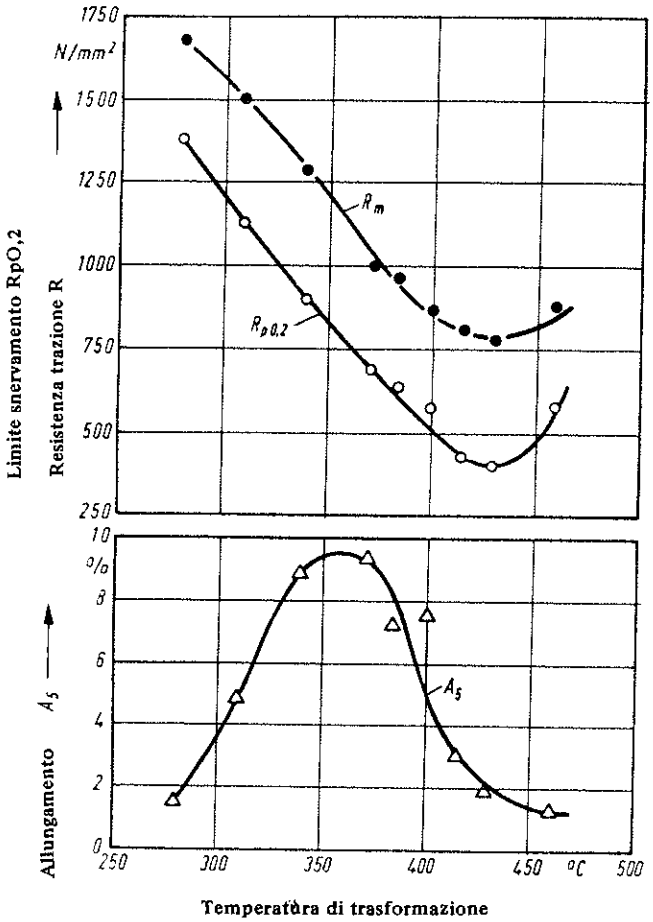


Fig. 614 — Influenza della temperatura di trasformazione sul limite di snervamento, resistenza a trazione e allungamento.

bonificato di pari durezza. In questo particolare impiego è stato riscontrato un buon comportamento anche in condizioni di esercizio a secco, cioè in assenza di lubrificazione. Questo è dovuto evidentemente alla trasformazione superficiale dell'austenite in martensite per effetto delle sollecitazioni meccaniche cui il getto è sottoposto nel suo impiego; la struttura a cuore rimane invece immutata, cioè austenitico-bainitica, conservando perciò invariate le originarie caratteristiche meccaniche del materiale.

La lavorabilità di questo tipo di ghisa è indicata come discreta. Se effettuata prima del trattamento termico, sono comunque necessarie basse velocità di taglio e profonde passate; dopo il trattamento termico risultano adatti gli utensili di carburo di Ti.

Ghise sferoidali con matrice martensitica

La *martensite* è una soluzione sovrassatura di carbonio nel ferro α e si forma in condizioni di rapido sottoraffreddamento.

Il ferro α, per riuscire a contenere l'aumento del carbonio di sovrassaturazione, si deforma assumendo l'aspetto morfologico tetragonale a corpo centrato.

La sua formazione, che è tanto più importante quanto più elevato è il sottoraffreddamento, comporta dunque un aumento di volume; di conseguenza si ingenerano nel getto

tensioni interne che possono causare criccature o rotture nelle sue zone critiche.

La trasformazione dell'austenite in martensite, che si ottiene mediante il raffreddamento rapido - *tempra martensitica* - dalla temperatura di austenitizzazione a quella posta al disotto del punto M_S, per risultare completa, richiede velocità di raffreddamento tali da non consentire le trasformazioni di transizione perlitica e/o bainitica.

Diversamente si può anche verificare la trasformazione *incompleta* dell'austenite, il cui residuo rimane strutturalmente associato alla martensite.

Si deve inoltre sottolineare che è anche possibile avere strutture miste di transizione dalla bainite inferiore alla martensite, costituite dalle due componenti in percentuali reciprocamente variabili.

Anche la martensite ha aspetto aghiforme lenticolare e si distingue dalla bainite anche per l'assenza assoluta di precipitati cementitici; comunque i due componenti sono difficilmente individuabili metallograficamente, almeno con i normali mezzi di indagine.

Una differenziazione netta è invece indicata dalla durezza; infatti, mentre la struttura prevalentemente bainitica ha una durezza Brinell inferiore a 350 HB, quella prevalentemente martensitica (non rinvenuta) supera il valore di 550 HB.

Nei getti, in cui la durezza è compresa tra 350 e 550 HB, la struttura è generalmente mista, cioè bainitico-martensitica; i due costituenti si possono individuare mediante esami di microdurezza.

Anche le ghise martensitiche possono essere ottenute allo stato grezzo di colata mediante appropriate aggiunte di Mo e di Ni (e/o di Cu); eventuali aggiunte di basse quantità di Cr sono riservate ai getti molto massicci, nei quali sia tollerabile la presenza di carburi liberi.

Comunque, l'aggiunta di adeguate quantità di Mo e di Ni - e/o di Cu - è consigliabile anche quando la struttura martensitica è da ottenere mediante trattamento termico; questo ne risulta facilitato e le caratteristiche che ne conseguono sono decisamente migliori.

Gli stessi elementi di lega, in percentuali adatte, si rendono indispensabili quando gli spessori di parete sono tali da ridurre oltre il consentito la velocità di raffreddamento del getto nel mezzo temprante.

La coesistente presenza di Mn, se contenuta nei valori da 0,6 a 1%, contribuisce a migliorare la resistenza all'usura in certe particolari condizioni di impiego. Tenori entro certi limiti più elevati sono sconsigliabili perchè, come per il Cr, possono dar luogo alla formazione di carburi liberi non sempre tollerabili a causa della loro influenza negativa nei confronti della tenacità.

Ghise sferoidali aciculari con strutture miste

Qualora invece sia desiderata una struttura martensitico-austenitica allo stato grezzo di colata, oppure dopo trattamento termico, si può operare elevando il tenore di Mn a valori da 2,5 a 3,5% con aggiunte di Mo, rispettivamente da 0,9 a 0,5%, senza impiego di Ni o di altri leganti.

Una ghisa di questo tipo, utilizzata largamente per risolvere problemi di usura per abrasione, è la Meehanite WS; nella fabbricazione di anelli per macinazione di carbone è impiegata la composizione seguente: C = 3,5%; Si = 2% max; Mn = 3,5% ; Mo = 0,50% . I getti, dopo tempra in aria da 1.073 K (800 °C), presentano una struttura martensitica con austenite residua. Questi anelli hanno assicurato una durata in servizio notevolmente superiore a quelli in acciaio forgiato o in Ni-Hard.

I valori più alti di Mo e più bassi di Mn procurano la formazione di una minore quantità di austenite residua, a tutto vantaggio della resistenza all'urto.

Elevando il tenore del Mn al 4,5% la matrice diventa completamente austenitica; si tratta però di austenite relativamente meno stabile, che le sollecitazioni meccaniche trasformano più facilmente in martensite con conseguente eccezionale aumento della durezza e della resistenza all'usura. E' tipica la ghisa Meehanite WSH, con grafite sferoidale, di composizione chimica C = 3,5% ; Si = 1,8% ; Mn = 4,5%; Mo = 0,5%; temprata in olio da 1.273 K (1.000 °C) presenta una struttura austenitica.

Nelle ghise aciculari con struttura mista, all'aumento del tenore di martensite corrisponde un incremento della resistenza all'usura ed una riduzione della tenacità e della resistenza, come mostrano i dati della tab. CXXIV.

Tabella CXXIV - Ghise aciculari - resistenza all'usura.

Struttura	Resistenza alla trazione		Limite di snervamento		Allungamento A% 5d	Durezza Brinell HB	Resilienza DVM			
							a_K		a_b	
	N/mm^2	kgf/mm^2	N/mm^2	kgf/mm^2			J/cm^2	$kgfm/cm^2$	J/cm^2	$kgfm/cm^2$
Bainite	900 a 1.300	92 135	700 a 1.100	72 112	3÷8	280÷350	6÷15	0,6÷1,5	30÷70	3÷7
Bainite + martensite	700 a 1.100	72 112	600 a 950	61 97	2÷6	350÷550	4÷10	0,4÷1	20÷60	2÷6
Martensite	600 a 900	61 92	500 a 800	51 82	0,5÷2	550÷650	--	--	10÷30	1÷3
Martensite rinvenuta	600 a 1.100	61 112	500 a 900	51 92	1÷1,5	300÷550	--	--	15÷60	1,5÷6

(Secondo Roehrig)

Church e Mesica hanno riferito circa i risultati conseguiti in una ricerca intesa alla messa a punto e allo sviluppo di un nuovo tipo di ghisa sferoidale che, allo stato grezzo di colata, abbia una struttura mista costituita da *bainite inferiore + martensite*.

Il lavoro si è svolto su 17 ghise, suddivise in 6 gruppi, la cui composizione è stata fatta variare entro i seguenti valori: C = 2,90 ÷ 3,22%; Mn = 0 ÷ 0,34%; Si = 1,84 ÷ 2,55%; Ni = 4 ÷ 8%; Mo = 0 ÷ 0,20%; Mg = 0,036÷ 0,061%; Cr = 0 ÷ 0,22%; Co = 0 ÷ 6,55%.

Le caratteristiche meccaniche ottimali, paragonabili a quelle migliori che è possibile raggiungere mediante l'adatto trattamento termico, ma con più marcata tenacità, sono state ottenute con la seguente composizione chimica: C = 3%; Mn = 0,2%; Si = 2,3%; Ni = 8%; Mo = 0,2%; Mg = 0,05%.

Esami eseguiti su provette ricavate da saggi a chiglia raffreddati in forma e successivamente rinvenuti per 4 h a 588 K (315 °C) hanno dato i valori riportati nella tab. CXXV.

Tabella CXXV - Risultati di alcuni esami eseguiti su provette ricavate da saggi a chiglia.

Caratteristiche meccaniche	Spessore del saggio a chiglia					
	25 mm		50 mm		100 mm	
	N/mm²	kgf/mm²	N/mm²	kgf/mm²	N/mm²	kgf/mm²
Carico di rottura a trazione	1.400	143	1.360	139	1.300	132,5
Carico unitario di snervamento	1.160	118,5	1.160	118,5	1.170	119,5
Allungamento %	1,5		1,5		1,5	
Durezza Brinell	461		446		452	
Resilienza Charpy con intaglio a V	5,4 J		5,4 J		5,4 J	

Il Ni si è rivelato l'elemento determinante per la realizzazione di questo tipo di struttura; il Mn ed il Mo sono di valido aiuto nel mantenimento della struttura, particolarmente nelle sezioni di 50 e 100 mm.

La riduzione a 1,8% del contenuto di Si comporta un abbassamento di circa il 10% delle caratteristiche meccaniche, ad eccezione dell'allungamento e della resilienza i cui valori restano pressocchè immutati.

Nella struttura predomina la martensite ed è presente anche dell'austenite residua.

Alla graduale riduzione del contenuto di Ni corrisponde il progressivo passaggio del componente bainitico dalla forma inferiore a quella superiore, iniziando dalla sezione di 100 mm.

Al 6% di Ni la resistenza a trazione ed il limite elastico risultano ridotti di circa il 10%, mentre l'allungamento sale al 5%; la durezza Brinell scende a 415 per lo spessore di 25 mm e a 350 per gli spessori di 50 e 100 mm; il valore della resilienza si porta a 6,8 J per lo spessore di 25 mm, e a 17,2 J per gli spessori di 50 e 100 mm.

Al 4% di Ni, negli spessori di 50 e 100 mm, si nota nella struttura la comparsa della perlite con conseguente riduzione della resistenza alla trazione.

La presenza di Cr non sembra avere grande influenza, purchè sia contenuta al disotto dello 0,2%. Il suo effetto stabilizzatore dei carburi può procurare fragilità.

L'aggiunta dal 5 al 7% di Co non ha portato incrementi significativi della duttilità; pertanto ne è sconsigliato l'impiego in queste ghise.

In generale la resistenza all'usura delle ghise sferoidali con matrice prevalentemente martensitica è inferiore a quella delle ghise martensitiche bianche legate al NiCr; in compenso possiedono tenacità e resistenza meccanica più elevate; proprietà che sono inoltre suscettibili di miglioramento mediante un trattamento termico distensionale a 773 K (500 °C). Questo trattamento comporta però una ulteriore diminuzione della durezza e della resistenza all'usura in genere.

Poichè la presenza del Ni e del Mo nella composizione chimica diminuisce la velocità di diffusione, non è consentita una temperatura di distensione inferiore a quella indicata.

D'altra parte, non risulta conveniente allungare i tempi del trattamento, nè tantomeno è consigliabile attuarlo in tempi più brevi e a temperature più elevate, dato il rischio di distruggere la martensite.

La durata del trattamento termico influisce sul valore della durezza, secondo quanto si rileva dal diagramma di fig. 615.

Il miglioramento della tenacità di una ghisa sferoidale martensitica si può conseguire anche aumentando la percentuale di Ni in modo da determinare la formazione di una certa quantità di austenite residua, suscettibile di trasformazione superficiale in martensite a seguito di sollecitazioni con deformazioni a freddo.

Nel caso che la quantità di austenite residua sia ritenuta eccessiva, si può trasformarla in martensite o in bainite operando un trattamento, più o meno prolungato, rispettivamente a 523 ÷ 573 K (250 ÷ 300 °C) e a 573 ÷ 673 K (300 ÷ 400 °C).

La riduzione, mediante trattamento termico, della durezza delle ghise martensitiche può risultare utile o dimostrarsi necessaria anche nel caso sia richiesta la lavorazione meccanica del getto.

In generale, a parità di durezza, le ghise bainitico-martensitiche con grafite sferoidale hanno una lavorabilità notevolmente migliore di quella di altri materiali; a 400 HB è ancora possibile l'asportazione di truciolo senza eccessiva difficoltà.

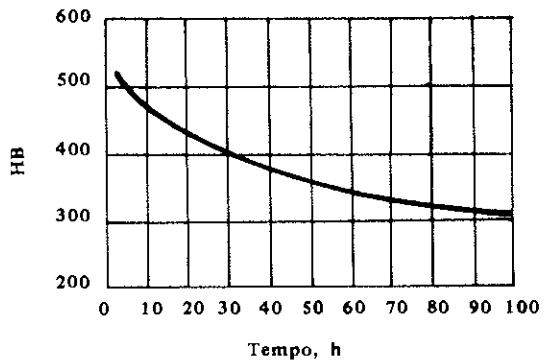


Fig. 615 — Variazione della durezza per effetto della durata del rinvenimento a 773 K (500 °C) di una ghisa sferoidale a struttura martensitico-bainitica.

Qualora il getto debba subire importanti lavorazioni meccaniche e la sua struttura finale essere martensitica per meglio rispondere alle sollecitazioni ad usura, lo si può produrre con struttura prevalentemente bainitica; eseguita la lavorazione meccanica, lo si sottopone a un breve riscaldo a 1.073 K (800 °C), e quindi alla tempra in aria o in olio o, moderatamente, in acqua. Naturalmente è necessario tenere conto dei pericoli di deformazioni o di rotture che possono ingenerarsi anche se le recenti esperienze ne hanno dimostrato la diminuita insorgenza.

Per quanto riguarda le caratteristiche a caldo delle ghise aciculari, si può dire che quelle legate al Mo e Ni (e/o Cu), grazie alla bassa velocità di diffusione dovuta alla presenza di questi leganti, sono poco influenzate dalle brevi sollecitazioni termiche al disotto di 673 K (400 °C).

Periodi di lavoro più lunghi e/o temperature più alte comportano invece una diminuzione della durezza.

Tecnologia di produzione delle ghise sferoidali aciculari

Come si è precedentemente visto, l'ottenimento delle strutture aciculari, in particolare se allo stato grezzo di colata, è condizionato:

- dalla velocità di raffreddamento del getto, e perciò anche dai suoi spessori di parete;
- dalla presenza di adatte percentuali di Mo e di Ni (e/o di Cu).

Poichè è necessario che il contenuto massimo di Mo non superi l'1% , è sulla percentuale del Ni (e/o del Cu) che si può e si deve agire per regolare le strutture in questione in funzione degli spessori del getto.

Risulta pertanto conveniente correlare, per un determinato tenore di Mo, la percentuale di Ni (e/o di Cu) al *modulo di raffreddamento* definito dal rapporto volume/superficie del getto, introducendo anche un fattore di correzione che tenga conto del sistema di formatura adottato (a verde, a secco, contro conchiglia, ecc.).

Il diagramma di fig. 616 indica, per un tenore costante di Mo pari a 0,8% e per moduli di raffreddamento differenti (non corretti), la percentuale di Ni necessaria per ottenere una determinata struttura allo stato grezzo di colata.

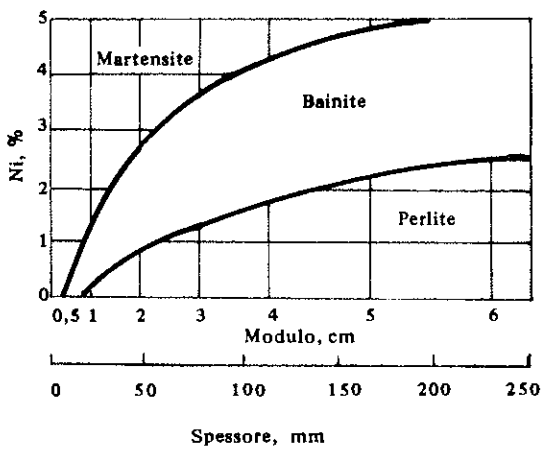


Fig. 616 – Relazione fra struttura allo stato grezzo di colata in una ghisa sferoidale e la percentuale di Ni per differenti velocità di raffreddamento.

Per una migliore comprensione, in corrispondenza dei rispettivi moduli sono stati indicati anche gli spessori di una piastra di 500x500 mm.

Per conseguire le caratteristiche ottimali è dunque necessario:

- stabilire l'appropriata composizione chimica, particolarmente quella degli elementi leganti, contenendo entro i valori minimali gli elementi carburigeni al fine di evitare la formazione di cementite primaria;
- impiegare materie prime scelte, quali:
  - ghisa ematite per sferoidale (eventualmente iperpura),
  - boccami selezionati di ghisa sferoidale aciculare o normale,
  - rottami selezionati di acciaio dolce, privo di Cr e di elementi che possono avere un'azione attiva negativa sulla struttura grafitica;
- usare un apparecchio fusorio che consenta di controllare, prima del trattamento di sferoidizzazione, la temperatura e la composizione chimica del bagno e di effettuarne la messa a punto eventualmente necessaria; sotto questo profilo il forno elettrico a induzione a crogiolo costituisce il mezzo fusorio ideale. Se necessario, esso consente anche di frazionare la colata per gruppi di staffe contenenti, ciascuno, getti con moduli di raffreddamento assimilabili. In questo caso si parte da un bagno con il più basso tenore di Mo e di Ni (e/o di Cu) e si colano i corrispondenti getti di minore modulo; nel bagno residuo si fanno poi successive aggiunte di Ni (e/o di Cu) e se necessario di Mo, in relazione alle rispettive esigenze dei vari moduli di raffreddamento, in ordine crescente, degli altri gruppi di staffe. Il cubilotto invece comporta il rischio di variazioni di composizione non sempre controllabili tempestivamente e, comunque, difficilmente correggibili;
- disporre di apparecchiature per la determinazione rapida e precisa della temperatura del bagno (pirometro a immersione);
- disporre di apparecchiature per il controllo analitico rapido della composizione del bagno prima del trattamento di sferoidizzazione (analisi spettrochimica);
- adottare il metodo di sferoidizzazione che assicuri una buona resa di Mg (per esempio metodo con siviera coperta);
- impiegare la lega eutettica 85 Ni + 15 Mg, calcolando che il Mg residuo sia contenuto entro la forcella di valori ottimali (0,03 ÷ 0,05%).

Anche sotto questo aspetto è evidente la superiorità del forno elettrico a induzione a crogiolo rispetto al cubilotto acido. Infatti, nel primo è possibile elaborare una ghisa base avente temperatura e composizione determinate, a basso ed accertato tenore di S; questo comporta il più ridotto ed ottimale impiego di lega nodulizzante, procurando inoltre la formazione di una minore quantità di scorie di magnesio; ne consegue pertanto anche una diminuzione delle possibilità

che si ingenerino nei getti i caratteristici difetti, di cui sono causa, le scorie stesse e che possono influire negativamente sulle caratteristiche meccaniche del materiale (*pinholes*, inclusioni macroscopiche, inclusioni microscopiche nelle regioni periferiche delle celle).

L'ottenimento delle caratteristiche ottimali è anche determinato dal grado di sferoidizzazione, che deve essere del 100% , con sferoidi perfettamente formati, di opportune dimensioni e ben distribuiti nella matrice. Ne deriva la necessità di effettuare una buona ed efficace inoculazione, operando preferibilmente durante il travaso del metallo liquido dalla siviera di trattamento a quella di colata, oppure adottando il metodo di trattare 2/3 del metallo e di inoculare all'atto del riempimento della siviera con il rimanente 1/3.

Si deve in definitiva assicurare la più uniforme e completa distribuzione e dissoluzione dell'inoculante nel bagno metallico.

Come inoculanti sono da preferire quelli contenenti Mg; per esempio quelli aventi le composizioni seguenti: Si = 50% ; Ca = 0,75% ; Al = 1% ; Mg = 1,25% ; Fe il rimanente oppure: Si = 61% ; Ca = 0,50% ; Mg = 2,5% ; $NaNO_3$ = 10% ; Fe il rimanente.

Nel caso di getti di spessore inferiore a 20 mm può anche rendersi necessaria la doppia inoculazione.

Per quanto riguarda la legge di raffreddamento del getto nella sua forma di sabbia che, per una data composizione chimica, assicura l'ottenimento della struttura aciculare allo stato grezzo di colata, può in certi casi risultare opportuno attuare gli accorgimenti che seguono:

- per favorire la massima formazione di bainite, rallentare la velocità di raffreddamento del getto quando la sua temperatura sia entrata nel campo della bainitizzazione - che è compreso fra 723 e 573 K (450 e 300 °C) - introducendo il getto stesso, non ancora distaffato, in un forno per trattamento termico, già a 648 K (375 °C), e mantenervelo per tutto il tempo necessario per assicurare la più completa trasformazione bainitica; successivamente raffreddare in forno fino a 573 K (300 °C) e poi distaffare il getto ancora caldo. La distaffatura a 573 K è comunque bene praticarla ogni qualvolta vi sia il rischio di formazione non desiderata di martensite;
- per sviluppare al massimo la formazione di martensite, aumentare la velocità di raffreddamento del getto, distaffandolo a 1.123 K (850 °C) e poi lasciarlo esposto all'aria calma.

I due procedimenti suaccennati sono comunque da adottare eccezionalmente; nella pratica corrente può risultare più conveniente risolvere le difficoltà mediante appropriati trattamenti termici integrali.

Una durezza di 400 Brinell, o superiore, riscontrata sul getto grezzo di colata, la cui struttura appaia esente da carburi primari, indica la presenza di martensite nella struttura bainitica. Nel caso tale presenza non sia accettabile, si può rimediare mediante un rinvenimento a 523 ÷ 643 K (250 ÷ 370 °C) per la durata da 5 a 30 h; la durezza è in tal modo ridotta a 350 Brinell.

Ghise sferoidali resistenti al calore

Premessa

E' opportuno un breve richiamo a quanto avviene nel campo della ghisa con grafite lamellare come base per un confronto con la ghisa sferoidale.

Vari tipi con grafite lamellare sono correntemente prodotti per impieghi a temperature elevate. Nella tab. CXXVI si riporta un quadro complessivo della situazione.

Nei getti sottoposti a prolungata azione del calore avviene un fenomeno di rigonfiamento. Esso è prodotto dall'espansione che accompagna la separazione di grafite, dall'espansione e contrazione che si hanno nei punti di trasformazione e dall'ossidazione interna della ghisa. I gas possono penetrare attraverso la superficie della ghisa e raggiungere le lamelle di grafite che sono ossidate insieme con il ferro e il silicio.

Ripetuti riscaldi e raffreddamenti attraverso le temperature di trasformazione, sono causa di tensioni termiche e strutturali che possono dar luogo alla formazione di screpolature fini.

Oltre all'ossidazione interna che contribuisce al fenomeno del rigonfiamento dei getti, sulla ghisa con grafite lamellare non legata si forma uno strato di ossido superficiale in seguito ad esposizione alle alte temperature per un tempo sufficiente. Questo strato di ossido è composto da una miscela di ossidi di ferro. E' importante la distinzione se lo strato aderisce fortemente e protegge lo strato sottostante o se invece tende a sfogliarsi, permettendo all'ossidazione di progredire.

Per valutare poi la resistenza meccanica alle alte temperature si effettuano le prove di trazione e di scorrimento a caldo. Come si è già detto in altra parte del volume, lo scorrimento a caldo è generalmente dato come deformazione che si verifica durante un periodo di tempo sotto un dato carico a trazione e ad una data temperatura. Questa proprietà è notevolmente influenzata dalla microstruttura e dalla composizione chimica. Lo scorrimento a caldo aumenta con l'aumentare della temperatura e diventa un fattore importante per la progettazione dei getti che lavorano a temperature elevate.

Una ghisa grigia non legata con un CE di circa 4% può essere normalmente sottoposta ad un carico di 70 N/mm^2 (7 kgf/mm^2) a 673 K (400 °C) senza oltrepassare la deformazione dell'1% in 10.000 h.

Quindi fino a 723 K (450 °C) nella generalità dei casi basta la ghisa grigia non legata o debolmente legata. Anche fino a 823 K (550 °C) la formazione dell'ossido superficiale e il rigonfiamento come pure la caduta di resistenza meccanica sono così piccoli che è raramente giustificato l'impiego di materiali medio o alto legati.

Nell'intervallo di temperatura 823 ÷ 1.023 K (550 ÷ 750 °C) si ha un notevole fenomeno di ossidazione. Oltre all'ossidazione, anche la decomposizione della perlite porta al rigonfiamento del getto e, alle temperature superiori dell'intervallo indicato, avviene la trasformazione $\alpha \rightarrow \gamma$.

La ghisa grigia non legata in questi casi è impiegata solo

Tabella CXXVI - Composizione e proprietà delle ghise con grafite lamellare resistenti al calore.

Descrizione	Medio silicio	Alto cromo	Alto nichel	Ni-Cr-Si	Alluminio
	Composizione %				
Carbonio	1,6÷2,5	1,8÷3,0	1,8÷3,0	1,8÷2,6	1,3÷1,7
Silicio	4,0÷6,0	0,5÷2,5	1,0÷2,75	5,0÷6,0	1,3÷6,0
Manganese	0,4÷0,8	0,3÷1,5	0,4÷1,5	0,4÷1,0	0,4÷1,0
Nichel	--	5,0 max	14,0÷30,0	13,0÷32,0	--
Cromo	--	15,0÷35,0	1,75÷5,5	1,8÷5,5	--
Rame	--	--	7,0 max	10,0 max	--
Molibdeno	--	--	1,0 max	1,0 max	--
Alluminio	--	--	--	--	18,0÷25,0
	Proprietà fisiche				
Densità, kg/dm^3	6,8÷7,1	7,3÷7,5	7,3÷7,5	7,3÷7,4	5,5÷6,4
Coefficiente di espansione termica a 294 K (21 °C), micron m/mm/°C	10	8÷9	8÷18	12÷16	14
Resistività elettrica, microhm-cm	--	--	140÷170	150÷170	240
Temperatura massima di servizio K (°C)	1.172 (899)	1.366 (1.093)	1.089 (816)	1.222 (949)	1.366 (1.093)
	Proprietà meccaniche				
Resistenza a trazione kg/mm^2	17,6÷31,6	21,1÷63,3	17,6÷31,6	14,1÷31,6	23,9÷63,3
Resistenza a compressione kg/mm^2	63,3÷105,5	70,3	70,3÷112,5	49,2÷70,3	--
Prova di flessione:					
Carico, kg	454÷1.088	908÷1.587	816÷1.361	816÷1.134	--
Freccia, mm	4,6÷8,9	1,5÷3,8	5,1÷25,4	7,6÷35,6	--
Resistenza all'urto kgf.m	2,1÷3,2	2,8÷4,8	8,3÷20,7	11,0÷20,7	--
Durezza Brinell	170÷250	250÷500	130÷250	110÷210	180÷350

in circostanze speciali per un tempo limitato di esposizione al calore.

Le proprietà ad alte temperature sono notevolmente migliorate per aggiunta di elementi di lega come cromo, nichel, rame, molibdeno, alluminio, silicio (oltre il 3%).

Per temperature oltre 773 K (500 °C) sono indicate ghise al silicio, ghise all'alluminio e ghise austenitiche di cui si parla in altra sede. Le ghise all'alluminio possono essere impiegate fino a circa 1.123 K (850 °C). Nell'intervallo 1.023 ÷ 1.223 K (750 ÷ 950 °C) sono idonee le ghise austenitiche Ni-Resist e Nicrosisal e le ghise al cromo con 15+30% Cr.

Le ghise austenitiche hanno il vantaggio di possedere una elevata tenacità utile negli sbalzi di temperatura e una buona lavorabilità. Per temperature ancora superiori a partire da 1.223 K (950 °C), si parla soltanto di ghisa al 30% Cr e ghisa al 25 ÷ 30% Al. Qui bisogna però tenere conto della bassa resistenza agli urti meccanici e termici e della cattiva lavorabilità.

Ghise sferoidali non legate

Venendo ora alla ghisa sferoidale, si può dire che questa si è subito dimostrata particolarmente idonea per impieghi a temperatura elevata. Essa unisce le eccellenti caratteristiche di lavorabilità della ghisa con grafite lamellare ad una maggiore resistenza, tenacità, resistenza alla formazione di ossido e stabilità dimensionale. Queste caratteristiche superiori sono in prima linea dovute alla forma sferoidale della grafite.

La distruzione dei materiali ferrosi contenenti grafite nella struttura, che si determina nel servizio alle alte temperature a causa della formazione di ossido e del rigonfiamento, è in gran parte dovuta all'azione dell'ossigeno o di altri gas ossidanti lungo le particelle di grafite, che non costituiscono soltanto una via di penetrazione dei gas all'interno del materiale, ma anche aumentano la superficie soggetta all'ossidazione.

L'ossidazione si verifica e porta al noto rigonfiamento

del materiale. Questi processi di ossidazione possono determinare un aumento di peso del getto, ma questo aumento non è sempre un indice sicuro dell'effettiva distruzione del materiale.

L'avanzata del fronte dell'ossidazione del getto dipende in larga misura dalla forma della grafite. Quanto più lunghe e grossolane sono le particelle di grafite, tanto più velocemente avanza l'ossidazione, mentre talvolta la superficie può presentare un aspetto meno preoccupante che nel caso di una piccola penetrazione per la grafite più fine e più compatta, con una più elevata concentrazione di ossigeno nello strato superficiale.

In confronto con gli acciai non legati o basso-legati, le ghise presentano comunque una migliore resistenza all'ossidazione a caldo.

Tale resistenza risulta nettamente più elevata nelle ghise malleabili e sferoidali per effetto della forma strutturale della grafite che non offre ai gas alcuna via di penetrazione.

Quindi la ghisa sferoidale non legata è caratterizzata da una resistenza all'ossidazione e al rigonfiamento che in qualche caso è maggiore di quella di alcuni tipi di ghise medio-legate con grafite lamellare (tab. CXXVII).

Per il comportamento all'ossidazione e rigonfiamento ha inoltre importanza il tipo e la stabilità della struttura. La cementite, sia sotto forma di perlite che come carburi eutettici o secondari, è per lo più decomposta nel corso della permanenza alle alte temperature con formazione di grafite e conseguente rigonfiamento del getto.

Poichè i carburi, a causa della influenza dello spessore del getto, sono spesso distribuiti in maniera non uniforme, si ha di regola anche una distorsione. Quando la temperatura raggiunge la trasformazione $\alpha \rightarrow \gamma$, si ha un aumento di volume che non solo provoca una distorsione, ma microfessure nella struttura e un distacco dello strato superficiale di ossido. In seguito a questo aumenta la velocità di ossidazione.

Il rigonfiamento ad opera della dissociazione della cementite può essere prevenuto mediante un adeguato trattamento termico o con una struttura iniziale completamente ferritica. I tipi di ghisa sferoidale perlitica sono normalmente impiegati fino a 673 K (400 °C), in quanto è difficile una stabilizzazione della perlite a temperature più alte.

Dai dati della tab. CXXVIII si rileva che per la ghisa con grafite lamellare nell'intervallo di temperatura compreso tra 523 e 673 K (150 ÷ 400 °C) si verifica un certo incremento

Tabella CXXVII - Penetrazione di ossido nella ghisa sferoidale ed altri materiali a temperature elevate.

Materiale	Condizione	C	Si	Mn	Ni	Mg	Altri	Penetrazione dell'ossido mm/anno	
								Prova A	Prova B
Ghisa sferoidale	grezza di fusione	3,43	2,47	0,45	1,02	0,071	--	12,24	17,60
Ghisa sferoidale	ricotta	3,43	2,47	0,45	1,02	0,071	--	13,33	17,00
Ghisa sferoidale al 4% Si	ricotta	2,51	4,13	0,48	--	0,067	--	non prov.	10,92
Ghisa sferoidale al 6% Si	ricotta	2,88	5,83	0,36	--	0,05	--	non prov.	nulla
Ghisa sferoidale al 6% Si	ricotta	2,62	5,59	0,41	0,73	0,048	--	1,29	non prov.
Ghisa grigia	--	3,03	1,98	0,59	--	--	0,092 Cr	--	completa
Acciaio fuso	--	0,29	0,26	0,49	--	--	--	completa	16,90
Ghisa malleabile perlitica	--	2,27	0,93	0,98	--	--	0,208 P	completa	25,90

Lunghezza dei cicli di prova: 24 h. Ogni ciclo consisteva di 4 h di riscaldo fino a 1.223 K (950 °C), 7 h a 1.223 K (950 °C), raffreddamento in forno a 588÷643 K (315÷370 °C) prima di cominciare il ciclo successivo.

Prova A = 100 cicli

Prova B = 45 cicli.

Nota - La ghisa sferoidale mostra una minore velocità di penetrazione in una prova più lunga, probabilmente perchè la velocità diminuisce con l'aumentare della profondità.

Presumendo che la penetrazione sia completa al momento stesso in cui ha termine la prova, la velocità di penetrazione sarebbe di 38,10 mm/anno. Non si conosce il tempo esatto di completa penetrazione che può essere avvenuta molto prima del termine della prova con una velocità di penetrazione considerevolmente maggiore.

Se in questo caso la penetrazione è completa al momento stesso in cui ha termine la prova, la velocità sarebbe di 17,78 mm/anno. Anche qui non si conosce il tempo esatto di completa penetrazione che può essere avvenuta molto prima con una velocità di penetrazione considerevolmente maggiore.

Tabella CXXVIII - Ghisa con grafite lamellare - Valori della resistenza a trazione a differenti temperature.

Temperatura K (°C)	423 (150)	473 (200)	673 (400)	773 (500)	873 (600)	973 (700)	Dopo 100 h a 973 (700)
Resistenza a trazione kg/mm²	29,9	31,1	32,0	25,2	17,3	10,4	4,7

della resistenza a trazione, il cui valore decresce successivamente con l'ulteriore aumento della temperatura.

Al capitolo VIII si è visto il differente comportamento della ghisa sferoidale. Per quella perlitica il decadimento coincide immediatamente con l'aumento della temperatura, mentre per quella ferritica si mantiene pressocché invariato fino a 573 K (300 °C) per poi decrescere.

Il materiale perlitico presenta inizialmente una resistenza maggiore, ma questo vantaggio va perduto per temperature oltre 623 K (350 °C).

La resistenza della ferrite allo scorrimento a caldo può essere aumentata con l'introduzione di elementi di lega. Quanto minore è la richiesta di duttilità a temperatura ambiente, tanto migliori sono le proprietà a temperatura elevata della ghisa sferoidale per introduzione di elementi di lega.

Si può evitare questo dilemma impiegando una ghisa austenitica. Molti getti impiegati alle alte temperature sono anche soggetti a frequenti o brusche oscillazioni di temperatura. A queste oscillazioni corrispondono forti sollecitazioni del materiale, che sono massime nella parte superficiale del getto e provocano la formazione di una rete di cricche, le quali insieme con l'ossidazione accelerano il processo di distruzione del getto. La grafite sferoidale, in confronto con la grafite lamellare, ha il vantaggio di una elevata resistenza, duttilità, resistenza alla formazione di ossido, mentre ha lo svantaggio di una minore conducibilità termica e di un più elevato modulo elastico. Un problema particolare è la distorsione dei getti.

Nella ghisa sferoidale il pericolo che il getto si rompa improvvisamente per effetto dell'oscillazione della temperatura è minore che nella ghisa con grafite lamellare e la causa principale di avaria è costituita dalle piccole screpolature, che poi ingrossano, e dalla distorsione.

Anche la tendenza alla formazione di screpolature termiche è minore. La ghisa sferoidale è quindi particolarmente indicata per getti che alle alte temperature lavorano sotto addizionali sollecitazioni esterne e che soltanto occasionalmente sono sottoposti a oscillazioni di temperature anche brusche. Per getti sottoposti a temperature non elevate e a frequenti oscillazioni di temperatura, come tamburi freno, è più indicata la ghisa con grafite lamellare.

Il comportamento della ghisa sferoidale è dunque caratterizzato dai valori della resistenza alla formazione di ossido e al rigonfiamento e alle sue proprietà di scorrimento a caldo che vanno tutti in senso favorevole.

Una premessa importante per un buon comportamento a caldo è una struttura ferritica, la quale non presenta trasformazioni in tutto il campo delle temperature di impiego.

Ghise al silicio

Un miglioramento della ghisa sferoidale con riferimento al suo impiego alle alte temperature si può avere con l'aumento del tenore di silicio fino al 4 ÷ 6,5%.

In questo modo la resistenza alla formazione di ossido (fig. 617) e la stabilità dimensionale (fig. 618) risultano tanto migliori quanto più alta è la percentuale di silicio e, a causa dell'innalzamento del punto A1, è alzato pure il limite superiore della temperatura di impiego.

Uno svantaggio degli elevati tenori di silicio è la crescente fragilità. I tipi di ghisa con circa il 4% di silicio, nonostante gli scarsi valori di resilienza, opportunamente sottoposti a trattamenti termici, hanno caratteristiche di tenacità che permettono di sopportare la maggior parte delle sollecitazioni che si presentano in pratica.

I tipi di ghisa con 6 ÷ 6,5% di silicio invece sono molto fragili e soltanto con accurato trattamento termico e la scelta intelligente della composizione raggiungono apprezzabili valori di allungamento. Per elevare ancora le caratteristiche di scorrimento a caldo delle ghise del tipo sopra descritto è valida una aggiunta di molibdeno.

E' stata messa a punto una ghisa di questo tipo che ha dato una buona resistenza all'ossidazione e resistenza meccanica a caldo accanto ad una ancora sufficiente resilienza, con valori di allungamento del 10% allo stato ferritico ricotto.

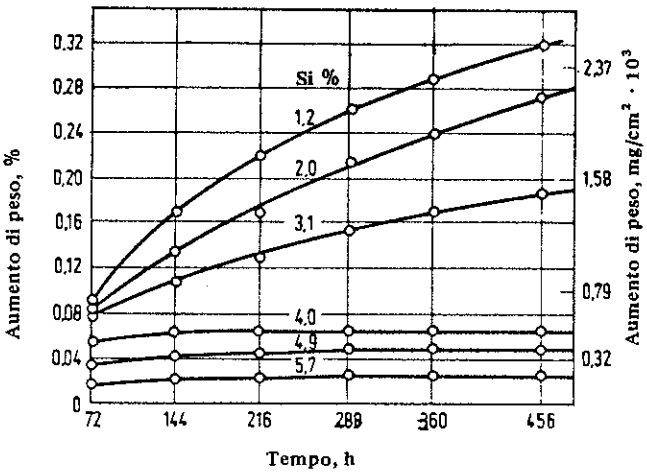


Fig. 617 — Ossidazione per diverso tenore di silicio.

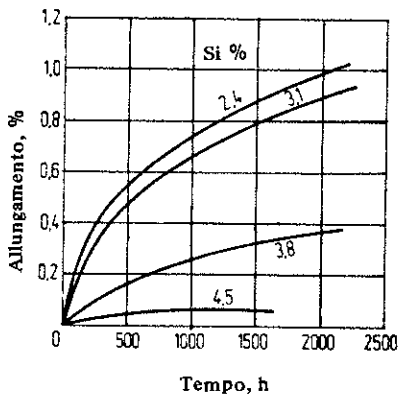


Fig. 618 — Scorrimento a caldo in funzione del tenore di silicio.

La composizione di massima di questa ghisa è la seguente: C = 3% , Si = 4% , Mo = 1-2% , Al = 0,5-1% , Mn = 0,4%.

Le caratteristiche di tale ghisa alla temperatura ambiente sono rappresentate nella tab. CXXIX.

Le prove di scorrimento a caldo hanno dato i valori riportati nella tab. CXXX. Un confronto con altri materiali è fatto in tab. CXXXI. Per quanto si riferisce all'ossidazione, i valori ottenuti con questo tipo di ghisa sono riportati, in confronto con altri materiali, nella tab. CXXXII.

Ghise all'alluminio

L'azione dell'alluminio nella percentuale fino al 6% è qualitativamente simile a quella del silicio, ma è più energica.

La resistenza alla formazione di ossido e al rigonfiamento, come già detto, sono migliorate nella grafite lamellare dall'aggiunta di alluminio e il campo di impiego risulta al-

Tabella CXXIX - Ghise sferoidali normalizzate (a) - durezza e proprietà a trazione a temperatura ambiente.

Trattamento No.	Durezza Brinell (b)	0,2% Scostamento kgf/mm²	Resistenza a trazione kgf/mm²	Allungamento (%)	
				Misura diretta	Misura con estensimetro
Provette con diametro 22 mm					
4020A	321	--	--	--	--
4020B	444	--	--	--	--
4021B	318	--	--	--	--
4060	305	60,7	73,3	1,0	> 0,42 (c)
4062	363	72,8	78,3	0,5	0,39
4063	310	64,3	75,4	1,0	> 0,42 (c)
Chiglie a Y da 25 mm					
4104	320	66,0	83,0	1,5	1,78
4105	257	54,6	67,1	2,0	> 0,72 (c)
4106	286	55,2	68,6	1,5	> 0,74 (c)
4107	296	63,7	71,2	0,5	0,55
4217A	316	--	--	--	--
C-1	258	59,2	69,3	2,5	--
C-2	285	--	--	--	--

(a) 1.227 K (954 °C) per 2 h e raffreddate in aria.
(b) Media di 3 letture, carico: 3.000 kg.
(c) Deformazione non registrata oltre il valore indicato.

Tabella CXXX - Risultati di prove di rottura per scorrimento a caldo a 952 K (649 °C) e 1.089 K (816 °C) di ghise sferoidali normalizzate e stabilizzate (a), provette da 22 mm.

Trattamento No.	Temperatura K (°C)	Resistenza a trazione kg/mm²	Durata h	Valore minimo di allungamento viscoso %/h	Allungamento %	Strizione %	Resistenza alla rottura dopo 100 h alla temperatura indicata (kg/mm²)	
							922 K (649 °C)	1.089 K (816 °C)
4060 (2,84 % C, 3,94 % Si, 2,05 % Mo)	922 (649)	10,6	5,4	-- (b)	11,0	14,0	6,1	
		5,6	108±8 (c)	0,045	9,5	11,5		
		4,9	471±8 (c)	0,0059	8,0	11,5		
	1.089 (816)	2,1	5,7	1,19	21,5	25,0		1,0
		1,1	72,0	0,081	17,0	-- (d)		
		0,8	155,1	0,047	15,0	17,5		
4062 (2,92 % C, 3,83 % Si, 2,09 % Mo, 1,08 % Cr)	922 (649)	10,6	18,8	0,214	7,5	8,0	7,1	
		9,1	31,9	0,160	6,5	11,5		
		7,7	74,3	0,071	7,5	13,0		
		6,3	154,2	0,021	9,0	10,0		
	1.089 (816)	2,1	4,7	1,64	15,5	-- (d)		1,0
		1,1	100,5	0,052	14,5	13,5		
		0,8	171,8	0,0165	-- (b)	11,5		
4063 (2,88 % C, 3,94 % Si, 2,08 % Mo, 2% Co)	922 (649)	10,6	2,0	--	12,0	14,0	6,2	
		7,0	42,4	0,116	13,0	13,5		
		6,3	49,2	0,111	13,0	19,0		
		5,6	260,6	0,012	11,0	17,5		
	1.089 (816)	2,1	5,4	1,04	17,0	29,0		1,0
		1,1	130,2	0,023	13,0	11,5		
		0,8	170,4	(b)	(b)	13,5		

(a) - Successivamente al trattamento di normalizzazione (riscaldo a 1.227 K = 954 °C per 2 h e raffreddamento in aria), il materiale è stato riscaldato alla temperatura di prova, 922 o 1.089 K (649 o 816 °C), e tenuto per 4 h prima della lavorazione delle provette per la prova di scorrimento a caldo.

(b) - Non determinato.

(c) - Il temporizzatore non ha più funzionato dopo la rottura della provetta.

(d) - La provetta si è rotta in prossimità del filetto.

Tabella CXXXI - Confronto dei dati della presente ricerca con quelli tratti dalla letteratura tecnica, per prove a 922 K (649 °C).

Tipo di ghisa	Composizione chimica	Trattamento termico	Resistenza a trazione kg/mm^2	Resistenza alla rottura dopo 100 h kg/mm^2
Ghisa grigia (a) (Nm legata perlitica)	3,22 % C 1,88 % Si 0,78 % Mn 0,05 % Mo 0,16 % Cr	Grezza di colata	8,4	2,0
Ghisa grigia (a) (Legata perlitica-bainitica)	3,01 % C 1,82 % Si 2,02 % Mo 0,78 % Mn 0,16 % Cr	Ricotta a 1.033 K (760 °C) per 1,5 h	19,7	3,9
Ghisa malleabile (b) (Non legata-ferritica) Cinque trattamenti	2,16÷2,65 % C 1,01÷1,35 % Si 0,29÷0,43 % Mn	Come ricevuta	(c)	2,7
Ghisa malleabile (b) (Legata perlitica) Quattro trattamenti	2,16÷2,32 % C 1,13÷1,18 % Si 0,72÷0,88 % Mn 0,34÷0,47 % Mo 1,03 Cu o 0,62÷0,83 % Ni	Come ricevuta	(c)	4,2
Ghisa malleabile (d) (Legata perlitica, rinvenuta a 229 HB)	2,55 % C 1,46 % Si 0,44 % Mn 0,75 % Mo	Rinvenuta a 977 K (704 °C) per 9-3/4 h	14,8	(c)
Ghisa sferoidale (e) (Legata perlitica)	3,64 % C 2,66 % Si 0,46 % Mn 0,66 % Ni	Ricotta a 1.172 K (899 °C) per 4 h e raffreddata in aria	17,9	2,9
Ghisa sferoidale (e) (Austenitica)	2,96 % C 2,65 % Si 2,13 % Mn 23,1 % Ni	Grezza di colata	19,7	8,4

(a) - Dati ricavati da G. K. Turnbull and J. F. Wallace, "Molybdenum Effect on Gray Iron Elevated Temperature Properties," AFS TRANSACTIONS, vol. 67, pp. 35-46 (1959).

(b) - Dati ricavati da D. A. Pearson, "Stress-Rupture and Elongation of Malleable Iron at Elevated Temperatures," AFS TRANSACTIONS, vol. 74, pp. 66-95 (1966).

(c) - Dati non rilevati.

(d) - Dati ricavati da W. G. Scholz, D. V. Doane, and G. A. Timmons, "Effects of Molybdenum on Stability and High Temperature Properties of Pearlitic Malleable Iron," AFS TRANSACTIONS, vol. 63, pp. 251-260 (1955).

(e) - Dati rilevati da C. R. Wilks, N. A. Matthews, and R. W. Kraft, Jr., "Elevated Temperature Properties of Ductile Cast Irons," ASM Trans., vol. 47, pp. 611-631 (1955).

largato verso l'alto per lo spostamento della temperatura Al nella stessa direzione. L'alluminio ha un'azione sfavorevole sulla formazione della grafite sferoidale, azione che può essere compensata con l'aggiunta di cerio. Ghise legate con alluminio sono state studiate in USA e in URSS.

Il motivo principale dell'aggiunta di alluminio è di migliorare la resistenza all'ossidazione alle temperature elevate, ma l'alluminio può anche avere forti effetti sulla microstruttura. Esso altera la tendenza alla grafitizzazione e alla formazione dei carburi.

Tabella CXXXII - Confronto del grado di ossidazione di diversi materiali ferrosi in base alla profondità di penetrazione dell'ossidazione.

Tipo di ghisa	Profondità d'ossidazione in mm Ricottura prolungata in corrente d'aria			
	923 K (650 °C)	978 K (705 °C)		1.088 K (815 °C)
	500 h	3.000 h	4.000 h	500 h
	1	2	3	4
Ghisa con grafite lamellare				
1,7% Si		0,95		0,895
1,98% Si				
2,5% Si		1,30		
Ghisa malleabile		0,83		
Ghisa con grafite sferoidale				
2,2% Si normalizzata	0,18		0,48	
2,3% Si, 1,0% Mo normalizzata	0,18		0,38	
2,4% Si, 2,0% Mo normalizzata	0,15			
2,5% Si grezza di fusione			0,48	
2,5% Si ferritizzata			0,38	
2,8% Si normalizzata				0,465
2,9% Si, 2,0% Mo normalizzata	0,15			0,13
3,3% Si normalizzata				0,09÷0,11
4,0% Si, 0,4% Mo ferritizzata	0,05÷0,11			0,078
4,0% Si, 0,8% Al ferritizzata				0,103
4,0% Si, 1,0% Al, 2,0% Mo ferritizzata			0,05	
5,5% Si				
Ghisa austenitica				
GGL-Ni Cr 20 2			0,58	
GGG-Ni Cr 20 2			0,53	
GGG-Ni Cr 35 3				0,232
GGG-Ni Si Cr 30 5 5			0,05	0,038
GGG-Ni 22				0,604
Acciaio				
Getti di acciaio non legati		1,70		
Acciaio laminato non legato		1,65		
Acciaio al 12% Cr (AISI 405)		0		

Le ghise che contengono meno dell'8% o più del 18% Al risulteranno grigie, mentre all'interno di questo intervallo risulteranno bianche (questa evoluzione è chiaramente rappresentata nel diagramma di fig. 619). L'alluminio inoltre innalza la temperatura di trasformazione ferrite → austenite. In vista dell'applicazione delle ghise all'alluminio per alte temperature sono stati determinati i valori di scorrimento a caldo e di carico di rottura delle ghise basso e altolegate all'alluminio in confronto con ghise non legate (Wallace, Petitbon).

I risultati delle prove di trazione per le ghise sferoidali sono dati nelle figg. 620, 621, 622. Le curve di scorrimento a caldo sono rappresentate in fig. 623.

Dal confronto del comportamento alla trazione a caldo delle ghise risulta evidente la superiorità delle ghise legate con alluminio sulla ghisa sferoidale non legata (fig. 624).

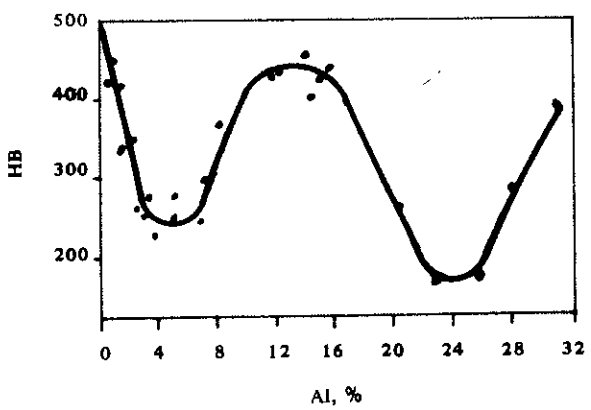


Fig. 619 – Evoluzione della durezza delle ghise grezze di colata in funzione del contenuto di alluminio.

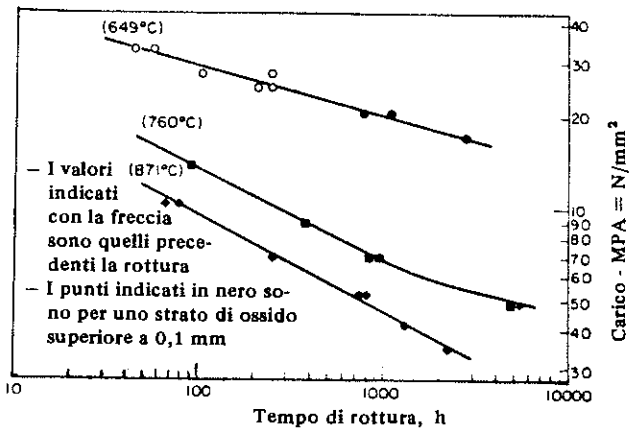


Fig. 620 – Curve del carico di rottura per ghisa sferoidale non legata.

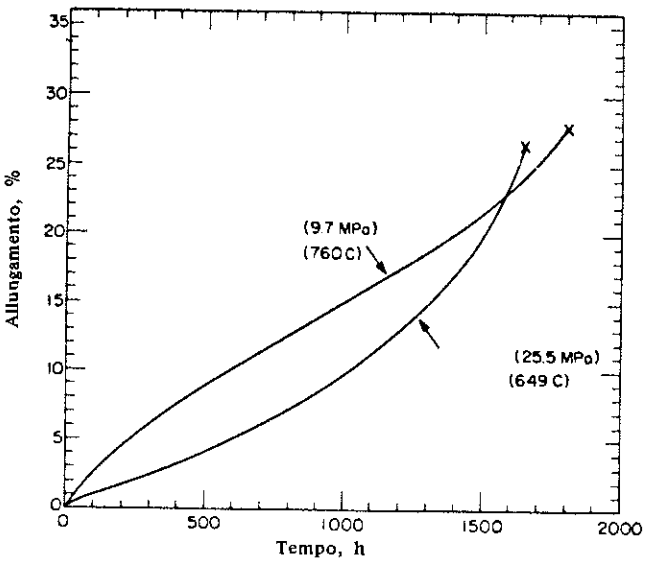


Fig. 623 – Ghisa sferoidale con 3,8% di Al a 922 e 1.033 K (649 -760 °C). Curve di scorrimento.

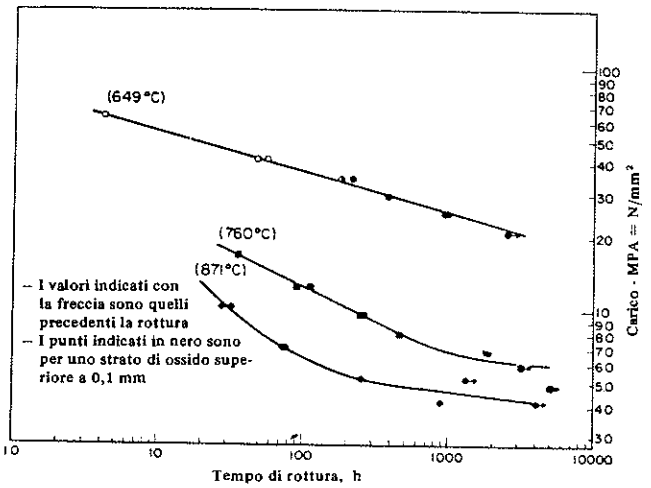


Fig. 621 – Curve del carico di rottura per ghisa sferoidale all'1,25% di Al.

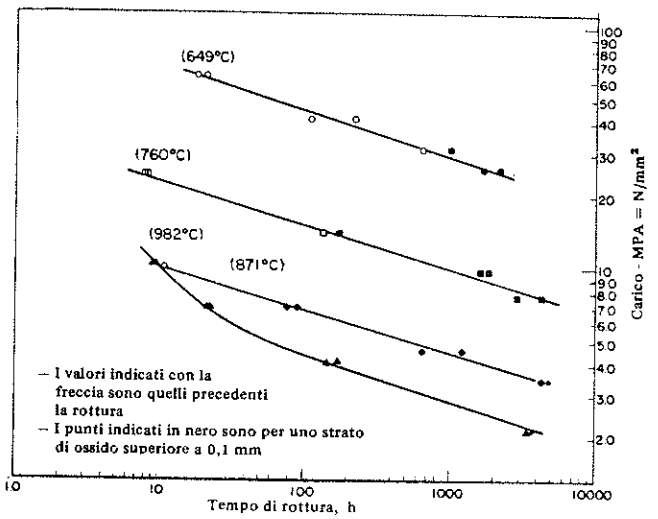


Fig. 622 – Curve del carico di rottura per ghisa sferoidale al 3,8% di Al.

Da questo studio americano si può concludere che la resistenza delle ghise ferritiche sferoidali nell'intervallo 923 ÷ 1.023 K (650 ÷ 750 °C) aumenta con l'aumentare dell'alluminio, che nello stesso intervallo di temperatura le ghise sferoidali sono esenti dall'ossidazione, ma si decarburano facilmente, e che l'alluminio aumenta la resistenza alla decarburazione.

Gli sperimentatori russi hanno rilevato d'altra parte che l'aggiunta di alluminio nella ghisa produce una elevata resistenza al calore e alla corrosione, ma determina allo stesso tempo un sensibile peggioramento delle caratteristiche meccaniche e di colabilità.

I tipi di ghisa legati con forti percentuali di alluminio sono inoltre inclini al risucchio. E' stata proposta una ghisa avente la seguente composizione tipo: C = 3,0% , Mn = 0,9% , P = 0,1% , S = 0,05% , Al + Si = 8,5 ÷ 9% , Cu = 0 ÷ 4,5% .

Concludendo questa rassegna, si può dire che i vari tipi di ghise resistenti al calore possono essere prodotti sia nella versione con grafite lamellare che sferoidale.

Quando la grafite è presente sotto forma sferoidale, si ha, a pari condizioni di impiego, un miglioramento delle caratteristiche meccaniche e di resistenza all'ossidazione e rigonfiamento. Se tali condizioni di impiego dei getti richiedono queste caratteristiche superiori, le ghise sferoidali legate possono essere utilmente prese in considerazione, anche se la loro metallurgia e la loro produzione richiedono maggiore attenzione.

GHISE SFEROIDALI ALTO-LEGATE

Ghise austenitiche con grafite sferoidale

Introduzione

L'inizio della produzione industriale delle ghise con ma-

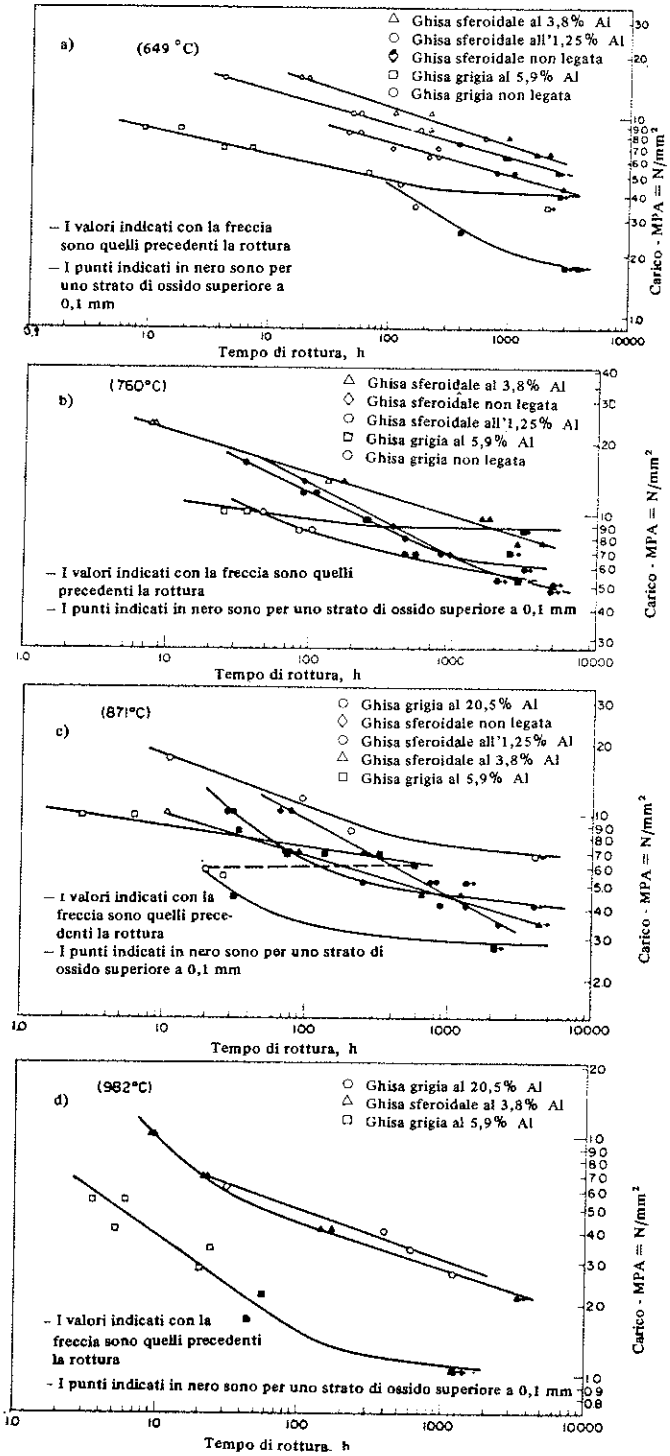


Fig. 624 – Ghise sferoidali legate e non legate con Al a 922 K (a) (649 °C), 1.033 K (b) (760 °C), 1.144 K (c) (871 °C), 1.255 K (d) (982 °C). Confronto delle curve alla rottura.

trice austenitica risale agli anni '20, periodo nel quale si incominciò ad usare aggiunte di nichel alle ghise in tenori considerevoli (14 ÷ 36%).

In questi ultimi decenni si è assistito ad una continua crescita della richiesta e della produzione di getti in queste leghe.

La presenza del nichel, elemento che allarga il campo di esistenza della fase gamma ed abbassa i punti di trasformazione della martensite (M_S), permette di ottenere alla temperatura ambiente una struttura completamente austenitica. Questa può rimanere tale per temperature inferiori rispetto a quella ambiente in funzione del tenore di nichel e della eventuale contemporanea presenza di altri elementi quali: manganese, cromo, silicio, molibdeno e rame (quest'ultimo presente soltanto nei tipi con grafite lamellare).

La possibilità di applicare anche a queste ghise il trattamento di sferoidizzazione ha permesso di avere delle caratteristiche meccaniche più elevate, ampliando il loro campo di applicazione. Dall'analisi delle caratteristiche che di seguito si riportano, si può notare come le ghise austenitiche con grafite sferoidale possono situarsi tra le ghise non legate, gli acciai inossidabili e le leghe con alto tenore di rame.

A favorire lo sviluppo di queste leghe contribuiscono senza dubbio la buona colabilità, l'elevato grado di riempimento delle forme e la buona lavorabilità alle macchine utensili per la presenza di grafite libera.

Caratteristiche indicative

Nella tab. CXXXIII sono riportate le composizioni chimiche e le caratteristiche meccaniche delle ghise austenitiche per getti desunte dalla Norma UNI 7737 con l'indicazione della corrispondenza con alcune Norme internazionali. Per completezza di informazione, anche al fine di consentire una più ampia possibilità di confronto, e quindi di scelta, sono riportate pure le caratteristiche chimiche e meccaniche delle ghise austenitiche lamellari contemplate nella stessa Norma UNI. Nella tab. CXXXIV si riportano le analisi chimiche indicative di alcune ghise austenitiche sferoidali non unificate.

Microstruttura delle ghise austenitiche

La struttura di queste ghise è costituita normalmente da una matrice austenitica contenente carburi ed eventualmente fosfuri; la distribuzione della grafite, nel caso di ghise con grafite lamellare, può essere del tipo E o A; la prima è funzione del contenuto del carbonio combinato e dell'inoculazione. La contemporanea aggiunta in lega di Ti provoca l'insorgere di grafite di sottoraffreddamento.

Le strutture delle ghise austenitiche con grafite sferoidale sono definite dal punto di vista della grafite in termini evidentemente omogenei.

La presenza di elementi carburigeni come manganese, cromo, molibdeno ed i relativi tempi di raffreddamento dei getti, in funzione degli spessori, possono influenzare in modo differente la presenza di carburi.

Influenza del carbonio equivalente

Nel volume I della Metallurgia delle ghise dove si fa riferimento alla influenza del nichel sulla struttura e proprietà delle ghise, si era accennato all'effetto di questi sulla temperatura dell'eutettico ed in particolare della relazione che esiste tra la percentuale del nichel e quella del silicio sulla struttura.

Tabella CXXXIII - Caratteristiche chimiche e meccaniche delle ghise austenitiche secondo la Norma UNI 7737 comparate con alcune corrispondenti Norme estere.

Norma UNI 7737													Corrispondenza con Norme estere					
	Austenitica con grafite lamellare												Internazionale	USA	Regno Unito	Francia	Germania	
Tipo	Composizione %							Proprietà meccaniche										
											Resilienza							
	C max	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	P max	RpO,2%	R N/mm²	A Lo=5,65√So %	Intaglio V Charpy J	Intaglio U Mesnager J	ISO 2892 Tipo	ASTM A436-72 Tipo	BSI (1) 3468 (1974) Tipo	AFNOR NF-A 32-301 (1972) Tipo	DIN 1694 Tipo	DIN 17007 Tipo
L-Ni Mn 13 7	3,0	1,5 3,0	6,0 7,0	12,0 14,0	0,2 max	0,5 max	--	--	140	--	--	--	L-Ni Mn 13 7	--	L-Ni Mn 13 7	L-NM 13 7	GCL-Ni Mn 13 7	--
L-Ni Cu Cr 15 6 2	3,0	1,0 2,8	0,5 1,5	13,5 17,5	1,0 2,5	5,5 7,5	--	--	170	--	--	--	L-Ni Cu Cr 15 6 2	1	L-Ni Cu Cr 15 6 2	L-NUC 15 6 2	GGL-Ni Cu Cr 15 6 2	0,6655
L-Ni Cu Cr 15 6 3	3,0	1,0 2,8	0,5 1,5	13,5 17,5	2,5 3,5	5,5 7,5	--	--	190	--	--	--	L-Ni Cu Cr 15 6 3	1b	L-Ni Cu Cr 15 6 3	L-NUC 15 6 3	GGL-Ni Cu Cr 15 6 3	0,6656
L-Ni Cr 20 2	3,0	1,0 2,8	0,5 1,5	18,0 22,0	1,0 2,5	0,5 max	--	--	170	--	--	--	L-Ni Cr 20 2	2	L-Ni Cr 20 2	L-NC 20 2	GGL-Ni Cr 20 2	0,6660
L-Ni Cr 20 3	3,0	1,0 2,8	0,5 1,5	18,0 22,0	2,5 3,5	0,5 max	--	--	190	--	--	--	L-Ni Cr 20 3	2b	L-Ni Cr 20 3	L-NC 20 3	GGL-Ni Cr 20 3	0,6661
L-Ni Si Cr 20 5 3	2,5	4,5 5,5	0,5 1,5	18,0 22,0	1,5 4,5	0,5 max	--	--	190	--	--	--	L-Ni Si Cr 20 5 3	--	L-Ni Si Cr 20 5 3	L-NSC 20 3	GGL-Ni Si Cr 20 5 3	--
L-Ni Cr 30 3	2,5	1,0 2,0	0,5 1,5	28,0 32,0	2,5 3,5	0,5 max	--	--	190	--	--	--	L-Ni Cr 30 3	3	L-Ni Cr 30 3	L-NC 30 3	GGL-Ni Cr 30 3	0,6676
L-Ni Si Cr 30 5 5	2,5	5,0 6,0	0,5 1,5	29,0 32,0	4,5 5,5	0,5 max	--	--	170	--	--	--	L-Ni Si Cr 30 5 5	4	L-Ni Si Cr 30 5 5	L-NSC 30 5 5	GGL-Ni Si Cr 30 5 5	0,6680
L-Ni 35	2,4	1,0 2,0	0,5 1,5	34,0 36,0	0,2 max	0,5 max	--	--	120	--	--	--	L-Ni 35	5	L-Ni 35	L-N 35	GGL-Ni 35	0,6683
Austenitica con grafite sferoidale														ASTM A439-71 Tipo				
Si-Ni Mn 13 7	3,0	2,0 3,0	6,0 7,0	12,0 14,0	0,2 max	0,5 max	0,08	210	390	15	16	--	S-Ni Mn 13 7	--	S-Ni Mn 13 7	S-NM 13 7	GGG-Ni Mn 13 7	--
S-Ni Cr 20 2	3,0	1,5 3,0	0,5 1,5	18,0 22,0	1,0 2,5	0,5 max	0,08	210	370	7	13	16	S-Ni Cr 20 2	D-2	S-Ni Cr 20 2	S-NC 20 2	GGG-Ni Cr 20 2 (2)	0,7660
S-Ni Cr 20 3	3,0	1,5 3,0	0,5 1,5	18,0 22,0	2,5 3,5	0,5 max	0,08	210	390	7	--	--	S-Ni Cr 20 3	D-2B	S-Ni Cr 20 3	S-NC 20 3	GGG-Ni Cr 20 3	0,7661
S-Ni Si Cr 20 5 2	3,0	4,5 5,5	0,5 1,5	18,0 22,0	1,0 2,5	0,5 max	0,08	210	390	7	--	--	S-Ni Si Cr 20 5 2	--	S-Ni Si Cr 20 5 2	S-NSC 20 5 2	GGG-Ni Si Cr 20 4 2	--
S-Ni 22	3,0	1,0 3,0	1,5 2,5	21,0 24,0	0,5 max	0,5 max	0,08	170	370	20	20	24	S-Ni 22	D-2C	S-Ni 22	S-N 22	GCG-Ni 22	0,7670
S-Ni Mn 23 4	2,6	1,5 2,5	4,0 4,5	22,0 24,0	0,2 max	0,5 max	0,08	210	440	25	24	28	S-Ni Mn 23 4	(ASTM A571-71 Tipo D-2M)	S-Ni Mn 23 4	S-NM 23 4	GGG-Ni Mn 23 4	0,7673
S-Ni Cr 30 1	2,6	1,5 3,0	0,5 1,5	28,0 32,0	1,0 1,5	0,5 max	0,08	210	370	13	--	--	S-Ni Cr 30 1	D-3A	S-Ni Cr 30 1	S-NC 30 1	GGG-Ni Cr 30 1	0,7677
S-Ni Cr 30 3	2,6	1,5 3,0	0,5 1,5	28,0 32,0	2,5 3,5	0,5 max	0,08	210	370	7	--	--	S-Ni Cr 30 3	D-3	S-Ni Cr 30 3	S-NC 30 3	GGG-Ni Cr 30 3	0,7676
S-Ni Si Cr 30 5 5	2,6	5,0 6,0	0,5 1,5	28,0 32,0	4,5 5,5	0,5 max	0,08	240	390	--	--	--	S-Ni Si Cr 30 5 5	D-4	S-Ni Si Cr 30 5 5	S-NSC 30 5 5	GGG-Ni Si Cr 30 5 5	0,7680
S-Ni 35	2,4	1,5 3,0	0,5 1,5	34,0 36,0	0,2 max	0,5 max	0,08	210	370	20	--	--	S-Ni 35	D-5	S-Ni 35	S-N 35	GGG-Ni 35	0,7683
S-Ni Cr 35 3	2,4	1,5 3,0	0,5 1,5	34,0 36,0	2,0 3,0	0,5 max	0,08	210	370	7	--	--	S-Ni Cr 35 3	D-5B	S-Ni Cr 35 3	S-NC 35 3	GGG-Ni Cr 35 3	0,7685

(1) - La Norma BSI è la stessa della ISO 2892 standard.

(2) - DIN 1694 comprende anche un tipo saldabile GGG Ni Cr Nb 20 2, Werkstoff Nr. 0.7659.

Tabella CXXXIV - Composizione chimica di alcune ghise austenitiche con grafite sferoidale non unificate.

Tipo (a)	Designazione UNI 7737 più simile	Elementi componenti %						Caratteristiche di impiego
		C max	Si	Mn	Ni	Cr	Nb	
D - 4 A	S-NiSiCr 30 5 5	2,6	5,0÷6,0	0,5÷1,5	28÷32	2,0÷4,0	---	Getti per impieghi che richiedono buona resistenza alla formazione di scaglie, alla corrosione, a cicli termici e stabilità dimensionale
D - 2 W (1)	S-NiCr 20 2	3,0	1,7÷2,2	1,0÷1,5	18÷22	2,0÷2,5	0,12÷0,17	Getti che devono avere buona resistenza alla erosione, corrosione, calore e buona saldabilità
D - 2 WB	S-NiCr 20 3	3,0	1,5÷2,5	1,0÷1,5	18÷22	2,7÷3,3	0,12÷0,17	Getti che devono avere buona resistenza alla erosione e al calore e buona saldabilità
D - 55		2,0	5,5	0,5	36	2,5	--	Getti che devono avere buona resistenza alla ossidazione, a cicli termici e stabilità dimensionale

(a) - Secondo "The International Nickel Co. (Mond) Ltd."

(1) - Classificata nella Norma DIN 1694 GGG NiCrNb 20 2, Werkstoff Nr. 0.7659.

Facendo riferimento ai risultati ottenuti dallo Schelleng ([5]) si riporta in fig. 625 la relazione che esiste tra nichel, silicio e carbonio equivalente; da questo diagramma si può notare come il valore del carbonio equivalente decresca fortemente all'aumentare del tenore di nichel. Valori elevati di CE permettono di risolvere problemi di colabilità di getti con pareti sottili.

Le esperienze di Cox ([6]), riportate in fig. 626, dimostrano come aumentando il valore del CE si hanno meno porosità interne in piastre di 5 mm di spessore. Grant e Morrison ([7]) estenderebbero il campo di applicazione delle esperienze di Cox (CE elevati) anche a spessori maggiori, sempre che sia verificata la relazione:

$$Ct\% + 0{,}2\ Si\% + 0{,}06\ Ni\ \% = 4{,}4$$

Questa condizione comporta inoltre la possibilità di evitare la presenza di grafite flocculare che potrebbe presentarsi in queste leghe dal momento che la grafite sferoidale che si genera non è così perfetta come quella della ghisa sferoidale non legata o basso-legata.

Influenza degli elementi presenti

Cromo

La presenza in lega del cromo provoca la precipitazione di carburi stabili che, se da un lato innalzano i valori di snervamento e di durezza, dall'altro abbassano il valore della resilienza. Inoltre, la presenza di carburi provoca sia una precipitazione minore di grafite nel getto sia un ritiro interdendritico indesiderabile, perchè aumenta la porosità interna.

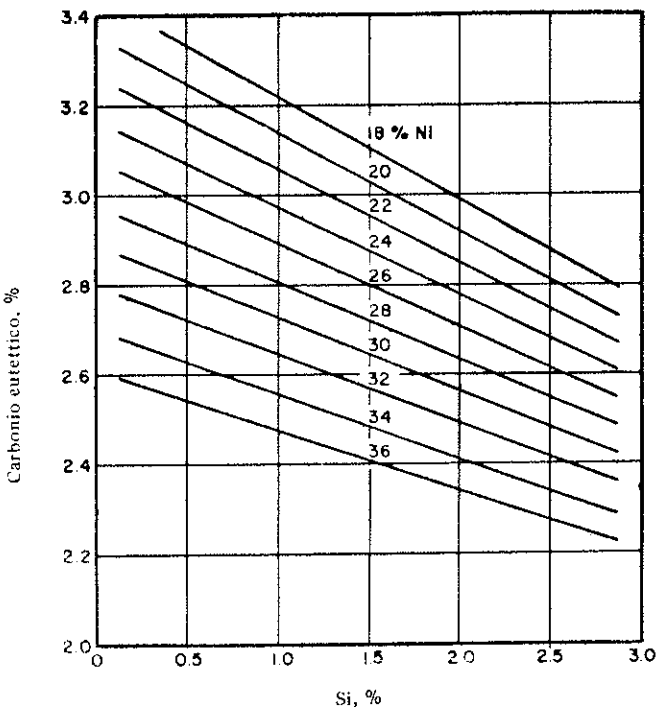


Fig. 625 - Influenza del silicio e del nichel sul contenuto del carbonio eutettico.

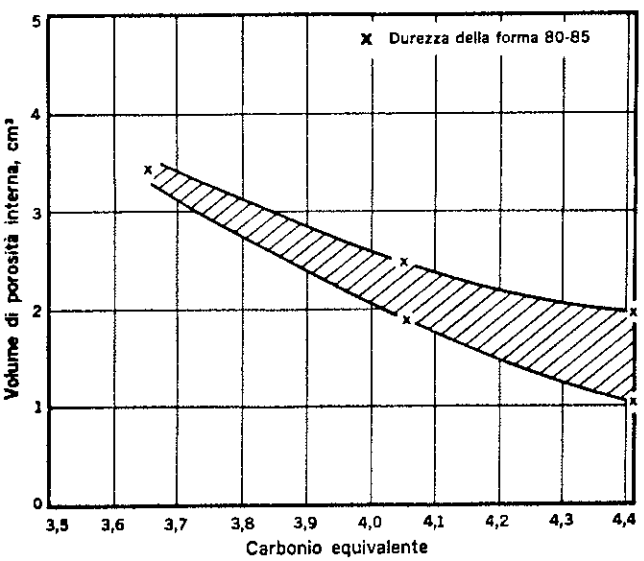


Fig. 626 - Influenza del carbonio equivalente sulle dimensioni di porosità interna (in piastre di 5 mm).

Nella fig. 627 è riportata l'influenza del tenore di cromo sul volume di porosità interna in piastre di 5 mm di spessore. Si può notare un massimo per contenuti di cromo dell'1%. La presenza di cromo fino ad un massimo di 5,5% può essere favorevole qualora sia richiesta una maggiore resistenza alla corrosione, all'ossidazione a caldo ed alla erosione.

Manganese

La presenza contemporanea di manganese e cromo favorisce la precipitazione di carburi di cromo che provocano una diminuzione della duttilità e l'insorgere di microporosità. La presenza in lega di manganese senza cromo agisce come formatore di carburi in quantità limitata; tuttavia questi ultimi possono essere facilmente eliminati, decomponendoli con un trattamento termico.

Il manganese agisce poi come un forte stabilizzatore dell'austenite e permette di abbassare il punto M_S di inizio della trasformazione della martensite fino alla temperatura dell'azoto liquido (77 K = −196 °C); la lega S-NiMn 23 4 UNI 7737 risponde a questi requisiti, mantenendo valori di resilienza ancora accettabili; per tale ragione trova largo impiego per applicazioni criogene.

Silicio

La presenza in lega di tenori elevati di silicio (ad esempio S-NiSiCr 30 5 5 UNI 7737) promuove un'elevata resistenza alla corrosione, all'erosione ed alla ossidazione a caldo.

Niobio

Data la necessità che si manifesta per alcune applicazioni di avere in lega un certo tenore di cromo, per contrastare le precipitazioni di carburi di cromo che causano una riduzione della duttilità, sono state messe a punto presso l'INCO delle ghise sferoidali austenitiche con aggiunte di niobio (3 ÷ 4%). Questo elemento, per la maggiore affinità verso il carbonio, favorisce la precipitazione nella matrice di carburi di niobio finemente dispersi che non comportano una riduzione dei valori di tenacità. Attualmente sono prodotte delle leghe modificate con tenori di niobio compresi tra 0,12 ÷ 0,17% per favorire i processi di saldatura.

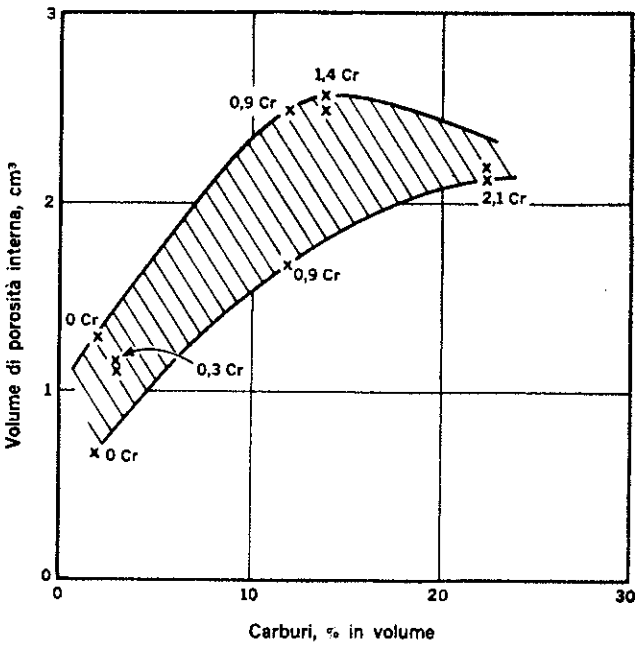


Fig. 627 — Influenza del volume di carburi sulle dimensioni di porosità interna (su piastre di 5 mm).

Caratteristiche di fonderia

Fino agli anni '50 le ghise austenitiche erano prodotte con grafite lamellare. La produzione era per lo più ottenuta al cubilotto, utilizzando pani di composizione predeterminata.

Con l'impiego dei forni fusori elettrici le leghe furono elaborate con l'aggiunta di elementi di lega direttamente in crogiolo, ottenendo una riduzione dei costi.

Negli anni '60, con l'avvento della sferoidale, si estese sempre più l'uso dei forni elettrici con il vantaggio di operare su una ghisa base a basso contenuto di zolfo.

L'impiego del forno elettrico permise pure, con l'utilizzazione dei pirometri ad immersione, di garantire le temperature di trattamento del liquido.

In particolare per le ghise con grafite sferoidale, la scelta della temperatura di colata è vincolata a 2 esigenze contrapposte: temperature basse per avere maggiore resa in magnesio nella sferoidizzazione, minori surriscaldamenti e buona finitura superficiale; temperature alte per ottenere un metallo con poche inclusioni di scoria, migliore inoculazione ed ottenimento di spigoli vivi. Dal punto di vista della realizzazione di getti in ghisa austenitica sferoidale, si deve tenere presente un maggiore valore di ritiro di solidificazione (1,4 ÷ 1,6%) ed un dimensionamento degli attacchi di colata e degli alimentatori che più si avvicinano a quelli utilizzati per gli acciai inossidabili ([8]). Inoltre la precipitazione grafitica agisce in modo da limitare il ritiro di solidificazione. Per quanto riguarda il tipo di formatura, è necessaria una elevata resistenza della forma per assicurare una buona stabilità dimensionale.

La matrice austenitica di queste leghe, dovuta alla presenza elevata di nichel, favorisce il trattamento di sferoidizzazione, diminuendo le emissioni di fumi e conseguendo una resa più elevata in magnesio (65 ÷ 70%). Inoltre, da esperienze eseguite dall'INCO e da numerose fonderie, si è riscontrata la possibilità di mantenere queste ghise trattate con magnesio in forni di attesa con rivestimento neutro (o basico) per periodi lunghi (2 h) senza necessità di aggiungere ulteriori quantità di magnesio. Nella fig. 628 è riportata la perdita di magnesio in funzione del tempo di attesa in un forno con rivestimento acido e neutro. Questa opportunità favorisce una serie di vantaggi che si possono così riassumere:

- minore presenza di inclusioni nel metallo, dato che la scoria ha un tempo maggiore per decantare;
- strutture sferoidali più complete;
- possibilità di colare getti in serie con uniformità di temperatura e di contenuto di magnesio.

Trattamenti termici

I trattamenti termici, che normalmente sono applicati a queste ghise, sono i seguenti:

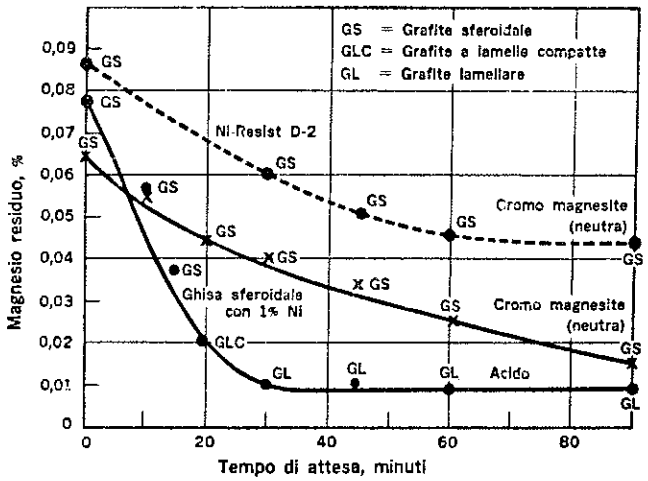


Fig. 628 – Perdita di magnesio in ghisa trattata con magnesio tenuta in forni ad alta frequenza con rivestimento acido e neutro.

- ricottura di distensione ad una temperatura di 893 ÷ 948 K (620 ÷ 675 °C) per eliminare le tensioni residue legate al processo di solidificazione e raffreddamento;
- ricottura di addolcimento alla temperatura di 1.193 ÷ 1.323 K (920 ÷ 1.050 °C) per abbassare la durezza ed elevare l'allungamento, condizionati dal contenuto di carburi; questo trattamento ha come risultato di dissolvere una parte dei carburi nella matrice e di sferoidizzare i rimanenti. I risultati più completi si ottengono per tempi lunghi di permanenza e con temperature elevate;
- ricottura per elevare la stabilità alle alte temperature; si ottiene eseguendo un trattamento a 1.143 K (870 °C) per 2 h. Questo trattamento è utile tutte le volte che le condizioni operative superano i 753 K (480 °C);
- ricottura per migliorare la stabilità dimensionale; si ottiene mantenendo per 2 h a 1.143 K (870 °C) i particolari ed eseguendo un raffreddamento lento in forno fino a 813 K (540 °C); successivamente, dopo una permanenza a questa temperatura, si raffredda lentamente;
- trattamento di solubilizzazione: consiste nel riscaldare alla temperatura di 1.198 ÷ 1.273 K (925 ÷ 1.000 °C), rimanere a tale temperatura per permettere il passaggio di parte del carbonio nell'austenite e successivamente raffreddare velocemente in olio od acqua per evitarne la precipitazione. Come risultato si ottiene un aumento della durezza dell'austenite;
- trattamento di refrigerazione e di austenitizzazione; consiste nel riscaldare alla temperatura di 1.193 K (920 °C), rimanere a tale temperatura per 2 h, eseguire un sottoraffreddamento a 78 K (−195 °C) e rimanere a tale temperatura per 2 h, successivamente nel riscaldare ad una temperatura più bassa 923 ÷ 1.033 K (650 ÷ 760 °C). Questo trattamento permette di aumentare di 2,5 volte il valore del carico unitario di scostamento dalla proporzionalità della ghisa austenitica con grafite sferoidale (S-Ni-Cr 20 2 UNI 7737) ([3]) ([9]).

Saldabilità

Nella normale produzione delle ghise con matrice austenitica, può presentarsi la necessità di riparare i getti oppure di eseguire delle giunzioni mediante saldatura con materiali simili o differenti. I risultati che si ottengono sono funzione del tipo di lega che si prende in considerazione; in particolare i tipi S-NiCr 20 2, S-NiCr 20 3, S-NiCr 30 3, S-NiSiCr 30 5 5, S-NiCr 35 3 UNI 7737 non presentano difficoltà se si apportano delle limitazioni nei tenori delle impurezze (P e S), se si eseguono dei trattamenti di riscaldo sia prima che durante l'esecuzione della saldatura, e/o se si apportano delle limitazioni nella composizione chimica: ad esempio, eseguendo piccole aggiunte di niobio (0,12 ÷ 0,17%), come nel caso delle leghe D-2W e D-4A.

Le ghise austenitiche del tipo S-Ni 22, S-NiMn 23 4, S-NiCr 30 3, S-Ni 35 UNI 7737 presentano difficoltà maggiori a causa dell'insorgere di cricche nella zona termicamente alterata; l'aggiunta di niobio in quantità dello 0,3%, non apporta dei miglioramenti. Per questo motivo è opportuno eseguire le saldature solo nelle zone non critiche. Come procedimenti di saldatura si possono utilizzare sia elettrodi rivestiti per saldatura all'arco sia bacchette di ghisa di composizione analoga per saldatura ossiacetilenica. Nel primo caso si utilizzano elettrodi di nichel-ferro al 55% di nichel ad alto contenuto di carbonio, non esistendo in commercio elettrodi della stessa composizione delle ghise austenitiche; nel secondo caso sono preparati, mediante fusione, degli elettrodi della stessa composizione dei getti.

Le superfici che devono essere saldate richiedono una preparazione analoga al caso delle ghise non legate (bisellatura, pulitura da scorie, ossidi, oli, controlli con liquidi penetranti, ecc.). In alcuni casi (S-NiSiCr 30 5 5 UNI 7737) è consigliabile eseguire un trattamento termico di preriscaldo a 573 ÷ 623 K (300 ÷ 350 °C), mentre un trattamento termico di distensione a 923 K (650 °C) è opportuno per eliminare le tensioni createsi con la saldatura.

Corrosione

Numerose prove eseguite dall'INCO hanno dimostrato l'ottimo comportamento di queste leghe al fenomeno della corrosione. La tab. CXXXV riporta la resistenza alla corrosione di 3 ghise austenitiche sferoidali e lamellari ([3]).

Resistenza alle alte temperature

Cox e Gilbert ([10]), ([11]), ([12]) hanno valutato l'influenza della temperatura e del tempo di permanenza su alcune caratteristiche meccaniche e fisiche. Nelle tabb. CXXXVI, CXXXVII, CXXXVIII sono elencate le variazioni delle proprietà meccaniche per permanenze di 32 settimane alle temperature comprese tra 623 e 1.073 K (350 ÷ 800 °C).

Per alcuni tipi di ghise austenitiche lamellari e sferoidali nella fig. 629 si riportano i valori della resilienza Charpy su provetta con intaglio a V ottenuti dopo 32 settimane di permanenza alle varie temperature. Gli autori correlano queste variazioni alle modificazioni strutturali generatesi nelle leghe a causa della permanenza a queste temperature ([10]) ([13]).

Nella fig. 630 è riportata la perdita percentuale in peso delle stesse leghe nelle medesime condizioni; da queste curve si nota la marcata superiorità della ghisa con alto contenuto di silicio e di quella con elevata percentuale di nichel.

Tabella CXXXV - Comportamento alla corrosione delle ghise austenitiche (millimetri di penetrazione all'anno).

Sostanze corrosive	Ni-Resist sferoidale S-Ni 22	Ni-Resist sferoidale S-Ni Cr 20 2	Ni-Resist a grafite lamellare L-Ni Cr 20 2
Soluzione di cloruro d'ammonio: 10% NH_4Cl, pH 5,15, 13 d a 303 K (30 °C), 190 cm/min	0,711	0,427	--
Soluzione di solfato d'ammonio: 10% $(NH_4)\ SO_4$, pH 5,7, 15 d a 303 K (30 °C), 190 cm/min	0,325	0,282	0,241
Vapori e spruzzi di etilene: 38% glicole etilenico, 50% glicole dietilenico, 4,5% H_2O, 4% Na_2SO_4, 2,7% NaCl, 0,8% Na_2CO_3 + tracce NaOH, pH 8-9, 85 d a 408 ÷ 423 K (135÷150 °C)	0,057	0,048 (+)	0,033
Fertilizzante: tipo commerciale "5-10-5", umido, 290 d a temperatura atmosferica	--	0,030	0,064
Soluzione di cloruro di nichel: 15% $NiCl_2$, pH 5,3, 7 d a 303 K (30 °C), 190 cm/min	0,157	0,102	0,102
Acido fosforico: 85%, areato a 303 K (30 °C), 490 cm/min, 12 d	5,410	5,969	2,210
Salamoia greggia di clorulo sodico: 300 g/l di cloruri, 2,7 g/l CaO, 0,06 g/l NaOH, tracce di NH_3 e H_2S, pH 6-6,5, 61 d a 283 K (10 °C), 3-6 cm/s	0,058	0,051 (+)	0,051
Acqua di mare a 300 K (26,6 °C: 27 °C), velocità 820 cm/s, prova di 60 d	0,991	0,457	0,406
Soda e salamoia: 15,5% NaCl, 9,0% NaOH, 1,0% Na_2SO_4, 32 d a 353 K (80 °C)	0,071	0,038	0,064
Soluzione di bisolfato di sodio: 10% $NaHSO_4$, pH 1,3, 13 d a 303 K (30 °C), 190 cm/min	1,095	1,128	1,545
Soluzione di cloruro sodico: 5% NaCl, pH 5,6, 7 d a 303 K (30 °C), 190 cm/min	0,071	0,048	0,053
Soda caustica: 50% NaOH + forte concentrazione di NaCl in sospensione, 173 d a 328 K (55 °C), 182 l/min	0,005	0,005	0,0046
Soda caustica: 50% NaOH, satura di sale, 67 d a 368 K (95 °C), 182 l/min	0,023	0,015	0,015
Soda caustica: 50% NaOH 10 d a 401 K (128 °C), 4 d a 294 K (21 °C)	0,122	0,124	0,117
Soda caustica: 30% NaOH + forte concentrazione di NaCl in sospensione, 82 d a 358 K (85 °C)	0,010	0,013	0,010
Soda caustica: 74% NaOH, 19 3/4 d a 401 K (128 °C)	0,127	0,142	0,15
Soluzione di solfato sodico: 10% Na_2SO_4, pH 4,0, 7 d a 303 K (30 °C), 190 cm/min	0,345	0,330	0,335
Acido solforico: 5% a 303 K (30 °C) aereato, velocità 425 cm/min, 4 d	3,048	2,642	2,845
Sintesi del bicarbonato di sodio con processo Solvay: sospensione al 44% di $NaHCO_3$ + 200 g/l NH_4Cl, 100 g/l NH_4HCO_3, 80 g/l NaCl, 8 g/l $NaHCO_3$, 40 g/l CO_2, 64 d a 303 K (30 °C)	0,023	0,008	0,015
Acqua potabile, areata, velocità 490 cm/min, 28 d	0,038	0,058	0,114
Vapore sovrastante liquido ammoniacale: 40% NH_3, 9% CO_2, 51% H_2O, 109 d a 358 K (85 °C), bassa velocità	0,279	0,635	0,432
Soluzione di cloruro di zinco: 20% $ZnCl_2$, pH 5,25, 13 d a 303 K (30 °C), 190 cm/min	0,318	0,163	--

(+) Contiene 1'1% di cromo.

Tabella CXXXVI - Proprietà meccaniche prima e dopo permanenza in temperatura (12).

Ghisa No.	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità kgf/mm²			Carico unitario di rottura kgf/mm²					Allungamento %					Composizione chimica %
	Non trattato			Non trattato	Trattato per 32 settimane K (°C)				Non trattato	Trattato per 32 settimane K (°C)				
	0,1%	0,2%	0,5%		623 (350)	723 (450)	823 (550)	923 (650)		623 (350)	723 (450)	823 (550)	923 (650)	
1	21,5	24,6	28,1	39,9	41,3	40,5	48,8	56,4	9,5	8,5	10	7,5	8,5	19,4 Ni 1,8 Cr
2	18,9	22,3	25,9	42,5	44,7	41,3	44,6	49,9	15,0	16,5	16	14,0	12,0	21,2 Ni 1,8 Cr
3	19,8	23,7	27,9	42,2	44,7	40,9	43,6	50,1	12,5	15,0	13	11,5	13,0	22,5 Ni 1,7 Cr
4	17,3	20,7	24,0	44,9	47,9	56,8	64,6	57,1	26,5	34,0	16	13,0	18,0	20,4 Ni 1,0 Cr
5	21,4	25,3	30,1	41,8	43,8	40,0	43,5	49,0	7,0	8,5	5	7,5	6,0	20,3 Ni 2,7 Cr
6	15,5	18,7	22,0	44,6	45,7	46,9	50,4	44,1	40,5	41,0	37	35,0	41,0	2,0 Mn 22,1 Ni
7	19,3	22,3	25,7	44,7	46,8	61,4	56,7	47,9	27,5	22,5	< 0,5	1,5	1,0	5,4 Si 21,3 Ni 1,9 Cr
8	23,1	25,4	28,4	39,9	42,5	40,2	43,3	48,0	7,0	8	8	6,0	4,5	30,8 Ni 2,5 Cr

Tabella CXXXVII - Ghise sferoidali austenitiche -
Valori di durezza dopo 32 settimane di permanenza in temperatura (11).

Ghisa No.	Durezza Brinell HB										
	Non trattata	623 K (350 °C)	673 K (400 °C)	723 K (450 °C)	773 K (500 °C)	823 K (550 °C)	873 K (600 °C)	923 K (650 °C)	973 K (700 °C)	1.023 K (750 °C)	1.073 K (800 °C)
1	167	170	154	167	164	153	167	167	157	155	146
2	154	153	152	150	148	153	156	158	156	140	147
3	153	153	152	141	147	146	156	152	150	151	131
4	140	138	137	127	129	141	133	134	140	128	130
5	177	174	171	166	171	188	189	185	167	160	153
6	119	--	129	121	121	126	122	124	125	127	127
7	141	152	180	297	368	366	290	--	184	180	171
8	160	174	164	152	--	169	179	173	161	161	153

Tabella CXXXVIII - Valori di resilienza prima e dopo 32 settimane di permanenza in temperatura (12).

Ghisa No.	Prima del trattamento, kgf.m		Dopo il trattamento - Intaglio V Charpy, kgf.m K (°C)							Composizione chimica %
	Senza intaglio	Intaglio V	623 (350)	723 (450)	823 (550)	923 (650)	973 (700)	1.023 (750)	1.073 (800)	
1	5,1	1,1	1,0	1,1	0,9	0,8	1,6	1,6	2,1	19,4 Ni 1,8 Cr
2	6,8	1,3	1,1	1,0	1,0	1,0	1,6	1,8	1,0	21,2 Ni 1,8 Cr
3	8,2	1,2	1,4	1,1	1,0	1,2	1,6	1,6	1,5	22,5 Ni 1,7 Cr
4	18,1	2,7	2,6	2,8	2,5	2,4	3,0	3,1	--	20,4 Ni 1,0 Cr
5	3,3	0,6	0,7	0,6	0,6	0,7	1,0	1,0	1,9	20,3 Ni 2,7 Cr
6	> 16,6	2,9	--	3,0	2,8	3,1	3,6	3,5	3,7	2,0 Mn 22,1 Ni
7	7,8	1,5	1,3	0,3	0,1	--	0,6	0,7	1,9	5,4 Si 21,3 Ni 1,9 Cr
8	5,2	1,0	0,9	0,8	0,7	0,7	0,9	0,9	1,0	30,8 Ni 2,5 Cr

Ghisa n. 5 – 2,7% Cr; 20,3% Ni
Ghisa n. 7 – 1,9% Cr; 5,4% Si; 21,3% Ni
Ghisa n. 8 – 2,5% Cr; 30,8% Ni
Ghisa n. 4 – 1,0% Cr; 20,4% Ni
Ghisa n. 6 – 2,0% Mn; 22,1% Ni

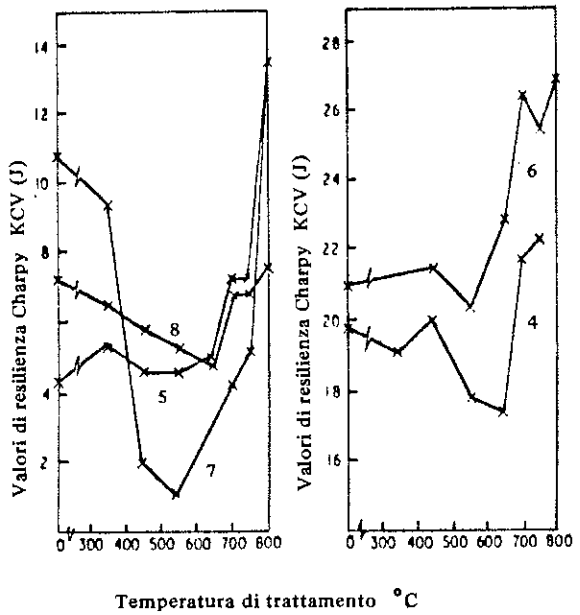
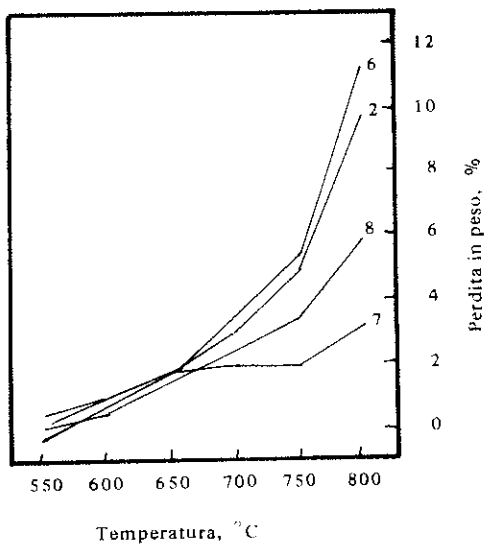


Fig. 629 – Valori di resilienza Charpy su provetta KLV dopo permanenza di 32 settimane alle temperatura indicate.



Ghisa n. 2 – 21,2% Ni; 1,8% Cr
Ghisa n. 6 – 2,0% Mn; 22,1% Ni
Ghisa n. 7 – 5,4% Si; 21,3% Ni; 1,9% Cr
Ghisa n. 8 – 30,8% Ni; 2,5% Cr

Fig. 630 – Perdita percentuale in peso per esposizione di 32 settimane alle temperature indicate.

Nella tabella CXXXIX è riportato l'andamento della variazione in peso per scagliatura delle stesse leghe. Questa tabella mostra un comportamento similare per tutte le ghise austenitiche considerate, ad eccezione della lega con alto tenore di silicio; si nota inoltre l'influenza del nichel e del cromo all'aumentare del loro contenuto. Per confronto e per completare il quadro delle caratteristiche meccaniche si riportano nella fig. 631 i valori di durezza a caldo e nella tab. CXL le proprietà delle ghise austenitiche sferoidali a temperature elevate desunte dalla INCO. Dalla tab. CXL si nota come l'aggiunta nella lega dell'1% di molibdeno migliori il comportamento alle alte temperature ([14]). Nella tab. CXLI è riportato il carico massimo di progettazione a diverse temperature sia per le ghise austenitiche con grafite lamellare che sferoidale. Si può notare come le ghise austenitiche sferoidali possano trovare applicazioni in particolari forni o in organi meccanici che siano sottoposti a temperature fino a 1.033 ÷ 1.073 K (760 ÷ 800 °C); per temperature di impiego più elevate sono preferibili le leghe a maggior contenuto di cromo.

Le ghise austenitiche sferoidali presentano buona resistenza in ambienti ossidanti fino alla temperatura di 1.073 K (800 °C); in presenza di zolfo la temperatura massima si riduce a 813 K (540 °C). In questo caso la contemporanea presenza di silicio e cromo nella lega migliora la resistenza alla corrosione.

Tabella CXXXIX - Ghise sferoidale austenitiche - Variazioni di peso per esposizione di 32 settimane alle temperature indicate (11). Incremento di peso: $g/cm^3/10^{-6}$

Ghise No.	623 K (350 °C)	673 K (400 °C)	723 K (450 °C)	773 K (500 °C)	823 K (550 °C)	873 K (600 °C)	923 K (650 °C)
1	+ 0,02	+ 0,47	+ 1,42	+ 3,09	5,68	19,31	40,1
2	+ 0,02	+ 0,24	+ 1,32	+ 2,93	5,16	19,43	39,1
3	+ 0,05	+ 0,36	+ 1,26	+ 2,88	5,62	19,38	37,4
4	+ 0,04	+ 0,22	+ 1,21	+ 2,68	5,09	17,96	38,7
5	+ 0,01	+ 0,28	+ 1,29	+ 2,99	4,69	17,73	33,5
6	+ 0,04	+ 0,14	+ 0,98	+ 2,38	6,02	16,65	35,3
7	+ 0,14	+ 0,05	+ 0,57	+ 1,55	6,86	24,46	49,7
8	+ 0,17	+ 0,21	+ 1,08	+ 2,56	6,05	14,24	34,2

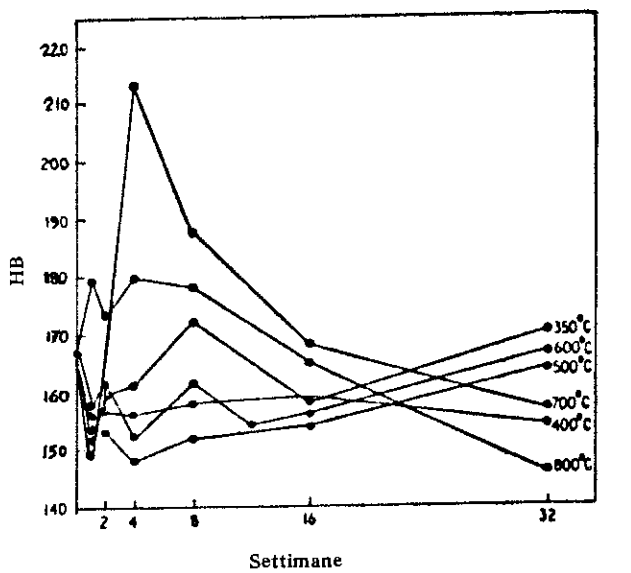


Fig. 631 – Valori di durezza della ghisa austenitica con grafite sferoidale al variare della temperatura e del periodo di trattamento.

Tabella CXL - Proprietà meccaniche ad alte temperature.

	S-Ni Cr 20 2	S-Ni Cr 20 2 con Mo	S-Ni 22	S-Ni Cr 30 3	S-Ni Cr 30 3 con Mo	S-Ni Si Cr 30 5 5	S-Ni Si Cr 30 5 5 con Mo	S-Ni 35	S-Ni 35 con Mo
Resistenza a trazione, kg/mm²									
Temperatura ambiente	42	42,5	43,5	41	42,5	45	42,5	42,5	42,5
698 K (425 °C)	38	--	36	--	--	--	--	--	--
808 K (535 °C)	33	26	29	34	33	42,5	38	33	31,5
918 K (645 °C)	24,5	27	19	28,5	31	33	31,5	28,3	32,5
1.033 K (760 °C)	16	17,5	12	18	20	15	16	17	21,2
Carico di snervamento, kg/mm²									
Temperatura ambiente	24,5	26	24	28	28	31	30	28,5	28,5
698 K (425 °C)	20	--	18	--	--	--	--	--	--
808 K (535 °C)	20	20,5	16	20	20	29	27	18	20
898 K (625 °C)	17,5	17,5	16,5	19	20,5	24	24,5	16,5	20,5
1.033 K (760 °C)	12	12	11	10	15	13	13	13	16,5
Resilienza (Charpy senza intaglio), kgm									
Temperatura ambiente	3,6	3,2 (+)							
808 K (535 °C)	4,8	2,9 (+)							
863 K (590 °C)	4,0	3,2 (+)							
898 K (625 °C)	4,4	3,3 (+)							
1.003 K (730 °C)	5,8	3,7 (+)							
1.088 K (815 °C)	4,8	3,7 (+)							
Carico a rottura in 1.000 h, kg/mm²									
808 K (535 °C)	20		14,0						
863 K (590 °C)	(13)	18	(9,5)	16,5	21,5	11	13,5	17,5	22,0
898 K (625 °C)	9	(10)	6,5	(10)	(13)	(6,5)	(7)	(10)	(13)
973 K (700 °C)	(5,5)	(7,1)	3,9	(6,8)	7,1	4,3	5,2	7,1	7,9
1.033 K (760 °C)	(3,2)	(3,9)	(2,7)	(4,1)	(4,9)	(2,0)	(2,7)	(3,8)	(4,6)
Scorrimento (0,0001%/h), kg/mm²									
808 K (535 °C)	16	(19)	9		(20,5)			(19)	(4)
863 K (590 °C)	(9)	11	(6,5)		13			(11)	12
898 K (625 °C)	5,5	(6,8)	3,9		(7,9)			(6,8)	(7,1)
973 K (700 °C)	(3,3)	3,9	(2,4)		4,9			5,5	(4,1)
(0,00001%/h)									
808 K (535 °C)	6,5	(13)			(14,0)			--	(13)
863 K (590 °C)	(4)	7			9			6,5	7
898 K (625 °C)	2,4	(4,1)			(5,5)			--	(4,7)
973 K (700 °C)	(1,4)	2,5			3,5			3,9	2,7
Allungamento, % (Prova di lunga durata)									
808 K (535 °C)	6		14						
863 K (590 °C)		5,5		7	5	10,5	10	6,5	5,5
898 K (625 °C)	13		13						
973 K (700 °C)		11,5		12,5	16	25	21	13,5	11,5
Resistenza a trazione, kg/mm² (Prove di breve durata)									
Temperatura ambiente	16,5	13,5	55	12	11	5,5	4	11	12
698 K (425 °C)	19		36						
808 K (535 °C)	16,5	2,5	30	12	11	6,5	5,5	14	12
898 K (625 °C)	16,5	5	16	11	6,5	17,5	13	10	10
1.033 K (760 °C)	24	23	20,5	28,5	20,5	47	39	39	20

I valori tra parentesi sono estrapolati od interpolati.

(+) Tipo S-Ni Cr 20 3 senza Mo.

Tabella CXLI - Carico massimo di progettazione a diverse temperature per ghise austenitiche con grafite sferoidale (15).

Massima resistenza a trazione e N/mm² alle temperature indicate K (°C)																			Ghise sferoidali
K	293	323	373	423	473	523	573	623	673	723	773	798	823	848	873	898	923	948	K
°C	20	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	525	550	575	600	625	650	675	°C
	80	77	74	74	71	69	68	65	63	62	-	-	-	-	-	-	-	-	S-Ni Cr 20 2 (1% Cr)
	86	85	83	80	79	62	74	73	69	68	-	-	-	-	-	-	-	-	S-Ni Cr 20 2 (2% Cr)
	91	90	88	85	83	82	79	77	76	73	49	40	32	25	20	17	12	11	S-Ni Cr 20 3 (3% Cr)
	Nessun risultato: vedi S-Ni Cr 20 3										60	48	39	31	25	20	17	14	S-Ni Cr 20 3 (2% Cr, 1% Mo)
	91	90	86	85	83	80	79	77	74	73	36	29	23	19	14	11	9	8	S-Ni Si Cr 20 5 2
	80	77	76	74	71	69	68	65	63	62	36	29	23	19	14	11	9	8	S-Ni 22
	77	76	74	71	69	68	66	63	62	59	-	-	-	-	-	-	-	-	S-Ni Mn 23 4
		85	83	82	79	77	76	73	71	69	49	40	32	25	20	17	12	11	S-Ni Cr 30 3
	Nessun risultato: vedi S-Ni Si Cr 20 5 2										36	29	23	19	14	11	9	8	S-Ni Si Cr 30 5 5

Proprietà fisiche

Nella tab. CXLII sono riportate le caratteristiche fisiche desunte dalla Norma UNI 7737. Il coefficiente di dilatazione lineare di queste ghise è compreso tra 5 e 18,7 μM/(M.k) (293 ÷ 473 K = da 20 a 200 °C). Questo ampio intervallo permette di utilizzare le leghe in unione con materiali differenti. Nella fig. 632 è riportato l'effetto della variazione del contenuto di nichel sul coefficiente di dilatazione. Dall'esame della tab. CXLII si nota come alcune ghise austenitiche sferoidali siano amagnetiche; questa particolarità ne allarga il campo di impiego.

Tabella CXLII - Caratteristiche fisiche delle ghise austenitiche con grafite sferoidale (16).

Qualità UNI 7737	Massa volumica nominale Mg/m³	Coefficiente di dilatazione lineare 293÷473 K (20÷200 °C) µm/(m.K)	Conduttività termica W/(m.K)	Resistività elettrica Ω.mm².m	Permeabilità µ (H=8KA/m)
S-NiMn 13 7	7,3	18,2	12,6	1,0	1,02
S-NiCr 20 2	7,4	18,7	12,6	1,0	1,04
S-NiCr 20 3	7,4	18,7	12,6	1,0	1,05
S-NiSiCr 20 5 2	7,4	18,0	12,6	--	--
S-Ni 22	7,4	18,4	12,6	1,0	1,02
S-NiMn 23 4	7,4	14,7	12,6	--	--
S-NiCr 30 1	7,4	12,6	12,6	--	--
S-NiCr 30 3	7,4	12,6	12,6	--	--
S-NiSiCr 30 5 5	7,4	14,4	12,6	--	--
S-Ni 35	7,6	5,0	12,6	--	--
S-NiCr 35 3	7,6	5,0	12,6	--	--

Proprietà a basse temperature

Nella tab. CXLIII sono riportate le caratteristiche meccaniche a bassa temperatura per la ghisa sferoidale austenitica S-NiMg 23 4 UNI 7737. Questa lega trova particolare impiego per applicazioni criogene nell'industria petrolifera e nella produzione, stoccaggio e trasporto dei gas liquefatti. E' opportuno sottoporre, prima dell'impiego, i getti realizzati in questa lega ad un trattamento termico di normalizzazione a 1.173 ÷ 1.223 K (900 ÷ 950 °C) per almeno 4 h, seguito da un raffreddamento in aria od in forno fino a 823 K (550 °C). Questo per permettere di eliminare i carburi di manganese eventualmente presenti nel materiale allo stato grezzo di colata e di avere una maggiore stabilità dimensionale.

Tabella CXLIII - Caratteristiche meccaniche alle basse temperature della ghisa S - Ni Mn 23 4, secondo la UNI 7737

Temperatura K	Temperatura (°C)	Carico unitario di rottura a trazione R_m N/mm²	R_m kgf/mm²	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% $R_{p0,2}$ N/mm²	$R_{p0,2}$ kgf/mm²	Allungamento A %	Coefficiente di strizione a rottura %	Resilienza Charpy su provetta con intaglio a V secondo UNI 4713 J	J kgf.m
293	+ 20	450	46	220	22	35	32	29	3
273	0	450	46	240	24	35	32	31	3,2
223	- 50	460	47	260	26	38	35	32	3,3
173	-100	490	50	300	30	40	37	34	3,5
123	-150	530	54	350	35	38	35	33	3,3
90	-183	580	59	430	44	33	27	29	3
77	-196	620	63	450	46	27	25	27	2,7

Lavorabilità

Le ghise austenitiche sferoidali non comportano una difficile lavorabilità all'utensile, sempre che siano verificati appropriati parametri di lavorazione ([18]). La presenza del Cr e la forma dei carburi devono essere controllate con cura.

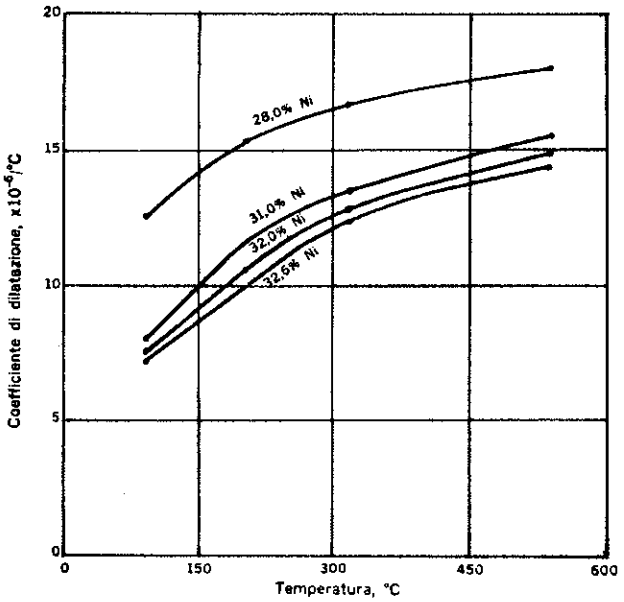


Fig. 632 – Influenza del contenuto di nichel sul coefficiente di dilatazione.

Applicazioni

L'analisi delle proprietà chimico-fisiche e delle caratteristiche meccaniche delle ghise austenitiche permette di avere un quadro generale delle possibilità di applicazioni in un vasto campo industriale.

Normalmente sono sfruttate oltre la buona lavorabilità e colabilità, la amagneticità, il coefficiente di dilatazione, la resistenza alla corrosione, alla erosione, alla usura, al grippaggio, al calore, agli urti termici.

Nella tab. CXLIV sono riportati le proprietà e gli impieghi tipici delle ghise austenitiche con grafite sferoidale, tratti dalle Norme UNI 7737.

SALDABILITA'

Ghise sferoidali aciculari

La saldatura delle ghise sferoidali aciculari può essere fatta sia ad arco, impiegando elettrodi di ferro-nichel al 55% di nichel, sia ossiacetilenica con bacchette di ghisa sferoidale al 5% di nichel.

In ogni caso, le zone saldate e quelle termicamente influenzate acquistano maggior durezza rispetto a quella originaria.

Le figg. 633 e 634 rappresentano le variazioni della durezza riscontrate su saldature effettuate rispettivamente ad arco e ossiacetilenica, impiegando i rispettivi anzidetti materiali di apporto.

Si nota chiaramente come i cicli termici di saldatura hanno una notevole influenza nel modificare le caratteristiche iniziali del getto.

Sia con la saldatura ad arco con elettrodo che con la saldatura autogena si ha la formazione di una stretta striscia di carburi nella zona di saldatura che sono causa di una netta punta nella durezza.

Tabella CXLIV - Proprietà ed impieghi tipici di ghise austenitiche a grafite sferoidale (a titolo indicativo).

Qualità	Proprietà (+)	Impieghi raccomandati
S-Ni Mn 13 7	Non magnetica.	Coperchi a pressione per gruppi di generatori per turbina, casse per interruttori elettrici, flange, morsetti e zoccoli per isolatori, ecc.
S-Ni Cr 20 2	Simile alla ghisa L-Ni Cr 20 2 per quanto concerne la composizione e la resistenza alla corrosione ed al calore.	Pompe, valvole, compressori, anelli, carcasse di turbocompressori, condotti per fumi, ecc.
S-Ni Cr 20 3	Simile alla ghisa S-Ni Cr 20 2, ma con migliore resistenza all'erosione ed al calore.	
S-Ni Si Cr 20 5 2	Buona resistenza alla corrosione anche nei confronti dell'acido solforico diluito. Ottima resistenza a caldo. Non è appropriata per l'utilizzazione nella gamma di temperatura da 773 a 873 K (500÷600 °C).	Getti per pompe, valvole, getti per forni industriali soggetti a forti sollecitazioni meccaniche, ecc.
S-Ni 22	Elevata dilatazione, resistenza alla corrosione e al calore minore di quella della ghisa S-Ni Cr 20 2. Buona resilienza al di sotto di 173 K (-100 °C). Non magnetica.	Pompe, valvole, compressori, anelli, carcasse di turbocompressori, condotti per fumi, ecc.
S-Ni Mn 23 4	Buona resilienza fino a 77 K (-196 °C). Non magnetica.	Getti per applicazioni criogene fino a 77 K (-196 °C).
S-Ni Cr 30 1	Simile alla ghisa S-Ni Cr 30 3; buone caratteristiche antifrizione.	Pompe, caldaie, getti per filtri, condotti per fumi, valvole, carcasse di turbocompressori, ecc.
S-Ni Cr 30 3	Simile alla ghisa L-Ni Cr 30 3.	Pompe, caldaie, valvole, getti per filtri, condotti per fumi, carcasse di turbocompressori, ecc.
S-Ni Si Cr 30 5 5	Proprietà simili a quelle della ghisa L-Ni Si Cr 30 5 5.	Getti per pompe, valvole, getti per forni industriali soggetti a forti sollecitazioni meccaniche, ecc.
S-Ni 35	Bassa dilatazione termica simile a quella della ghisa L-Ni 35, ma con migliore resistenza agli sbalzi termici.	Getti con stabilità dimensionale (ad esempio per macchine utensili), strumenti scientifici, stampi per vetreria.
S-Ni Cr 35 3	Simile alla ghisa S-Ni 35	Getti per carcasse di turbine a gas, stampi per vetreria.

(+) Le proprietà indicate dipendono dalla composizione chimica. Tutte le qualità, ad eccezione della ghisa S-Ni Mn 13 7, possono avere migliori caratteristiche di resistenza allo scorrimento con l'aggiunta dell'1% in massa di molibdeno.

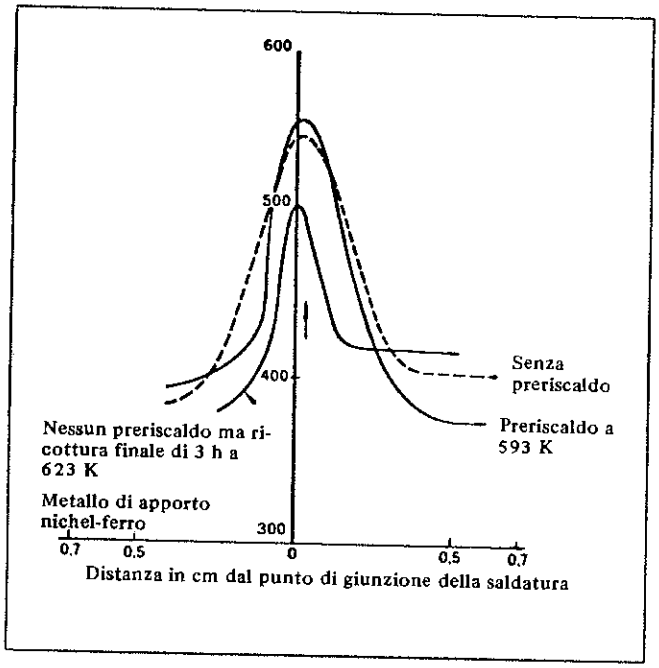


Fig. 633 – Curve di durezza nella saldatura di ghisa sferoidale aciculare con impiego di elettrodi rivestiti (esame del cordone su una placca di ghisa).

Nel caso della saldatura ad arco è stato effettuato anche un preriscaldo che però non sembra aver influito sul valore massimale della durezza; mentre un rinvenimento a 623 K (350 °C) ha procurato un certo addolcimento, pur non riuscendo a decomporre la stretta striscia di carburi formatisi ai bordi della saldatura.

Le cricche hanno tendenza a formarsi nella zona termicamente influenzata, particolarmente nel caso della saldatura ad arco.

In pratica il procedimento di saldatura ossiacetilenica sembra quello che procura più basse punte di durezza a parità di struttura e quindi di durezza originarie.

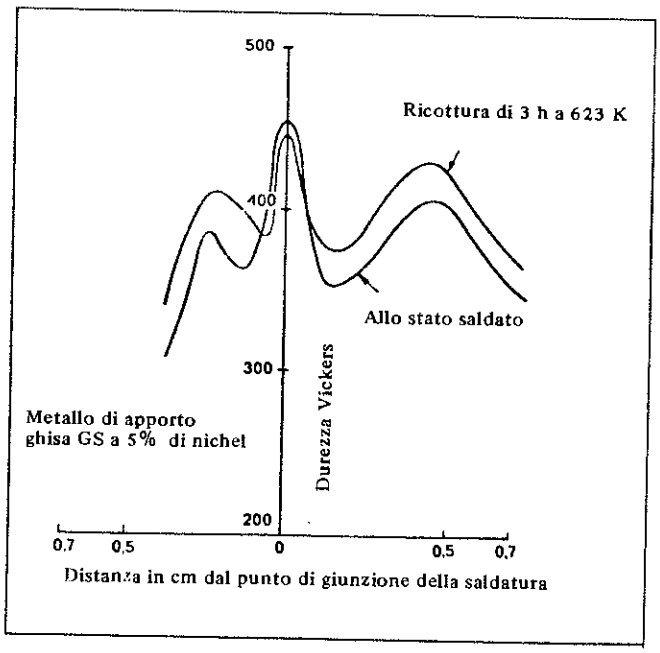


Fig. 634 – Curve di durezza nella saldatura ossiacetilenica (esame del cordone su una placca di ghisa).

Ghise sferoidali austenitiche

Anche per queste ghise interessa disporre di appropriati procedimenti di saldatura che permettano sia la eventuale riparazione dei getti che la possibilità di realizzare costruzioni composte.

E' noto che le ghise austenitiche sono prodotte tanto con grafite lamellare come con grafite sferoidale; non risulta però che la struttura della grafite abbia una importanza determinante sul comportamento del materiale nell'operazione di saldatura. Sorprendentemente anzi, adottando un normale procedimento di saldatura ad arco, con impiego di elettrodi di Ni-Fe rivestiti ed un riscaldo preliminare a 573 K (300 °C), le ghise austenitiche con grafite lamellare, nei tipi legati al NiCu, presentano una saldabilità migliore di quelle con grafite sferoidale in cui, fra l'altro, il contenuto di Cu è di norma inferiore a 0,5%.

L'influenza della composizione chimica

E' invece necessario considerare i contenuti di quegli elementi che possono condizionare la scelta del metodo operativo, per tutte le sue fasi, e del materiale di apporto o, addirittura, pregiudicare irreparabilmente l'esito dell'operazione.

In generale, anche bassi contenuti di zolfo e fosforo hanno influenza decisamente negativa sul comportamento alla saldatura. Nel caso delle ghise austenitiche con grafite lamellare lo zolfo deve essere tenuto al di sotto dello 0,015%, mentre per quelle con grafite sferoidale il problema non si pone, perchè tale elemento è praticamente assente.

Per quanto riguarda il fosforo, è consigliato un contenuto inferiore a 0,04% nelle ghise con grafite lamellare e 0,02% in quelle con grafite sferoidale (la norma UNI 7737 ammette un contenuto massimo di P di 0,08%).

Anche un contenuto di magnesio oltre lo 0,06% può comportare difficoltà alla saldatura, specialmente se in concomitanza con un tenore di silicio maggiore di 1,5%; d'altra parte, studi recenti hanno dimostrato che non è consigliabile abbassare troppo il tenore di Si. L'eccessiva presenza di Mg residuo riduce la duttilità alla temperatura di saldatura ed è causa della formazione di cricche nella zona di saldatura, lunghe fino a 3 mm e di direzione ortogonale all'andamento della stessa.

Il contenuto di manganese portato a valori maggiori del 2% , nei tipi ove ciò è fattibile (S-Ni 22 e S-Ni Mn 23 4), sembra contribuire al conseguimento di migliori risultati.

Per quanto riguarda il Cr, è da segnalare che ai più alti contenuti (per esempio nei tipi S-Ni 20 2, S-Ni Cr 20 3, S-Ni Cr 30 3, S-Ni Cr 30 5 5, Si Cr 35 3, e nei corrispondenti tipi con grafite lamellare) esso procura una più spiccata tendenza alla formazione di cricche nella zona interessata dalla saldatura.

Invece l'aggiunta da 0,12 a 0,30% di niobio alla normale composizione delle sferoidali austenitiche, dosata in relazione a ciascun tipo, ne migliora sensibilmente la saldabilità al punto da consentire l'operazione senza preriscaldo per lo meno nei getti di piccole dimensioni e di limitato spessore.

Anche uguali aggiunte di titanio sembrano sortire analogo effetto.

La saldatura ad arco

Per quanto riguarda gli elettrodi impiegabili nella saldatura ad arco di queste ghise, il tipo al NiFe al 55% di Ni è quello più corrente, come del resto lo è per le sferoidali normali; questo vale anche nel caso di giunzione con acciaio dolce, con taluni tipi di acciaio inossidabile ed infine con leghe ad alto tenore di Ni.

Si deve però considerare che con questo tipo di elettrodo il deposito risulta:

- magnetico; per cui è da escluderne l'impiego in quei casi in cui è richiesta l'assoluta diamagneticità del getto;
- tenace a temperatura ambiente ma non alle basse temperature; quindi non è impiegabile nel caso della ghisa S-NiMn 23 4 destinata ad applicazioni criogene;
- non resistente alle elevate temperature; perciò il suo impiego va escluso in quei tipi di ghise austenitiche, a più elevato contenuto di Cr, destinate alle applicazioni ad alta temperatura.

Comunque, l'inconveniente più generalizzato che si presenta nelle saldature delle ghise austenitiche è quello della formazione di fessurazioni intercellulari nella zona termicamente sollecitata dall'operazione e nella zona di transizione fra il materiale base e quello di apporto. Sembra che queste cricche si producano alle temperature più elevate del ciclo termico di saldatura.

Negli Stati Uniti l'International Nickel Ltd. ha messo in produzione uno speciale elettrodo FeNiMg al 20% Ni, le cui caratteristiche di solidificazione si armonizzano con quelle della ghisa austenitica di base con una conseguente notevole riduzione della formazione di cricche.

L'impiego di elettrodi con anima di acciai alto-legati refrattari, del tipo 25% Ni e 20% Cr, e di quelli Fe-Cr-Ni ad alto tenore di Ni, come l 'Incoweld A o l'Inconel 182, permette di depositare dei materiali refrattari alle alte temperature; quello di elettrodi di acciaio inossidabile austenitico tipo Cr 19/9 Ni consente di ottenere delle zone saldate amagnetiche. Comunque, l'impiego di questi tipi di elettrodi si dimostra spesso inadatto soprattutto perchè, a seguito della diluizione del metallo di apporto con la ghisa, si ha nel materiale depositato e nella zona di transizione una eccessiva formazione di carburi di cromo, duri e fragili, che facilitano le rotture della saldatura. Nè è più possibile riportare in soluzione, nella fase austenitica, questi carburi di cromo come invece si fa, dopo saldatura, per gli acciai inossidabili austenitici mediante un adatto trattamento termico di austenitizzazione. Questo trattamento consiste nel riscaldare il getto a 1.273 K (1.000 °C) per solubilizzare i carburi, e nel raffreddarlo poi bruscamente in acqua onde fissare la fase austenitica; il più alto contenuto di C della ghisa potrebbe portare a una sua dissoluzione nell'austenite, per cui il raffreddamento brusco provocherebbe zone martensitiche e, in definitiva, la rottura del getto.

Il procedimento di saldatura TIG, con elettrodo di tungsteno e in protezione con argon, è stato applicato con successo nell'industria aeronautica; esso si è dimostrato particolarmente adatto alla giunzione di getti di ghisa austenitica a pareti sottili, oltre che alla saldatura di lamiere di alcuni tipi di acciai inossidabili saldabili. E' tuttavia consigliabile preriscaldare i getti a 873 K (600 °C) allo scopo di evitare la fessurazione del deposito. Inoltre, poichè il deposito risulta magnetico, in caso di necessità è possibile renderlo diamagnetico mediante un appropriato trattamento termico che riporti in soluzione i carburi, consistente in una permanenza di 2 h a 1.223 K (950 °C).

Il procedimento MIG ad arco corto con l'impiego di fili in lega di Ni a basso C non ha dato buoni risultati.

La saldatura ossiacetilenica

La saldatura ossiacetilenica è raramente adottata per getti di dimensioni relativamente importanti sia perchè provoca distorsione e deformazione, specie sulle sezioni di maggior spessore, e soprattutto per la facilità di formazione di cricche nell'interfaccia della saldatura. Le fessure si presentano particolarmente nella posizione di partenza della saldatura e non è possibile eliminare questo difetto neppure preriscaldando i getti.

Numerose prove hanno invece dimostrato che i difetti di fusione dei getti di piccole dimensioni possono essere riportati mediante la saldatura ossiacetilenica, adottando quali materiali d'apporto delle bacchette ottenute di fusione con la stessa qualità di ghisa dei getti.

La presenza di porosità e di soffiature è completamente evitata adottando una fiamma riducente, mentre non si è riscontrato vantaggioso l'impiego di fluidi fondenti.

Altri metodi

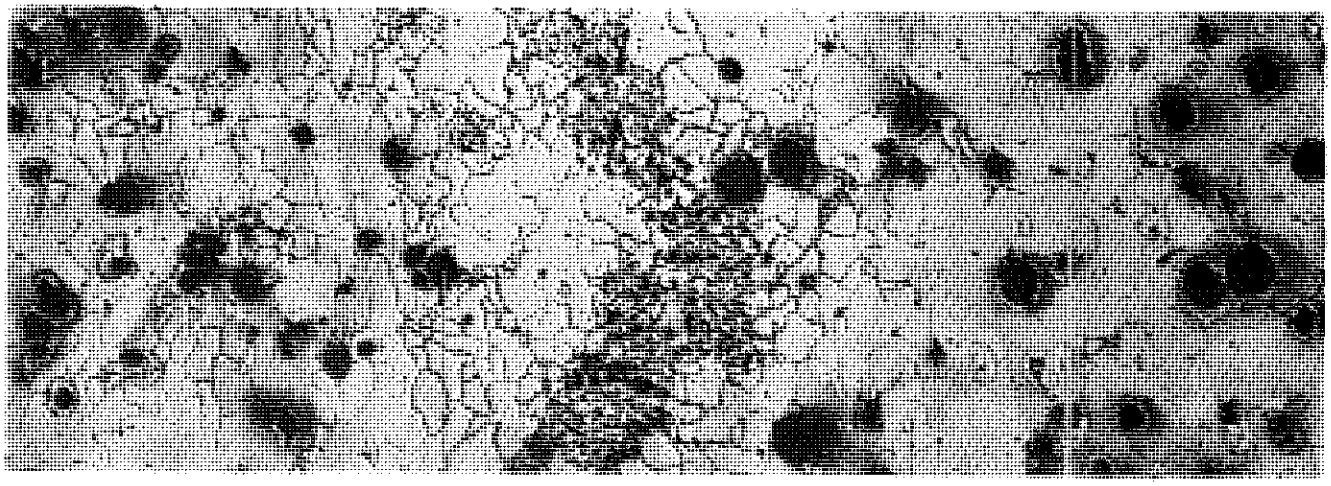
Le saldature a resistenza delle ghise sferoidali austenitiche per saldature di testa con il sistema a scintillio è stata sperimentata con discreto esito ([8]) su una ghisa avente la seguente composizione chimica percentuale: C 2,72; Si 4,22; Mn 0,35; Cr 0,98; Ni 14,62; Cu 0,76 ottenendo, sul giunto saldato, le seguenti caratteristiche meccaniche: R = 382 N/mm^2 (39,6 kg/mm^2); A% = 0,5; resilienza 200 ÷ 600 J/cm^2 (20 ÷ 60 kgf/cm^2) (provetta senza intaglio).

La micrografia di fig. 635 mostra chiaramente l'allineamento dei carburi formatisi nella zona interessata dalla saldatura eseguita con questo sistema.

Questi carburi, oltre ad alterare le proprietà diamagnetiche del materiale, contribuiscono inevitabilmente a peggiorarne le caratteristiche meccaniche ed il comportamento alla corrosione.

Il preriscaldo dei getti

Allo scopo di conseguire una maggiore sicurezza sui risultati nell'operazione di saldatura ad arco delle ghise austenitiche, oltre che tenere presenti le considerazioni già esposte nei confronti della composizione chimica di base, estese anche agli elementi nocivi e a quelli favorevoli di aggiunta, è consigliabile effettuare il preriscaldo dei getti da saldare, specialmente di quelli massivi e con forti spessori.



Zona di saldatura

Fig. 635 – Ghisa sferoidale austenitica saldata di testa con il sistema a scintillio. E' evidente la fascia di carburi formatasi nella zona di saldatura.

E' raccomandata una temperatura di preriscaldo al di sopra di 623 K (350 °C). Operando in tal modo, si riducono i rischi di formazione delle fessurazioni intercellulari di cui si è detto in precedenza.

Si fa notare che le ghise sferoidali austenitiche, a più elevato coefficiente di dilatazione termica, sono più soggette al pericolo di maggiori deformazioni, sia durante il preriscaldo che nell'operazione di saldatura, rispetto a quelle caratterizzate da un più basso coefficiente di dilatazione termica.

Sotto questo aspetto, per ricavare regole attendibili, in senso assoluto, circa il comportamento del getto, non è però sufficiente neppure l'esperienza pratica.

Il preriscaldo riduce comunque il gradiente termico.

Altri accorgimenti raccomandati

Quando sia possibile, si provvederà anche alla eliminazione delle residue tensioni di saldatura mediante un trattamento termico distensionale consistente nel portare il getto saldato a 893 ÷ 953 K (620 ÷ 680 °C), mantenendovelo per un tempo adeguato.

Naturalmente dovrà essere posta anche una particolare cura nella preparazione delle parti da saldare, sia che si tratti della riparazione di un difetto che di una giunzione; nel primo caso dovrà essere realizzata una scanalatura di forma e dimensioni appropriate alla natura, all'ubicazione ed all'estensione del difetto stesso; nel secondo caso le due estremità da congiungere dovranno essere opportunamente smussate, da una sola faccia o da entrambe le facce, e con smussi di forma particolare in rapporto allo spessore delle estremità estese.

BIBLIOGRAFIA

Ghise aciculari

(1) H.T. ANGUS – Cast Iron, Physical and Engineering Properties, Butler & Tanner Ltd, Butterworth Ltd, Ed. 1976.

(2) E. BRUNHUBER, FROMMHAGEN – Mangan in Gusseisen, Giesserei Praxis, No. 18, 1970.

(3) J. DODD – Zwischenstufenvergütung von Gusseisen mit kugelgraphit, Giesserei, No. 4, 1978.

(4) Giesserei Praxis, No. 6, 1979.

(5) M. JOHANSSON

(6) S.I. KARSAY - Ductil Iron, Production, Vol. I, Quebec Iron and Titanium Corporation, Ed. 1976.

(7) ROEHRIG, GERLACH, NICKEL – Vol. II, Parte 2, Bainitisches und martensitisches Gusseisen mit kugelgraphit.

(8) CISAR – Ghise al rame, Ed. 1965.

(9) High-Strength Irons, Iron with an acicular structure as cast, Iron with an acicular structure after heat treatment, Climax Molybdenum Company.

(10) Manuel des fontes moulées – Edition Techniques des Industries de la Fonderie, Ed. 1975.

(11) La Metallurgia delle ghise – Vol. I, Assofond, Ed. 1975.

(12) The use of molybdenum in nodular irons – Climax Molybdenum Company.

Ghise resistenti al calore

(1) The welding of flake and spheroidal graphite Ni-resist castings, INCO publication No. 4421 A.

(2) The production of castings in SG Ni-resist type D-2W, INCO publication.

(3) Ni-resists and ductile Ni-resist –INCO publication No. 7512.

(4) ASSOFOND – La Metallurgia delle ghise, Vol. I, 1975.

(5) R.D. SCHELLENG – Influence of nickel up to 37% and silicon up to 3% on the eutectic carbon content of cast iron, Modern Casting, 37, 87-89, 1960.

(6) G.J. COX – Factors influencing the cast ability of austenitic spheroidal graphite cast irons, Foundry Trade Journal, 128, 501-511, 1970.

(7) G.J. COX – Zeitstandverhalten und hitzebeständigkeit austenitischer gusseisensorten mit kugelgraphit bei temperaturen bis 725 °C, Giesserei, 58, 805-811, 1971.

(8) J.W. GRANT, J.C. MORRISON – La produzione di getti in ghise austenitiche a grafite lamellare e a grafite sferoidale, La Fonderia italiana, 2, 1-13, 1973.

(9) W. NICKEL, W. SPIECKERMANN – Untersuchungen zum erstarrung sverhalten austenitischer gusseisenwerstoffe mit kugelgraphit, Giesserei, 58, 457-465, 1971.

(10) F.K. KIES, R.D. SCHELLENG – Strengthening of Ni-resist by refrigeration and reaustenitization.

(11) G.J. COX, G.N.J. GILBERT – The structural stability, Growth and scaling properties of austenitic cast irons at temperatures up to 800 °C, Iron ad steel, 8, 351-356, 1967.

(12) G.J. COX, G.N.J. GILBERT – The structural stability, Growth and scaling properties of austenitic cast irons at temperatures up to 800 °C, Iron and steel, 9, 378-384, 1967.

(13) G.J. COX, G.N.J. GILBERT – The structural stability, Growth and scaling properties of austenitic cast irons at temperatures up to 800 °C, Iron and steel, 10, 428-433, 1967.

(14) E. STAGNO, M. R. PINASCO – Struttura metallografica della ghisa Ni-resist a grafite lamellare e sferoidale, Bollettino tecnico Finsider, 3, 177-197, 1971.

(15) R.D. SCHELLENG, J.T. EASH – Effect of composition on the elevated temperature properties of ductile iron, Proceedings of the ASTM, 57, 929-946, 1957.

(16) H.T. ANGUS – Cast iron, Phisical and Engineering Properties.

(17) Norma UNI 7737 – Ghisa austenitica per getti, Qualità, prescrizioni e prove.

(18) P.J. RICKARDS – The low temperature properties of ferritic and austenitic nodular irons, Metals and materials, 7, 220-231, 1967.

(19) Machining and grinding Ni-resist and ductile Ni-resist, INCO publication.

(20) S. BECHEY, K. ROHRIG – Fundiciones ferriticos de grafito esferoidal resistentes a temperaturas elevadas, Colada, vol. 11, n. 7-8, 1978.

Saldabilità

(1) Soudage de la fonte sphéroïdale, La pratique des industries mecaniques, Février 1966.

(2) Le soudage des fontes G.S., Societé Le Nickel.

(3) Soudage de la fonte à graphite sphéroïdal, International Nichel.

(4) S.G. Iron Welding, International Nichel Ltd. Thomas House Millbank, London SW1.

(5) J.L. OSMAN, N. STEPHENSON, D.R. THORNEYCROFT – Development in the welding of S.G. Iron, The International Nichel Co. (Mond) Ltd, Nickel England Session F, Paper n. 12.

(6) Procédés courants de soudage des fontes à graphite sphéroïdal, Centre Technique des Industries de la Fonderie, C7 d 360 F, 9 marzo 1973.

(7) J. SOHN, W. BOOM, H. FISK – Welding of ferritic and austenitic nodular cast Iron, Welding Journal, 1953, 32, 823-833.

(8) A. REGE' – Saldatura di testa e scintillio di ghise di vario tipo fra di loro e con metalli dissimili sia ferrosi che non ferrosi. La Fonderia Italiana, XXVI, n. 11 e 12, novembre e dicembre 1977.

(9) The welding of flake and spheroidal graphite Ni-resist castings, INCO Europe Ltd, 1976.

Volume III - Ghisa malleabile e ghisa sferoidale
Capitolo XI

L'analisi dei difetti

— CLASSIFICAZIONE
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Ernesto Borghigiani
Roberto Casimiro
Alfredo Donnini

Gran parte dei difetti, riscontrabili nei getti di ghisa con grafite sferoidale, sono della stessa specie ed hanno la medesima origine di quelli che si verificano nelle ghise in genere ed in quelle con grafite lamellare in particolare. Fra questi ve ne sono, però, alcuni che nella ghisa sferoidale si determinano con maggiore frequenza o si presentano di entità più rilevante.

Nel testo che segue , saranno presi in considerazione solamente quei difetti che si manifestano principalmente nella produzione dei getti di ghisa sferoidale, tralasciando e rimandando a testi specifici per tutti quei difetti che sono comuni alla produzione di altri tipi di ghise.

CLASSIFICAZIONE

Difetti macroscopici

Sono quelli apprezzabili a occhio nudo. Possono presentarsi tanto sulla superficie grezza dei getti o rendersi evidenti dopo la loro lavorazione meccanica oppure manifestarsi a cuore in seguito a frattura o sezionamento del getto; sono rilevabili anche mediante esami non distruttivi.

Per una più precisa loro identificazione può, comunque, rendersi necessario l'esame microscopico.

Flottazione di grafite (fig. 678, capitolo XII)

La flottazione compare nelle ghise con grafite sferoidale ipereutettiche, sia ferritiche che perlitiche, nell'intervallo di tempo che intercorre tra la post-inoculazione e la solidificazione ed è originata dalle stesse cause che presiedono alla formazione di grafite primaria nelle ghise grigie ipereutettiche.

Il fenomeno si manifesta sotto forma di grafite che tende a salire verso le superfici del bagno o del getto (*) creando, soprattutto nelle sezioni di grande spessore di quest'ultimo, delle zone dove il carbonio rimane intrappolato, caratterizzate dalle seguenti manifestazioni ([1]):

- colore molto scuro della frattura in luogo di un normale argenteo brillante;
- apprezzabile decremento di durezza. In una ghisa con matrice perlitica, da 270 ÷ 280 HB delle zone sane si può scendere a 240 ÷ 245 HB della zona difettosa;
- concentrazioni di carbonio che possono superare l'8%;
- tenori di magnesio superiori al rimanente del getto, originati dalla presenza di MgS e MgO;
- probabile comparsa nella zona difettosa di forme di grafite esplosa.

La flottazione può essere spiegata sulla base del diagrama di equilibrio Fe-C-Si.

La fig. 636 è una sezione dello stesso al 2% Si con carbonio variabile dal 2 al 5%.

Se, ad esempio, la temperatura all'atto dell'inoculazione è di 1.623 K (1.350 °C) e il contenuto di carbonio di 4,5% (CE = 5,2%), tutto il carbonio sarà in soluzione (punto A del diagramma).

Se la temperatura scende a 1.523 K (1.250 °C), la composizione della lega si sposterà al punto B, contraddistinto da un carbonio di 4,3% , per cui dal liquido si sarà separato 0,2% C. Un'ulteriore precipitazione (0,7% C) si verificherà fino alla temperatura di inizio della solidificazione eutettica, punto C della fig. 636, dove il contenuto di carbonio è 3,6%(CE = 4,3%).

Nella realtà di fonderia la solidificazione di una lega Fe-C-Si non avviene secondo le condizioni di equilibrio descritte, intervenendo le seguenti alterazioni:

- la velocità di raffreddamento è troppo rapida per permettere una completa precipitazione del carbonio, dando quale risultato una lega soprassatura all'arresto eutettico;
- ancor prima che si verifichi l'inizio della reazione eutettica l'alta viscosità del metallo, in stato di incipiente solidificazione, impedisce il movimento di risalita degli sferoidi di carbonio, con conseguente intrappolamento degli stessi.

E' stato verificato sperimentalmente ([3]) che, durante la solidifcazione dei getti di ghisa sferoidale, precipita solo la quantità di carbonio in eccesso rispetto a quella necessaria a dare un carbonio equivalente di 4,55% ; tale quantità risale

(*) Le origini del fenomeno di galleggiamento della grafite vanno ricercate nella diversa densità della ghisa liquida (circa 6,9 g/cm^3) e grafite (2,2 g/cm^3).
Gli sferoidi vengono spinti verso l'alto con una velocità definita dalla legge di Stokes:

$$V = \frac{2\,g\,\Delta\gamma\,r^2}{9\,\eta}$$

dove:

- V = velocità (cm/s)
- η = viscosità del ferro liquido ($3{,}1 \cdot 10^{-2}$ g/s/cm)
- $\Delta\gamma$ = differenza di densità tra ferro liquido e grafite (circa 4,7 g/cm^3)
- r = raggio dello sferoide (cm)
- g = accelerazione di gravità 981 cm/s

Se ad esempio, il raggio dello sferoide è $1{,}7 \cdot 10^{-2}$ circa, la velocità di risalita raggiunge 0,1 cm/s. Evidentemente la velocità sarà tanto maggiore quanto maggiore è la dimensione degli sferoidi e bassa la viscosità del liquido.

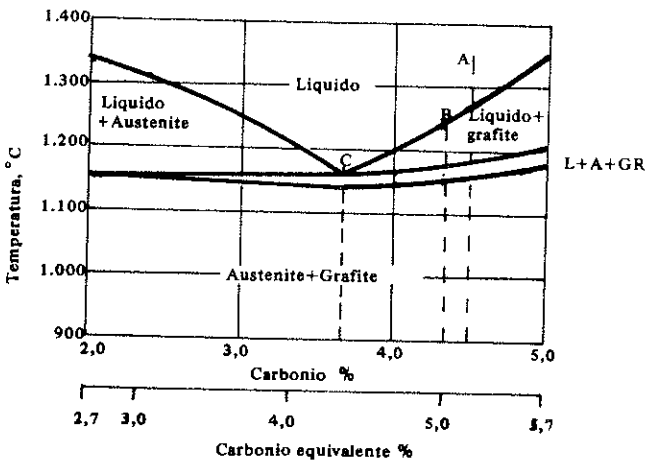


Fig. 636 – Sezione del diagramma di equilibrio Fe-C-Si al 2% di silicio.

verso la superficie superiore dove è trattenuta dal metallo che inizia a solidificare (fig. 637).

Sull'entità del difetto posseggono un'ovvia influenza anche la temperatura di colata e lo spessore delle pareti: mentre nei getti sottili le velocità di raffreddamento non permettono flottazioni sensibili, i getti con pareti medie e grosse sono viceversa particolarmente sensibili al fenomeno.

Secondo Karsay ([2]), quando lo spessore supera i 30 mm, il carbonio equivalente deve essere mantenuto a tenori inferiori a 4,40% . Il diagramma di fig. 638 è un'utile indicazione sui valori di carbonio equivalente da scegliere in funzione dello spessore massimo delle pareti. Se è inopportuno superare tali limiti, è altrettanto sconsigliabile l'eccesso in senso opposto, pena una sensibile degenerazione della forma sferoidale ([4]), come è ben visibile in fig. 639 e l'insorgere di aree ricche di cementite libera nel grezzo di fusione.

Grafite a pezzi (Chunk)

Questo difetto si manifesta sulla superficie lavorata di una sezione, o sulla frattura, presentandosi con una macchia più scura, sempre situata nel centro termico del getto.

Secondo la teoria del limite di fase o *delle bolle*, concernente la formazione e la crescita della grafite sferoidale, il difetto, per ragioni che non è qui il caso di approfondire, trae origine dal fatto che la nucleazione e la crescita dei *whiskers* di grafite si determinano soltanto su una parte anzichè su tutta la superficie della bolla di gas.

Nelle figg. 653 e 655 del capitolo XII è illustrata la struttura micrografica della grafite spezzettata.

Il difetto può essere prevenuto agendo sui seguenti fattori:

- carbonio equivalente tenuto leggermente ipoeutettico;
- contenuto di Si 2,5 ÷ 2,7%;
- basso contenuto di Mn;
- inoculazione efficace;

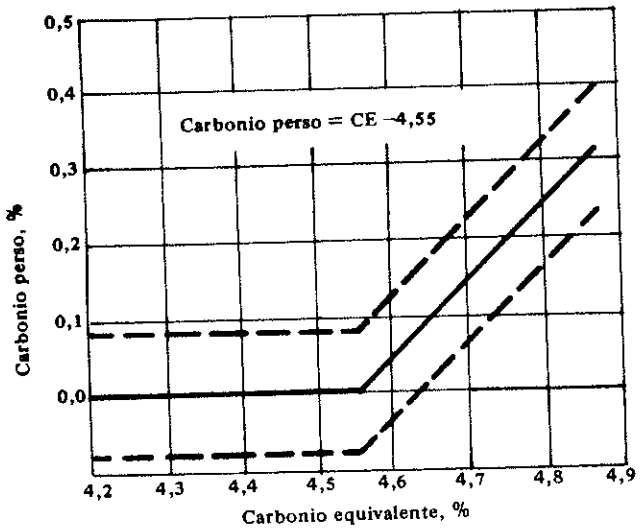


Fig. 637 — Relazione fra la perdita di carbonio nel corso della solidificazione ed il carbonio equivalente ad inizio colata determinato sui saggi a Y. La perdita di carbonio per flottazione è nulla per carboni equivalente inferiori a 4,55% .

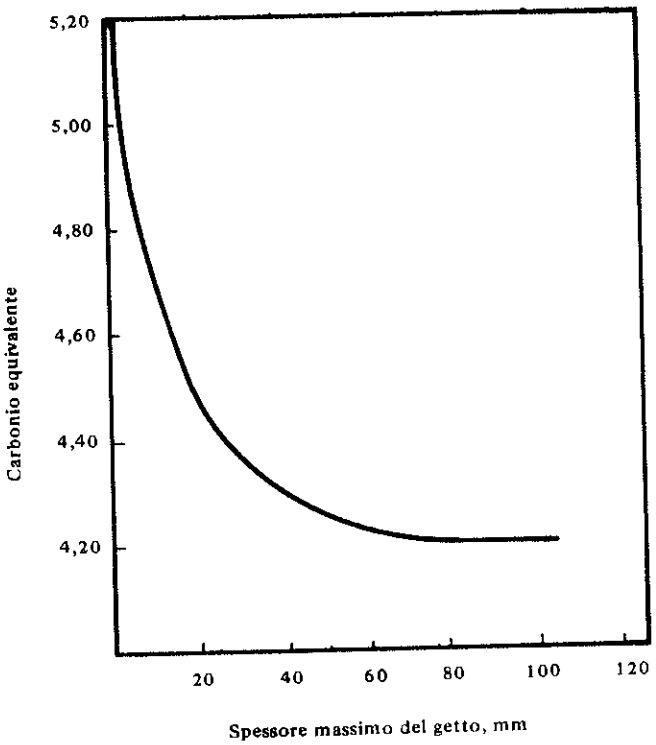


Fig. 638 — Valori di CE consigliati per getti di ghisa sferoidale di vari spessori.

- bassa temperatura di colata;
- colata veloce;
- massima rigidezza della forma.

Dross o inclusioni non metalliche (fig. 679, capitolo XII)

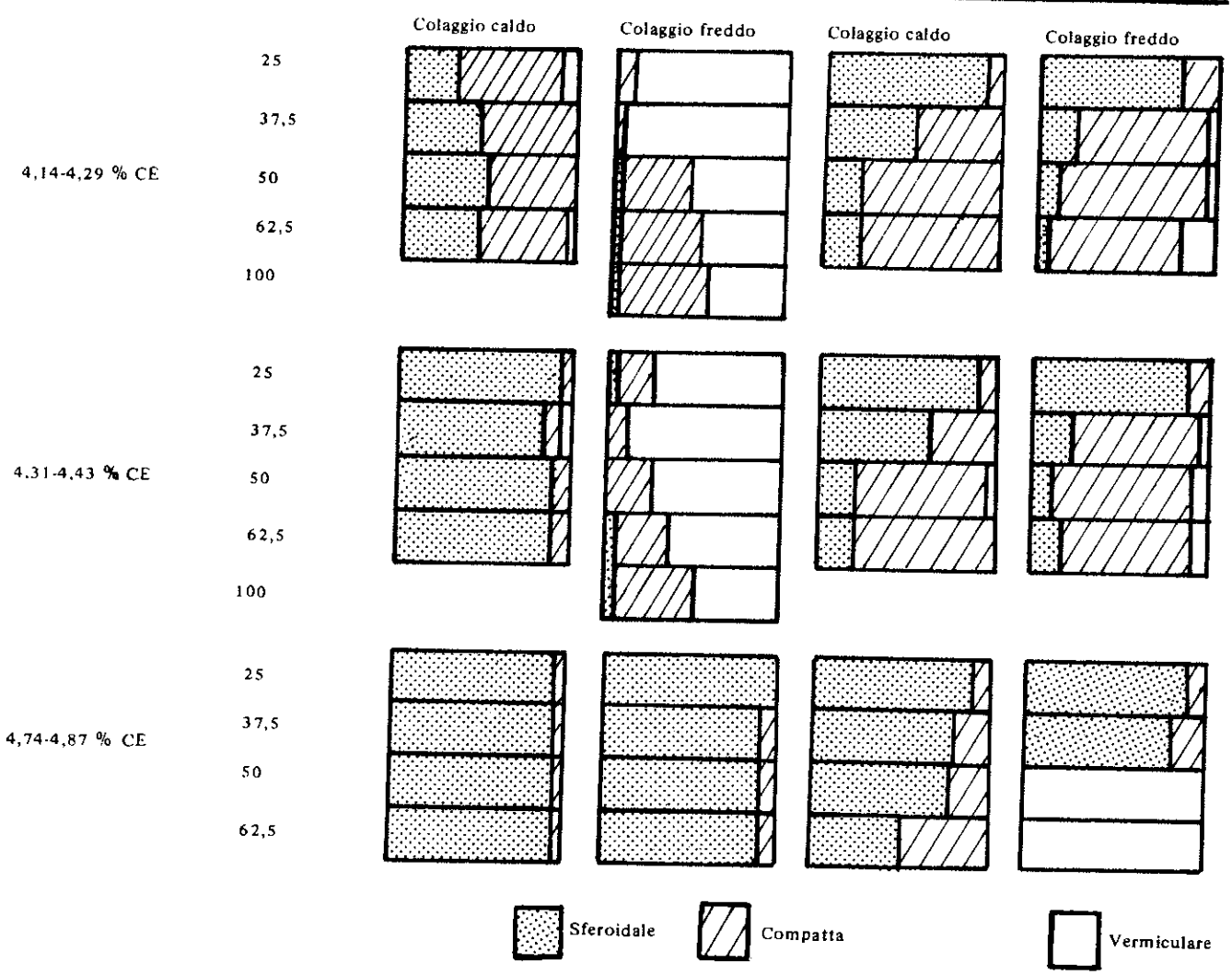
Identificazione:aspetto e chimismo

Fin dal primo apparire della ghisa sferoidale, il *dross* ha sempre rappresentato un problema per il fonditore. A tutt'oggi, nonostante il vorticoso sviluppo di tale lega, permangono notevoli incertezze sull'argomento nella pratica e nella letteratura, lontani come si è dall'averne individuate univocamente le cause o dal saper fornire sicuri rimedi.

Il termine *dross* sta ad indicare un difetto tipico della ghisa sferoidale, identificabile in vene o cordoni di scoria che rimangono inglobati nel getto, localizzandosi tendenzialmente nella parte superiore dello stesso. Macroscopicamente, appare come un'interruzione grossolana della matrice metallica, evidenziata sovente solo da una lavorazione meccanica. Talvolta potrebbe essere manifestato da zone e colorazione superficiale più scura rispetto a quelle esenti dal difetto.

Solo nei casi più gravi è rilevabile direttamente sulla superficie del getto; in tali casi la crosta richiama l'aspetto raggrinzito di una pelle d'elefante, indizio questo di grosse quantità di scoria sotto la medesima.

Microscopicamente si presenta come vene irregolari di colore grigio (lo stesso della sabbia d'olivina inglobata in resina, lucidata e osservata al microscopio) associata a grosse quantità di grafite (fig. 640 a, b, c,) nei casi di difetto più consistente o nerastre ed esili se il difetto è meno severo (fig. 640 d).



Ciascun blocco rappresenta la % di ciascuna forma di grafite, essendo 100% il totale

Fig. 639 – Effetto del CE, percentuale di Mg aggiunto, temperature di colata e massività sulla forma della grafite.

Le analisi delle specie chimiche presenti nelle vene di scoria non aiutano direttamente nella risoluzione del problema; si può anzi dire che le relazioni tra le varie fasi rendono ancora più ardua la soluzione dello stesso.

I risultati analitici, relativi a tali inclusioni riscontrate nelle ghise sferoidali, indicano comunque in:

- Si, Mg, O, Mn, Fe, Al, S, Ca, C i principali elementi presenti, dalla cui combinazione emergono le diverse fasi;
- Mg_2Si, SiO_2, C amorfo e grafitico, Fe_2SiO_4, MgO, MgS e silicati di magnesio, con particolare riferimento a Mg_2SiO_4 (forsterite).

Il ricorrere di silicati complessi di magnesio, e particolarmente Mg_2SiO_4 nel difetto, del quale è fase dominante, ha suggerito che nell'evoluzione del fenomeno siano di fondamentale importanza le interazioni che hanno luogo nel sistema Mg-Si-O.

Askeland e Trojan ([5]) ([6]), a seguito di accurate esperienze convalidate dal suffragio termodinamico, ritengono che il dross si produca, dopo inoculazione, a seguito di una delle seguenti reazioni:

- $2Mg + SiO_2 \overset{+2O}{\rightarrow} Mg_2SiO_4$
- $2MgO + SiO_2 \rightarrow Mg_2SiO_4$

provenendo il Si dal bagno fuso, dal nodulizzante o dal post-inoculante; la SiO_2 dall'ossidazione del Si, quando non sia addirittura presente nei refrattari o nelle forme.

Influenza del Mg sulla formazione del dross

Le ghise sferoidali non sono chimicamente molto dissimili dalle ghise grigie, salvo l'importante eccezione costituita dalla presenza del magnesio e dei suoi composti.

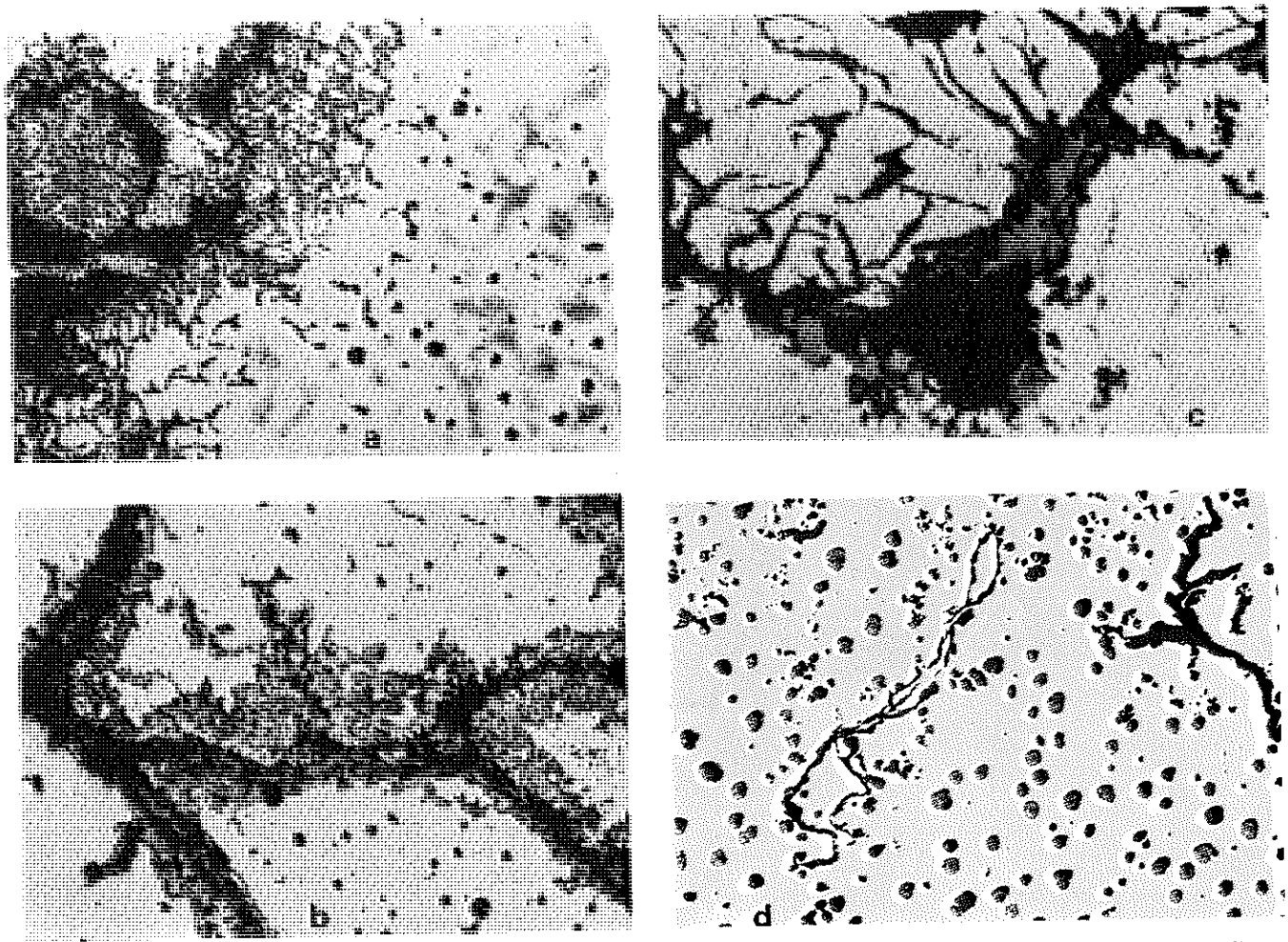


Fig. 640 – Diversi aspetti micrografici di inclusioni di dross su una ghisa di composizione eutettica. Campione attaccato con Nital 1 %.

Quest'ultimo altera il processo di formazione della scoria sul bagno liquido secondo modalità che sono state studiate da diversi autori ([6]) ([7]) ([8]) ([9]).

Si ritiene innanzitutto ([6]) che il *dross* si sviluppi nelle fasi che vanno dal:

1 – trattamento e post-inoculazione al
2 – trasporto nella siviera e durante la colata, fino al
3 – deflusso del metallo nelle forme.

La pulizia del bagno effettuata successivamente alla post-inoculazione riguarda i quantitativi di scoria più consistenti (essendo originati dalle reazioni di desolforazione e di ossidazione degli inoculanti), ma anche più facili da eliminare.

Ulteriori quantitativi di *dross* si sviluppano nelle fasi 2) e 3) successivamente alla scorifica di cui sopra (per reazione del magnesio in soluzione del metallo con la silice e l'aria) e sono da ritenersi i responsabili del difetto in questione.

Il chimismo di queste fasi è sostanzialmente simile a quello della scoria primaria di trattamento.

Ulteriori informazioni possono essere ottenute dall'osservazione della superficie di un bagno di ghisa resa sferoidale mediante trattamento effettuato (con affondatore) direttamente entro il crogiolo di un forno elettrico ad induzione ([9]).

Lasciando raffreddare il bagno, la cui superficie sia stata pulita dopo trattamento, la stessa permane tale fino a circa 1.723 K (1.450 °C). Sotto questa temperatura iniziano a formarsi piccole chiazze di scoria liquida che si espandono gradualmente sino a ricoprire tutta la superficie esposta. A circa 1.623 K (1.350 °C) questa pellicola liquida inizia a rapprendere, indurendosi sino a formare del *dross* solido.

Queste trasformazioni superficiali sono accompagnate da sviluppo di vapori di magnesio che si riducono gradualmente sino a cessare a circa 1.563 K (1.290 °C). I vari stadi descritti sono rappresentati nella fig. 641.

Riscaldando la ghisa, il processo s'inverte, alle medesime temperature.

E' opportuno precisare che le temperature indicate possono subire variazioni anche sensibili ([6]) ([7]) in funzione di:

- velocità di riscaldamento o raffreddamento;
- numero di cicli;
- atmosfera;
- natura dei refrattari;
- natura di sferoidizzanti e inoculanti;
- tenore di Mg.

Dalle osservazioni precedenti deriva che, pur partendo da bagni diversi, ogni qualvolta si formano nuove superfi-

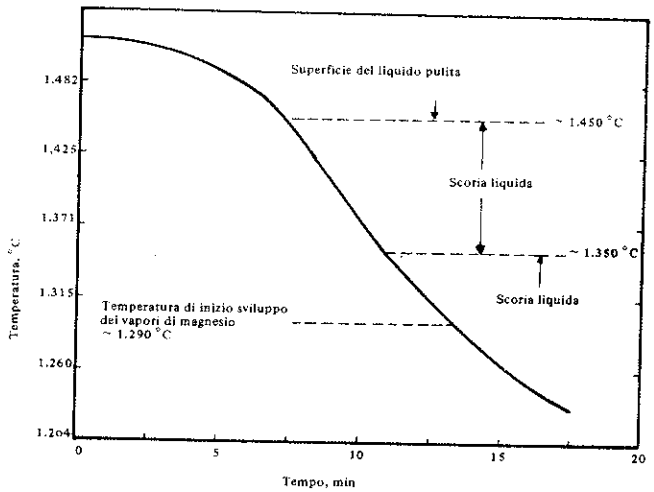


Fig. 641 – Curva di raffreddamento di ghisa trattata al Mg raffreddata e/o riscaldata in crogiolo in atmosfera ambiente.

ci a temperature inferiori a 1.723 K (1.450 °C), come nel caso di trasferimento del metallo liquido o durante la colata e il riempimento della forma, si genera della scoria che, a temperature inferiori a 1.623 K (1.350 °C), si raggruma a dare *dross* solido.

Sembra pertanto logico ipotizzare che il difetto sia originato da un processo di riossidazione del liquido a basse temperature piuttosto che trattarsi di inclusioni di residui di trattamento ritenuti nel bagno.

Inoltre, l'osservazione che la rimozione forzata dei vapori di magnesio innalza la temperatura di comparsa e di trasformazione delle scorie, oltre ad incrementarne la quantità, ha fatto supporre (9) che i vapori di Mg esercitino anche un'azione protettiva del pelo libero nei riguardi dell'ossidazione: flussi turbolenti del metallo possono pertanto rendere meno efficace l'azione di copertura effettuata dal magnesio.

Certamente anche la natura dell'atmosfera influenza le quantità di scoria (6) (9) (10).

Possibili rimedi

Per minimizzare il difetto, può essere utile il rispetto delle seguenti avvertenze:

- le temperature di colata debbono mantenersi le più elevate possibili. Si possono così evitare intrappolamenti di vene di *dross* durante il riempimento della forma, sebbene possano ancora formarsi sottili films diffusi sulla superficie superiore del getto; questi strati, facilmente evidenziabili per la loro lucentezza e poco profondi, sono solitamente rimossi dalla sabbiatura;
- i tempi di colata vanno ridotti per quanto compatibile, al fine di minimzzare la permanenza del fluido a contatto con l'aria;
- è necessario che i sistemi di colata siano progettati per colare rapidamente e con la minima turbolenza; trappole per scorie risultano scarsamente efficaci;
- devono ancora essere evitati lunghi tempi di permanenza in siviera sia per gli inevitabili abbassamenti di temperatura che per il contenimento della forsterite, la cui percentuale incrementa sensibilmente con l'attesa (6);
- è opportuno rimuovere con frequenti pulizie i depositi di scoria delle siviere;
- non c'è accordo, fra i diversi autori, su come i differenti tenori di magnesio residuo influenzino la difettosità;
- sembra infine che l'ammontare del silicio aggiunto modifichi sensibilmente l'importanza del difetto (6) (10): particolarmente dannosa deve essere considerata la sua introduzione finale come post-inoculante (fig. 642). Considerando la sua efficacia nel ridurre l'incidenza dei carburi e nel promuovere un alto numero di noduli, non si ritiene certo che questa indicazione possa essere di valido contributo al produttore di ghisa sferoidale.

Per completare il panorama, è opportuno aggiungere che il *dross* è stato anche associato alla flottazione della grafite (9) (10); secondo Trojan e Coll (10) i due difetti sono sospettati complementari uno all'altro. Gli autori suppongono, infatti, che la flottazione di carbonio aiuti ad agglomerare particelle di scoria, favorendo il loro comparire nella parte alta del getto.

Gli effetti di maggiore gravità del *dross* riscontrati ai livelli più elevati di CE confermerebbero l'ipotesi e le conclusioni indicano necessariamente in una riduzione del CE e della temperatura di colata i possibili rimedi.

Gli elevati tenori di carbonio riscontrati sovente associati al difetto (40 ÷ 60% C) possono effettivamente dare sostegno a tale teoria, che amplia il campo delle opinioni sulle possibili origini di questo fenomeno, probabilmente lontano dall'essere ancora completamente risolto.

Presenza di carburi: tempra inversa

Questi difetti sono rilevabili a occhio nudo sulle superfici lavorate meccanicamente ad un grado di finitura relativa-

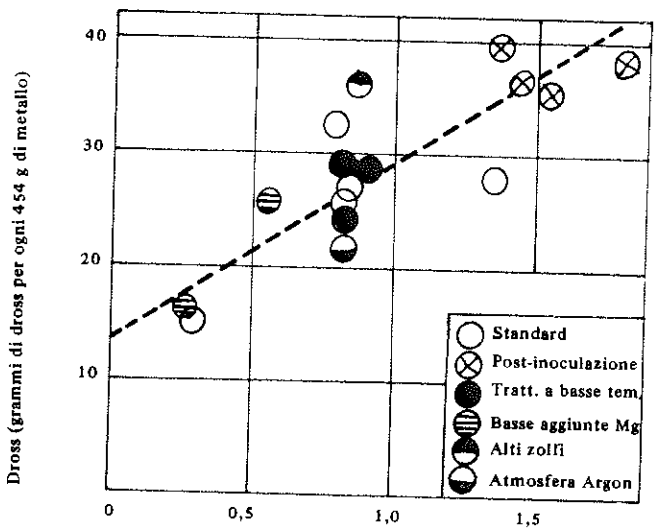


Fig. 642 – Quantità di dross in funzione del silicio aggiunto come sferoidizzante e post-inoculante. Per condizioni standard si deve intendere: nessuna post-inoculazione, mantenimento a 1.644 K (1.371 °C) per 12 min, composizione: C = 3,9% , Si = 0,8-2,2% , Mn = 0,4% , Mg = 0,15% , aggiunto nei diversi sferoidizzanti.

mente elevato; si presentano con dei reticoli o a chiazze, più o meno estesi, di lucentezza maggiore di quella delle zone circostanti.

L'esame microscopico dimostra che i carburi possono essere presenti nella ghisa sferoidale in una delle tre forme seguenti:

- Carburi di tipo 1 (fig. 668, capitolo XII): sono i più frequenti e la loro natura è ledeburitica. La causa della loro formazione deve essere ricercata in una incompatibilità fra condizione metallurgica e velocità di raffreddamento.
- Carburi di tipo 2 (fig. 669, capitolo XII): si presentano con aspetto aghiforme e sono costituiti da cristalli lamellari. La loro formazione è attribuibile ad eccessiva presenza di Mg o di altri sferoidizzanti.
  Carburi di questo tipo, o di aspetto analogo, si osservano anche nelle zone di *tempra inversa* (fig. 670, capitolo XII): si fa notare che la *tempra inversa* si presenta con una più o meno rilevante concentrazione di carburi nel centro termico del getto.
  Secondo la teoria del limite di fase, questo fenomeno sarebbe originato da un più basso contenuto di ossigeno nella parte di metallo situata nel centro termico, la quale solidifica per ultima; questo più basso contenuto di ossigeno sarebbe insufficiente a procurare l'adeguato sviluppo di gas necessario per la nucleazione della grafite: di conseguenza si determinerebbe nella struttura del centro termico una crescente concentrazione di carburi. Poichè l'inoculazione ostacola l'impoverimento di ossigeno, la struttura risulterà tanto più uniforme quanto maggiore sarà l'efficienza dell'inoculazione stessa. La causa della tempra inversa è dunque attribuibile al determinarsi, singolarmente o in concomitanza, delle condizioni seguenti:
  - basso contenuto di ossigeno nella ghisa base da sferoidizzare;
  - surtrattamento sferoidizzante;
  - inefficiente inoculazione.

  I rimedi sono pertanto evidenti.
- Carburi di tipo 3 (fig. 672, capitolo XII): questo tipo di carburi si riscontra di preferenza nei getti di ghisa sferoidale di grosso spessore di parete, per i quali si scelgono necessariamente, composizioni chimiche a più alta percentuale di Mn e, talvolta, con presenza di leganti quali Cr, Va, ecc. Un contenuto di questi elementi non appropriato in rapporto allo spessore del getto può diventare causa carburigena.

In analogia a quanto si verifica per le ghise con grafite lamellare, per le quali, al fine di favorire l'assenza di carburi, è ritenuto necessario un contenuto minimo di zolfo, indicato nello 0,05%, sostenuto da alcuni ricercatori che per conseguire lo stesso risultato nella ghisa sferoidale è necessaria la presenza di 0,008% di zolfo nella ghisa base da sferoidizzare. Sono in corso ricerche sperimentali intese ad accertare la fondatezza di questa teoria, essendo ben presente l'effetto carburigeno che d'altra parte potrebbe derivare da un certo residuo del Ca introdotto nella ghisa base durante l'operazione di desolforazione spinta al sopraddetto valore.

Punte di spillo (pinholes)

I *pinholes* non sono un difetto tipico delle ghise sferoidali, ma si è ritenuto opportuno inserirli nel capitolo, dato che questa ghisa per la sua tecnica di produzione (contenuto di magnesio, inoculazione che può favorire l'aumento di Al e aumento repentino del valore del silicio che fa diminuire la solubilità dei gas nel metallo con conseguente immediato sviluppo) risulta più incline a presentare questo difetto di una ghisa grigia ordinaria.

Nelle ghise sferoidali spesso i *pinholes* possono trovarsi associati al *dross* ([20]), dato che le cause che concorrono ad originare i due difetti possono risultare alcune volte le stesse (anomalo contenuto in Mg e Al).

Punte di spillo sono un difetto originato da piccole bolle di gas che si congelano sotto la pelle del getto di ghisa e sono normalmente denominate con terminologia inglese *pinholes*.

Sono scoperti facilmente quando il getto è rifinito alle macchine utensili e costituiscono uno dei più fastidiosi difetti dei getti di ghisa che comportano molte volte lo scarto in una fase avanzata della lavorazione.

Possono comparire e scomparire improvvisamente senza una causa precisa, dato che varie sono le origini che favoriscono una anomala presenza di gas disciolti nel metallo.

Una diagnosi corretta risulta di estrema difficoltà attraverso il solo esame del difetto. Generalmente è necessario svolgere uno studio accurato con un programma di prove che portino all'approfondimento di alcuni fattori riguardanti i problemi metallurgici e la formatura.

Principali variabili di fonderia che influenzano la formazione dei pinholes

L'insorgere delle microporosità sotto la pelle del getto è attivato dallo sviluppo dei gas inclusi nel metallo durante il corso della solidificazione; la ghisa perciò risulta localmente soprassatura di un gas, quale l'idrogeno, l'azoto, l'ossido di carbonio, ecc.

Le cause possono essere:

- Elevato contenuto di gas nel metallo, idrogeno e azoto in particolare, che sono espulsi dalla ghisa durante la fase di solidificazione.
- Sviluppo anomalo di gas dalle anime e dalle forme che è intrappolato in bolle nel metallo solidificato.
- Presenza di alluminio nella ghisa che favorisce la liberazione di idrogeno per reazione forma-metallo associata a presenza di acqua.
- Presenza simultanea di idrogeno e azoto che esalta il fenomeno in particolare nelle ghise sferoidali colate in forme e con anime di resina ricca in azoto.
- Sviluppo di ossido di carbonio originato dalla reazione tra il carbonio della ghisa e l'ossigeno presente nel bagno.

I pinholes da idrogeno

Nei getti di ghisa possono formarsi diversi tipi di *punte di spillo*, ma nella maggioranza dei casi questo difetto è causato dall'idrogeno, il quale disciolto nella ghisa, durante la

solidificazione si concentra in bollicine appena sotto la pelle del getto.

Affinchè si sviluppino i *pinholes*, occorre che esistano contemporaneamente tre condizioni:

- presenza di Al o Mg o Ti anche a livello di tracce;
- possibilità di contatto prolungato della ghisa liquida con la forma a verde che contenga elevata umidità e nero in quantità insufficiente;
- solidificazione del metallo, mentre si ha svolgimento di idrogeno.

Mancando una di queste cause, il difetto in genere sparisce o si attenua.

La presenza di idrogeno nella ghisa è attribuita alle seguenti reazioni:

$$- Ti + 2H_2O = TiO_2 + 4H$$
$$- Mg + H_2O = MgO + 2H$$
$$- 2Al + 3H_2O = Al_2O_3 + 6H$$

Il titanio, il magnesio, l'alluminio, reagendo con il vapore della forma, sviluppano idrogeno che è assorbito dalla ghisa. In particolare l'alluminio gioca un ruolo importante ai fini di tale difetto, dato che l'assorbimento dell'idrogeno aumenta con l'aumentare dell'alluminio, per poi diminuire oltre lo 0,1% circa. La tendenza a dare *pinholes* esiste già con lo 0,005% Al ed aumenta progressivamente fino ad un massimo in corrispondenza di 0,028% Al per poi ridiminuire ([13]).

La ghisa trattata con magnesio è particolarmente soggetta ad arricchirsi in idrogeno se viene a contatto con vapore acqueo, secondo la reazione sopra indicata. Per evitare la formazione di *pinholes* da idrogeno nelle fusioni di ghisa sferoidale è necessario prestare attenzione affinchè i contenitori per il trattamento con il magnesio e per i successivi travasi se necessari, risultino ben essiccati e le forme non presentino elevata umidità.

I pinholes da azoto

L'azoto può essere assorbito dal metallo durante il processo di fusione e successivamente durante la fase di colata per il riempimento della forma.

Nei getti di ghisa sferoidale è assai raro che i *pinholes* siano causati da presenza di azoto nel metallo liquido. Infatti, come anche afferma Karsay, il contenuto di azoto raramente supera 60 p.p.m.

La soprassaturazione della ghisa in N_2 può essere originata da sostanze agglomeranti la sabbia che posseggono spiccata tendenza a liberare gas (N_2). E' il caso tipico della resina furanica ad elevata percentuale d'urea che può contenere fino al 15% di azoto.

Questo azoto nascente si origina dalla decomposizione dell'urea contenuta nella resina alle alte temperature durante il riempimento delle forme nelle operazioni di colata del getto. Molta attenzione va posta nella scelta del tipo di resina da impiegare; è auspicabile che il contenuto di azoto nella resina sia il più basso possibile, preferibilmente al disotto del 5% quando si utilizza sabbia nuova nel ciclo di formatura e < 2% quando di impiegano terre di recupero del processo sabbia-resina.

Pinholes da CO

L'unico responsabile dell'origine dei *pinholes* da CO è l'ossigeno presente nel bagno metallico; da esperimenti condotti al CSM ([21]) con prove termogravimetriche è stato evidenziato che la ghisa sferoidale riscaldata all'aria acquista una quantità di ossigeno circa 3 volte superiore di quello assorbito da una ghisa grigia. In condizioni particolari l'ossigeno reagisce con il carbonio presente nella ghisa liquida, formando così il CO.

Perchè il CO possa originarsi, è necessario che l'ossigeno si trovi in intimo contatto con il metallo liquido. Parti di scoria ricca di ossidi alcune volte rimangono intrappolate nella ghisa durante la fase di colata e dall'intimo contatto reagendo → FeO+C → Fe+CO origina il gas responsabile del difetto. Questo gas, sviluppandosi nel metallo in via di solidificazione, rimane intrappolato sotto forma di piccole bollicine in prossimità della superficie, essendo questa la zona del getto che solidifica più rapidamente.

Possibili rimedi per l'eliminazione dei pinholes

I possibili rimedi sono:

- Tenere sotto controllo il sistema di colata, applicando gli attacchi di colata a sezioni sottili.
- Assicurarsi che l'essiccazione delle forme e delle anime sia sufficiente.
- Nel caso di formatura a verde, tenere sotto rigoroso controllo l'umidità della sabbia.
- Diminuire la proporzione di agglomerante o di additivo, oppure cambiare agglomerante o additivo in caso di sabbia-resina impiegata per la formatura.
- Diminuire il tenore di idrogeno e azoto contenuti nel metallo liquido mediante un'appropriata condotta di fusione.
- Tenere sotto controllo il tenore di Al e impiegare possibilmente inoculante (Fe/Si) a basso tenore di alluminio.
- Verificare che la temperatura di colata non risulti troppo bassa e aumentarla di conseguenza.
- Aggiungere circa lo 0,002% di tellurio.

Difetti microscopici della struttura

Sono quelli rilevabili soltanto mediante l'esame microscopico e/o con particolari esami non distruttivi. Essi riguardano anomalie strutturali sia della matrice che della grafite.

Poichè la ghisa sferoidale solidifica con una struttura cellulare, in quelle parti che solidificano per ultime si determinano tra le celle, oltre a una concentrazione di elementi che possono procurare degenerazioni della grafite, formazioni di carburi nonchè inclusioni non metalliche. Nelle foto riportate nel capitolo XII sono stati mostrati i carburi intercellulari del tipo 3; la fig. 666 del capitolo XII mostra la grafite intercellulare degenerata in lamelle.

Nella fig. 674 del capitolo XII, alla periferia delle celle si nota la presenza di uno strato perlitico persistente anche dopo l'avvenuta ricottura ferritizzante.

La fig. 675 del capitolo XII mostra un difetto che può verificarsi nei grossi getti di ghisa sferoidale. Esso consiste nella formazione di strati ferritici lungo i contorni dei granuli originali dell'austenite.

La rottura del getto in queste condizioni può innescarsi con una fessurazione che si propaga successivamente lungo il percorso del meno resistente reticolo ferritico.

E' ovvio che la resistenza della ghisa sferoidale, oltre che da quella delle celle, dipende anche dalla microstruttura del reticolo intercellulare. E' dunque necessario che esso abbia i requisiti seguenti:

- non presenti grafite degenerata;
- sia esente da inclusioni di qualunque natura;
- non sia costituito da una fase differente da quella della cella.

Per conseguire queste condizioni, è necessario controllare la composizione chimica e mantenere nei limiti minimi tollerabili le concentrazioni degli elementi dannosi. E' inoltre da tenere presente che la possibilità di segregazioni e, quindi il deterioramento dei contorni intercellulari, aumenta con il crescere dello spessore di parete. E' da notare che il suddetto deterioramento porta maggiore danno alle proprietà dinamiche rispetto a quelle statiche.

Degenerazione della forma sferoidale della grafite

Nei getti di ghisa la *fase grafite* può presentarsi nella forma di lamelle e sferoidi o intermedie.

Normalmente una colata eseguita con ghisa ipereutettica e che abbia modo di solificare lentamente, genera una grafite lamellare nel corso della trasformazione eutettica.

Se prima della colata, questa ghisa è trattata mediante una aggiunta bilanciata di magnesio, si forma la grafite a forma sferoidale.

Se l'aggiunta di magnesio risulta insufficiente a quella richiesta e conseguentemente il magnesio residuo presente nel getto è basso (0,01 ÷ 0,02%), si ottengono nello stesso getto forme ibride di grafite (lamellare, vermiculare, associate a forme sferoidali) (fig. 654, capitolo XII).

Quando c'è presenza di *elementi nocivi* (quali Pb, Sb, Ti, As, Bi), il tenore di magnesio, per quanto corretto, non riesce a favorire forme accettabili di grafite sferoidale.

Un'influenza positiva, ai fini di contenere la degenerazione della forma sferoidale causata dagli *elementi sovversivi*, è ottenuta con l'aggiunta di piccole percentuali di cerio presente nella lega sferoidizzante.

Nelle micrografie riportate nel capitolo XII, sono illustrate le degenerazioni causate dai vari *elementi nocivi* in azione singola o combinata.

La degenerazione della grafite dalla forma sfeoridale è generalmente correlata ad un decadimento delle caratteristiche meccaniche del getto; per questo motivo è necessario avere una carica estremamente pulita e controllata per non trovare poi brutte sorprese.

Con un contenuto di elementi minori *nocivi* molto basso, le ghise sferoidali possono essere prodotte in getti di vario spessore, purchè il contenuto di magnesio residuo sia superiore a 0,03 ÷ 0,04%.

Azione degli elementi perturbatori sulla forma della grafite sferoidale

E' riportata l'esperienza effettuata da studiosi (francesi, giapponesi e polacchi) ([22]) che, grazie all'aggiunta sistematica di elementi perturbatori in quattro ghise di base trattate con leghe diverse al magnesio (Ni-Mg; Fe-Si-Mg; Cu-Mg), hanno potuto definire dei limiti, al disopra dei quali è osservata una degenerazione della forma sferoidale della grafite. Si è potuto così stabilire una classificazione di nocività per gli elementi: Pb, Bi, Te; Sb, As; Ti, O-S.

Bismuto-Piombo-Tellurio

L'azione negativa sulla forma sferoidale della grafite da parte del piombo e bismuto si manifesta anche a bassissimi tenori, già con 20 ÷ 40 p.p.m. a seconda dello spessore del getto e del magnesio residuo presente nel metallo.

Frequentemente per la presenza simultanea di questi elementi (cioè Pb, Bi, Te) la grafite è degenerata come nelle figg. 661 e 662 del capitolo XII, nelle quali si evidenzia una forma a maglie reticolari generata dalla grafite lamellare con presenza di qualche sferoide isolato.

Probabilmente questi elementi hanno anche un effetto secondario che porta alla riduzione del magnesio residuo nel bagno, con formazione di raggruppamenti.

$Mg_X\ Pb_Y$ e $Mg_X\ Bi_Z$

Nel caso del tellurio, il campo dei tenori critici per l'effetto degenerante della forma sferoidale della grafite risulta leggermente più elevato (da 40 a 100 p.p.m.) ma gli effetti provocati lo fanno inserire in questa classifica di nocività alla pari del bismuto e del piombo. Questi elementi non causano però modificazioni della matrice.

Antimonio e arsenico

Questi elementi danno luogo a coesistenza nello stesso provino di sferoidi perfettamente sferici accompagnati da forme degenerate (fig. 660, capitolo XII):

- Antimonio da 100 a 500 p.p.m.
- Arsenico da 400 a 1.000 p.p.m.

Rispetto a Pb, Bi e Te questi elementi non generano effetti secondari sul magnesio residuo.

Titanio

Il titanio si può facilmente trovare nella ghisa da fonderia, a livelli tali da provocare effetti degenerativi della forma sferoidale della grafite più di qualsiasi altro elemento.

Il ruolo che esplica è di un'azione indiretta, in quanto esso abbassa il limite critico degli altri elementi, come ha dimostrato H. Morrogh.

E' stato accertato da studi recenti che l'azione nociva di questo elemento sulla grafite sferoidale si fa sentire alle con-

centrazioni di 500 ÷ 1.000 p.p.m., con formazione di fiocchi o reticoli di grafite coesistenti con noduli più o meno degenerati (fig. 663, capitolo XII).

Ossigeno e zolfo

Nel classico trattamento sferoidizzante con leghe a base di magnesio, ossigeno e zolfo vanno accuratamente controllati e mantenuti a livelli molto bassi, al fine di evitare costosi sprechi di lega. A causa della loro elevata affinità per il magnesio, infatti, lo sottraggono dal bagno metallico, riducendone la quantità *attiva*, necessaria per una corretta azione sferoidizzante.

BIBLIOGRAFIA

(1) H. KEMPES – Sphärolithenflotation bei Gusseisen mit Kugelgraphit, Giesserei, 8-12, 1966, pag. 841-846.

(2) S.I. KARSAY – Ghisa sferoidale I Produzione, Lo stato dell'arte 1976, Qit Fer et Titane Inc.

(3) A.H. RAUCH, J.B. PECK, G.F. THOMAS – Carbon flotation, in ductile iron, AFS Transactions, Vol. 67, 1959, pag. 263-266.

(4) C.R. LOPER, R.W. HEINE – Graphitization and Processing Cycle in Producing Ductile Iron, AFS Transactions, Vol. 72, 1964, pag. 495-507.

(5) D.R. ASKELAND, P.K. TROJAN – The approach to equilibrium and dross formation in nodular cast iron, AFS. Transactions, 1969, Vol. 77, pag. 344-352.

(6) D.R. ASKELAND, P.K. TROJAN – Investigation of mechanism of dross formation in ductile iron, AFS. Transactions, 1970, Vol. 78, pag. 125-132.

(7) K.I. VASHCHENKO, V.K. LARIN – Formation de peaux d'oxydes sur la fonte a graphite sphéroïdal, Fonderie, 332, 3,1974, pag. 139.

(8) R.W. HEINE, C.R. LOPER – Principles of slag and dross formation on molten cast iron, Modern Casting, 9, 1976, pag. 115-122.

(9) R.W. HEINE, C.R. LOPER – Dross formation in the processing of ductile cast iron, AFS. Transactions, Vol. 74, 1976, pag. 274-280.

(10) P.K. TROJAN, COLL. – An intensive investigation of dross in nodular cast iron, AFS. Transactions, Vol 76, 1968, pag. 323-333.

(11) A.H. RAUCH, J.B. PECK, G.F. THOMAS – Carbon flotation in ductile iron, AFS. Transactions, Vol. 67, 1959, pag. 263-266.

(12) W.G. MURRAY – Control of dross defects in defects in magnesium – Treated cast iron, Foundry Trade Journal, Febbraio, 22, 1968, pag. 311-314.

(13) Y.V. DAWSON, I.W.L. SMITH – Gases in cast iron with special reference to pickup of hydrogen in sand molds, AFS Transactions, 66, 17-29, 1958.

(14) M.S.A. SANDERS – D'où viennent les piqûres?, Fonderie 145, 53-63, 1958.

(15) Y.V. DAWSON – La présence de l'aluminium dans la fonte favorise la formation de piqûres, Fonderie, 207, 195-197, 1963.

(16) K. ORTHS e Altri – Rules for avoiding surface defects in iron castings: blows, pinholes, slag inclusions, chilled edges, AFS International Cast Metals J, 3, 2, 29-34, 1978.

(17) M. SVILAR, J.F. WALLACE – Removal of aluminium from gray cast iron to reduce pinholes, AFS Transactions, 86, 421-430, 1978.

(18) How master and tramp elements effect the structures of cast iron, Data Sheet, Metal Progress, 10, 64-66, 1978.

(19) G. HENON, C. MACCRE', G. BLANC – Recherche de la qualité des pièces de fonderie.

(20) Y.V. DAWSON, J.A. KILSHAW, A.D. MORGA – The nature and origin of gas holes in iron castings, AFS Transaction, Vol. 73, 1965.

(21) ALFONSI, GRANATI, PETRUCCI – Indagini sulla formazione dei pinholes nelle leghe Fe-C, La Fonderia Italiana, 11, 1978.

(22) J. TYBULCZUK, Y. NAKANO, Y. NAKAWANO, W. SAKWA, I.C. MARGERIE – Etude sur les formes dégénérées du graphite, Fonderie, Avril 1976.

(23) H. LAPLANCHE – Les fontes et leurs traitements thermiques, Vol. 2.

Volume III - Ghisa malleabile e ghisa sferoidale

Capitolo XII

La rassegna micrografica strutturale

A cura di: Ernesto Borghigiani
Alessandro Sarti

Questo capitolo presenta le microstrutture delle ghise sferoidali osservate al microscopio ottico negli ingrandimenti usuali da 100 a 1.000 volte.

E' molto importante considerare attentamente le figure della grafite e quelle dei componenti della matrice metallica per poterne parlare e ragionare con assoluta confidenza e sicurezza.

La metallurgia corrente del giorno d'oggi è basata principalmente sui concetti abbastanza semplici, spiegati nel testo e illustrati in questo capitolo.

I personaggi della vicenda non sono molti ed hanno una fisionomia ben definita e documentabile.

Si sanno abbastanza cose per potere impostare e condurre a buon fine una produzione di ghisa sferoidale dei tipi citati.

La microscopia ottica è completamente valida, anche se può essere utilmente integrata da altri mezzi di osservazione più sofisticati.

I concetti di matrice metallica, grafite, ferrite, perlite, ecc. sono tali da essere compresi da tutti, se presentati visivamente.

La diffusione di questa cultura metallurgica di base è essenziale per elevare il livello delle fonderie italiane in tempi, come questi, in cui la concorrenza non perdona.

La materia è suddivisa per gruppi di micrografie:

- Strutture della matrice metallica.
- Forme della grafite e sue degenerazioni.
- Strutture degenerate della matrice.
- Strutture eterogenee e inclusioni.

La matrice metallica è il nerbo del materiale ghisa, quel costituente della struttura che determina la maggior parte delle caratteristiche meccaniche e fisico-chimiche.

La grafite è il male necessario della ghisa, che contiene in sè il carbonio prima necessario per la buona colabilità, nella forma meno sfavorevole possibile alle qualità del materiale.

Poi vengono le irregolarità e i corpi estranei al metallo.

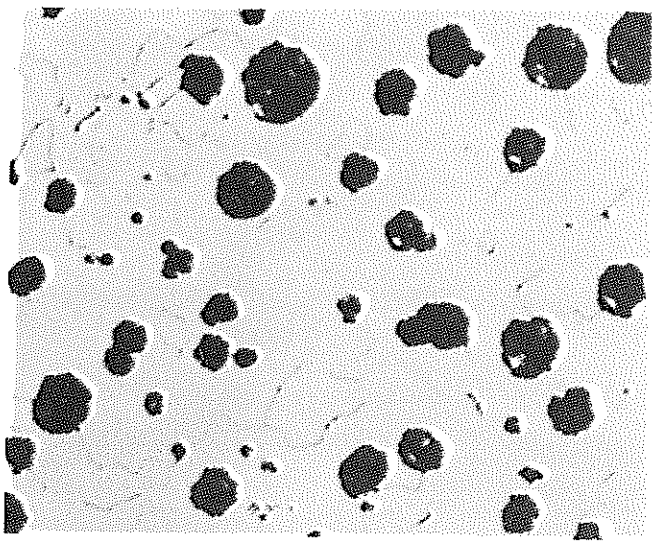
Ma tutte queste cose non sono indipendenti una dall'altra.

La matrice è legata alla grafitizzazione.

Le irregolarità si distribuiscono equamente fra matrice, grafite e inclusioni.

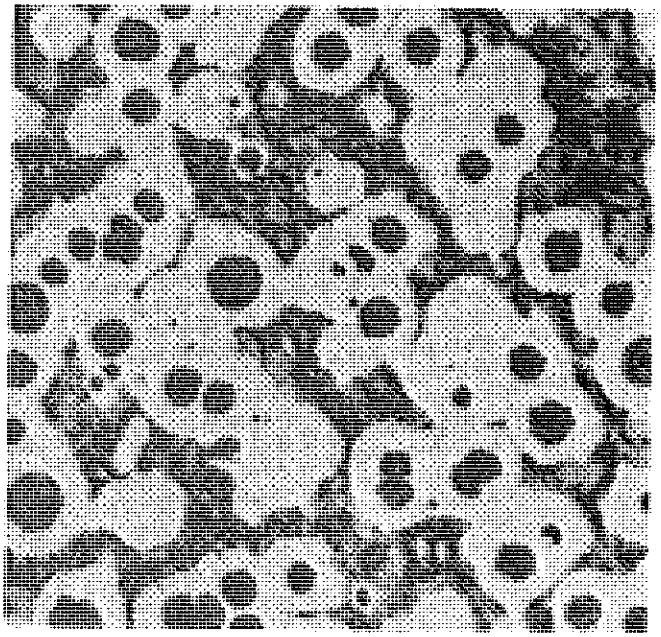
Non si può fare bene la ghisa a settori.

Ecco perchè questa raccolta di tutti i componenti e di tutte le strutture presentate in modo da dare una idea di interdipendenza, di armonia o di disarmonia del tutto.



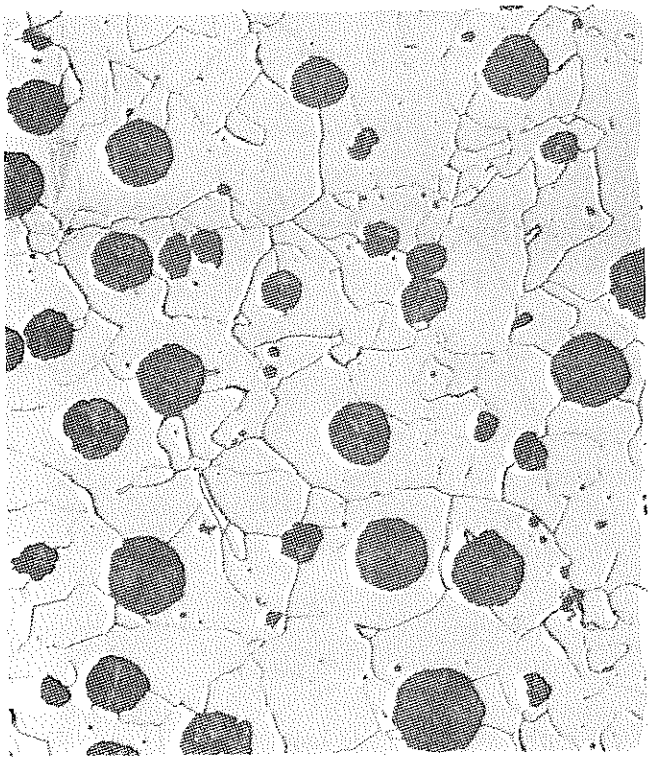
Attacco Nital

Fig. 643 – Ghisa sferoidale a matrice completamente ferritica ottenuta con trattamento di ricottura.



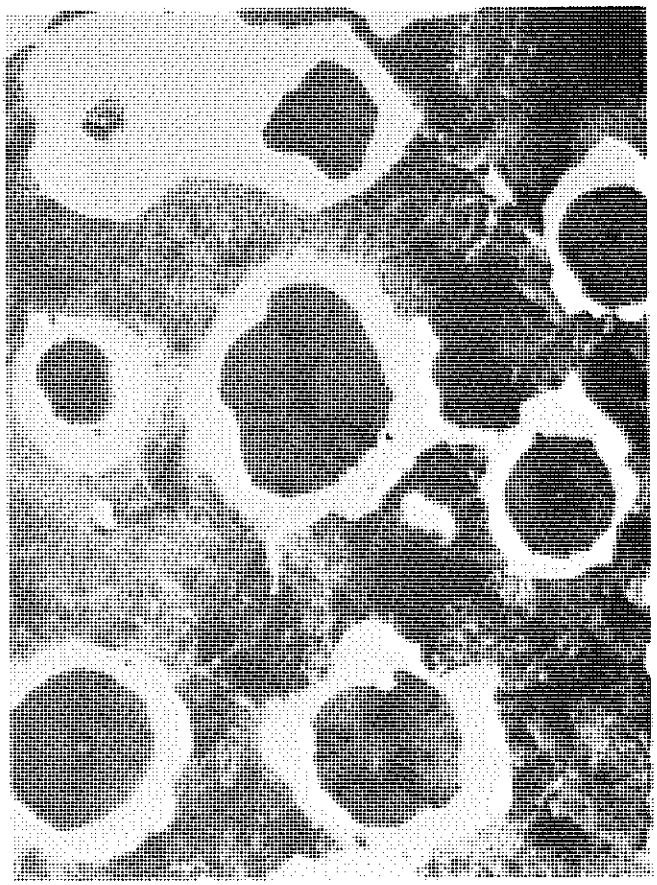
Attacco Nital

Fig. 645 – Ghisa sferoidale con matrice perlitico-ferritica, la ferrite si trova localizzata intorno ai noduli di grafite.



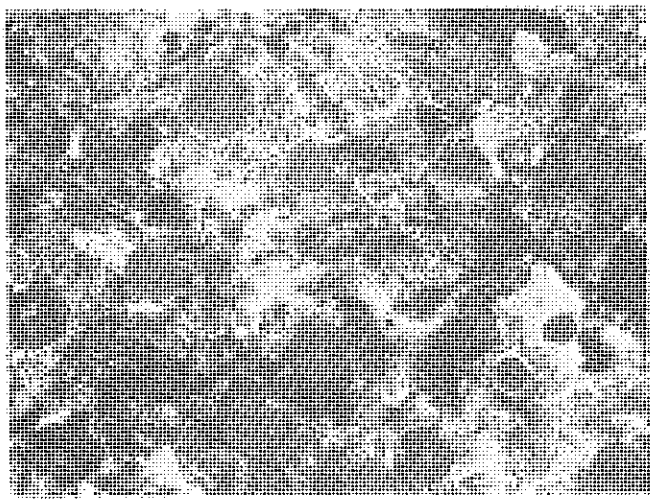
Attacco Nital

Fig. 644 – Ghisa sferoidale a matrice completamente ferritica. Sono bene evidenziati i grani di ferrite.



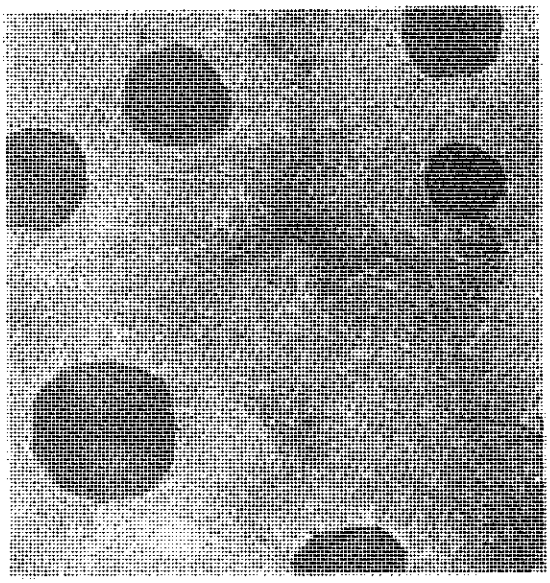
Attacco Nital

Fig. 646 – Ghisa sferoidale con matrice perlitico-ferritica, la ferrite si trova localizzata intorno ai noduli di grafite.



Attacco Nital

Fig. 647 – Ghisa sferoidale prevalentemente perlitica allo stato grezzo di colata.



Attacco Nital

Fig. 648 – Sferoidi di grafite in una matrice tipicamente sorbitica.

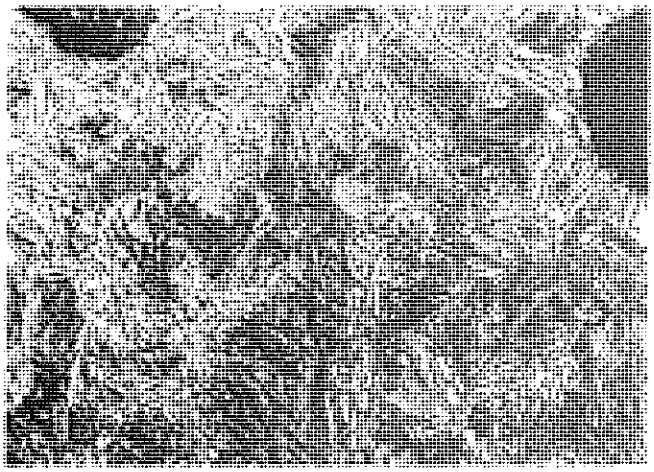
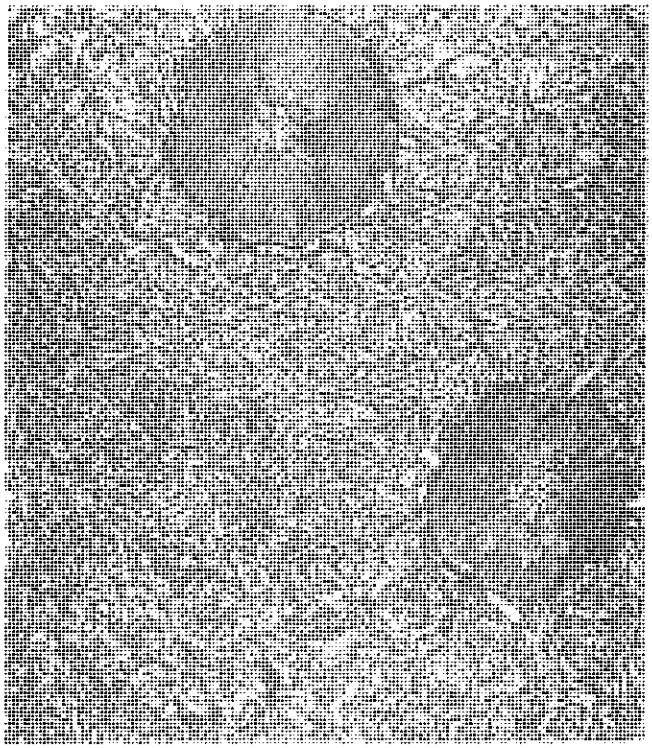
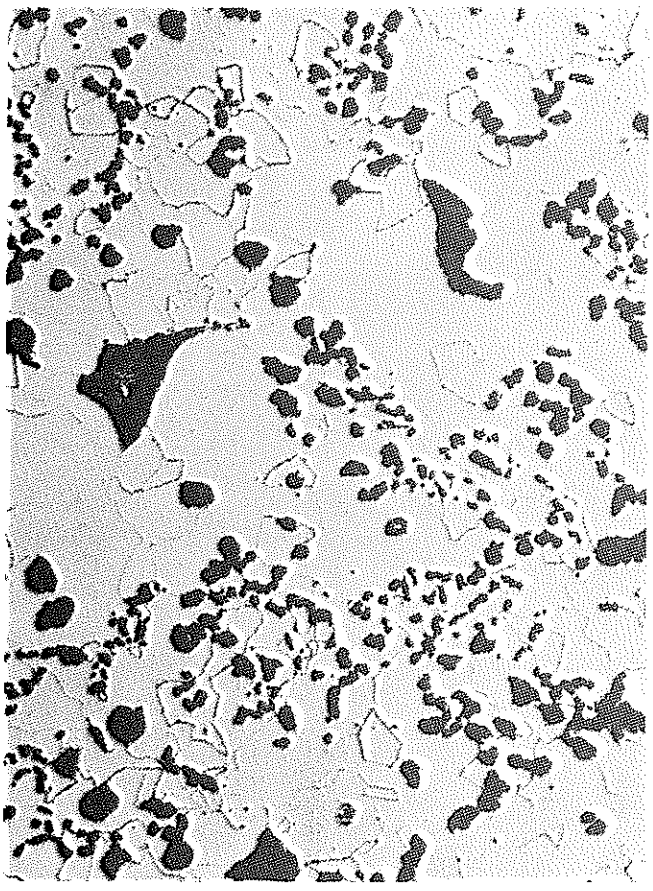


Fig. 649 – Ghisa sferoidale aciculare bainitica ottenuta allo stato grezzo di colata.



Attacco Nital

Fig. 650 – Ghisa sferoidale a matrice martensitica ottenuta dopo tempra.

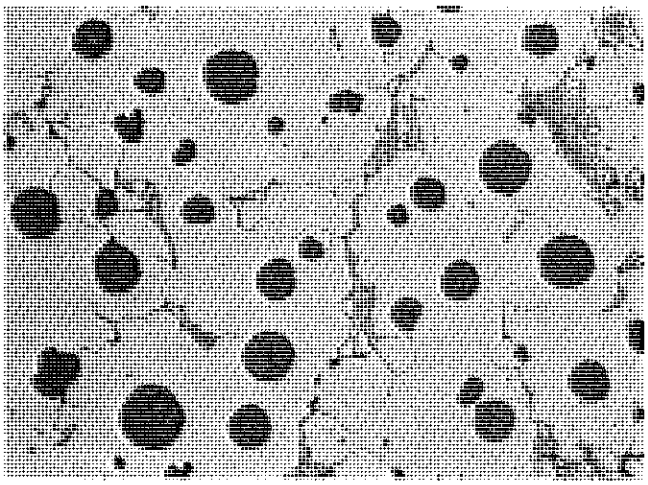


Attacco Nital

Fig. 653 – Grafite a pezzi interna alle celle, causata da una non bilanciata presenza di elementi attivi.

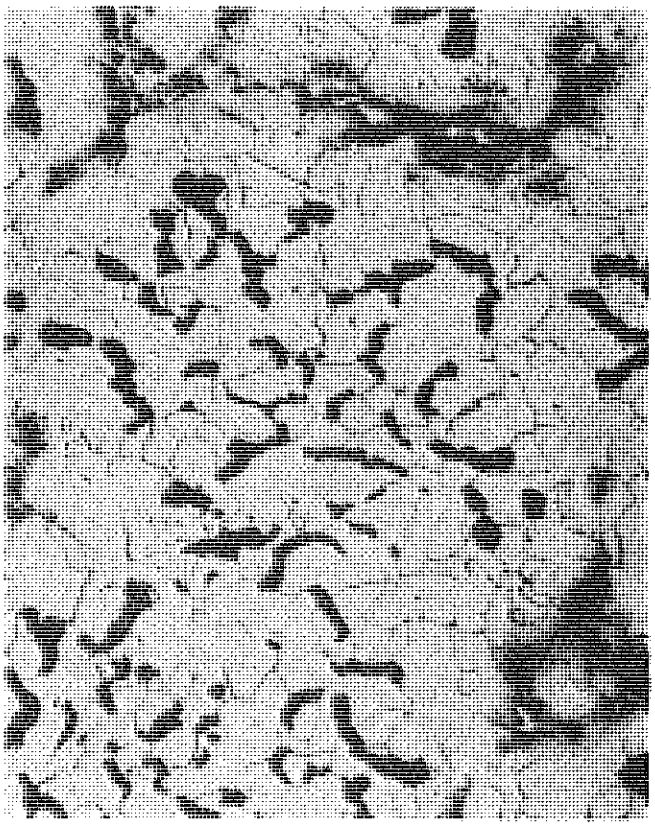


Fig. 651 – Ghisa sferoidale a matrice martensitica-bainitica ottenuta allo stato grezzo di colata.



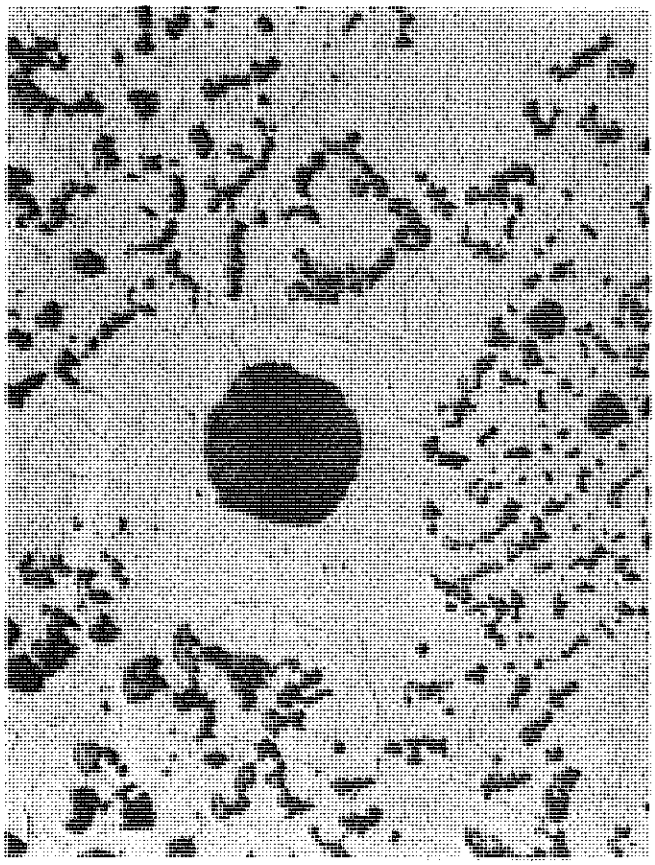
Attacco Nital

Fig. 652 – Ghisa sferoidale a matrice austenitica allo stato grezzo di colata.



Attacco Nital

Fig. 654 – Grafite pseudo-lamellare. Questa degenerazione della grafite si riscontra nei getti colati con ghisa avente insufficiente tenore di Mg residuo.



Attacco Nital

Fig. 655 – Presenza di "chunk graphite" o grafite a pezzi. Questo tipo di grafite può essere originata da:

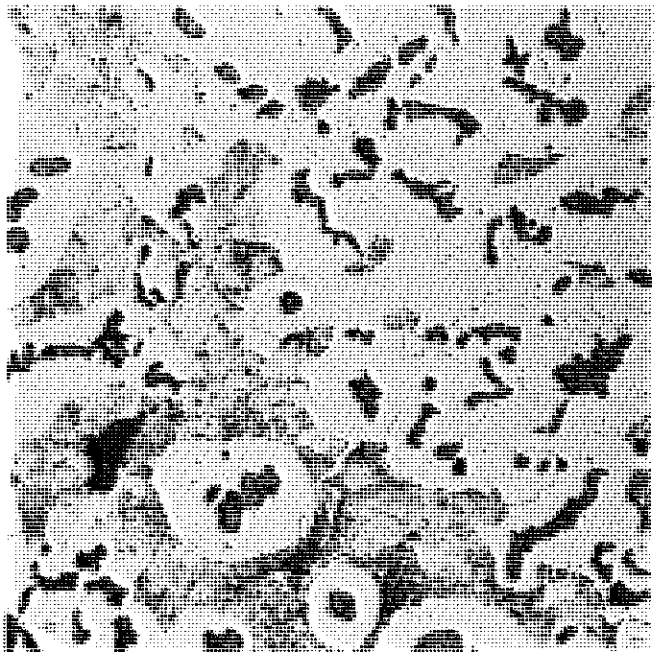
- lento raffreddamento
- metallo di base molto puro, assenza completa di elementi pesanti quali Pb, Sb, Ti, Te, Bi
- elevata percentuale di cerio, introdotta durante il trattamento di sferoidizzazione.

E' situata preferibilmente nelle zone del centro termico nei getti di forte spessore.



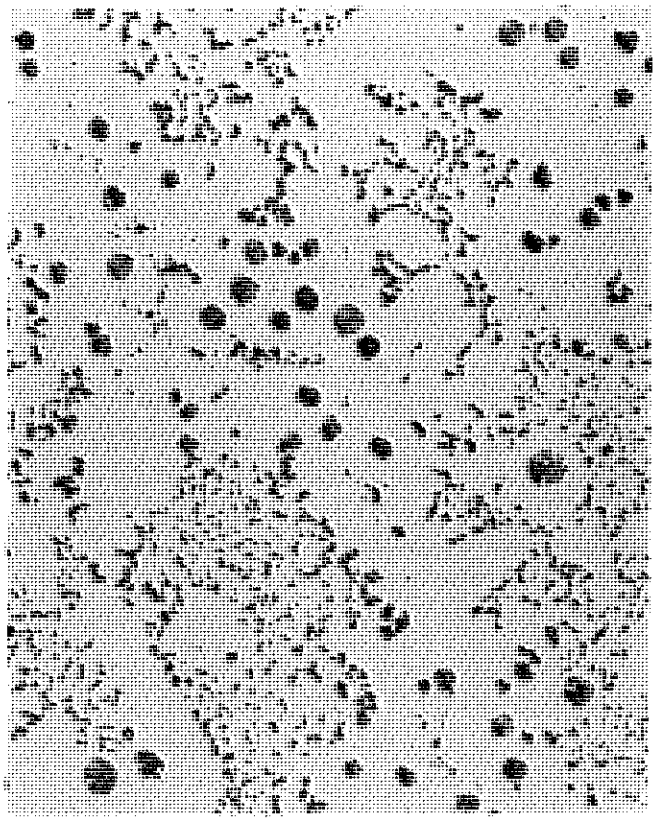
Attacco Nital

Fig. 656 – Degenerazione della grafite sferoidale dovuta ad un eccesso di Mg residuo > 0,08-0,10% mal dosato durante il trattamento nodulizzante.



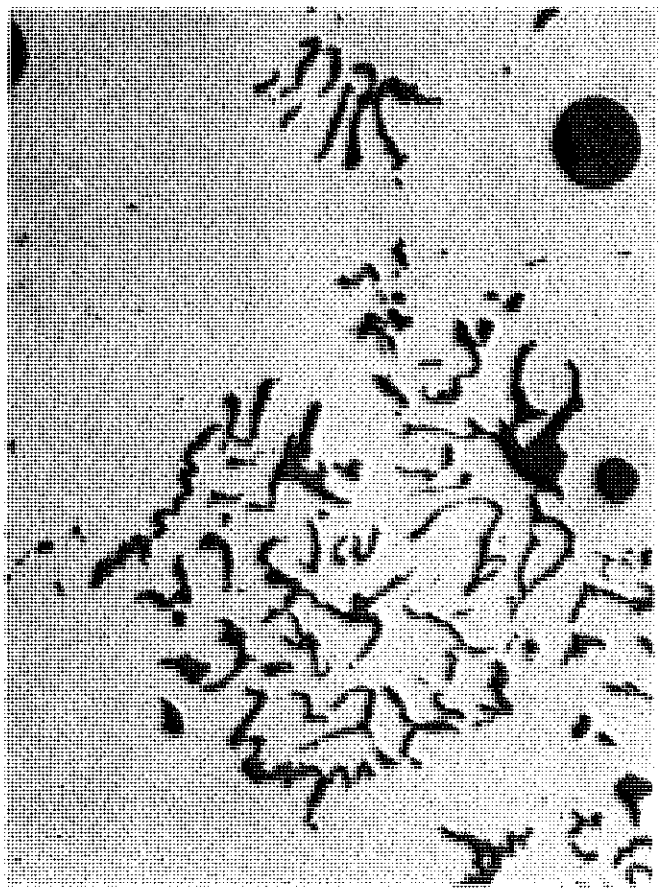
Attacco Nital

Fig. 657 – Presenza nel medesimo provino di grafite compatta e sferoidale.



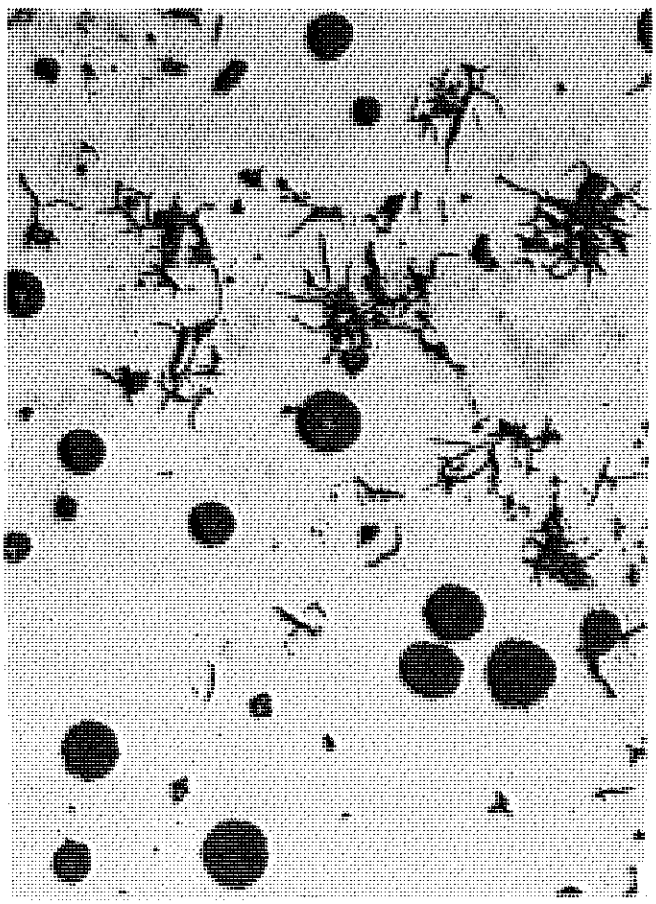
Senza attacco

Fig. 658 – Grafite a pezzi in un getto di grosso spessore di ghisa sferoidale.



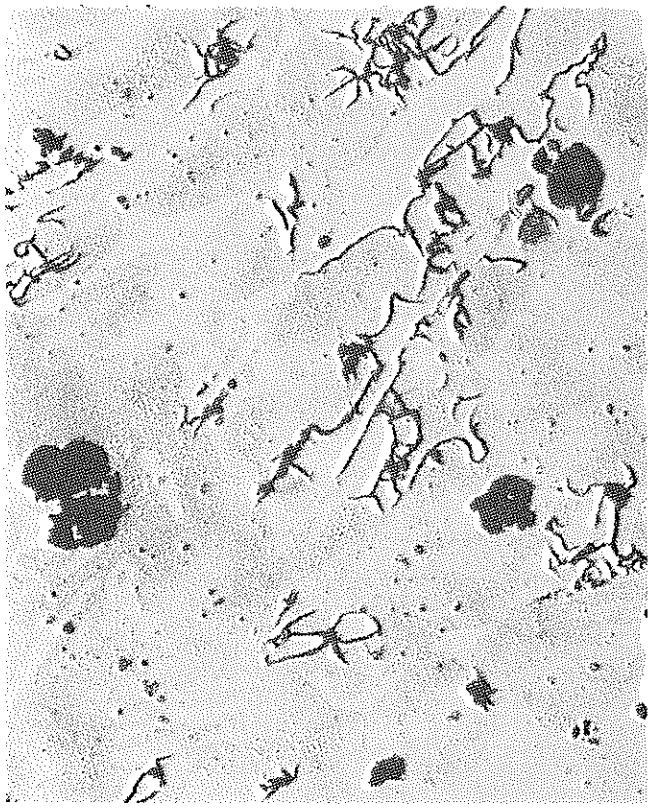
Senza attacco

Fig. 659 – Presenza contemporanea di grafite lamellare e sferoidale. Questa eterogeneità delle forme della grafite si presenta generalmente in getti di grosso spessore nelle zone che solidificano per ultime; quando le materie prime impiegate risultano inquinate per presenza di elementi sovvertitori della forma sferoidale quali Pb, Ti, Bi, Sb, Te, se non neutralizzati da cerio presente nella lega nodulizzante.



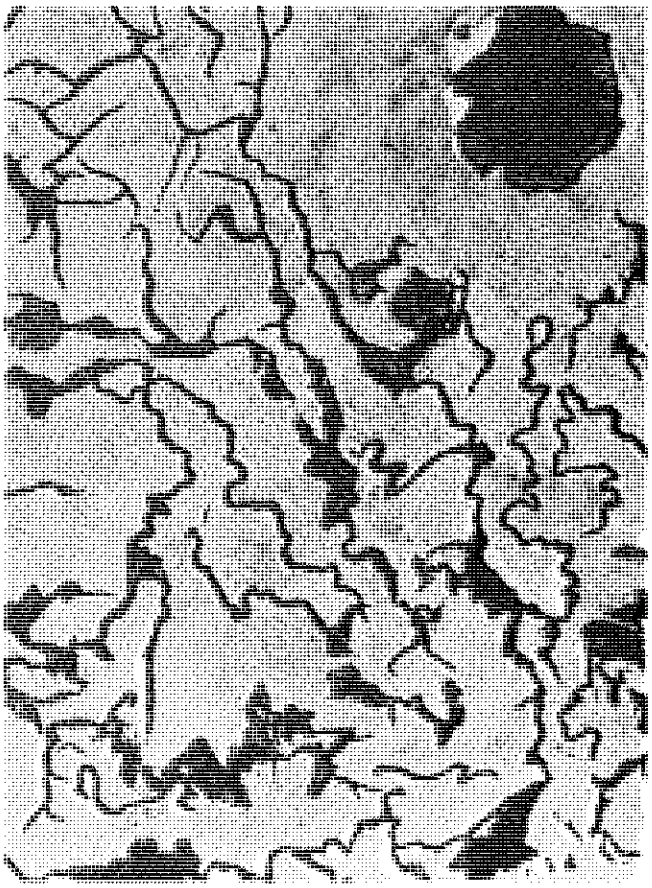
Senza attacco

Fig. 660 – Presenza contemporanea di noduli perfettamente sferici e di forme degenerate dovute al gruppo Sb-As.



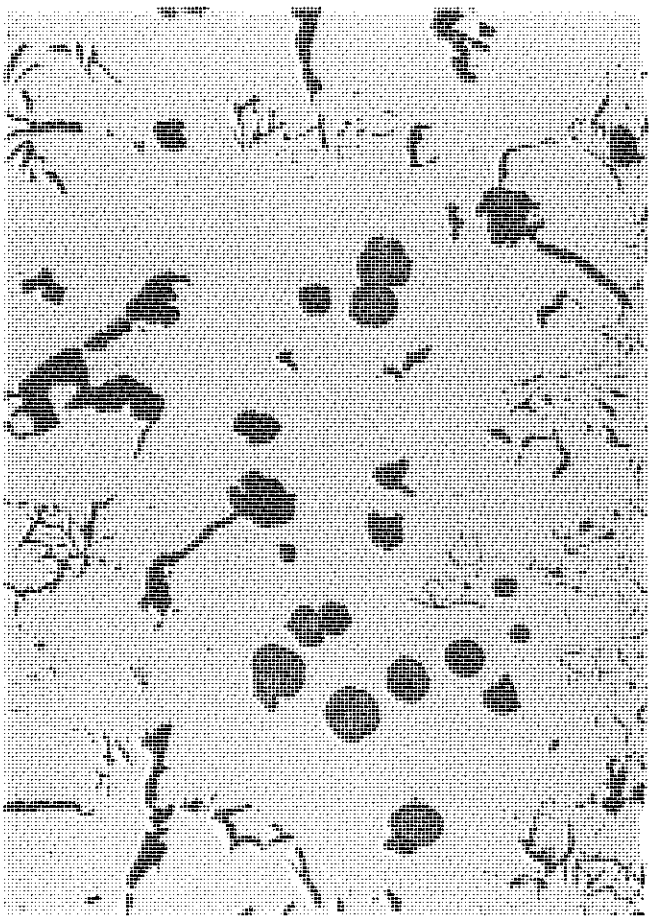
Attacco Nital

Fig. 661 – Degenerazione della grafite a forma sferoidale dovuta ad elevato contenuto nel metallo base di Pb, Bi, Ti.



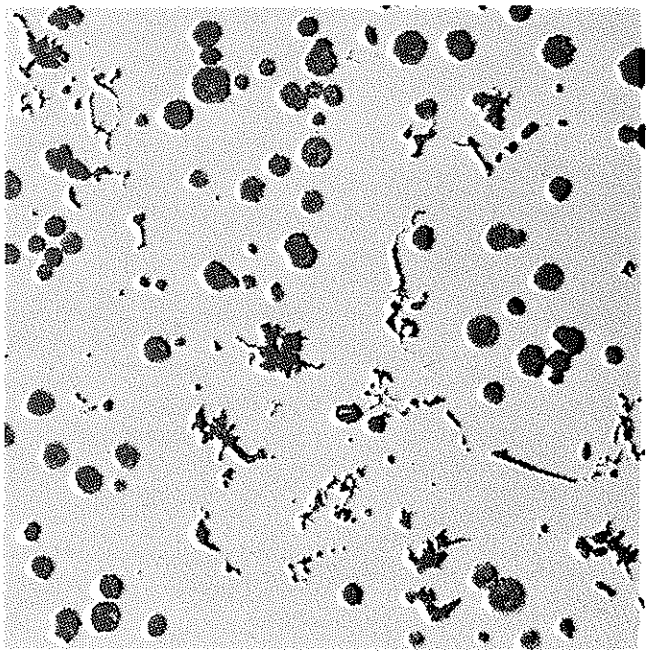
Attacco Nital

Fig. 662 – Degenerazione della grafite per elevato contenuto di Pb o Bi o Ti nel metallo base.



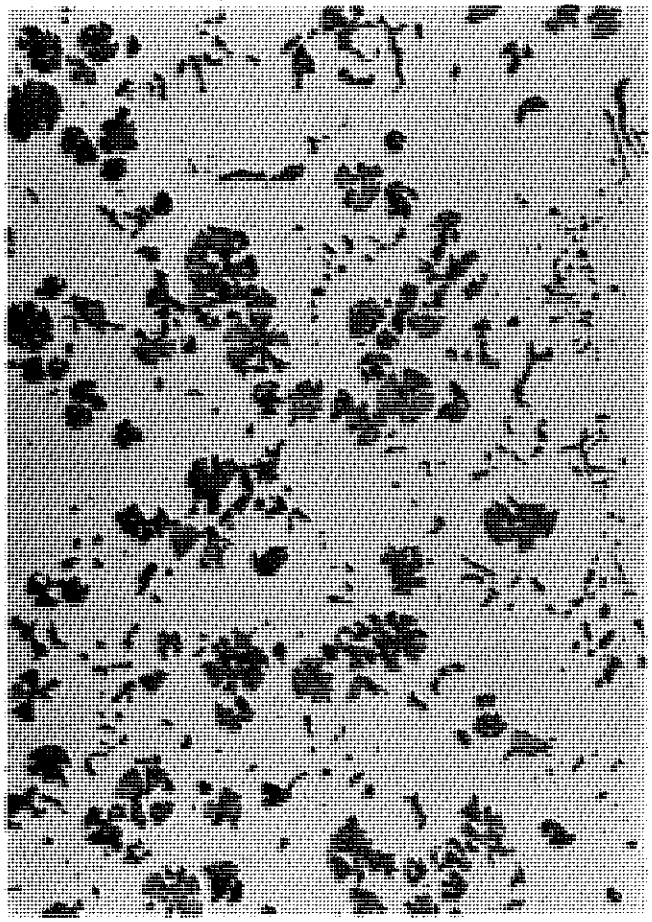
Senza attacco

Fig. 663 – Grafite degenerata in lamelle per elevato contenuto di titanio.



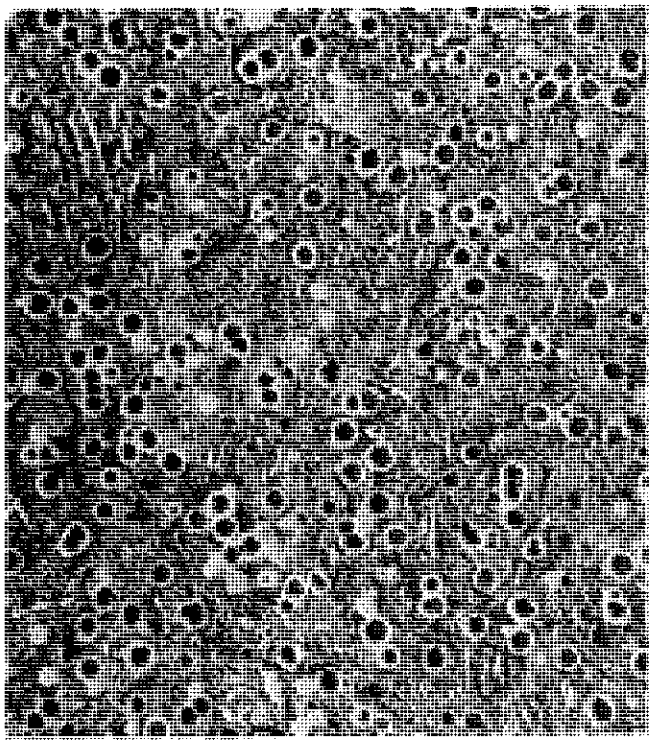
Senza attacco

Fig. 664 – Grafite lamellare intercellulare. Questa degenerazione è originata dagli elementi che favoriscono la formazione di grafite nella forma lamellare intercellulare, i quali espulsi dalla cellula solida in crescita vanno a concentrarsi nell'ultima porzione di liquido in quantità sufficiente a generare grafite lamellare. Questa forma si trova generalmente nei getti di grosso spessore e a causa del lungo tempo di solidificazione si genera con facilità la migrazione di questi elementi.



Senza attacco

Fig. 665 — Grafite esplosa. Questa anomalia della grafite può venire causata da un dosaggio eccessivo di cerio durante il trattamento di nodulizzazione; si accentua particolarmente in quelle zone dove esiste flottazione di grafite.



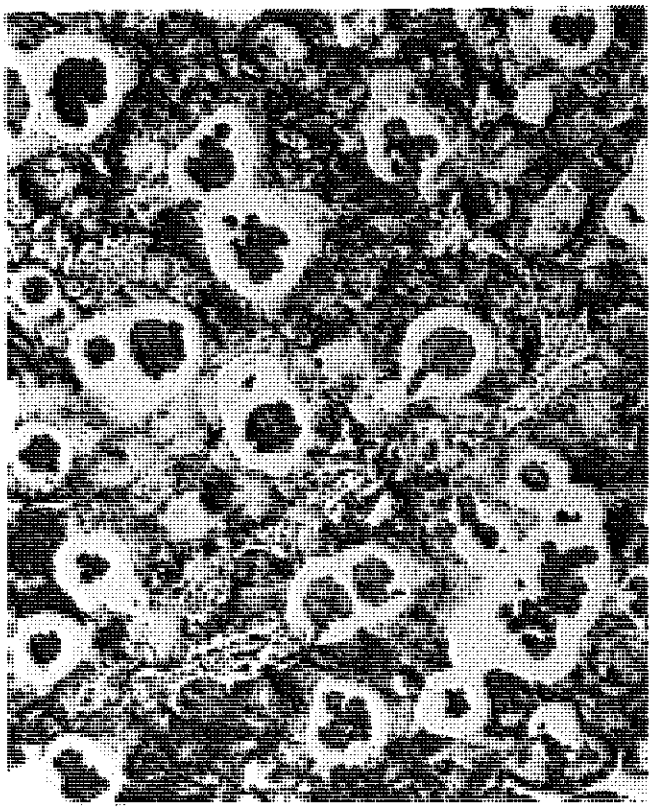
Attacco Nital

Fig. 667 — Presenza di carburi ledeburitici in un getto di ghisa sferoidale allo stato grezzo di fusione.



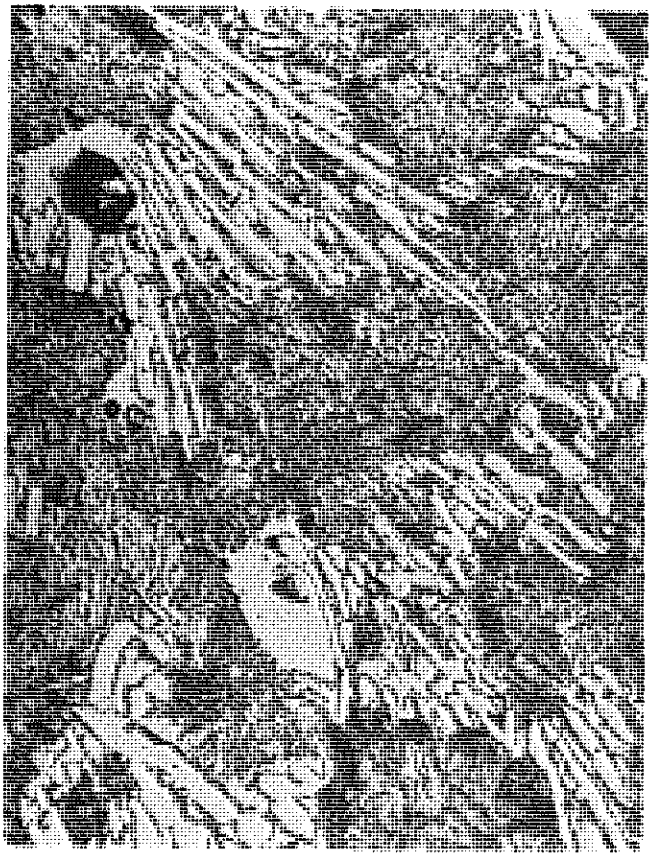
Attacco Nital

Fig. 666 — Notevole presenza di grafite lamellare intercellulare per concentrazione anomala di elementi interferenti nella porzione di ghisa che solidifica per ultima.



Attacco Nital

Fig. 668 — Ghisa sferoidale ferritico-perlitica con presenza di carburi ledeburitici tipo 1 (composizione chimica non adatta allo spessore del getto o alla velocità di raffreddamento, CE basso).



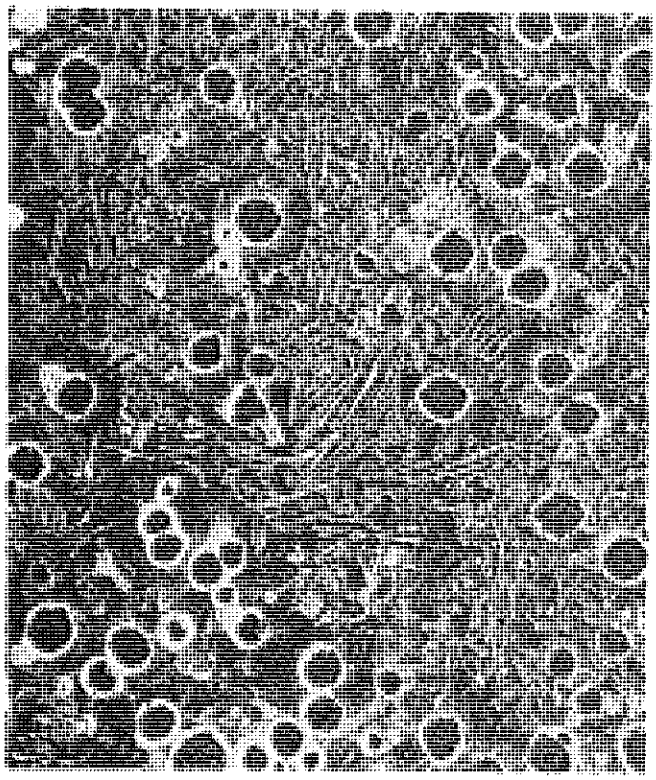
Attacco Nital

Fig. 669 – Ghisa sferoidale a basso tenore di silicio. Presenza di carburi tipo 2, può essere causato da elevato tenore di Mg residuo o di altri sferoidizzanti.



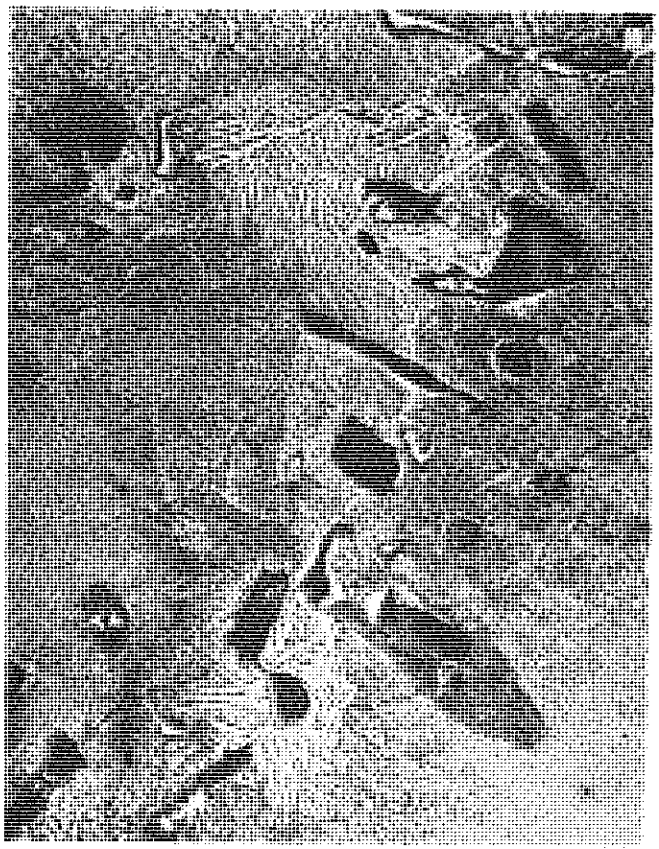
Attacco Nital

Fig. 671 – Inclusioni a scrittura cinese e di carburi nelle regioni periferiche alle celle, originate da arricchimento di elementi nocivi nell'ultima ghisa che solidifica tra le celle stesse.



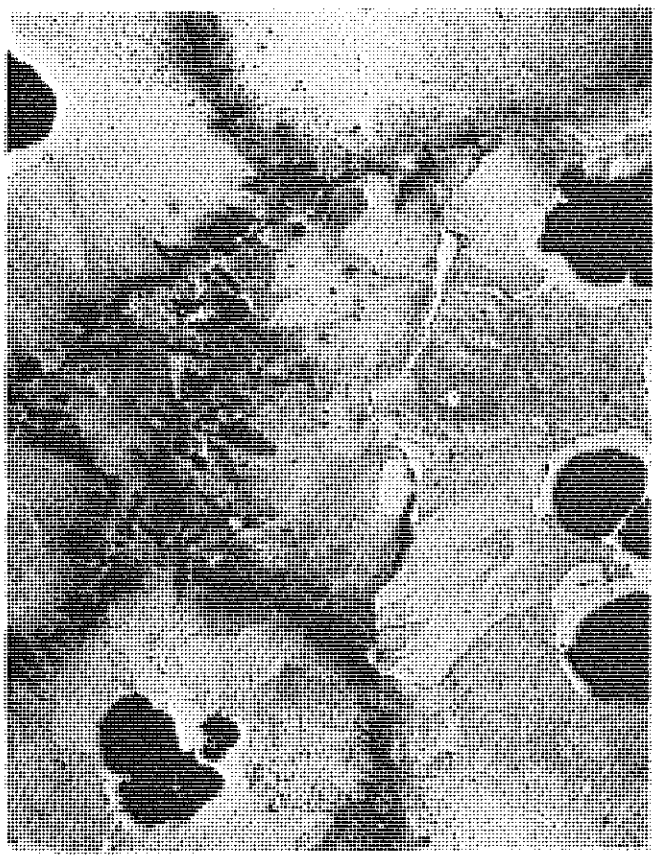
Attacco Nital

Fig. 670 – Ghisa sferoidale ferritico-perlitica con presenza di carburi formati da lunghi aghi di cementite situati nel centro termico (tempra inversa). Carburi tipo 2A.



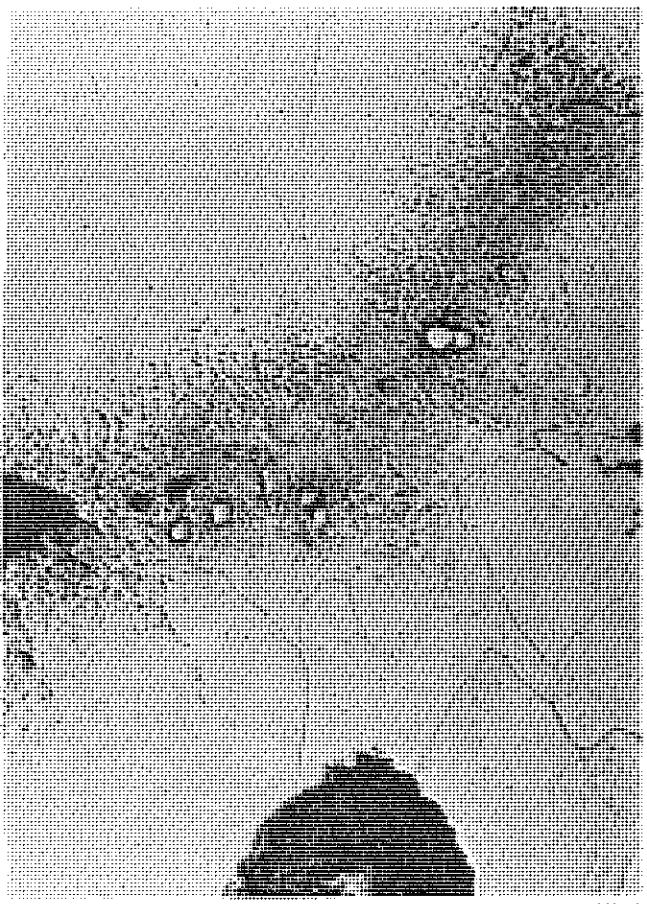
Attacco Nital

Fig. 672 – Carburi intercellulari causati da segregazioni di Mn o Cr.



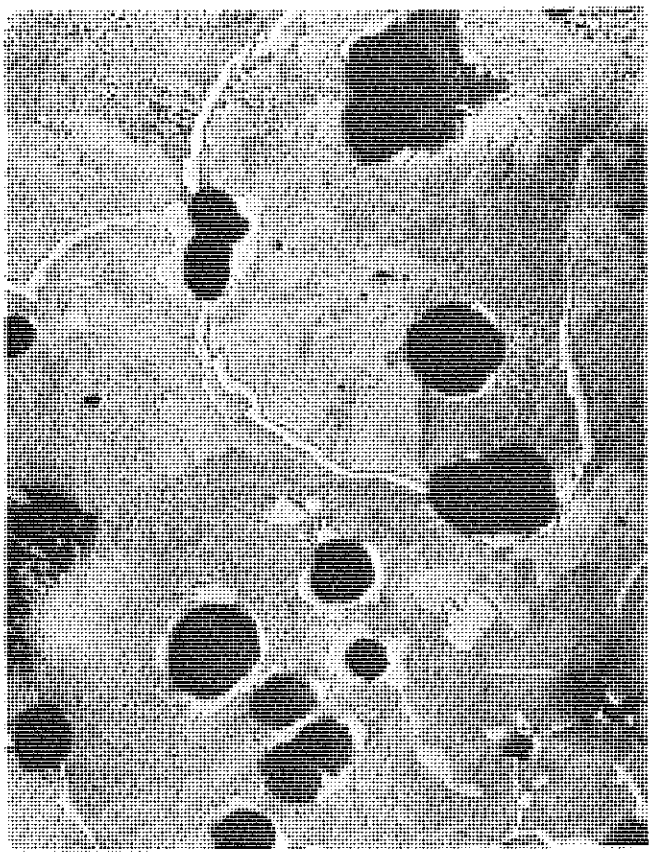
Attacco Nital

Fig. 673 – Presenza di inclusioni sui bordi delle celle eutettiche, causate da elevato contenuto di Sn (circa 0,15%).



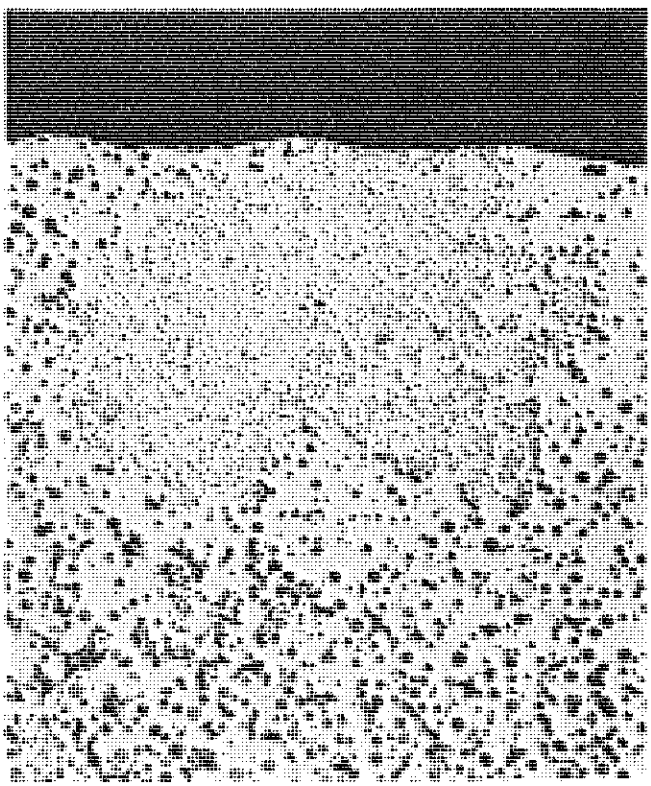
Attacco Nital

Fig. 674 – Presenza di inclusioni e di perlite alla periferia delle celle dopo trattamento di ricottura ferritizzante.



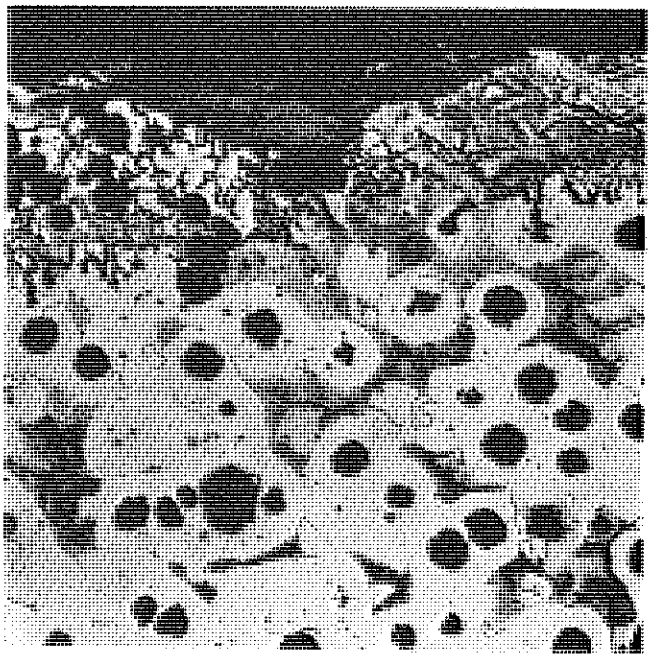
Attacco Nital

Fig. 675 – Presenza di ferrite lungo i contorni dei granuli originali di austenite in un getto di grosso spessore.



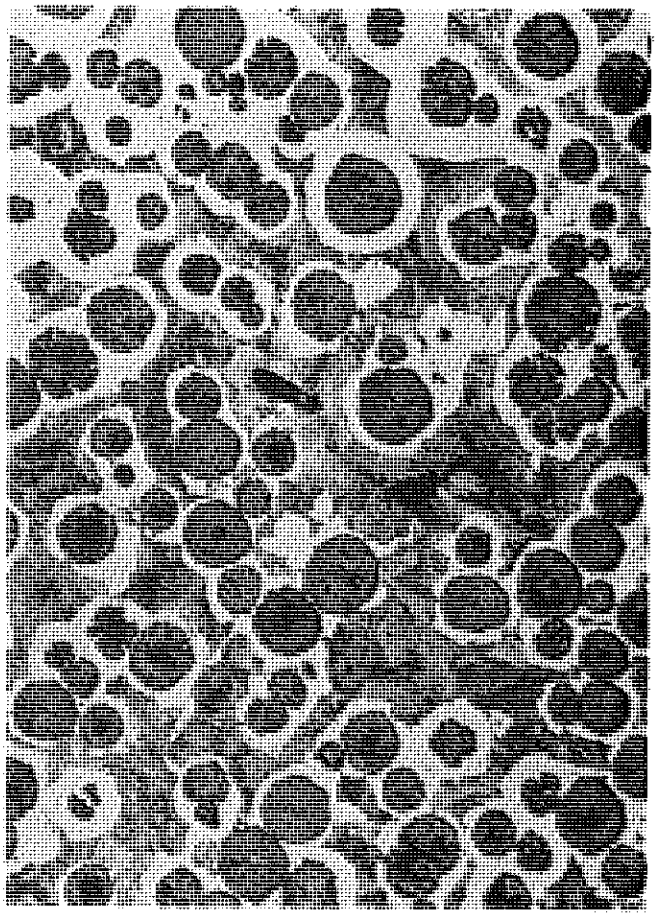
Attacco Picral

Fig. 676 – Inclusioni brillanti dovute a ferro-silicio indisciolto in particelle molto fini e grafite finissima causata da superinoculazione.



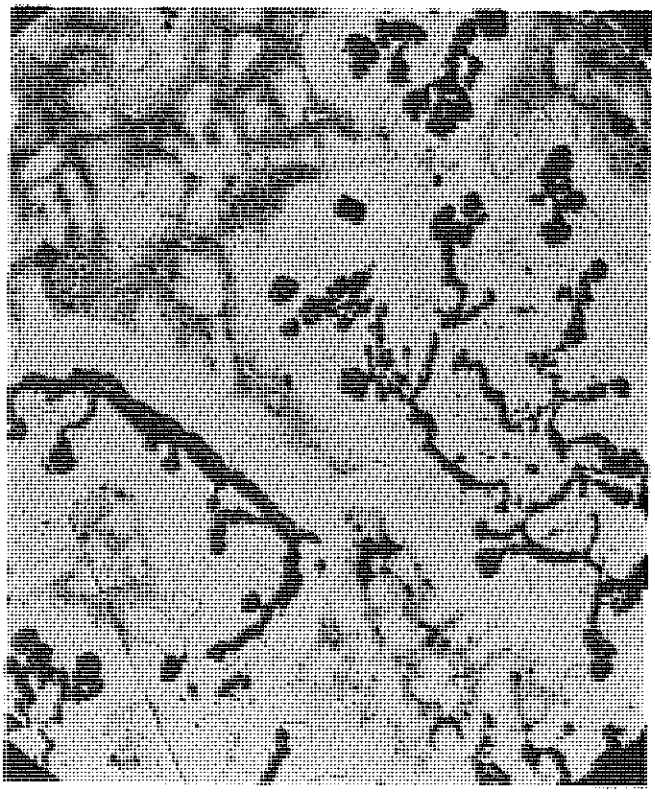
Attacco Nital

Fig. 677 – Presenza di grafite lamellare al limite della superficie del getto.



Attacco Nital

Fig. 678 – Flottazione di grafite causata da un alto contenuto di carbonio equivalente.



Attacco Nital

Fig. 679 – Inclusioni di silicato di magnesio.

Le applicazioni

— DATI STATISTICI
— BIBLIOGRAFIA

A cura di: Alfredo Donnini

Sono dovuti trascorrere oltre due secoli dalla nascita della ghisa malleabile a cuore bianco e più di un secolo dal quella della ghisa malleabile a cuore nero prima che il tecnologo potesse disporre, con la scoperta della ghisa con grafite sferoidale, di un nuovo materiale da costruzione che, pur presentando alcune essenziali caratteristiche metallurgiche ed esigenze tecniche per la sua produzione non dissimili da quelle della ghisa grigia, possedesse caratteristiche meccaniche e proprietà tecnologiche rilevanti e di largo interesse e tanto diversificate, nella vasta gamma dei suoi tipi, da farlo considerare, sotto questo aspetto, ineguagliabile nella famiglia delle leghe ferrose.

Che questo nuovo materiale fosse *atteso* dal tecnologo è dimostrato dal rapido sviluppo che ha conseguito e dal posto importante che si è assicurato fra i materiali metallici da costruzione.

La scelta fra questi materiali del più idoneo per una specifica applicazione è generalmente determinata in base ad un compromesso fra le varie e differenti caratteristiche che esso può presentare e che possono anche risultare in contrasto fra loro ai fini dell'applicazione stessa: lavorabilità e durezza; lavorabilità e resistenza all'usura/abrasione; allungamento e resistenza meccanica/durezza; resistenza meccanica/durezza e limitato ingrossamento a caldo; tenacità e resistenza chimica a caldo, ecc.

Comunque, la ghisa sferoidale consente, meglio di ogni altro materiale, che questo compromesso risulti ottimale.

Naturalmente, nel determinare questa scelta, il contributo del tecnico di fonderia è della massima importanza, sia per la specifica competenza che possiede sia per la esperienza che può avere acquisito in precedenti casi consimili.

Non può esservi, dunque, ombra di dubbio su quanto è stato affermato in merito alla necessità di una stretta collaborazione fra il tecnico di fonderia ed il progettista fino dalle fasi di scelta del materiale e di conseguente progettazione del getto.

I criteri, che devono guidare questa collaborazione, oltre che tener conto delle specifiche prestazioni richieste al getto, non possono prescindere, ovviamente, anche da considerazioni di economicità concernenti il *peso del getto*, il suo *costo di produzione* (possibilmente anche in termini di energia primaria), la *lavorabilità* e la *durata in esercizio*.

E' inoltre, essenziale che la fonderia sia in grado di assicurare, in ogni caso, che le caratteristiche desiderate siano riscontrabili non soltanto sulle provette, ma anche nel getto, specificamente in quelle sue zone che risultano particolarmente sollecitate.

Tutto questo rende necessario che il tecnico di fonderia possieda un adeguato grado di professionalità che va ben oltre le sue particolari conoscenze - anche se profonde - della tecnologia del proprio settore.

Una rassegna completa e dettagliata delle applicazioni della ghisa sferoidale richiederebbe di per sè un volume, tanto universali si sono ormai dimostrate le sue possibilità di impiego.

Per questo, anzichè una elencazione delle applicazioni settoriali, che potrebbe risultare oltretutto lunga e tediosa, ci si limiterà a riportarne alcuni esempi significativi, dopo aver fornito una serie di dati statistici essenziali formanti un quadro della situazione in generale che, se osservato da una certa angolazione, appare anche alquanto sintomatico di quella attuale.

DATI STATISTICI

La tab. CXLV riporta l'andamento della produzione nazionale di getti nelle varie leghe ferrose dal 1974 al 1979.

E' importante sottolineare che durante tale periodo si è determinato un aumento pressocchè continuo nella produzione di getti di ghisa sferoidale, la quale risulta perciò incrementata dal 22% , in netto contrasto con la notevole contrazione riscontrata, invece, per le altre leghe ferrose.

Nella tab. CXLVI, a confronto con quelli riguardanti l'Italia, sono riportati alcuni dati statistici significativi, riferiti all'anno 1978, concernenti altri cinque Paesi dell'area occidentale industrialmente più sviluppati.

Dalla considerazione dei dati di questa tabella appare che il valore ponderale della produzione di getti di ghisa sferoidale rapportata percentualmente sia a quella totale dei soli getti di ghisa che a quella comprensiva anche dei getti di acciaio per il nostro Paese è circa la metà di quello medio risultante per tutti e sei i Paesi considerati ed è situato al livello più basso; mentre per la Francia tale valore si pone al livello più alto.

Nella tab. CXLVII può essere trovata la spiegazione logica di tale situazione, apparentemente anomala. In questa tabella si è indicata la ripartizione settoriale percentuale riferita alle rispettive produzioni ponderali di getti di ghisa sferoidale verificatesi nel 1979 in Italia ed in altri tre Paesi europei le cui strutture industriali, tecniche e sociali possono, in un certo senso, paragonarsi a quelle italiane.

Dall'esame della prima parte di questa tabella risulta evidente lo sviluppo dato dai tre Paesi considerati, rispetto all'Italia, alla produzione dei *getti per l'edilizia*; questa produzione di *massa* è essenzialmente costituita dai tubi centrifugati e per la Francia raggiunge addirittura un valore percentuale quasi triplo di quello corrispondentemente rilevato per l'Italia.

Nella seconda parte della stessa tabella si sono riportati i valori percentuali riferiti alla produzione ponderale depurata dei *getti per l'edilizia*. Considerando tali valori si nota:

- il limitato sviluppo dato dalla Gran Bretagna e più marcatamente dalla Francia alle applicazioni per l'*industria meccanica*;
- un relativo equilibrio nelle applicazioni per l'*industria motoristica*, per le quali Francia e Italia risultano praticamente allo stesso livello;
- una consistente differenza nelle applicazioni per la *siderurgia* e per *altri impieghi*; infatti, per l'italia esse risultano percentualmente circa un quarto di quelle della Francia e della Gran Bretagna e metà di quelle della Germania Occ. La ragione di ciò risiede nel notevole sviluppo dato in Italia alla tecnologia della colata continua per

Tabella CXLV - Produzione nazionale di getti di metalli ferrosi (000 t).

Anno	Getti di ghisa			Totale getti di ghisa	Getti di acciaio	Totale getti ferrosi	% dei getti di ghisa sferoidale sul	
	Ghisa grigia	Ghisa sferoidale	Ghisa malleabile				Totale getti di ghisa	Totale getti ferrosi
1974	1.652,5	145,1	89,7	1.887,3	159,3	2.046,6	7,70	7,15
1975	1.315,9	150,8	68,2	1.534,9	145,4	1.680,3	9,80	8,90
1976	1.387,0	167,6	72,5	1.627,1	128,2	1.755,3	10,15	9,55
1977	1.461,7	162,2	73,1	1.697,0	131,1	1.828,1	9,60	8,85
1978	1.295,3	160,0	65,2	1.520,8	129,6	1.650,4	10,50	9,75
1979	1.435,3	177,9	65,4	1.678,6	132,9	1.811,5	10,60	9,80
Variazione % 1979/1974	- 13%	+ 22%	- 27%	- 12%	- 17%	- 20%		

la produzione siderurgica, con la conseguente riduzione nell'impiego delle lingottiere e dei relativi fondi, nonchè dei cilindri delle prime fasi della laminazione (treni sbozzatori).

Alla luce di queste considerazioni si riduce notevolmente il divario rilevato dalla tab. CXLVI, per quanto riguarda i valori percentuali della produzione di getti di ghisa sferoidale.

Tabella CXLVI - Anno 1978 - Produzione di getti di metalli ferrosi nei Paesi considerati (000 t).

Paese	Getti di ghisa			Totale getti di ghisa	Getti di acciaio	Totale getti ferrosi	% dei getti di ghisa sferoidale sul	
	Ghisa grigia	Ghisa sferoidale	Ghisa malleabile				Totale getti di ghisa	Totale getti ferrosi
Italia	1.295,3	160,0 (115,5)	65,2	1.520,5 (1.476,3)	129,6	1.650,1	10,5 (7,8)	9,7
Francia	1.542,8	668,9 (206,0)	78,6	2.290,3 (1.828,0)	194,4	2.484,7	29,2 (11,3)	27,0
Germania Occ.	2.780,4	636,0 (285,0)	211,9	3.628,3 (3.277,6)	267,6	3.895,9	17,5 (8,7)	16,4
Gran Bretagna	2.156,2	326,8 (116,6)	205,8	2.688,8 (2.478,6)	210,1	2.898,9	12,2 (4,7)	11,4
USA	11.415,1	2.606,1	739,7	14.760,9	1.689,6	16.450,5	17,7	15,9
Giappone	3.309,5	1.331,6	345,0	4.986,1	623,1	5.609,2	26,7	23,7
Totali	22.499,3	5.729,4	1.646,2	29.874,9	3.114,4	32.989,3	19,2	17,4

I dati indicati in parentesi sono depurati della produzione di tubi.

Tabella CXLVII - Ripartizione settoriale percentuale della produzione di getti in ghisa sferoidale nei quattro principali Paesi industriali dell'Europa occidentale.

Settore di impiego	Compresi i getti per l'edilizia (tubi, ecc.) %				Esclusi i getti per l'edilizia (tubi, ecc.) %			
	Italia	Francia	Germania Occ.	Gran Bretagna	Italia	Francia	Germania Occ.	Gran Bretagna
Industria meccanica	30,7	3,2	22,5	8,0	40,5	10,2	44,5	21,1
Industria motoristica	38,0	15,5	17,7	17,0	49,7	50,1	35,0	43,2
Edilizia (tubi, ecc.)	24,0	68,6	49,4	61,0	--	--	--	--
Siderurgia, altri	7,3	12,7	10,4	14,0	9,8	39,7	20,5	35,7
Totale	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0

Infatti, in base ai dati in possesso, rapportando per ciascun Paese il tonnellaggio delle varie produzioni di getti di ghisa sferoidale, depurate dei *getti per l'edilizia*, al tonnellaggio delle rispettive produzioni totali di ghise, anch'esse depurate dei *getti per l'edilizia* risultano i seguenti dati:

- Italia: 7,80% anzichè 10,50%
- Francia: 11,25% anzichè 29,20%
- Germania Occ.: 8,70% anzichè 17,50%
- Gran Bretagna: 4,70% anzichè 12,20%

Come si vede, l'Italia si pone al secondo posto, distanziando nettamente la Gran Bretagna.

Nella tab. CXLVIII sono riportati i valori della produzione nazionale relativa all'anno 1979, ripartita per tipo di ghisa e per settore d'impiego.

L'esame dei dati percentuali consente di ipotizzare i settori nei quali in un prossimo futuro sarà possibile nel nostro Paese l'ulteriore sviluppo applicativo dei getti di ghisa sferoidale.

Infatti, poichè il settore dei tubi centrifugati è del tutto particolare, quello siderurgico è condizionato in senso negativo dallo sviluppo della tecnologia della colata continua, quello motoristico sta attraversando una fase regressiva, sembra di poter trarre l'indicazione che tale sviluppo potrà essere ricercato soprattutto nel settore dell'industria meccanica.

Anche nella produzione di chiusini stradali, benchè di tipo specializzato e quindi riservata a poche fonderie, la ghisa sferoidale potrà trovare vantaggiosa applicazione; lo dimostra la Francia che nel 1979 ha raggiunto con questi getti circa il 10% del totale della produzione di sferoidale, e cioè il 25% circa di quella depurata dei tubi centrifugati.

BIBLIOGRAFIA

(1) Notiziari Assofond.

(2) L'industria della Fonderia europea nel 1979 – Rapporto della Commissione No. 7 del Comité des Associations Européennes de Fonderie (C.A.E.F.).

Tabella CXLVIII - Anno 1979 - Ripartizione settoriale della produzione nazionale di getti di ghisa (t).

Settore di impiego	Getti di ghisa			Totale getti di ghisa	% sul totale dei getti di ghisa		
	Ghisa grigia	Ghisa sferoidale	Ghisa malleabile		Ghisa grigia	Ghisa sferoidale	Ghisa malleabile
Industria meccanica	451.459	54.914	19.162	525.535	86,0	10,5	3,5
Industria motoristica	246.654	67.233	18.246	332.133	74,5	20,2	5,5
Edilizia (tubi, ecc.)	374.696	42.800	19.100	436.596	85,5	9,8	4,7
Siderurgia	264.170	12.596	--	276.766	95,5	4,5	--
Altri getti	98.274	358	8.862	107.494	91,5	0,3	8,2
Totale	1.435.253	177.901	65.370	1.678.524	85,5	10,6	3,9

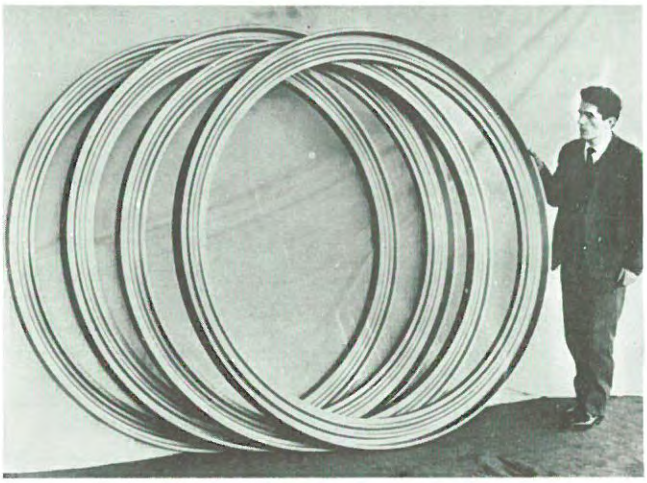


Fig. 680 – Anelli per piste di rotolamento a sfere. Peso: 420 kg. Ghisa sferoidale: GS 500-7 UNI 4544.

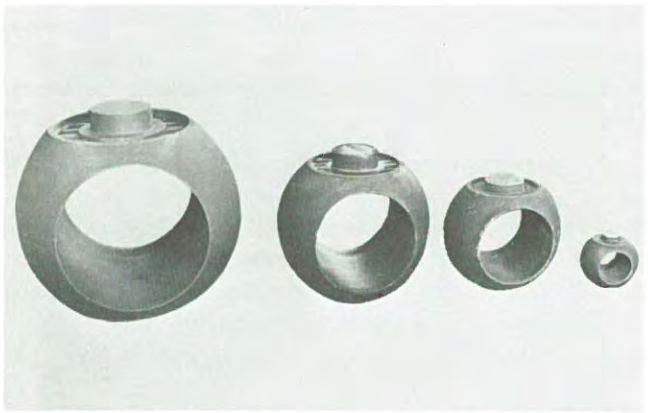


Fig. 681 – Valvole sferiche per metanodotti. Pesi: 99 kg; 56 kg; 27 kg. Diametri: 10'; 8'; 6' rispettivamente. Ghisa sferoidale ferritica: GS 370-17 UNI 4544.

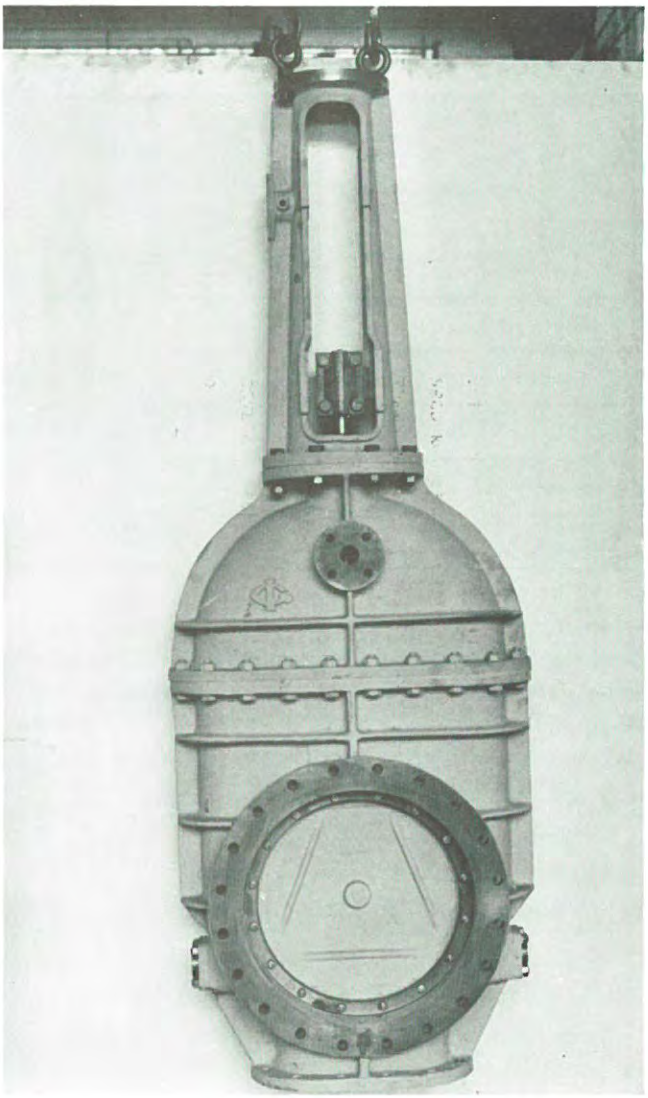


Fig. 682 – Saracinesca per gas caldi con comando idraulico. Peso: 890 kg. Ghisa sferoidale ferritica: GS 500-7 UNI 4544.

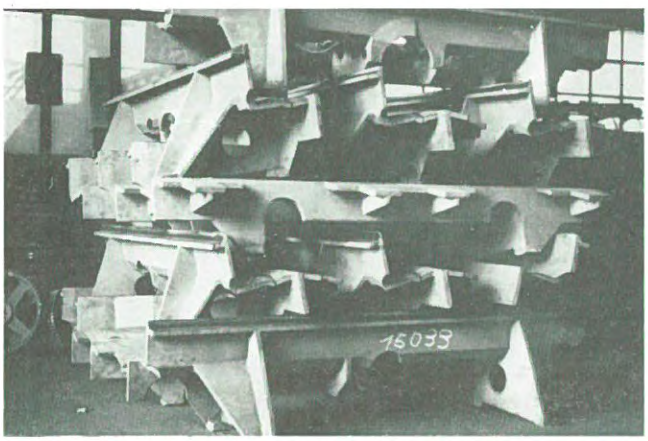


Fig. 683 – Piani di convogliamento e raffreddamento per tubi senza saldatura. Processo Freetz-Moon. Peso: 280 ÷ 310 kg. Ingombro: 1.600x500x600 mm. Ghisa sferoidale perlitica: GS 600-2 UNI 4544.

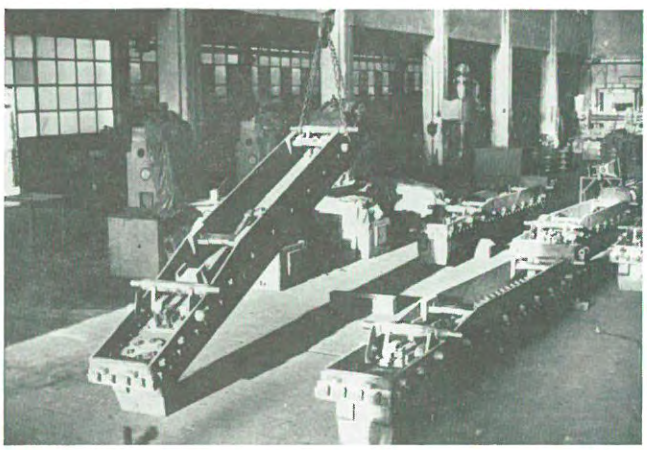


Fig. 684 – Porte per distillazione coke. Peso: 2.000 kg. Ingombro: 4.350x700x450 mm. Ghisa sferoidale: GS 370-17 UNI 4544.

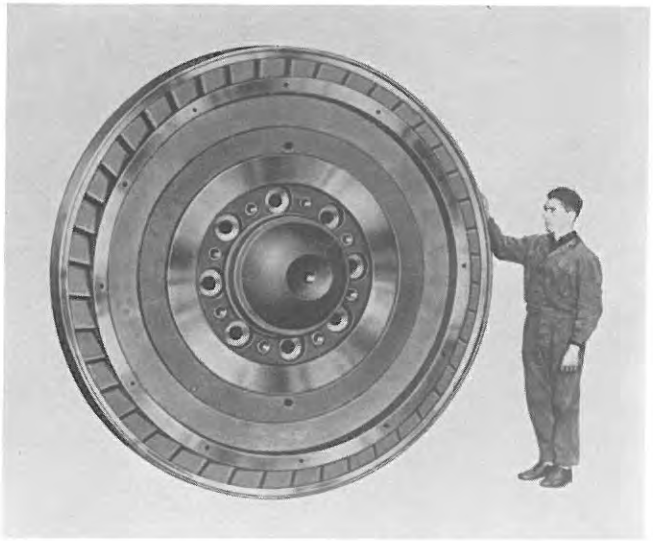


Fig. 685 – Porta pista ad anello esterno per mulino di macinazione carbone o "crudo" per produzione cemento. Peso: 5.900 kg (portapista), 1.400 kg (anello). Ghisa sferoidale perlitico-ferritica GS 600-2 UNI 4544.

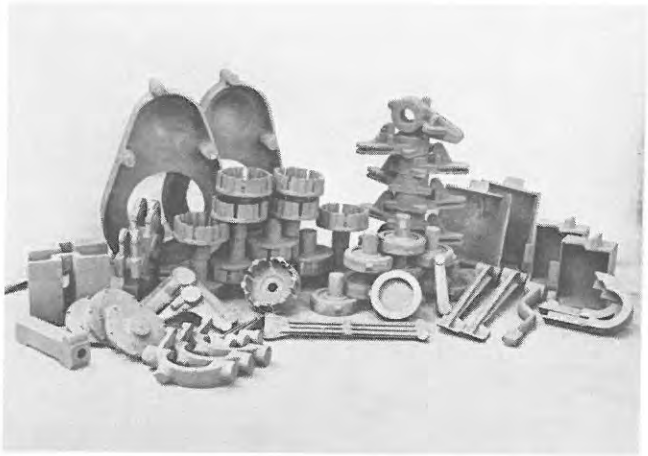


Fig. 687 – Getti per impieghi nella meccanica varia. Ghisa sferoidale ferritica: GS 400-12 UNI 4544. Ghisa sferoidale normalizzata: GS 800-2 UNI 4544.

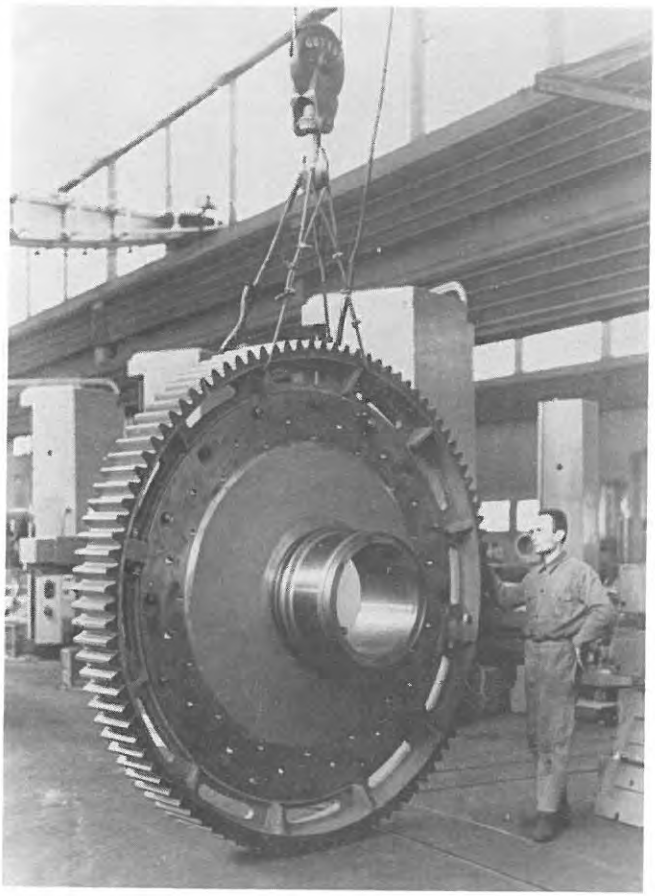


Fig. 686 – Testata di un mulino a palle per macinazione calce con corona dentata (fusa in un sol pezzo). Peso: 3.850 kg. Diametro: 2.400 mm. Ghisa sferoidale perlitico-ferritica: GS 600-2 UNI 4544.

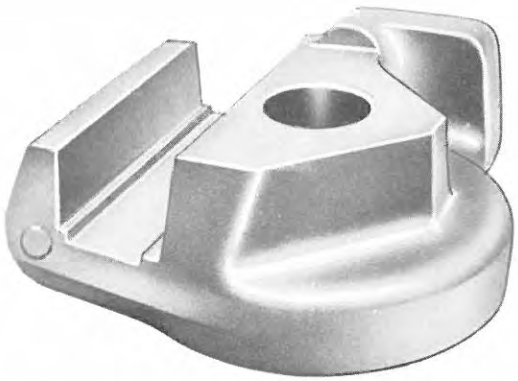


Fig. 688 – Estremità per macchine movimentazione terra. Ghisa sferoidale: GS 500-7 UNI 4544.

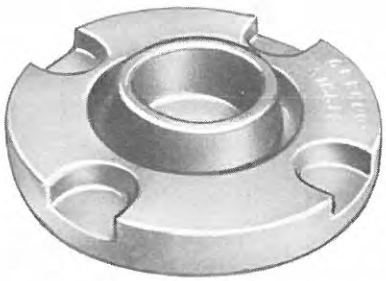


Fig. 689 – Flangia per macchine movimentazione terra. Ghisa sferoidale: GS 400-12 UNI 4544.

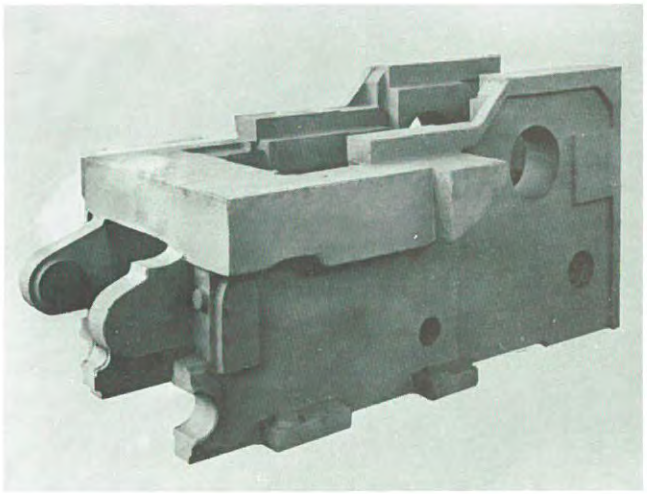


Fig. 690 – Basamento per macchina stampatrice di chiodi. Peso: 3.900 kg. Ghisa sferoidale: GS 400-17 UNI 4544.

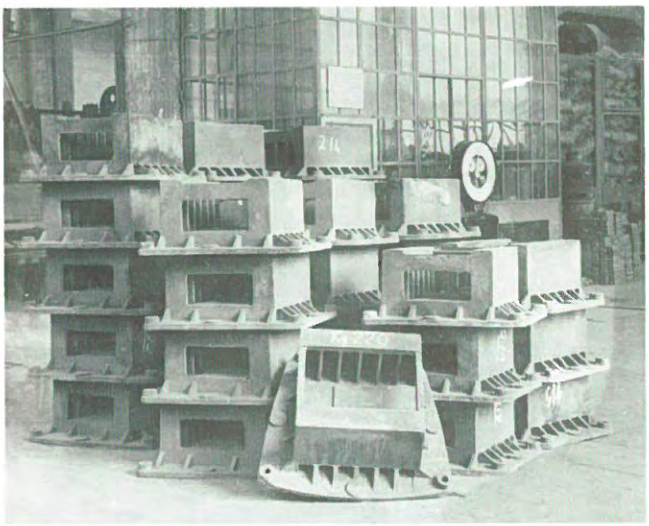


Fig. 691 – Cassette porta-stampi di macchine per la fabbricazione di "marmette". Peso: 220 kg. Ghisa sferoidale ferritica ricotta: GS 400-12 UNI 4544.

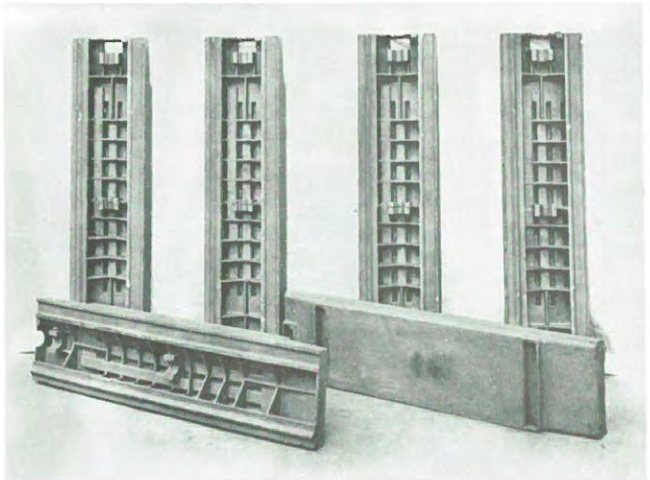


Fig. 693 – Piani di lavoro per trapani. Peso: 186 kg. Ghisa sferoidale normalizzata; GS 800-2 UNI 4544.

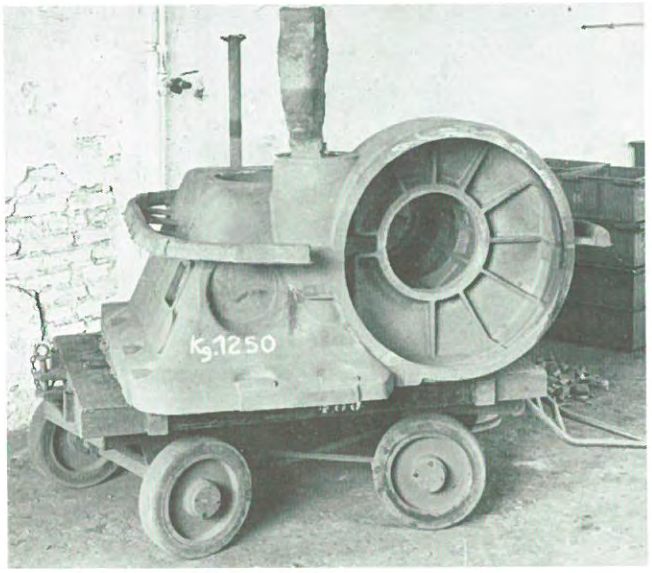


Fig. 692 – Corpo-testa di alesatrice speciale. Peso: 1.250 kg. Ghisa sferoidale normalizzata, 230 HB, Rt 600 N/mm^2, A 5%.

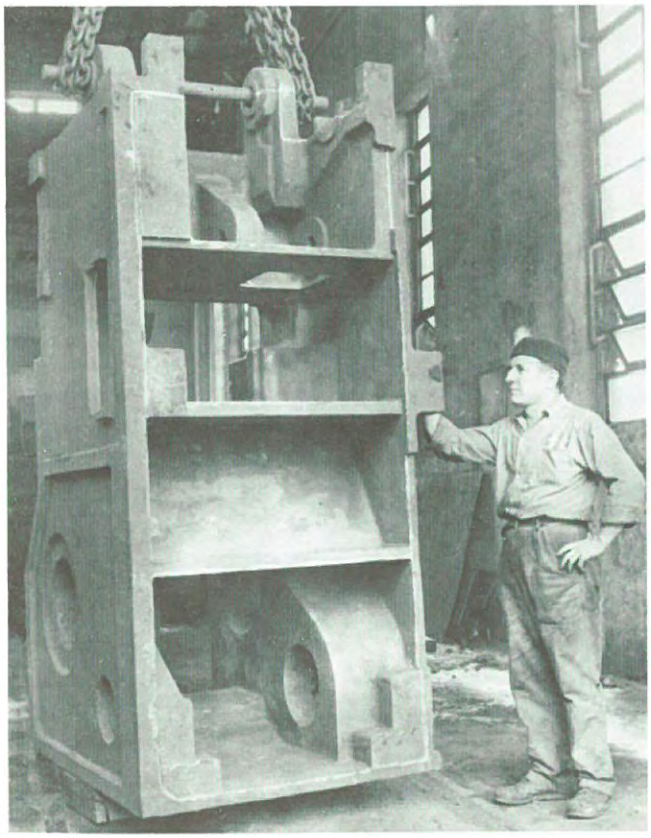


Fig. 694 – Basamento per pressa. Peso: 10.000 kg. Ingombro: 2.800x1.400x1.300 mm. Ghisa sferoidale: GS 370-17 UNI 4544.

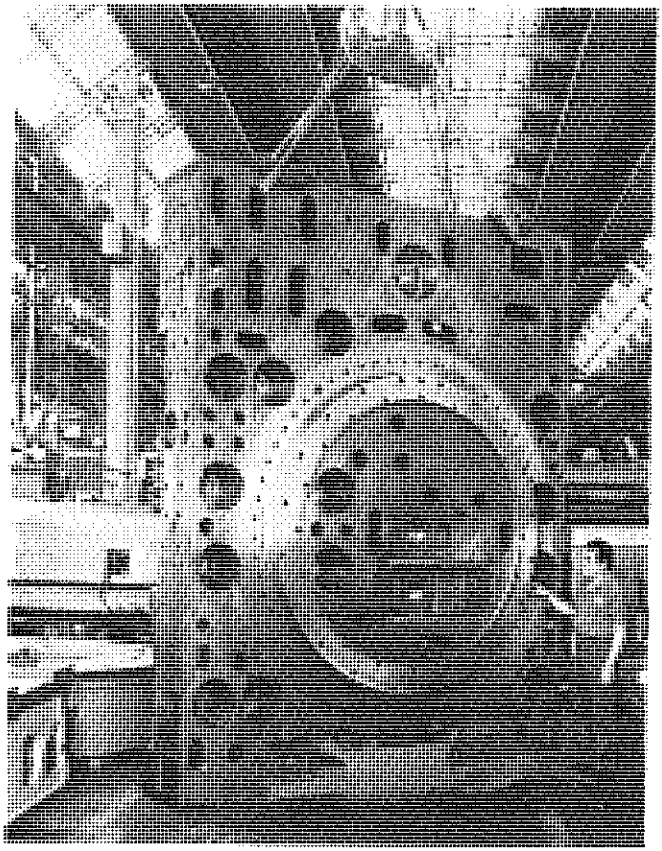


Fig. 695 – Slitta per alesatrice. Peso: 21.000 kg. Ingombro 4.000 x3.050x550 mm. Ghisa sferoidale con trattamento di distensione: GS 500-7 UNI 4544.

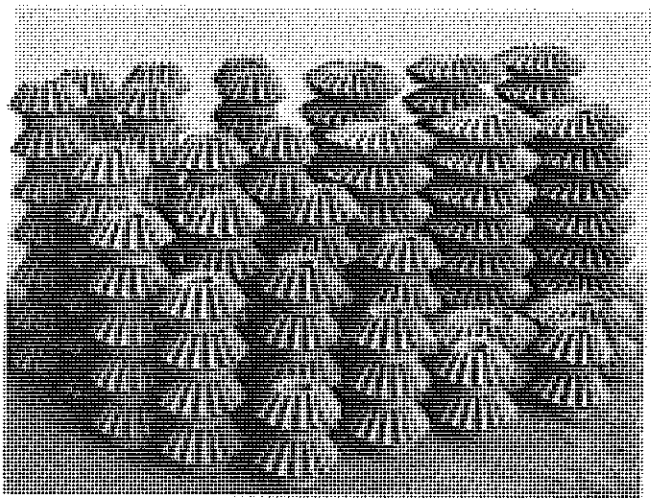


Fig. 697 – Pignoni con dentatura grezza. Ghisa sferoidale perlitica: GS 600-2 UNI 4544.

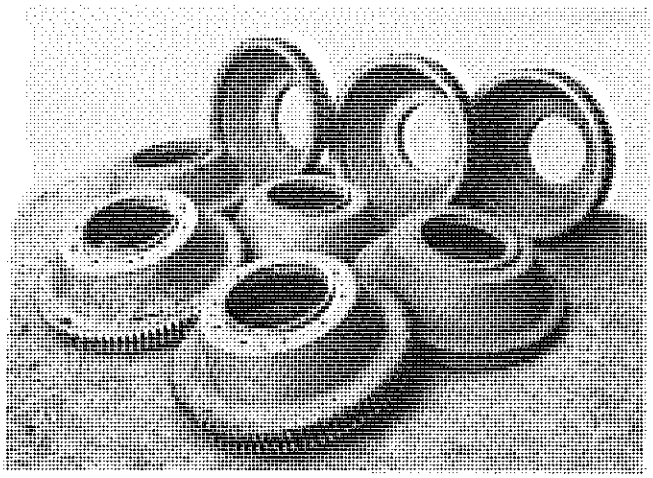


Fig. 698 – Ruote elicoidali con dentatura fresata. Ghisa sferoidale normalizzata, Rt 700 N/mm², A 5%.

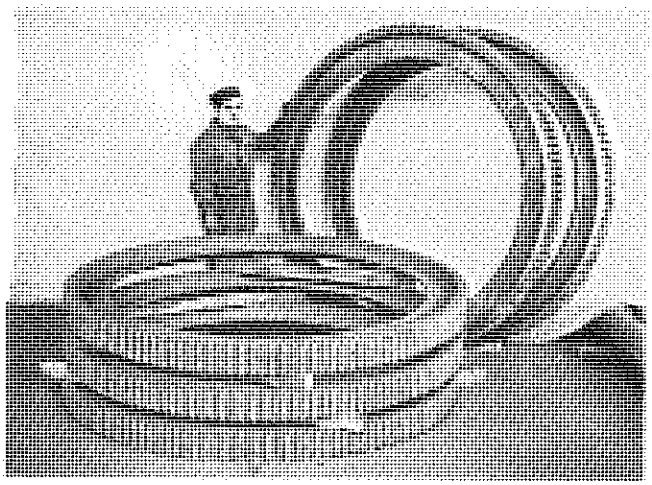


Fig. 696 – Corone con denti grezzi di fusione. Peso: 600 kg. Ghisa sferoidale legata al nichel e normalizzata, 220 HB, Rt 700 N/mm², A 5,4%.

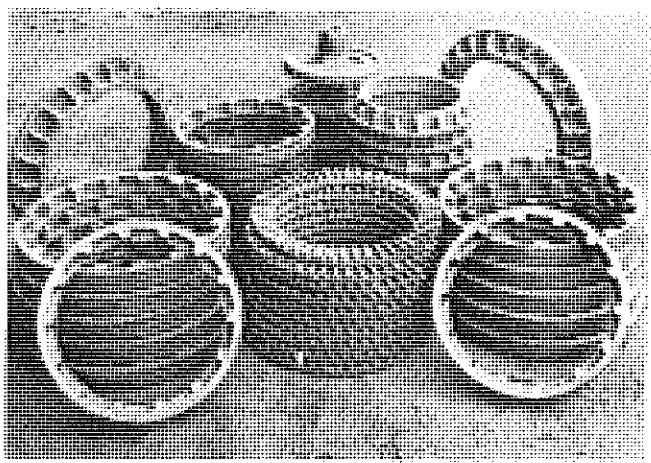


Fig. 699 – Particolari per giunti elettromagnetici. Ghisa sferoidale perlitica-ferritica: GS 500-7 UNI 4544.

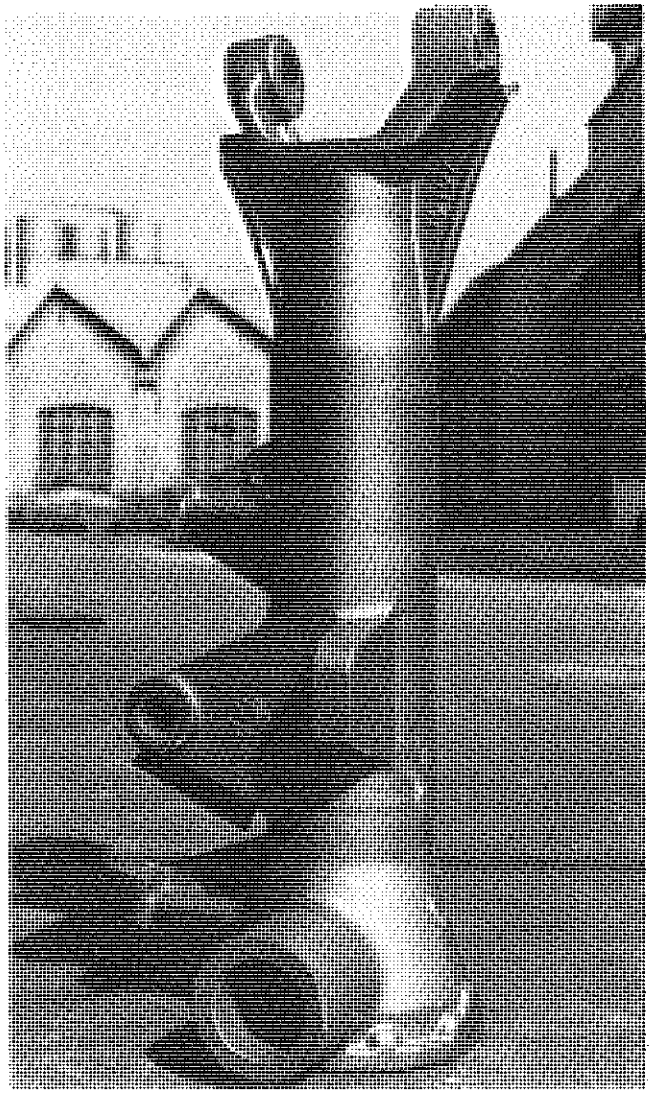


Fig. 700 – Campana per assale di trattore agricolo. Peso: 110 kg. Ghisa sferoidale: GS 400-12 UNI 4544.

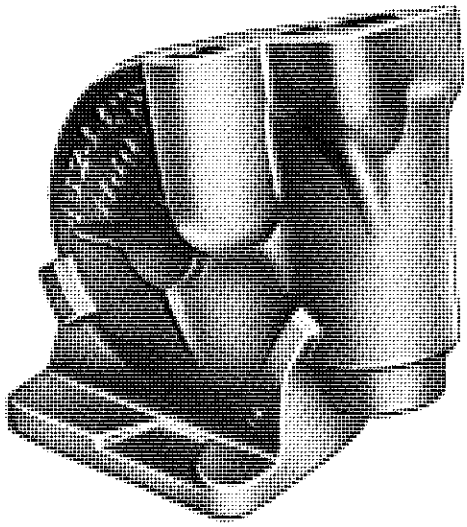


Fig. 702 – Scatola per macchine agricole. Ghisa sferoidale: GS 400-12 UNI 4544.

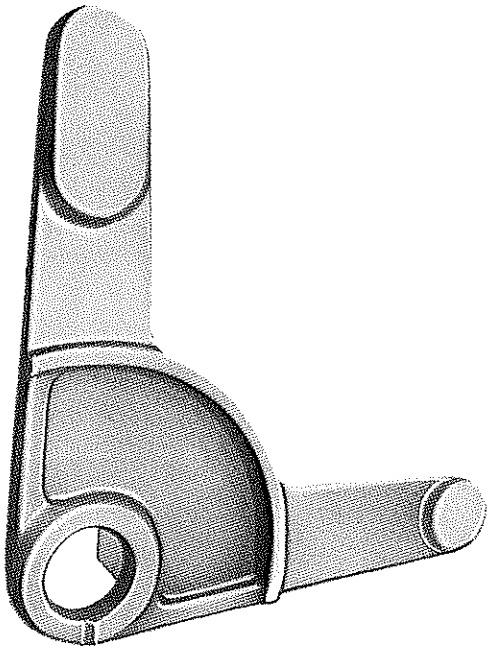


Fig. 703 – Leva per macchine tessili. Ghisa sferoidale: GS 400-12 UNI 4544.

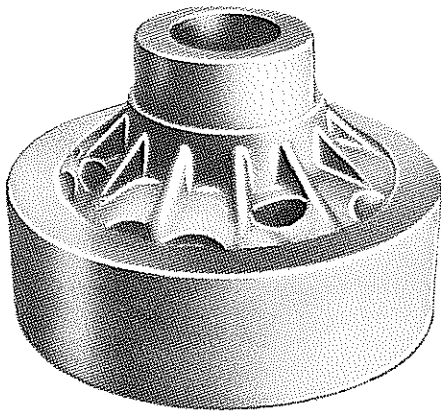


Fig. 701 – Semi-scatola per macchine agricole. Ghisa sferoidale: GS 400-12 UNI 4544.

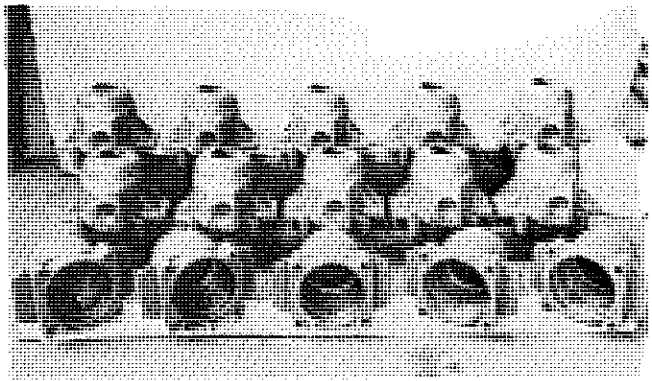


Fig. 704 – Corpi per boccole a rulli di carri ferroviari. Ghisa sferoidale normalizzata, Rt 750 N/mm^2, A_5 5%.

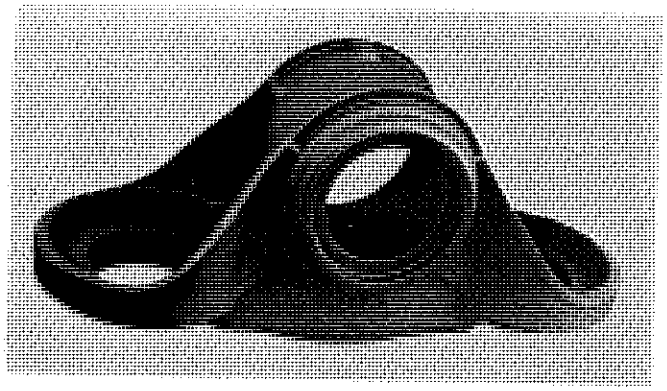


Fig. 705 – Boccola per carrello di vagoni ferroviari. Peso: 80 kg. Ghisa sferoidale: GS 400-12 UNI 4544.

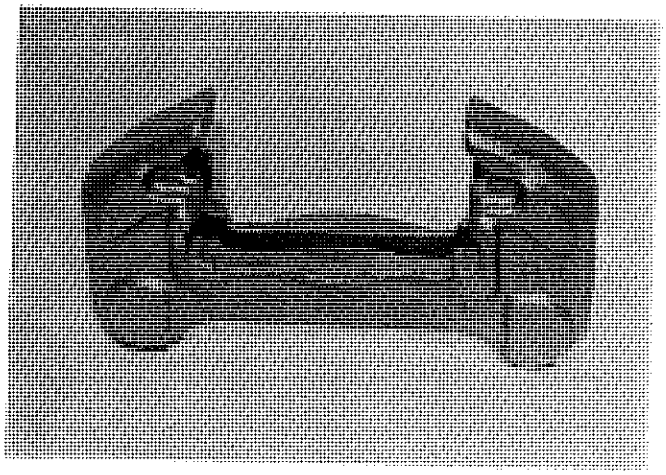


Fig. 708 – Staffa per pinza freno per autoveicoli. Ghisa sferoidale ferritico-perlitica allo stato grezzo di colata, Rt 600 N/mm^2, A_5 10%.

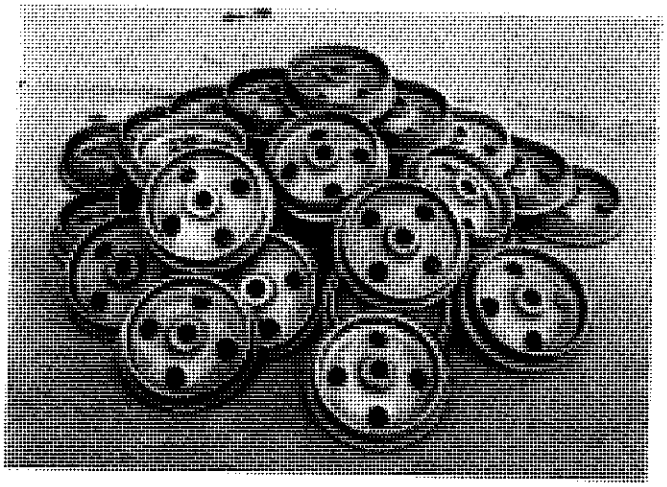


Fig. 706 – Ruote per carrelli. Ghisa sferoidale: GS 500-7 UNI 4544.

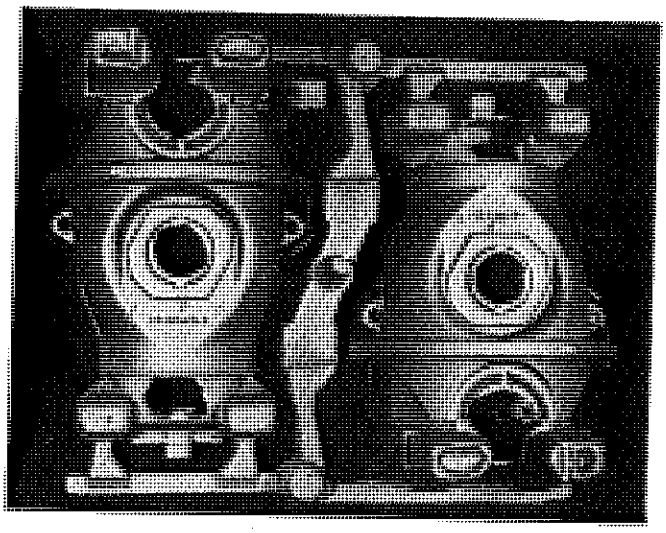


Fig. 709 – Corpo supporto ruotismi per autoveicoli. Ghisa sferoidale ferritico-perlitica allo stato grezzo di colata, Rt 600 N/mm^2, A_5 10%.

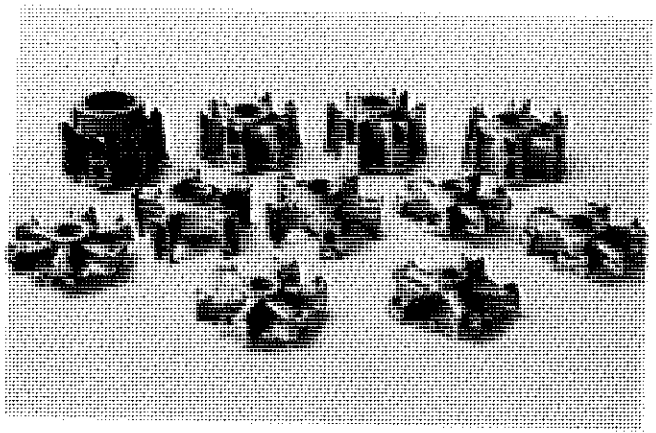


Fig. 707 – Ruote a razze per veicoli industriali. Ghisa sferoidale ferritico-perlitica trattata termicamente, Rt 600 N/mm^2, A. 10%.

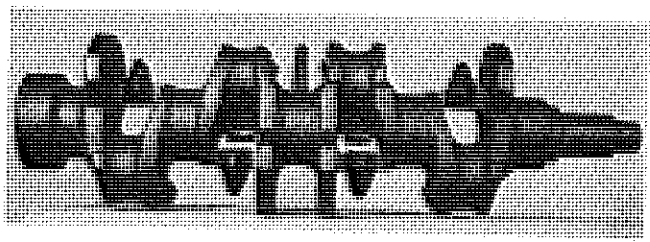


Fig. 710 – Albero motore per autoveicoli. Ghisa sferoidale normalizzata, Rt 600 N/mm^2, A_5 5%.

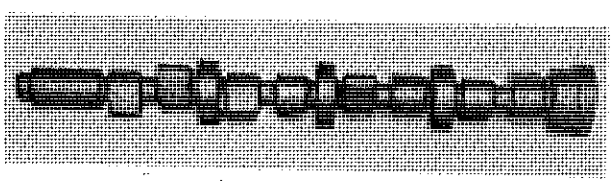


Fig. 711 – Albero distribuzione per autoveicoli. Ghisa sferoidale normalizzata, Rt 890 N/mm^2, A_5 5%.

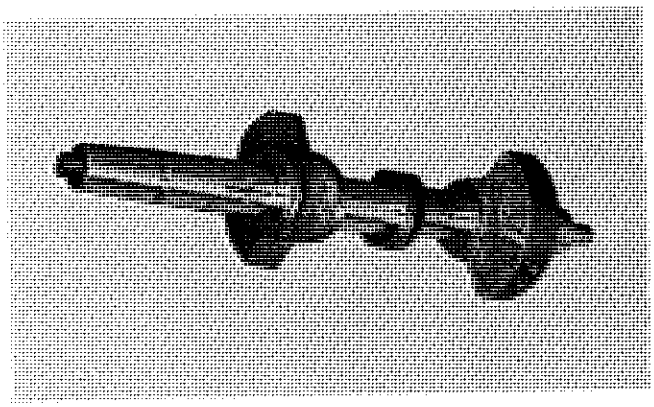


Fig. 712 – Albero a gomito per autoveicoli. Ghisa sferoidale perlitico-ferritica: GS 500-7 UNI 4544.

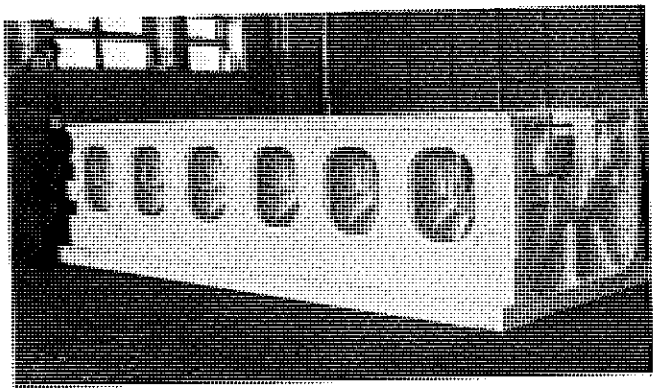


Fig. 713 – Basamento per motore Diesel. Peso: 7.700 kg. Ingombro: 3.800x1.500x930 mm. Ghisa sferoidale con trattamento di distensione: GS 600-2 UNI 4544.

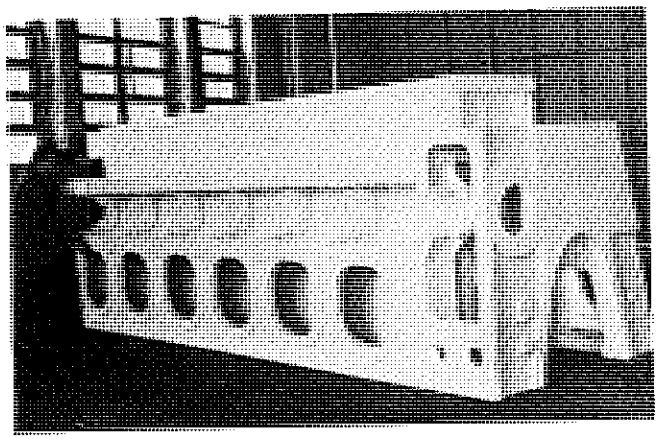


Fig. 714 – Incastellatura per motore Diesel. Peso: 12.600 kg. Ingombro: 4.925x1.685x1.560 mm. Ghisa sferoidale con trattamento di distensione: GS 600-2 UNI 4544.

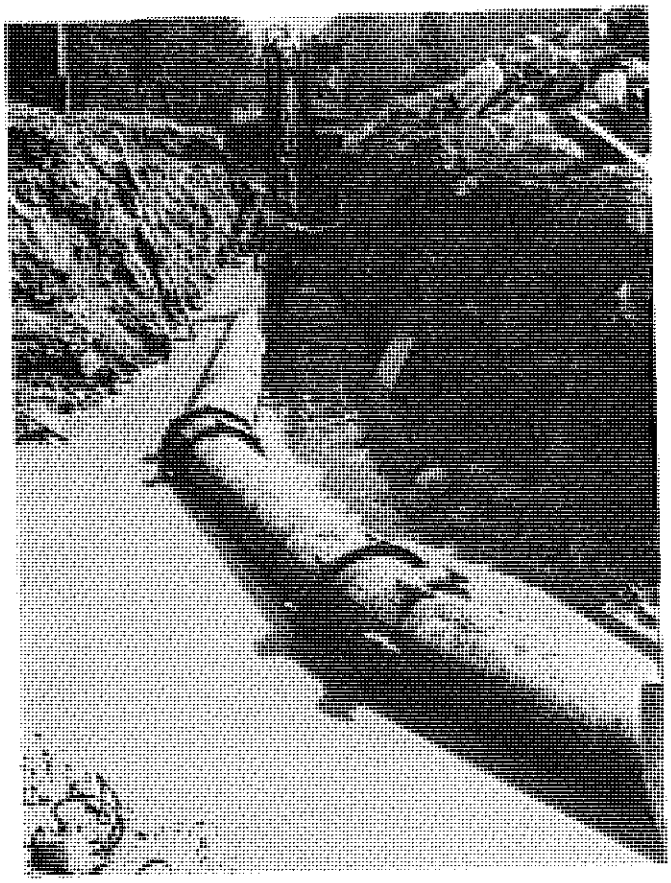


Fig. 715 – Condotta per acquedotti realizzata con tubi centrifugati. Ghisa sferoidale ricotta prevalentemente ferritica, Rt 420 N/mm^2, A$_5$ 10%.

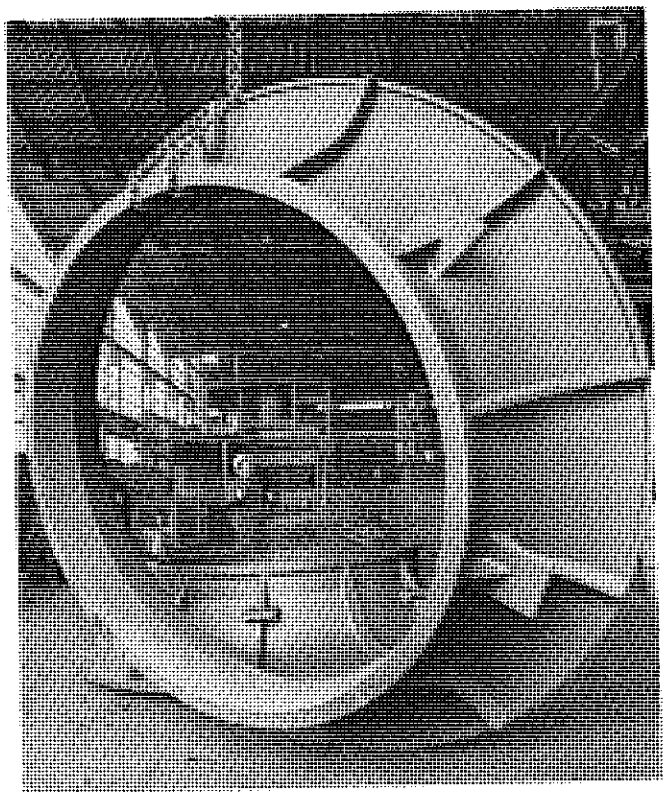


Fig. 720 – Anello raccordo voluta per pompa circolazione acqua marina. Peso: 1.800 kg. Diametro: 2.945 mm. Ghisa sferoidale austenitica, trattamento di distensione: S-NiCr 20 3 UNI 7737.

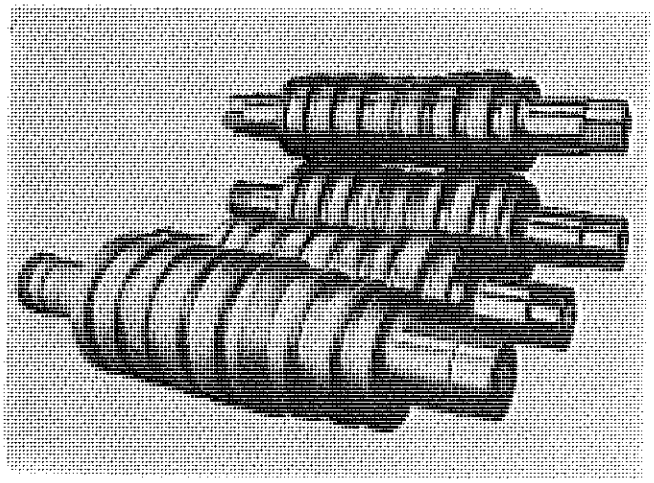


Fig. 716 – Cilindri per laminatoio. Ghisa sferoidale aciculare.

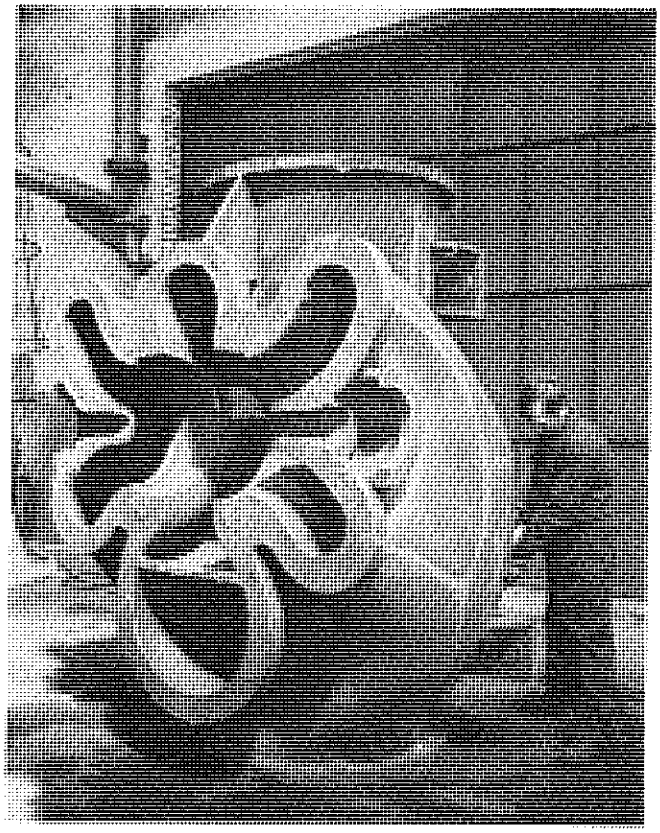


Fig. 718 – Base inferiore per pompa ricircolo salamoia per impianto di dissalazione da complessive 49.000 t/d. Peso: 4.000 kg. Ingombro: 2.200x2.000x1.350 mm. Ghisa sferoidale austenitica: S. NiCr 20 3 UNI 7737.

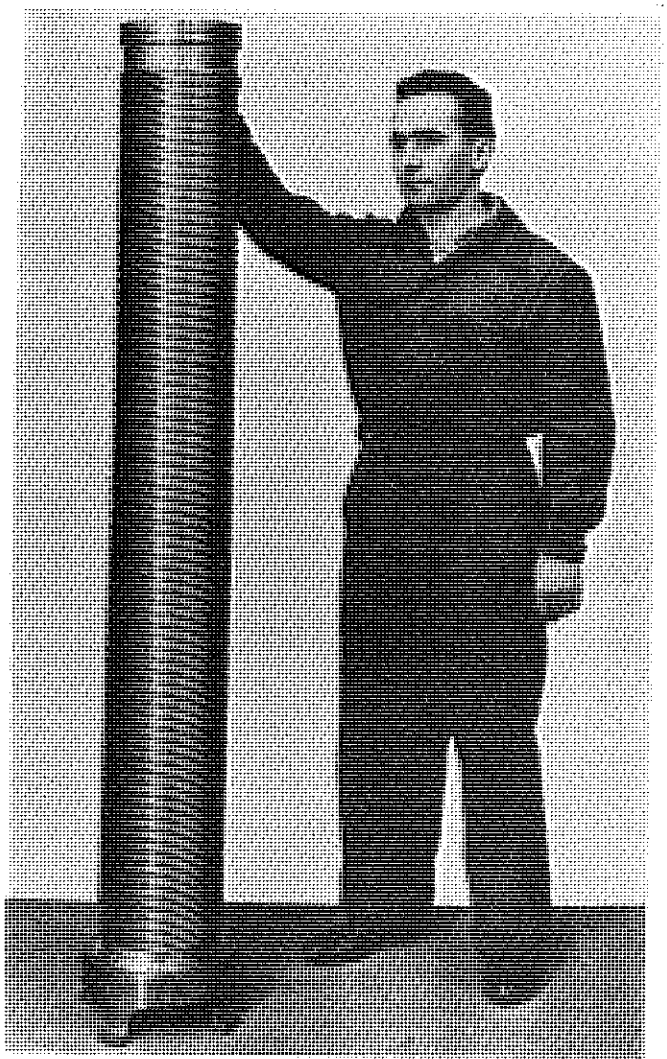


Fig. 717 – Crogiolo per impregnazione di materiali porosi con metalli fusi. La scanalatura elicoidale, ottenuta da lavorazione meccanica, serve di alloggiamento per la resistenza elettrica a spirale. Temperatura di esercizio: 1.073 K (800 °C). Ghisa sferoidale al 5% di silicio.

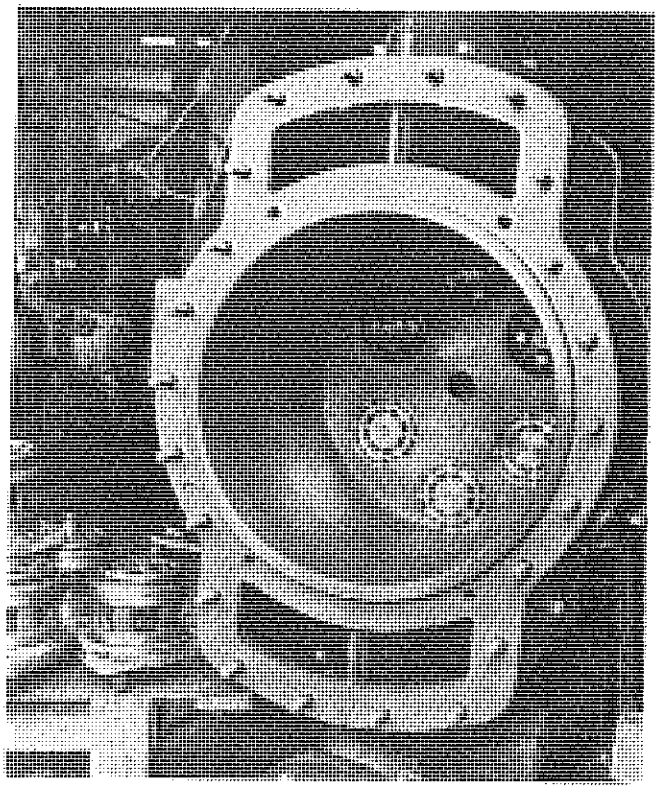


Fig. 723 – Cilindro e gruppi valvole per compressore di gas ammoniacali. Peso complessivo: 1.475 kg. Ghisa sferoidale austenitica: S. NiCr 20 2 UNI 7737.

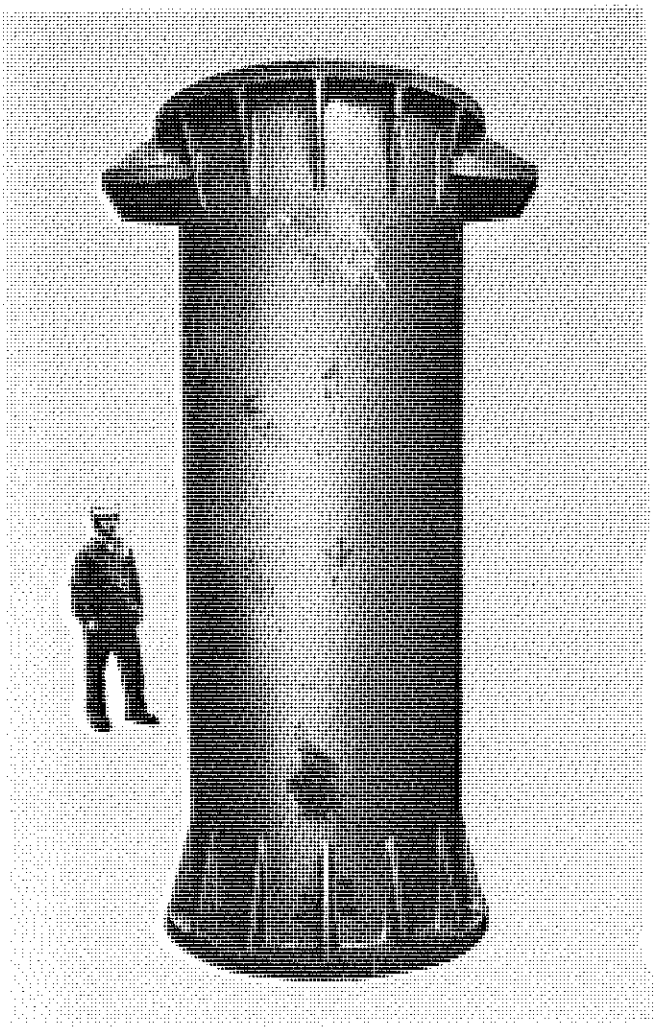


Fig. 719 – Colonna intermedia per pompa centrifuga verticale per circolazione acqua marina. Ingombro: lunghezza 2.920 mm; diametro: 1.060 mm. Ghisa sferoidale austenitica: S-NiCr 20 2 UNI 7737.

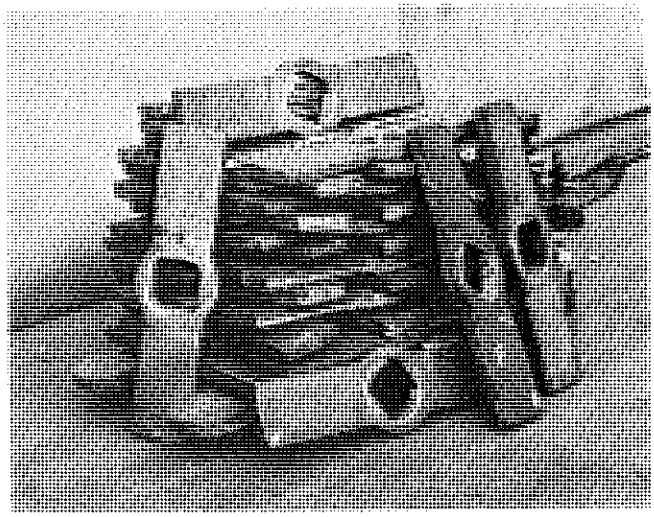


Fig. 722 – Pale per mescolatore super fosfati. Peso: 30 kg. Ghisa sferoidale austenitica: S. NiSiCr 20 5 2 UNI 7737.

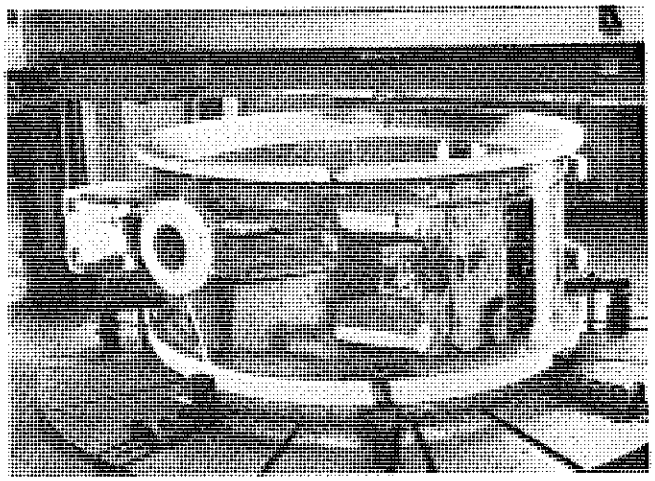


Fig. 721 – Corpo per valvola a farfalla estrazione condensato e circolazione per gruppo geo-termoelettrico da 8 MW. Peso: 5.500 kg. Ingombro: 3.200x3.000x1.200 mm. Ghisa sferoidale austenitica, trattamento di distensione: S. NiCr 20 3 UNI 7737.

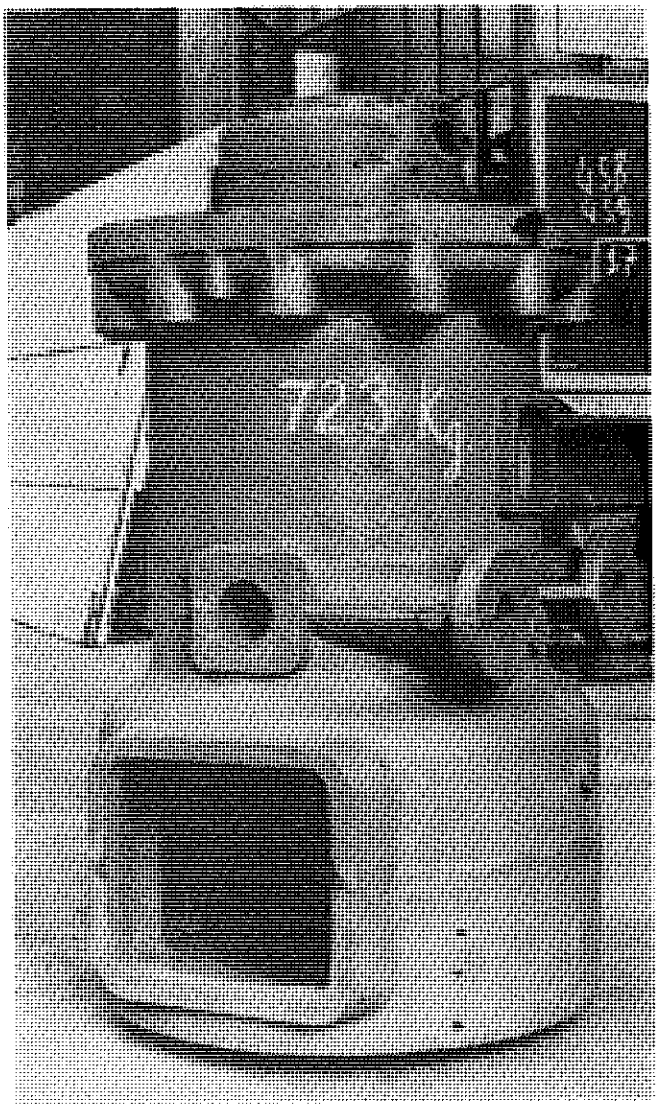


Fig. 724 – Corpo cilindro di compressore per liquefazione di gas corrosivi (applicazione criogena). Ghisa sferoidale austenitica: S.NiMn 23 4 UNI 7737.

Appendice

— LA GHISA EXTRAPURA
— GHISA CON GRAFITE VERMICULARE

A cura di: Giorgio Cola
Cesare Marinari

In appendice al III volume della *Metallurgia delle ghise*, che tratta i tipi di ghisa caratterizzati da una resistenza maggiore di quella della ghisa grigia con grafite lamellare e da un consistente allungamento, trovano posto la *ghisa extrapura e la ghisa con grafite vermiculare*.

Anche queste due ultime ghise tendono, per vie diverse, ad avvicinare alcune caratteristiche specifiche dell'acciaio.

LA GHISA EXTRAPURA

Origine delle impurezze

Sono trascorsi più di 30 anni da quando Gagnebin negli U.S.A. e Morrogh in Inghilterra (precisamente nel 1948), quasi contemporaneamente, scoprirono la ghisa duttile.

Da allora l'avanzata di questo materiale ha registrato una continua crescente affermazione e simultaneamente l'interesse dei metallurgisti per la ghisa si è esteso con un fiorire di studi senza precedenti e tale da superare ogni altro tema siderurgico in fatto di contributi e motivi di ricerca.

Studi e ricerche che trascendono la pur importante caratterizzazione della ghisa sferoidale e, gettano luce sul più intimo meccanismo della solidificazione e sull'intero cospicuo campo applicativo delle ghise in genere.

Uno dei settori, il cui interesse è comune sia ai produttori di ghisa sia ai fonditori sia ai meccanici, è quello relativo all'influenza degli oligoelementi che, essendo presenti in dosi veramente omeopatiche, non hanno mai preoccupato i fonditori di ghisa grigia.

E' stata proprio la ghisa sferoidale che ha portato alla ribalta questo tema, quando ci si accorse dell'importanza delle tracce come interferenza alla formazione dei noduli e alla ferritizzazione, tanto da chiamare *sovversivi* alcuni di questi elementi.

La tab. CIL mostra i tenori massimi consentiti per tutti gli elementi che entrano in lega (oltre al C) per conferire il massimo numero di noduli in matrice perlitica e ferritica in una ghisa in pani per produzione di sferoidale.

La prima cosa, che colpisce osservando la tabella, è l'enorme varietà di elementi che possono essere presenti nelle ghise in pani, alcuni dei quali fuori dell'area di competenza del fonditore comune e per la determinazione dei quali sono necessari delicati sistemi di determinazione analitica, viene spontanea la domanda: da dove provengono gli elementi minori e come entrano nelle ghise in pani.

La fig. 725 mostra schematicamente quali sono i componenti del letto di fusione da cui provengono le tracce, ove si può osservare che mentre Zn, Cd, Na, K si disperdono nei gas e nelle scorie, il 30% di Ti si scioglie assieme a tutti gli altri nella ghisa ([1]).

Il chimismo, con cui gli oligoelementi vanno ad inquinare la ghisa, si richiama ai meccanismi dell'ossido-riduzione, e possono essere seguiti con l'ausilio del diagramma di Ellingham (fig. 726) che appunto consente di combinare tra di loro, per addizione, le entalpie libere, in modo da calcolare le condizioni di riduzione dei diversi ossidi con i gas dell'altoforno a tutte le temperature; il punto che rappre-

Tabella CIL - Tenori massimi di elementi ammessi in una ghisa per produzione di ghisa sferoidale.

Elementi %	Ghisa sferoidale perlitica	Ghisa sferoidale ferritica
Si	1,50	1,50
Mn	0,50	0,20
S	0,03	0,03
P	0,05	0,05
Pb	0,002	0,001
Ti	0,04	0,04
Bi	0,003	0,001
Sb	0,002	0,002
Sn	0,08	0,02
As	0,05	0,02
Al	0,02	0,02
Cu	1,00	0,15
B	--	0,005
Cr	0,10	0,05
Mo	0,50	0,05
V	0,10	0,02
Zr	0,01	0,01
Tl	0,002	0,002
Se	0,03	0,03
Te	0,01	0,01
Ir	0,01	0,01
In	0,01	0,01
Cd	0,005	0,005
Co	3,00	0,50
Zn	0,20	0,10
Ni	2,50	0,50

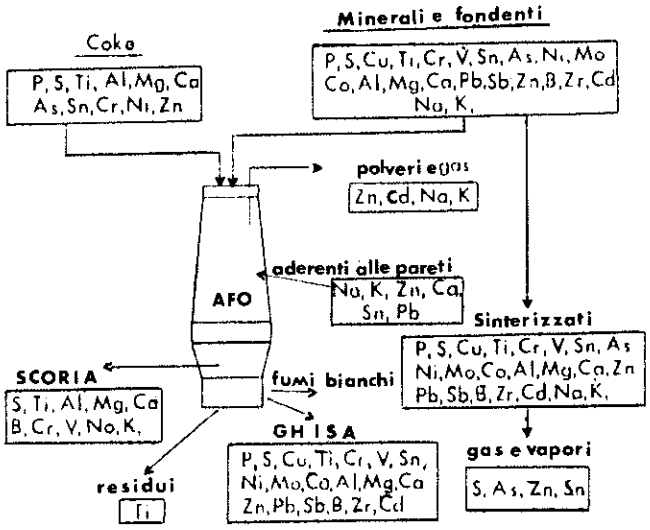


Fig. 725

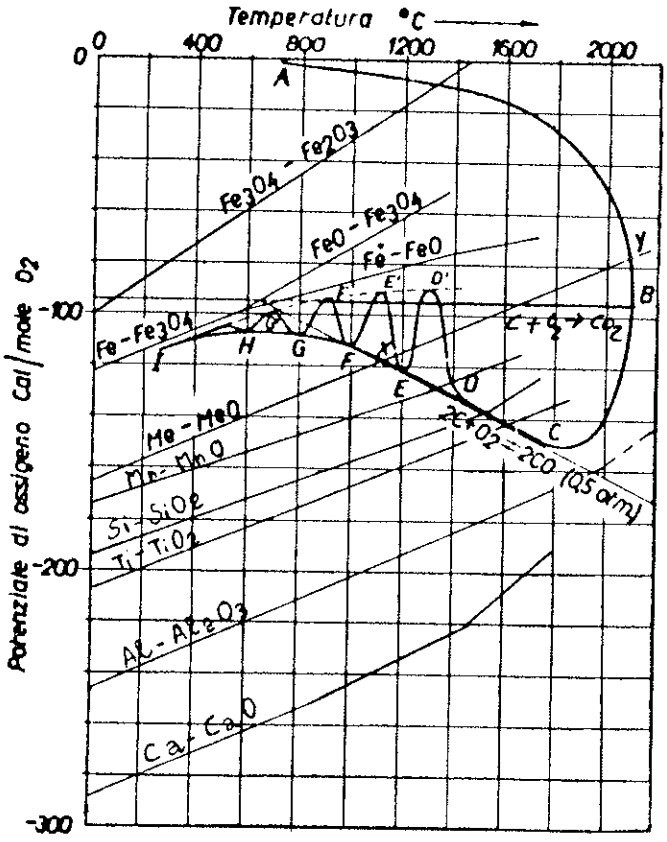


Fig. 726 – Andamento del potenziale chimico di ossigeno nell'atmosfera dell'altoforno.

senta le condizioni (1.173 K = 900 °C) dell'aria (1/5 di O_2) al suo ingresso nell'altoforno è il punto A:

- Davanti all'ugello il coke brucia rapidamente con produzione di CO_2: si raggiunge una temperatura di oltre 2.273 K (2.000 °C) ed il punto che rappresenta le nuove condizioni dell'atmosfera gassosa con un'ampia curva si sposta in B, con una fortissima diminuzione del potenziale di ossigeno (che corrisponde alla quasi completa scomparsa dell'ossigeno).
- Sempre nella zona antistante gli ugelli, ma poco più in profondità ed in totale fino a circa 1 m dalla loro bocca, la CO_2 reagisce con il coke con la formazione di CO (reazione di Bouduard).
- Questa reazione endotermica produce diminuzione di temperatura con ulteriore calo del potenziale chimico dell'ossigeno e per conseguenza si raggiunge il punto C.
- Da questo punto, procedendo verso l'interno e salendo verso l'alto, l'atmosfera viene alternativamente a contatto con pezzi di minerale e con pezzi di carbone ed il suo potenziale, quindi, alternativamente aumenta e diminuisce fino a che, per l'abbassamento della temperatura, le reazioni rallentano ed infine cessano.
- Ne consegue che la parte più importante dell'altoforno è quella relativa alla curva B C D E F G e cioè la seconda metà del tino e sacca dell'A F.
- Dal semplice confronto tra la posizione di questa parte della curva con quella delle linee che rappresentano i diversi equilibri metallo-ossido, è possibile rendersi conto della possibilità di riduzione degli ossidi dei vari oligoelementi e quindi della possibilità di inquinamento della ghisa.
- Infatti per avere la riduzione di un ossido di potenziale di ossigeno dell'atmosfera dell'AFO, deve avere un valore inferiore a quello dell'equilibrio metallo-ossido, perchè solo allora il gas sarà più riducente di quello dell'equilibrio.
- Se la linea metallo-ossido taglia la curva B C D E F G rimanendo al di sopra per un lungo intervallo x-y, si avrà nna riduzione molto spinta; se la linea metallo-ossido passa al di sotto del punto C, la riduzione non può avvenire in nessuna parte dell'A F.
- In particolare quasi tutte le linee metallo-ossido relative agli oligoelementi sono al di sopra del punto C e quindi detti ossidi sono riducibili e diffusibili alle più alte temperature.
- Ti, B, ecc. sono solo parzialmente ridotti, poichè le linee sono prossime a quella del Si e quindi può essere difficile contenerne il tenore entro i limiti prescritti.

In definitiva si tratta quindi di un problema di materie prime e cioè se occorre rispettare i limiti già passati in rassegna, è necessario partire da materie prime ed in particolare da minerali praticamente esenti da tali elementi e da coke pregiati.

Dalle ghise madri così ottenute si possono elaborare:

- Ghise sferoidali ferritiche (grezze di fusione).
- Ghise grigie tenaci (extrapure).

Effetti microstrutturali delle impurezze

Il guadagno di tenacità nobilita la ghisa grigia, in quanto la limitazione alla generalizzazione del suo impiego è proprio dovuta a questa carenza.

L'acquisto di tenacità della ghisa extrapura è anzitutto dovuto al fatto che la limitazione di alcuni elementi e oligoelementi, che sono capaci di distorcere il reticolo cristallino del ferro a causa del loro minore diametro atomico (P e Si) o del maggiore diametro atomico (V, Al, Ti, Mg) (fig. 727) ne limita la tenacità.

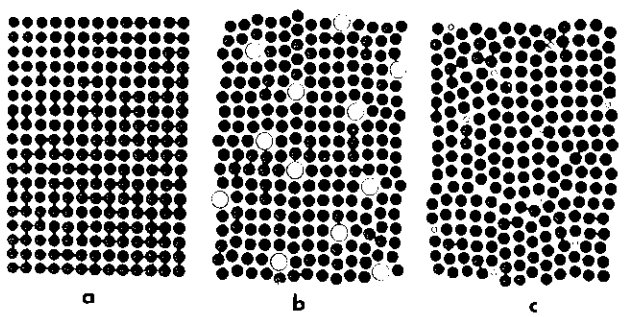


Fig. 727 – Deformazione del reticolo dovuto agli atomi estranei.
a – Reticolo normale
b – Soluzioni di sostituzione
c – Soluzioni interstiziali

La fig. 728 è particolarmente istruttiva a questo riguardo, la forza di intervento degli atomi estranei dipende non solo dalla dimensione del diametro relativo, ma anche dal rapporto percentuale atomi/peso, ove si nota che P e Si hanno una concentrazione atomica doppia di quella del peso.

Da queste semplici considerazioni deriva l'indice di impurezze ([3]) che vorrebbe esprimere con un unico valore l'effetto globale della distorsione reticolare.

Esso è la sommatoria di tutti gli elementi (escluso il C e il Si) la cui percentuale è moltiplicata per il rapporto tra il quadrato del cambio di volume atomico/massa atomica $\frac{\Omega^2}{A}$. Detto rapporto, ad esempio, risulta essere 10 volte più grande per il Ti che non per il Mn, 30 volte più grande per l'Sb che non per il Ni, 100 volte più grande per lo Sn che non per il Cr e così via.

In pratica detto indice è limitato agli elementi di oligoelementi più frequenti nelle ghise in pani:

– indice di impurezze = 4,9% Cu + 0,37% (Ni+Cr) + 7,9% Mo + 4,35% Ti + 39% Sn + 0,44% Mn + 5,6% P

è messo in relazione con la quantità di perlite presente nelle ghise ematiti in pani (fig. 729).

Particolare attenzione merita il Si; nella ghisa grigia questo elemento (particolarmente deformante) è indispensabile per la dissociazione dei carburi e può essere contenuto solo a spese degli elementi carburigeni Mn, Cr, V che di per sè avrebbero un potere fragilizzante non eccessivo.

Si ricorda, inoltre, che il Si si scioglie nella ferrite perlitica, dando silico-ferrite contenente il 3,5% di siliciuro di ferro (FeSi) per ogni 1% di Si, con un incremento di durezza Brinell di $\sim$ 35 kg/mm^2 (fig. 730), inoltre il Si ha segregazione inversa, cioè risulta che nell'interno delle celle eutettiche è circa doppio del Si nominale, per cui la concentrazione di FeSi salirebbe a 4,6% (per 1% Si).

Per ciò che concerne il Mn, esso si ripartisce tra MnS e Mn_3C ed è un elemento desiderato soprattutto come elemento desolforante, anzi per essere sicuri di contrastare l'azione dello zolfo (uno dei più potenti stabilizzatori dei carburi: fig. 731), si aumenta la concentrazione in Mn per spostare a destra e quindi completare la reazione:

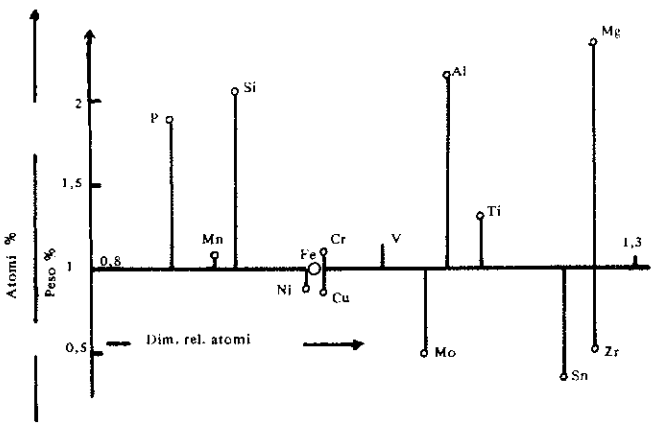


Fig. 728 – Dimensione e peso degli atomi in rapporto a quelle dell'atomo di ferro.

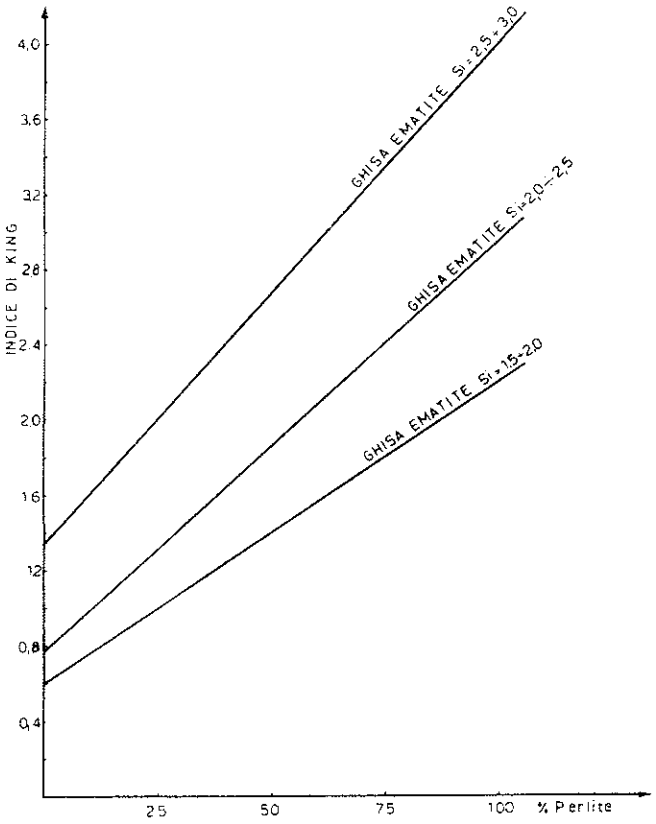


Fig. 729

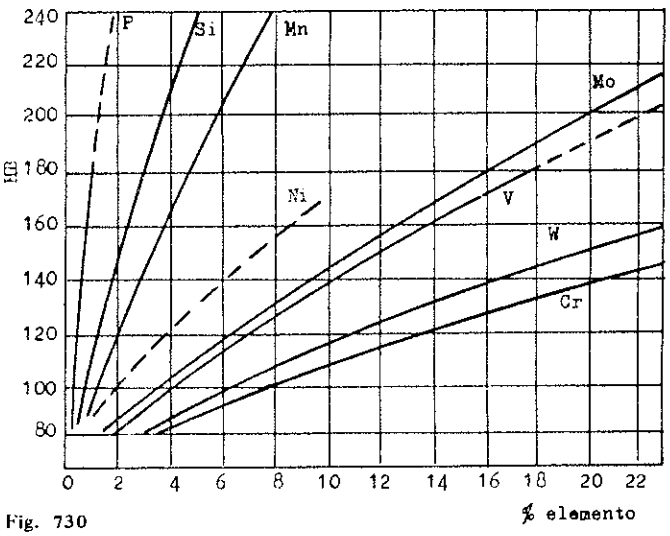


Fig. 730

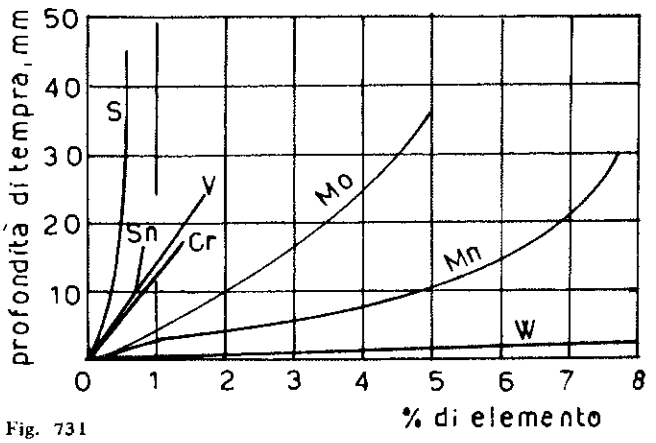


Fig. 731

$$FeS + Mn \rightarrow MnS + Fe$$

Mn (1% Mn dà luogo a 1,07% di carburo) influisce sfavorevolmente sulla tenacità sia in quanto tale, sia in quanto richiedente (nelle ghise grigie normalmente il Mn supera le percentuali strettamente necessarie) silicio per favorire la grafitizzazione contrastata dal Mn.

Superiorità delle ghise extrapure

Secondo A. Collaud ([4]) ([5]), che per primo le ha studiate, le ghise extrapure vanno scelte a seconda delle classi di resistenza, come le ghise grigie correnti, basandosi sulla formula:

$$R' = 109,5 - 98\ S'_C \quad (1)$$

Ricordando che la stessa correlazione S_C, R valida per le ghise grigie correnti è

$$R = 100,6 - 80\ S_C \quad (2)$$

si nota, confrontando la (1) con la (2), che a parità di classe di resistenza, il grado di saturazione S'_C richiesto per le ghise extrapure è notevolmente più basso, ad esempio: volendo elaborare la G 25 corrente, avente cioè una resistenza a trazione (su saggio ϕ30) compresa tra 245 e 290 N/mm^2 (25 ÷ 30 kgf/mm^2), occorre utilizzare secondo la (2) un S'_C = 0,91, analogamente volendo elaborare una G 25 extrapura, occorre utilizzare, secondo la (1), un $S'_C = 0,83$.

Naturalmente se non si vuole alterare il ritiro di solidificazione, il minor S_C va inteso come conseguenza di una diminuzione del silicio per i motivi già passati in rassegna.

In definitiva si stabilisce il tenore di carbonio come fosse una ghisa corrente e cioè:

$$Ct\% = 2,5\ S_C + 0,9 = 3,17$$

e si calcola il nuovo silicio che compete alla ghisa extrapura.

$$S'_C = \frac{3,17}{4,23 - 0,33\ Si} = 0,83$$

da cui si ottiene Si = 1,24 inferiore di $\sim$ 1% al Si che compete alla G 25 corrente.

Ovviamente l'elaborazione deve avvenire al forno elettrico, utilizzando la stessa ghisa nuova con basso manganese usata per la ghisa sferoidale, lamiere di acciaio con basso manganese (da profondo stampaggio) e boccame della stessa ghisa. I parametri da tenere sotto controllo sono i seguenti:

S	P	Mn/S	Mn	H_2
$\leqslant$0,015	$\leqslant$0,05	>9	<0,15	<3 ml · 100^{-1} g

Le classi di ghisa elaborate secondo i criteri ora esposti presentano caratteristiche nettamente superiori, prima fra tutte la tenacità.

Mentre la ghisa corrente presenta allungamenti alla rottura di 0,2 ÷ 1% , la ghisa extrapura ha una più alta duttilità: 0,7 ÷ 2,4 % , segno evidente che l'effetto interno d'ingaglio della grafite è attenuato dalla plasticità locale per la presenza di una matrice priva di elementi ed oligoelementi deformanti il reticolo.

Ricordando che per la ghisa corrente (ϕ30)

$$HB = 465 - 270\ S_C \quad (3)$$

oppure

$$HB = 125 + 3,38\ R \quad (4)$$

e che per la ghisa extrapura

$$HB' = 540 - 420\ S'_C \quad (5)$$

oppure

$$HB' = 70 + 4,28\ R' \quad (6)$$

il guadagno di duttilità può essere calcolato dall'*indice di duttilità* $= \frac{R \cdot 1.000}{HB^2}$; nel caso della G 25 risulta essere rispettivamente 0,57 e 0,76 con una ghisa extrapura.

A parità di resistenza, più elevata è la duttilità, più elevato è il lavoro di rottura e quindi la tenacità; in effetti la resilienza della ghisa extrapura (modulo di shock) (vedi II volume della Metallurgia delle ghise, pag. 189) è circa il doppio della ghisa grigia corrente; analogamente l'*indice di tenacità*:

$$z = \frac{\log MC + 0,7}{\log R}$$

subisce incrementi del 20 ÷ 30%.

Si può quindi affermare che, per una resistenza data, la ghisa extrapura assicura in servizio una sicurezza aggiuntiva di fronte a sovraccarico improvviso.

Ne consegue che tutti gli *indici di qualità* della ghisa grigia, passati in rassegna nel II volume della Metallurgia delle ghise, assumono valori nettamente più elevati per la ghisa grigia extrapura, ad esempio: $i = \frac{R^2}{HB^3}$, infatti per una resistenza data, (245 N/mm^2 = 25 kgf/mm^2) si ha per la ghisa corrente 68 e per la ghisa extrapura 112 ($\mu^2 \cdot kgf^{-1}$).

I vantaggi d'avere una matrice iperpura non si esauriscono nelle proprietà resistenziali, ma si estendono ad altre caratteristiche:

- conducibilità termica;
- resistenza all'usura;
- lavorabilità.

E' noto che negli acciai la conducibilità decresce proporzionalmente al contenuto di elementi in lega, analogamente le ghise extrapure, avendo una matrice acciaiosa a basso contenuto in elementi, hanno caratteristiche di alta conducibilità termica. Infatti mentre le ghise meccaniche correnti non superano il valore di 0,5 J/cm^2/s/cm/K, le ghise extrapure raggiungono valori di 0,7.

Ciò riveste grande importanza nel ridurre le tensioni termiche e nella resistenza agli shock termici.

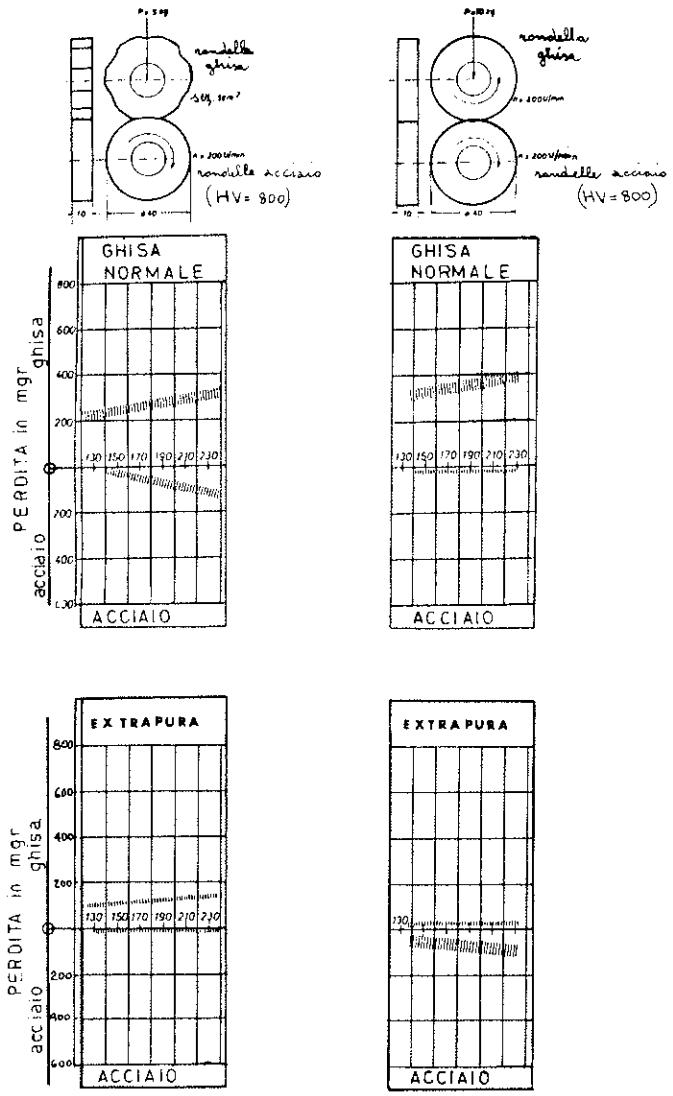


Fig. 732

La fig. 732 mostra inoltre la sintesi dei lavori di G. Stahli ([6]) intesi a migliorare la resistenza all'usura della ghisa lamellare, ove appare che, sia nel caso di attrito radente che volvente, la ghisa extrapura ha un comportamento più favorevole, e ciò sembra dovuto alla presenza di segregazioni ipereutettoidiche di carburi (quando Mn/s <9) che s'infiltrano nella struttura primaria perlitica più soffice, realizzando una base di supporto in matrice plastica favorevole alle proprietà antifrizione.

G. Cola e coll. ([7]) hanno infine accertato l'alta lavorabilità (truciolabilità) delle ghise extrapure.

Il diagramma di fig. 733 mostra appunto come a parità di classe la ghisa extrapura consente velocità di taglio (V_{60}) (per la durata dell'utensile di acciaio rapido pari a 1h) ben più elevate della V_{60} delle ghise correnti (oltre 50%).

Dal punto di vista della durata dell'utensile risulta, ad esempio, che a parità di durezza (220 HB) la ghisa extrapura è $\sim$10 volte più lavorabile della ghisa corrente, infatti rientrando nel campo di validità dell'equazione di Taylor $V_{60} \cdot T^{0,07} = \text{cost.}$ si ha:

$$\frac{35,5}{30} \quad V_{60} \times 60^{0,07} = V_{60} \cdot T_x^{0,07}$$

da cui $T_x = 60 \times 10,5$; cioè utilizzando la stessa velocità V_{60} (30 m/min) della ghisa grigia con HB = 220, l'utensile dura più di 10 volte se lavora getti in ghisa extrapura la cui struttura è rappresentata in fig. 734.

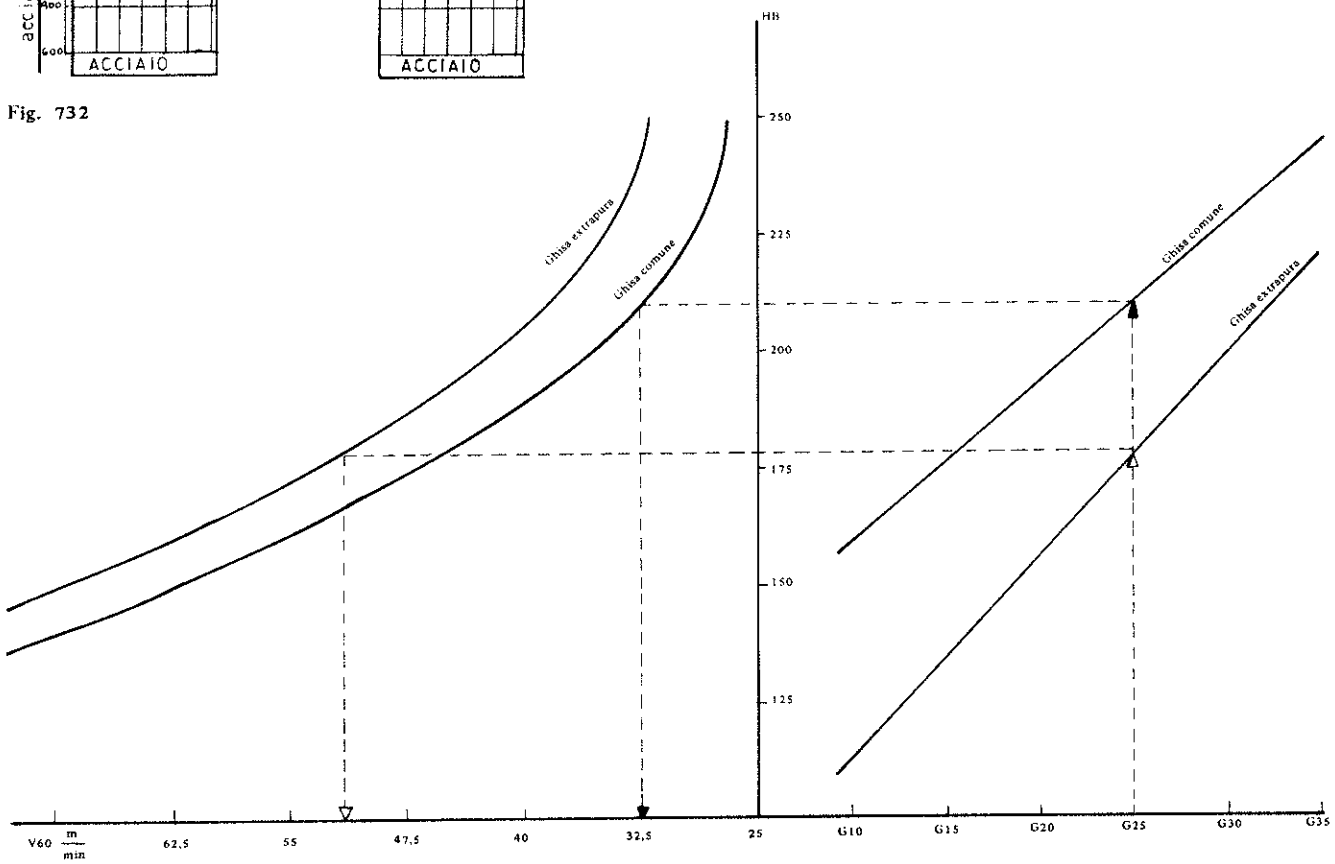
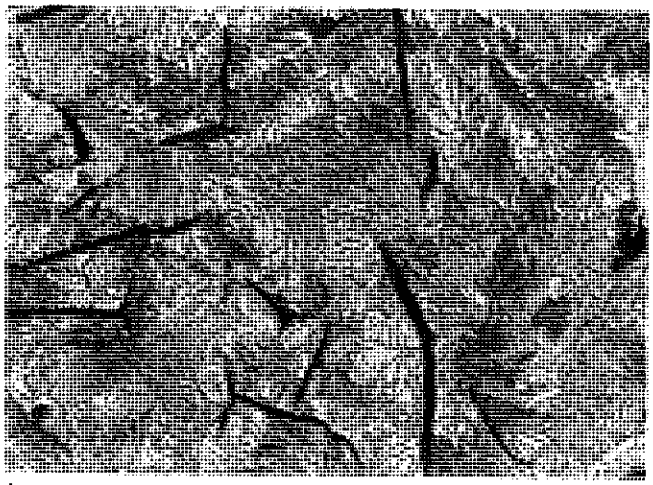


Fig. 733



a



b

Fig. 734 – Ghisa G 25 comune (a). Ghisa G 25 extrapura (b).

Senza addentrarsi nell'argomento che riguarda i meccanici più che i fonditori, si accennerà che la *durata dell'utensile* fornisce la chiave per arrivare più rapidamente alla formulazione delle velocità economiche; una lavorabilità migliorata consente poi, a parità di durata, velocità e/o avanzamenti superiori con benefici evidenti.

Bibliografia

(1) A. CHIDA, T. TOTTORI – 35° Congresso Internazionale di Fonderia, Kioto, ottobre 1968, n. 27.

(2) ZOJA, MASI – La Fonderia Italiana, 2, 1955, 12, 1960.

(3) J.C. MARGERIE, S. PARENT – Fonderie, 264, Febbraio 1968.

(4) A. COLLAUD – Fonderie, 250, Dicembre 1966.

(5) A. COLLAUD, J. THIEME – Foundry Trade Journal, Febbraio, 16, 1967.

(6) G. STÄHLI – Zweizer Archiv., Dicembre 1967.

(7) G. COLA, E. BORGHIGIANI, A. SCACCIA – XIV Congresso di Fonderia Assofond, 1978.

GHISA CON GRAFITE VERMICULARE

Introduzione

Con la scoperta nel 1919 del sistema di fabbricazione della ghisa sferoidale fu fatto un notevole passo avanti nello sviluppo applicativo della ghisa nel campo della meccanica generale; si creò però un notevole divario di proprietà tra queste e le ghise grigie normali. Si è cercato di colmare questo vuoto modificando più o meno profondamente le ghise grigie, rendendole più resistenti mediante aggiunte di elementi alliganti quali Cr, Ni, Mo, Cu, ecc. o variando opportunamente la percentuale di carbonio equivalente; contemporaneamente si sono creati problemi dovuti ad una maggiore difficoltà della tecnica fusoria, della colata e della lavorazione meccanica dei getti ottenuti.

La scoperta della ghisa vermiculare chiamata *Compacted graphite iron* dagli americani, ha colmato questa lacuna, creando un vero e proprio ponte tra le proprietà della ghisa grigia e quelle della ghisa sferoidale, anzi in taluni casi migliorandole quando è richiesto un certo connubio di proprietà quali: resistenza, conducibilità termica, resistenza all'impatto e lavorabilità.

Più che di una scoperta si deve parlare di una valorizzazione, in quanto questo tipo di ghisa la si conobbe contemporaneamente alla ghisa sferoidale, ma fu sempre considerata come una ghisa degenerata ottenuta accidentalmente per un trattamento di sferoidizzazione non ben riuscito.

In seguito parecchi ricercatori come Morrogh, Dawson, Lux, Day ed altri ne hanno considerato le proprietà specifiche ed hanno cercato di svilupparne l'applicazione pratica.

Denominata dapprima ghisa corallina, a fiocchi, puntiforme, fibrosa ed infine vermiculare, questo tipo di ghisa solo negli ultimi tempi ha assunto una notevole importanza tecnico-industriale, in quanto, da una collaborazione tra la BCIRA e la Foote Mineral Company nel 1976 è stata messa a punto una lega con la quale è possibile ottenere commercialmente la ghisa vermiculare con un'unica aggiunta e con un sistema produttivo e di controllo del tutto simile a quello seguito per la ghisa sferoidale.

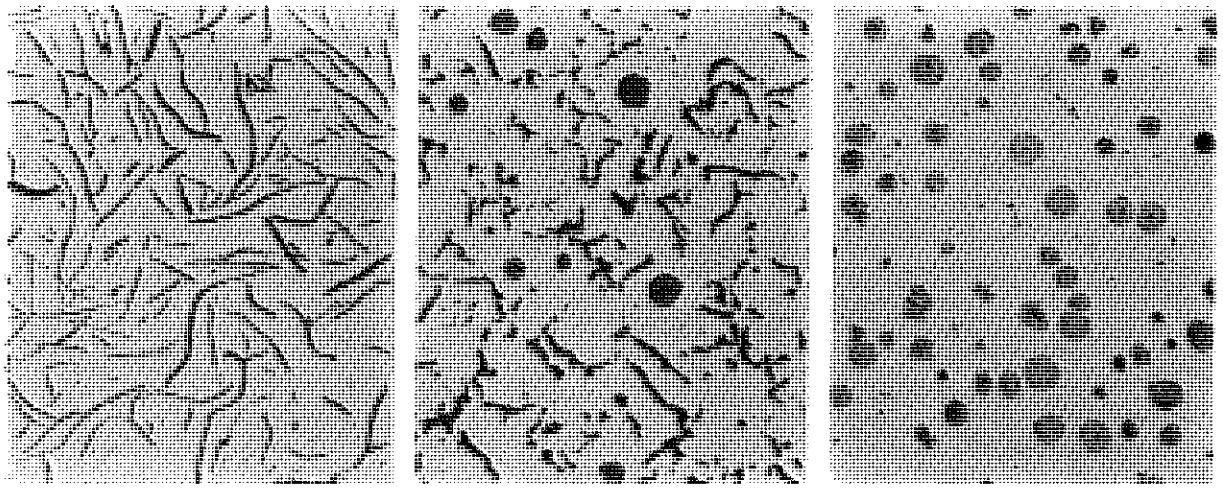
Strutture delle ghise vermiculari

Le ghise vermiculari hanno una struttura intermedia tra quella della ghisa grigia e della ghisa sferoidale. Esse sono caratterizzate dalla separazione di lamelle di grafite interconnesse, corte, spesse, contorte e con bordi terminali piuttosto arrotondati.

La fig. 735 mette in evidenza la differenza della forma della grafite contenuta nella ghisa grigia (a), nella ghisa vermiculare (b) e nella ghisa sferoidale (c).

La vera natura di queste differenti strutture può essere messa pienamente in evidenza ed apprezzata solo al microscopio elettronico tipo scanning, esaminando dei provini profondamente attaccati in modo da eliminare la matrice metallica e mettere a nudo le 3 dimensioni della grafite.

La fig. 736 (b) mostra come le particelle di grafite siano interconnesse tra di loro in una struttura a branchie abba-



(a) (b) (c)

Fig. 735 Senza attacco acido

stanza simili a quelle della ghisa grigia (a) e non radicalmente separate come gli sferoidi della ghisa sferoidale (c).

E' possibile, però, notare la profonda differenza esistente tra la grafite interconnessa e quella lamellare; quest'ultima rispetto alla prima conserva ancora uno scheletro di grafite a branchie, ma sono branchie molto più estese e fortemente appiattite.

La natura della matrice ovviamente dipende dalla composizione chimica della lega, dal tipo di carica, dal mezzo fusorio, dalla temperatura di colata e dalla velocità di raffreddamento della ghisa colata.

Come si vedrà in seguito, la ghisa vermiculare tende a ferritizzare, in quanto è ottenuta da una ghisa di base molto simile a quella della ghisa sferoidale. La proporzionalità della ferrite rispetto alla perlite dipende molto dalla percentuale di manganese presente e così pure la durezza dei getti ottenuti.

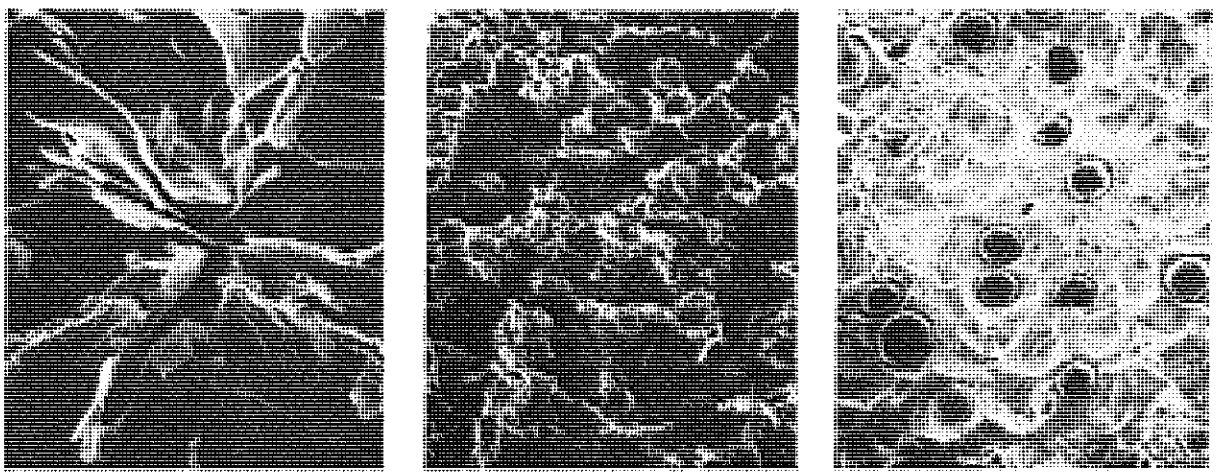
La ghisa vermiculare ha poca tendenza a carburizzare, a menochè la percentuale di magnesio e terre rare residue nei getti superi certi livelli di guardia.

Proprietà delle ghise vermiculari

E' ormai risaputo che le proprietà meccaniche e tecnologiche delle ghise dipendono in massima parte dalla forma che la grafite assume all'atto della solidificazione, quindi è facile comprendere che le caratteristiche delle ghise vermiculari possono essere considerate intermedie a quelle delle ghise grigie di qualità e delle ghise sferoidali.

Gli spessori e gli arrotondamenti delle lamelle di grafite nelle ghise vermiculari riducono la concentrazione degli sforzi interni che si sviluppano nell'interfaccia grafite-matrice e perciò ne deriva una più alta resistenza che quella ottenuta nella ghisa grigia di qualità di ugual matrice. Tuttavia la natura interconnessa della ghisa vermiculare risulta come minore continuità della struttura della matrice ottenuta nella ghisa sferoidale e quindi minore risulta essere la sua resistenza.

Ovviamente questo intermedio significa anche che talune caratteristiche possono essere più simili a quelle della ghisa grigia ed altre a quelle della ghisa sferoidale, per cui possono nascere degli ottimi connubi di proprietà che



(a) (b) (c)

Fig. 736 Con profondo attacco acido

rendono la ghisa vermiculare particolarmente adatta a certe applicazioni meccaniche.

Resistenza alla trazione ed allo snervamento

Rispetto a queste proprietà i getti di ghisa vermiculare, come quelli di ghisa sferoidale, sono molto meno sensibili alle variazioni di spessore delle sezioni che non quelli di ghisa grigia.

I valori di resistenza alla trazione ed allo snervamento sono più alti di quelli della ghisa grigia di qualità e leggermente minori di quelli della ghisa sferoidale. Alcuni esempi significativi sono dati dalla tab. CL.

Tabella CL - Resistenza allo snervamento e alla trazione di alcuni tipi di ghise.

Tipo di ghisa	CE %	Resistenza allo snervamento N/mm² (kgf/mm²)	Resistenza alla trazione N/mm² (kgf/mm²)
UNI 5007 G 15	4,4	110 (11)	183 (19)
UNI 5007 G 20	4,2	147 (15)	221 (23)
UNI 5007 G 30	3,6	184 (19)	331 (34)
Ghisa vermiculare	4,2	257÷441 (26÷45)	330÷625 (34÷64
Ghisa sferoidale	4,2	294÷588 (30÷60)	441÷735 (45÷75)

I valori di resistenza della ghisa vermiculare sono ancora in stretta relazione al tipo di matrice presente nel getto considerato, così che questi valori, a parità di CE, sono crescenti man mano che si passa da una matrice ferritica ad una matrice perlitica, come dimostrato nella tab. CLI.

Tabella CLI - Proprietà della ghisa vermiculare con diversa matrice.

Matrice della ghisa vermiculare	Resistenza allo snervamento N/mm² (kgf/mm²)	Resistenza alla trazione N/mm² (kgf/mm²)
15÷50% perlite	275÷368 (28÷38)	370÷440 (38÷45)
88÷97% perlite	397÷412 (40÷42)	537÷560 (55÷57)

La resistenza alla trazione della ghisa vermiculare rispetto alla ghisa grigia è molto meno sensibile alle variazioni di CE.

Per CE molto vicini all'eutettico (4,3%) sia per matrici ferritiche che perlitiche, si avranno dei valori di resistenza maggiori di quelli riscontrati su ghise grigie non legate, ma a basso CE, anche se minori di quelli delle ghise sferoidali.

La fig. 737 mostra un parallelo tra le resistenze a trazione delle ghise grigie, vermiculari e sferoidali con diverse percentuali di CE e su barrette di 30 mm di diametro.

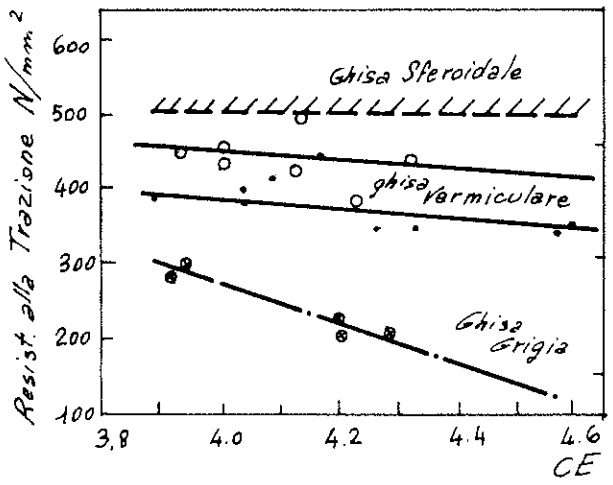


Fig. 737 – Rapporto tra CE e resistenza a trazione su diverse ghise.

Durezza ed allungamento

La durezza dei getti di ghisa vermiculare, pur dipendendo dalla natura della matrice, risultano inferiori a quelle dei getti di ghisa grigia.

Esiste poi una certa relazione tra resistenza a trazione e durezza: la fig. 738 mostra un parallelo tra i valori dei 3 tipi di ghisa.

Mentre questi valori sono ancora intermedi tra la ghisa grigia e la ghisa sferoidale, i getti di ghisa vermiculare risultano più teneri degli equivalenti getti di ghisa grigia specialmente ai livelli delle basse durezze.

La tab. CLII mette in evidenza l'influenza della matrice metallica sulla durezza e sulla percentuale di allungamento della ghisa vermiculare.

Per ciò che riguarda l'allungamento della ghisa vermiculare, i suoi valori sono sensibilmente inferiori a quelli della ghisa sferoidale, ma superiori a quelli della ghisa grigia:

- ghisa sferoidale: 7 ÷ 12%
- ghisa vermiculare: 2 ÷ 5%
- ghisa grigia: minimo 1%

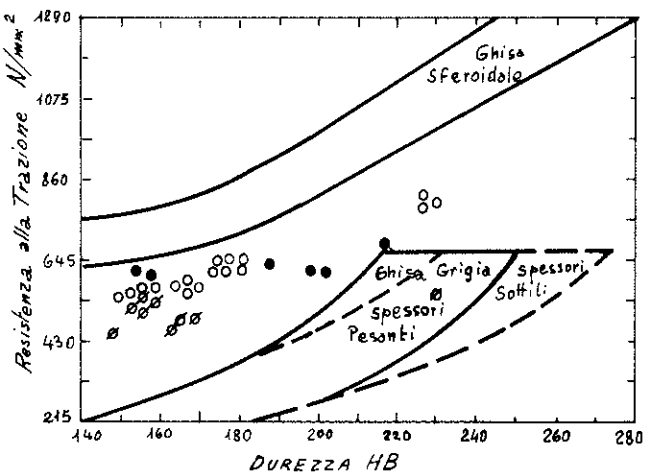


Fig. 738 – Relazione tra durezza e resistenza a trazione sui diversi tipi di ghisa.

Tabella CLII - Durezza e allungamento della ghisa vermicolare con diversa matrice.

Matrice della ghisa vermiculare	Durezza HB	Allungamento %
15÷50% perlite	145÷180	2÷4,5
90÷98% perlite	226÷229	2

Anche in questo caso la natura della matrice ha una certa influenza sulla percentuale di allungamento e la fig. 739 la mette in evidenza.

La struttura della ghisa vermiculare perlitica è stata ottenuta mediante aggiunta di rame in percentuale variabile da 0,6 a 0,8%.

Conducibilità termica

La conducibilità termica dei getti di ghisa dipende non tanto dalla matrice metallica quanto dalla quantità e dalla forma della grafite che si separa durante la solidificazione eutettica e la ghisa lamellare presenta una conducibilità termica molto superiore a quella nella quale la grafite si trova sotto forma di sferoidi.

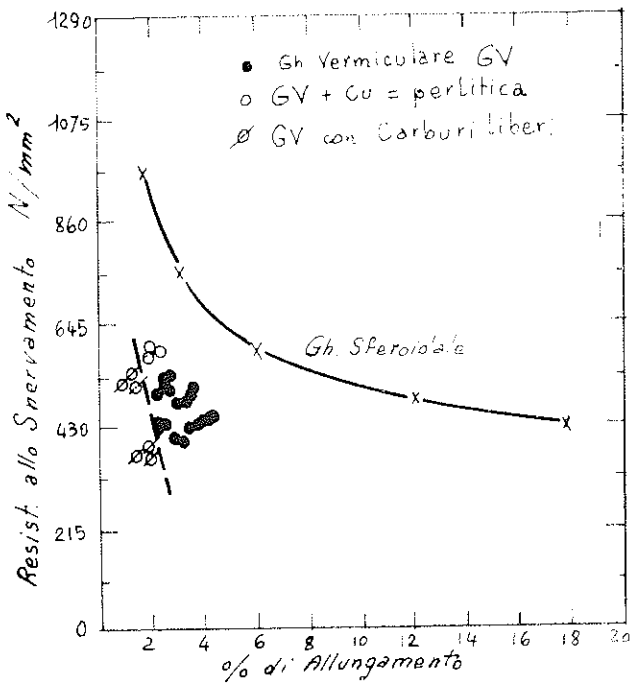


Fig. 739 – Relazione tra resistenza allo snervamento e allungamento tra ghisa sferoidale e ghisa vermiculare con diversa matrice.

Inoltre la ghisa con un CE più alto ha, rispetto ad una ghisa con più basso CE, una conducibilità termica maggiore. La tab. CLIII mette in evidenza i valori di conducibilità termica di getti nei vari tipi di ghisa con diversi tenori di CE ed a temperature variabili tra 373 K e 773 K (100 ÷ 500 °C).

Tabella CLIII - Conducibilità termica dei vari tipi di ghisa con percentuali variabili di carbonio equivalente.

Tipo di ghisa	CE %	Conducibilità termica Cal/cm·S·K (°C)				
		373 K (100 °C)	473 K (200 °C)	573 K (300 °C)	673 K (400 °C)	773 K (500 °C)
Ghisa grigia lamellare	3,6	0,123	0,120	0,111	0,100	0,093
Ghisa grigia lamellare	4,0	0,128	0,121	0,144	0,102	0,093
Ghisa sferoidale	4,2	0,078	0,082	0,080	0,075	0,070
Ghisa vermiculare	3,9	0,091	0,099	0,095	0,090	0,085
Ghisa vermiculare	4,1	0,104	0,103	0,097	0,090	0,085
Ghisa vermiculare	4,2	0,098	0,104	0,098	0,092	0,087

La tab. CLIV invece mette in evidenza la conducibilità termica dei getti di diverso spessore.

Tabella CLIV - Conducibilità termica di alcune ghise.

Tipo di ghisa	Conducibilità termica Cal/cm·S·K (°C)	
	Spessori medi e sottili	Spessori pesanti
UNI 5007 G 25	0,125	0,12÷0,135
UNI 5007 G 45	0,0113	--
Ghisa vermiculare	0,018	0,105÷0,120
Ghisa sferoidale	0,080	0,090

Resistenza all'impatto

Tra i 293 K (20 °C) e 233 K (−40 °C) la ghisa vermiculare ottenuta partendo da una ghisa di base del tipo con grafite lamellare assorbe all'impatto un'energia Charpy minore di quella ottenuta, partendo da una ghisa di base per sferoidale.

Le ragioni di ciò si possono ricercare negli effetti della durezza della matrice e da alcuni oligoelementi contenuti in tracce nella ghisa grigia.

La fig. 740 riporta un parallelo di impronta Charpy a 293 K (20 °C) tra la ghisa vermiculare e la ghisa sferoidale.

Risulta evidente che mentre la ghisa sferoidale presenta una grande tenacità con basse percentuali di perlite, la ghisa vermiculare perlitica ha una resistenza all'impatto uguale a quella della ghisa sferoidale.

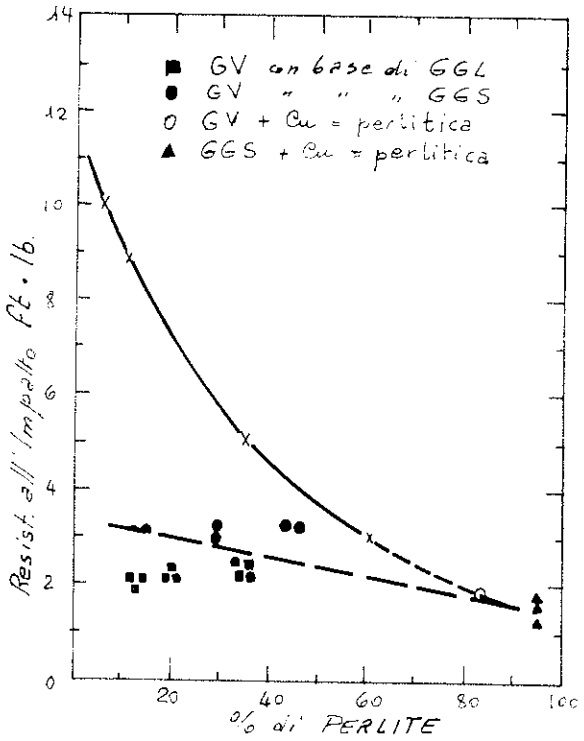


Fig. 740 — Effetti della perlite sulla resistenza all'impatto Charpy tra ghisa sferoidale e ghisa vermiculare.

Fluidità

Ciò che determina la maggiore o minore fluidità della ghisa è il CE per cui ghise con uguale percentuale di CE presentano alla colata la stessa fluidità, che si tratti di ghisa grigia, sferoidale o vermiculare. Tuttavia, per ottenere delle proprietà elevate su getti di ghisa grigia, occorre operare con cariche metalliche molto ricche di rottami di acciaio e quindi con tenori finali di CE piuttosto bassi, o legare il metallo liquido con percentuali variabili di Cr, Ni, Mo, Cu, ecc. Tutto ciò contribuisce notevolmente a ridurre la fluidità della ghisa.

Gli stessi valori di resistenza o valori maggiori si possono ottenere con la ghisa vermiculare ad elevato CE, sfruttando quindi una maggiore fluidità.

Tendenza al risucchio

La tendenza al risucchio della ghisa vermiculare, durante la solidificazione e la trasformazione eutettica, è molto inferiore a quella della ghisa sferoidale di composizione chimica similare, ma leggermente superiore a quella della ghisa grigia.

La fig. 741 mostra due alimentatori disegnati per un getto di ghisa sferoidale.

Il primo, colato in ghisa sferoidale, presenta una notevole cavità di ritiro, mentre il secondo, colato in ghisa vermiculare, si presenta perfettamente sano.

Sistemi di colata e di alimentazione disegnati per getti di ghisa grigia di qualità possono essere impiegati senza tema anche per getti di ghisa vermiculare.

Ovviamente questa maggiore tendenza al risucchio della ghisa vermiculare rispetto alla ghisa sferoidale significa un risparmio economico, in quanto aumenta il rapporto peso getto/peso colato.

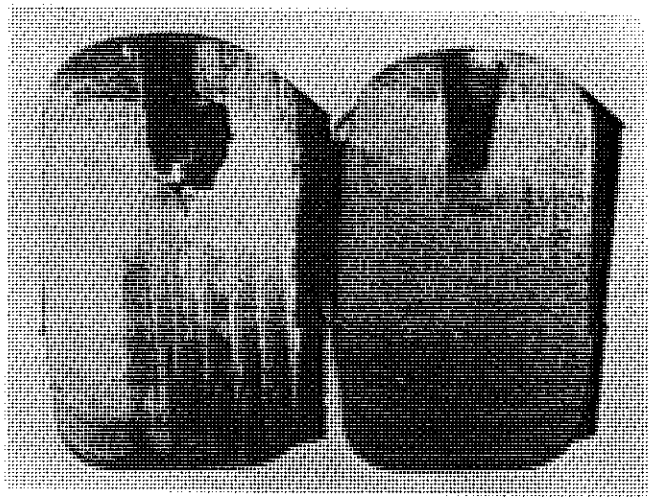


Fig. 741

Resistenza alla fatica

Alcuni getti di ghisa vermiculare con matrice ferritica (20% max di perlite) e con matrice perlitica (minimo 97% di perlite), sono stati sottoposti sperimentalmente a sforzi assiali alternati. Il comportamento alla resistenza alla fatica in entrambi i casi è risultato simile a quello della ghisa sferoidale e ovviamente migliore di quello della ghisa grigia.

Tendenza alla tempra

A parità di CE la tendenza alla tempra della ghisa vermiculare è minore di quella della ghisa sferoidale, ma superiore a quella della ghisa grigia. Nello stesso tempo la ghisa vermiculare, ottenuta con il trattamento al Mg-Ti seguito dalla post-inoculazione, ha una minore tendenza a liberare carburi cementitici sui bordi. Le ragioni di questo, che potrebbe sembrare un controsenso, può attribuirsi all'aumento di silicio apportato al metallo liquido dalla lega al magnesio e dall'inoculante del post-trattamento.

Lavorabilità

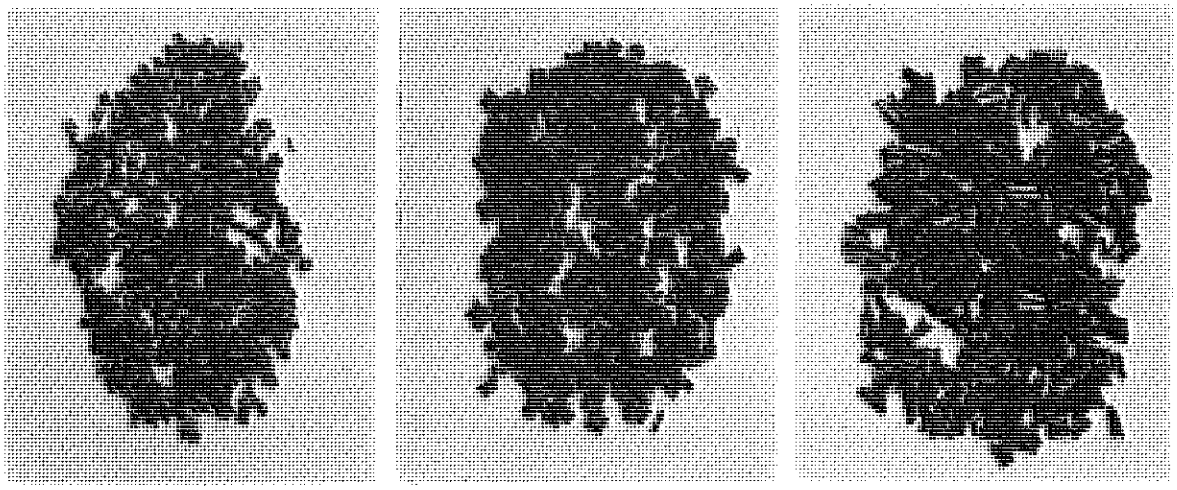
E' stato sperimentalmente dimostrato che la lavorabilità della ghisa vermiculare è migliore della ghisa sferoidale, ma peggiore di quella della ghisa grigia.

La fig. 742 mostra l'aspetto comparativo dei trucioli ottenuti per foratura di campioni di ghisa grigia, vermiculare e sferoidale.

La lavorabilità della ghisa vermiculare è paragonabile a quella della ghisa grigia ad alta resistenza a basso CE e con elementi leganti e migliore di quella della ghisa sferoidale in virtù della forma interconnessa della grafite.

Evoluzione tecnologica per ottenere una ghisa vermiculare

Si è detto in precedenza che la ghisa vermiculare nacque contemporaneamente alla ghisa sferoidale, ottenendola ogni



Ghisa grigia | Ghisa vermiculare | Ghisa sferoidale

Fig. 742

qualvolta un trattamento di sferoidizzazione non era eseguito correttamente. In quali condizioni la si otteneva e la si ottiene? Con quali metodi?

Con cerio

Morrogh nel 1948 ottenne la ghisa vermiculare, addizionando cerio come *mishmetall*. Trattando ghise ipereutettiche con quantità sufficienti di cerio, ottenne delle ottime ghise sferoidali. Trattando, però, con cerio delle ghise ipoeutettiche, ottenne della ghisa vermiculare specialmente su getti sottili.

Con magnesio

Il magnesio fu usato più correntemente per la facilità di ottenere ottime sferoidizzazioni sia partendo da ghise ipo che ipereutettiche. Durante questa fabbricazione, qualora la quantità di magnesio residua non risultava sufficiente ad ottenere una buona nodulizzazione, si otteneva a volte la ghisa vermiculare.

Nel 1949 brevettarono un sistema per ottenere questa ghisa con il magnesio, ma il discorso non fu portato avanti sia per le sue scarse proprietà rispetto a quelle della ghisa sferoidale e sia per la difficoltà di ottenerla industrialmente.

Dal 1950 in poi si scrissero parecchi articoli sui metodi di fabbricazione della ghisa vermiculare, ma tutti derivanti da trattamenti di sferoidizzazione. Tra questi, due sono stati particolarmente interessanti. Il primo parlava di una ghisa vermiculare ottenuta con trattamento al Mg, ma con limiti di Mg residui molto ristretti, in quanto se il Mg era troppo basso, non si otteneva ghisa vermiculare e se era troppo alto, si aveva la ghisa sferoidale. Questa differenza poteva essere calcolata attorno allo 0,005% Mg.

Il secondo diceva che, trattando con magnesio delle ghise contenenti piccole quantità di alcuni elementi, questi contrastavano la formazione della sferoidizzazione e consentivano di ottenere una ghisa vermiculare con limiti di Mg residuo più ampio.

Nel 1966 fu brevettato un metodo per ottenere la ghisa vermiculare contenente da 0,005 a 0,06% di maguesio residuo, ma con la presenza di 0,15 ÷ 0,5% di titanio e di 0,001 ÷ 0,015% di terre rare.

Con azoto

Nel 1953 Dawson scrisse che l'azoto aveva un certo effetto sulla struttura della grafite. Getti di ghisa vermiculare, specialmente di elevato spessore, sono stati ottenuti con ghise contenenti alte percentuali di azoto.

Sono stati fatti degli studi in proposito, ma le difficoltà di fabbricazione sono sempre state insormontabili sia per la difficoltà nel regolare il tenore di azoto e sia per la tendenza che questo elemento ha nel produrre *pinholes* e microcricche sotto pelle.

Con alluminio e magnesio

L'Istituto austriaco di fonderia ha studiato con successo questo metodo e attorno al 1970 Defranq, J. Van Eeghem, De Sy hanno presentato uno studio in cui una ghisa con basso tenore di silicio (0,7%) e con 2,5% di alluminio sottoposta ad un normale trattamento di sferoidizzazione al magnesio ha dato origine ad una ghisa vermiculare di ottime caratteristiche. La mancata formazione degli sferoidi di grafite è da attribuirsi alla presenza di alluminio che, come è noto, è un elemento perturbatore.

Con la lega CG

Attualmente il metodo migliore per ottenere industrialmente la ghisa vermiculare è quello di eseguire un normale trattamento in siviera di una ghisa liquida di adatto tenore in CE con una certa quantità di lega CG in relazione al livello di zolfo presente. Gli accorgimenti necessari sono gli stessi usati per la produzione della ghisa sferoidale.

Influenza dei vari elementi nella lega per ghisa vermiculare

Come si è giunti a questa lega? Se una ghisa liquida di adatta composizioue è trattata con magnesio, questo dapprima svolge un'azione desolforante e poi incomincia ad influenzare la struttura grafitica.

Se la quantità di Mg residua tende ad aumentare, incominciano a formarsi delle lamelle di grafite di tipo compatto; se aumenta ancora, incominciano ad apparire i primi noduli di grafite principalmente sui bordi delle celle eutettiche per poi, con un ulteriore aumento di magnesio, ottenere una completa sferoidizzazione.

Usando solo magnesio, è molto difficile quindi ottenere la separazione della grafite di tipo vermiculare, in quanto il valore di Mg residuo che corrisponde a questo tipo di ghisa è molto ristretto (fig. 743 curva a) e di difficile controllo, specialmente se non si conosce l'esatto tenore di zolfo, l'esatta temperatura e l'esatto peso del materiale da trattare. Furono allora fatti alcuni esperimenti dalla BCIRA, partendo da una ghisa liquida molto pura contenente 3,7% di carbonio e 1,7% di silicio e trattandola con Fe-Si-Mg contenente circa 0,1% di cerio e prevenendo la sferoidizzazione, aggiungendo una quantità di titanio compresa tra 0,15 e 0,50%.

Si ottenne così una ghisa vermiculare con un Mg residuo compreso tra 0,015 e 0,030% (fig. 743 curva b).

Confortati da questi risultati si iniziò ad impiegare Fe-Si-Mg-Ti con tracce di cerio in un'unica aggiunta, ottenendo il vantaggio di ridurre l'immissione di titanio a 0,08 ÷ 0,10%.

La fig. 743 (curva c) rappresenta una ghisa di base contenente degli elementi che contrastano vivamente la sferoidizzazione. Si sa che il magnesio ed il titanio si combinano facilmente con lo zolfo, per cui per evitare aggiunte troppo alte di lega e la formazione di maggiori quantità di scorie, conviene partire da leghe aventi percentuali di zolfo non superiori a 0,035%.

Nella fig. 744 sono riportate 3 curve che consentono di conoscere le percentuali di aggiunta di lega Mg-Ti-Ce-Fe-Si su ghise di base contenenti rispettivamente: 0,014% , 0,030% e 0,050% di zolfo.

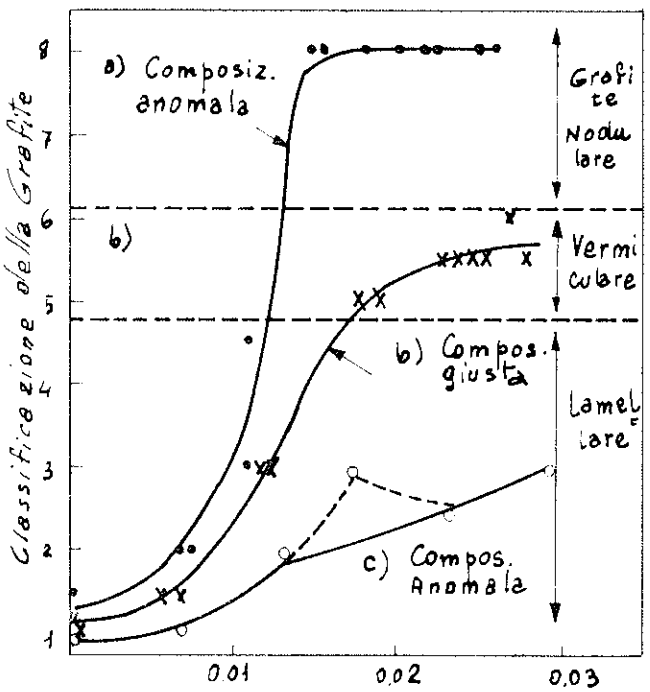


Fig. 743 — Contenuto di Mg residuo nella ghisa in relazione alla separazione grafitica.

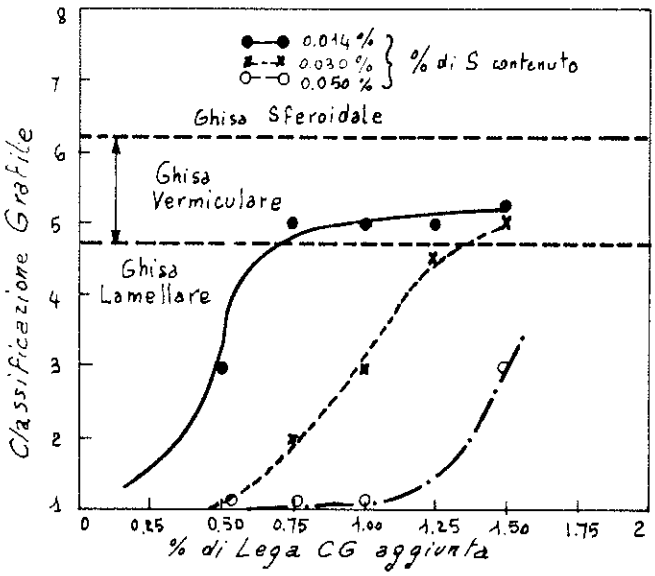


Fig. 744 — Influenza dello zolfo sulla separazione grafitica alle diverse percentuali di lega CG aggiunta.

Per potere ulteriormente facilitare la formazione di ghisa vermiculare, si sono sperimentate aggiunte di calcio alla lega per il trattamento. Questo elemento ha apportato alla lega stessa alcuni notevoli vantaggi:

- aumentare sensibilmente i valori di Mg residuo per la ghisa vermiculare, specialmente nei getti di sezione media e pesante (fig. 745);
- facilitare la formazione di ghisa vermiculare, partendo da ghise più ricche di zolfo, mantenendo però invariate le percentuali di lega per il trattamento. La fig. 746 mette in evidenza tale caratteristica con aggiunta fissa di 1,3% di lega;
- successivi studi di laboratorio hanno dimostrato (fig. 747) che la bilanciata composizione della lega sottoriportata consente di ottenere, dopo trattamento, una maggiore resistenza alla trasformazione strutturale;
- rende la lega meno reattiva al contatto con il metallo liquido e quindi si avrà un minore sviluppo di fumi e di bagliori rispetto ad una normale lega sferoidizzante con uguale percentuale di magnesio. Il siliciuro di calcio e magnesio è infatti meno reattivo del siliciuro di magnesio.

La composizione ottimale della lega è quindi: Mg = 4 ÷ 5% , Ti = 8,5 ÷ 10,5%, Ce = 0,25 ÷ 0,35%, Ca = 4 ÷ 5,5%, Al = 1 ÷ 1,5%, Si = 48 ÷ 52%, Fe = resto.

Produzione della ghisa vermiculare

Attualmente la ghisa vermiculare è industrialmente ottenibile con un procedimento del tutto simile a quello seguito per la produzione corrente della ghisa sferoidale.

Non occorrono quindi particolari accorgimenti, impieghi di materiali speciali, particolari attrezzature, investimenti nè trasformazioni varie, ma qualsiasi fonderia che produca bene la ghisa sferoidale può cimentarsi con successo nella produzione di questo nuovo tipo di ghisa che, come si è detto precedentemente, costituisce un ponte tra la ghisa grigia di qualità e la ghisa sferoidale.

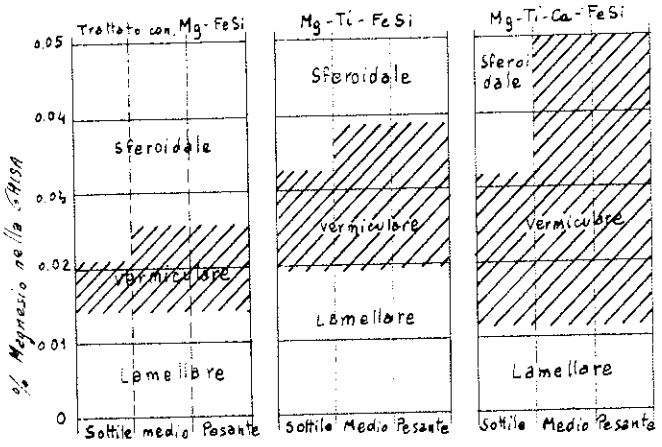


Fig. 745 — Spessore delle pareti dei getti; comportamento della grafite con trattamento con differenti leghe.

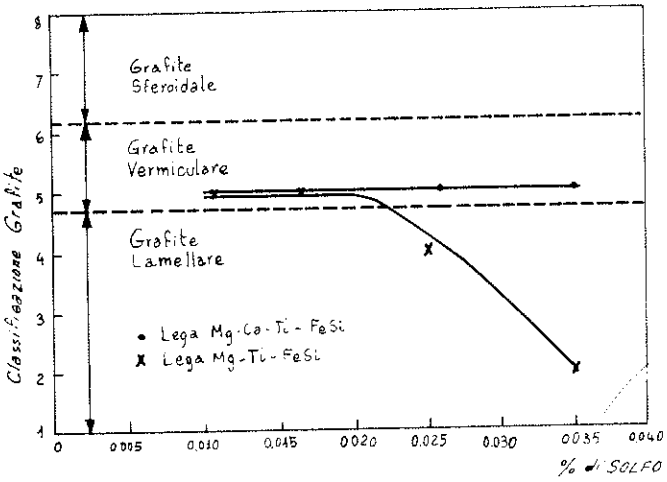


Fig. 746 — Effetti di 2 leghe sulla separazione grafitica in rapporto alla percentuale di S presente.

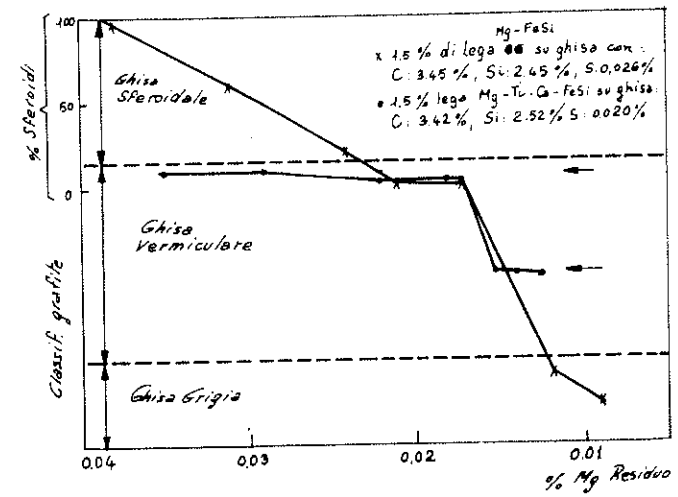


Fig. 747 — Influenza sull'evanescenza del trattamento su ghise similari ma con leghe diverse.

Il mezzo fusorio può essere tanto il cubilotto quanto il forno elettrico ad induzione, anche se quest'ultimo è preferibile sia perchè consente il mantenimento della temperatura occorrente per il trattamento e sia perchè consente di mantenere nel bagno di metallo liquido un tenore di zolfo molto più contenuto.

Il metallo liquido, che deve essere sottoposto al trattamento per la trasformazione in ghisa vermiculare, non occorre che soddisfi particolari condizioni di purezza, ma può essere ottenuto partendo da ematiti varie, da rottami e da boccami di ghisa e da rottami di acciaio.

Può essere trattata una ghisa ipoeutettica ed una ipereutettica, anche se la composizione ottimale è quella corrispondente ad un CE attorno a 4,2 ÷ 4,3% , cioè all'eutettico.

Condizione indispensabile rispetto alla composizione chimica è che il metallo liquido, come del resto avviene per la ghisa sferoidale, abbia un tenore di zolfo il più basso possibile. E' risaputo che lo zolfo reagisce direttamente sia con il magnesio che con il titanio, per cui la quantità di lega necessaria al trattamento è proporzionale al suo tenore.

Lo zolfo presente non dovrebbe superare lo 0,030 ÷ 0,035% ; in questo caso le aggiunte di lega possono essere le seguenti:

- 0,6% di lega CG con 0,01% di zolfo
- 1% di lega CG con 0,02% di zolfo
- 1,3% di lega CG con 0,03% di zolfo

Nel caso limite, in cui il tenore di zolfo sia inferiore a 0,01% , occorre ridurre ulteriormente la percentuale di aggiunta della lega CG, in quanto in pratica si è constatato che con valori di zolfo di 0,008% e con un'aggiunta di 0,4% di lega CG si è ottenuta una struttura prevalentemente sferoidale. In questo caso la percentuale migliore di lega, da aggiungere per ottenere la ghisa vermiculare, è meglio stabilirla con prove pratiche.

I tenori di zolfo di cui sopra sono facilmente ottenibili se la fusione avviene al forno elettrico, raggiunge però valori sensibilmente più alti se è fatta al cubilotto, a meno che non sia a rivestimento basico. Se il metallo liquido è elaborato al cubilotto, come già per la ghisa sferoidale, questo deve essere desolforato ai valori suddetti o appena superiori.

I soliti mezzi impiegati per desolforare il metallo di base per la ghisa sferoidale sono idonei per la ghisa vermiculare e cioè il sistema Gasal o con la siviera oscillante, impiegando carburo di calcio od ossido di calcio. Occorre però tener presente il fattore temperatura. La lega CG è elaborata in modo da presentare la massima reattività ad una temperatura di circa 1.673 K (1.400 °C), quindi è necessario che il metallo liquido dopo la desolforazione conservi questa temperatura.

Al cubilotto ci si può aiutare con l'arricchimento dell'aria con ossigeno agli ugelli e con l'impiego di bricchetti di carburo di silicio in carica quali apportatori di silicio. Nel caso che non si riesca a raggiungere questi valori di temperatura, può essere impiegata, per il trattamento, una lega maggiormente reattiva, cioè con una percentuale di calcio infe-

riore e con una granulometria ridotta, in modo da aumentare la superficie specifica di dissoluzione.

Occorre anche tenere presente che nel caso che la temperatura del metallo liquido sia superiore a 1.673 K (1.400 °C), il magnesio è assorbito in misura minore, per cui si ha maggiore tendenza alla formazione di ghisa grigia.

Il trattamento con la lega CG può essere fatto con i soliti sistemi impiegati per la sferoidizzazione e cioè con il sistema *sandwich*, depositando la lega sul fondo della siviera, introducendola contemporaneamente al metallo liquido nella sua scia o impiegando un sistema misto. Se la temperatura del metallo liquido risulta un pò inferiore al normale, l'immissione della lega con la campana risulta essere il migliore sistema.

Come per la ghisa sferoidale, dopo il trattamento del metallo liquido, deve essere post-inoculato in modo da prevenire o ridurre la tendenza alla separazione dei carburi eutettici nei getti di minore spessore e ridurre la tempra angolare.

E' risaputo che tanto il magnesio che il cerio sono elementi carburizzanti, specialmente quando sono assorbiti in eccesso rispetto alla quantità necessaria per una completa sferoidizzazione; nella ghisa vermiculare, però, la quantità di magnesio residuo per ottenere la struttura desiderata è inferiore a quella della ghisa sferoidale ed essendo il trattamento fatto con minore percentuale di lega, si ha una minore tendenza alla tempra. Ciò nonostante, per evitare nei getti punti duri che pregiudicherebbero la lavorabilità ed al limite l'impiegabilità dei getti stessi, è doveroso post-inoculare con 0,2 ÷ 0,4% di inoculante al bario o con 0,5 ÷ 1% di ferro-silicio.

In relazione alla composizione chimica di base della ghisa liquida che prevede un CE vicino all'eutettico, al trattamento con la lega CG al magnesio ed alla post-inoculazione, il tenore di silicio finale risulta piuttosto elevato per cui la matrice metallica della ghisa vermiculare risulta, come per la ghisa sferoidale, tendente alla ferritizzazione con conseguente riduzione della durezza Brinell rispetto alla ghisa grigia.

Il più delle volte questa prerogativa risulta interessante, specialmente se si devono produrre getti che devono sopportare sbalzi di temperatura e shock termici, in quanto aumenta la duttilità della ghisa vermiculare.

Per aumentare la ferritizzazione della matrice, occorre partire da materiali di carica esenti da impurezze metalliche tipo Cr, Cu e Mo ed aventi un tenore di manganese non superiore allo 0,3 ÷ 0,5%; i getti possono però essere sottoposti ad un trattamento termico di ricottura per 4 h a 1.173 K (900 °C) seguito da un raffreddamento in forno per 8 ÷ 16 h a 923 K (650 °C) e successivo raffreddamento all'aria.

Nel caso in cui occorra incrementare la durezza e quindi ottenere un matrice metallica con alta percentuale di perlite, si può partire da un materiale di carica meno selezionato, con una percentuale di manganese dell'ordine dello 0,8 ÷ 1% e introducendo in lega 0,2 ÷ 0,3% di cromo o 0,5 ÷ 0,7% di rame.

La ghisa vermiculare può essere sottoposta con successo agli stessi trattamenti termici della ghisa sferoidale.

Se si produce ghisa vermiculare, è necessario separare i boccami dei grappoli di fusione; si tratta pur sempre, a seconda dei casi, del 30 ÷ 35% della ghisa colata.

Questi boccami contengono 0,08 ÷ 0,1% di titanio e 0,015 ÷ 0,030% di magnesio. Essi possono essere facilmente reimpiegati per la stessa produzione, mentre nella produzione di ghisa sferoidale il titanio presente potrebbe agire come veleno nei confronti della separazione grafitica a noduli, e nella produzione della ghisa grigia il magnesio residuo potrebbe generare dei punti duri ed il titanio aumentare la grafitizzazione e di conseguenza la ferritizzazione della matrice.

Ottenere dei getti di ghisa vermiculare esenti da difetti tipo risucchi, microritiri e porosità sia interni che esterni, è molto più facile che con la ghisa sferoidale e quasi simile alla ghisa grigia ad alta resistenza; per non correre rischi, se possibile, è auspicabile un aumento della rigidità delle forme entro le quali è colato il metallo liquido trattato e non colare ghisa ad una temperatura superiore a 1.673 ÷ 1.703 K (1.400 ÷ 1.430 °C).

Rispetto alla ghisa sferoidale con la ghisa vermiculare la formazione di schiuma e di scorie che possono originare difetti di inclusioni è ridotta proprio in virtù del minore tenore di magnesio residuo. Tuttavia è sempre meglio partire da un metallo di base non molto ricco di zolfo e con un tenore di CE il più vicino possibile all'eutettico.

Controllo della qualità dei getti di ghisa vermiculare

La produzione di getti di ottima qualità in ghisa vermiculare in fonderia richiede un controllo del tutto simile a quello della ghisa sferoidale, controllando cioè le strutture, durezze, barrette di trazione e provini di tempra per avere un'idea delle proprietà e caratteristiche del tipo di ghisa prodotta.

Nel caso però che si debbano produrre getti di particolare importanza ed applicazione, questi, prima di essere lavorati e messi in esercizio, possono essere sottoposti a controlli non distruttivi.

I sistemi più in uso sono quelli della frequenza di risonanza e della velocità ultrasonica che sono già largamente usati per il controllo dei getti di ghisa sferoidale.

Il diagramma di fig. 748 (curva A e B) mostra il modo con cui, con i suddetti metodi, si possono determinare le resistenze a trazione dei getti e costituiscono un sistema per verificare se la grafite è o meno di tipo vermiculare.

La curva A è stata costruita rilevando i dati di velocità ultrasonica direttamente su barrette di 30 mm di diametro; mentre per la curva B le misure di frequenza di risonanza furono eseguite su barrette di 19 mm di diametro e di 190 mm di lunghezza.

Quando queste prove sono applicate ai getti, la velocità ultrasonica corrispondente alla grafite vermiculare è indipendente dalla forma del getto, ma dovrebbe essere calibrata sullo spessore delle pareti.

Per spessori di circa 30 mm l'intervallo, in cui si è certi della grafitizzazione vermiculare, è compreso tra 5,2 e 5,45

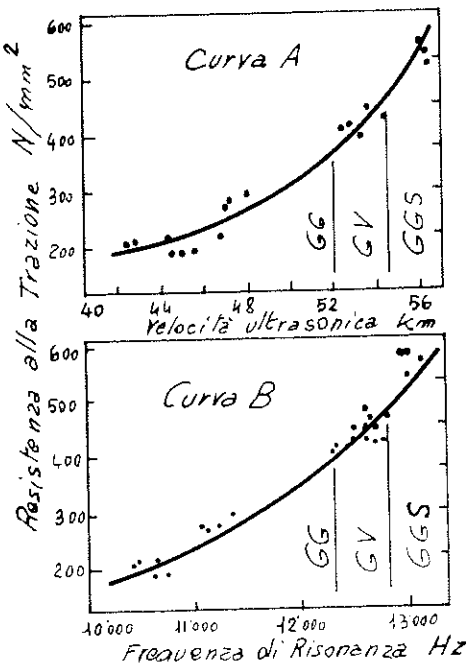


Fig. 748 – Controlli non distruttivi.

Kms, ma per getti molto spessi, tipo lingottiere, essa varia tra 4,85 e 5,10 Kms.

Per la prova con la frequenza di risonanza il diagramma deve essere costruito in base alla particolare conformazione del getto.

La scelta del metodo di controllo non distruttivo da applicare dipenderà dal tipo di produzione che la fonderia deve fare. Quando si hanno produzioni di grandi serie e getti di piccole dimensioni, il metodo della frequenza di risonanza è il più appropriato, mentre il metodo della velocità ultrasonica è consigliabile in tutti gli altri casi.

Dove sono poi prodotti getti con matrici ferritiche, perlitiche o con matrici miste i suddetti metodi devono essere combinati con una seconda misura sensibile al cambio di matrice come durezza, prove di riflusso di corrente, prove con forze coercitive, magnetiche, ecc.

Altri conrolli applicabili a questi tipi di ghisa per applicazioni idrauliche sono i liquidi penetranti e gli ultrasuoni che assicurano nei getti l'assenza di porosità e punti critici.

Applicazioni pratiche della ghisa vermiculare

La ghisa vermiculare rappresenta un materiale nuovo che deve ancora essere conosciuto più a fondo sia dai progettisti che dai fonditori.

Non si tratta di una ghisa con caratteristiche migliori rispetto alla ghisa grigia di qualità e peggiori di quelle della ghisa sferoidale, ma rappresenta una ghisa che per la sua facile colabilità, le sue buone caratteristiche di resistenza, la sua conducibilità termica e resistenza agli sbalzi termici, la sua limitata tendenza al risucchio, i suoi coefficienti di allungamento e di attrito trova una giusta collocazione tra le più conosciute ghise grigie e ghise sferoidali ed è particolarmente adatta per certe applicazioni specifiche.

Negli USA già da anni stanno producendo getti di ghisa vermiculare e parecchie prove sono state eseguite in Europa ed in particolare in Italia e Gran Bretagna.

Parecchie importanti fonderie stanno attualmente svolgendo un certo programma di ricerca applicata per valutare bene le caratteristiche di produzione e di applicazione della ghisa vermiculare e parecchie altre stanno già procedendo alla sua produzione su scala limitata.

Tipici esempi di getti prodotti in ghisa vermiculare sono riportati nelle figg. 749 ÷ 755.

Getti di corpi di valvole idrauliche (fig. 749) sono producibili in ghisa vermiculare per diverse ragioni. Mentre è necessaria una resistenza maggiore di quella data dalla ghisa grigia, è difficile colare questi getti complicati in ghisa sferoidale per la sua marcata tendenza ai risucchi. Inoltre risultano migliori anche la lavorabilità e la resistenza all'usura; un corpo valvola di ghisa vermiculare sottoposto ad una prova di usura ha resistito per 1,5 milioni di cicli a 340 N/mm^2 (35 kgf/mm^2) di pressione senza rotture o incrinature confrontato ai 12.000 e 1,3 milioni di cicli di corpi valvola rispettivamente in ghisa grigia e ghisa sferoidale.

Parecchi vantaggi si sono ottenuti con la ghisa vermiculare su getti di grande spessore (figg. 750-751), inclusa la maggiore resistenza delle ghise grigie G 30 e G 35 UNI 5007 ed il minore costo dovuto all'assenza di elementi leganti. Anche la maggiore resistenza all'usura è molto favorevole.

Scatole di trasmissione e scatole cambio, volani ed ingranaggi (figg. 752-753-754) sono stati prodotti con successo in ghisa vermiculare per la migliore resistenza e lavorabilità ottenute.

La fig. 755 mostra un collettore di scarico di gas a 4 vie; questa è una tipica applicazione della ghisa vermiculare. La maggior resistenza ed il conseguente minore peso in virtù del minore spessore fa sì che questo getto risulta molto conveniente in ghisa vermiculare; la conducibilità termica e la lavorabilità sono senz'altro favorevoli rispetto alla ghisa sferoidale.

Altri getti prodotti con successo in ghisa vermiculare sono: tamburi freno pesanti, dischi freno, pezzi di freni e ganasce per il favorevole coefficiente di attrito; blocchi motore Diesel e teste per la sua conducibilità termica, alta resistenza e fluidità; nonchè lingottiere la cui durata proprio in virtù della più alta resistenza agli shock termici, è incrementata dal 50 all'80% ; molto importante per la produzione di lingottiere risulta anche la limitata resistenza all'impatto presentata dalla ghisa vermiculare rispetto alla ghisa sferoidale.

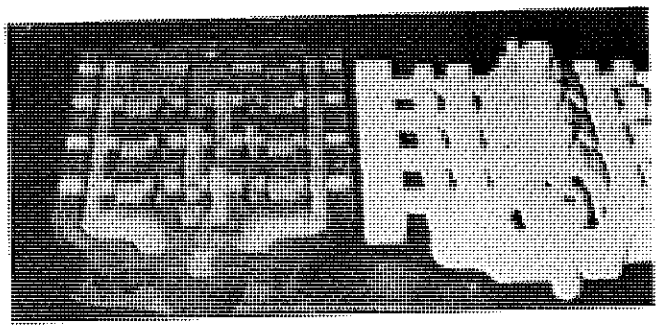


Fig. 749 – Corpo valvola idraulica.

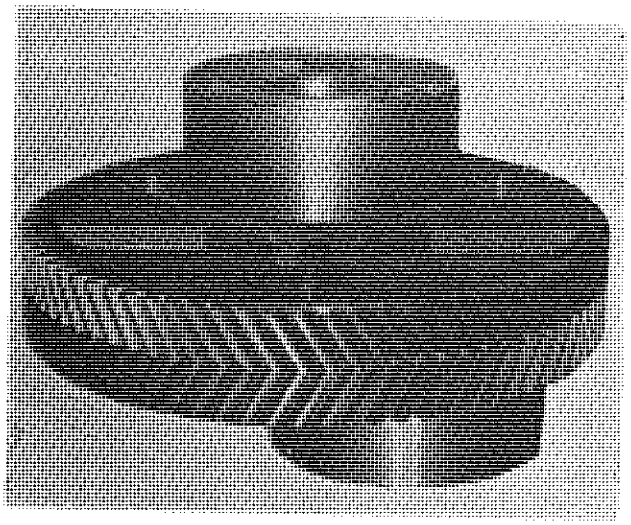


Fig. 750 – Corpo ingranaggio eccentrico. Peso: circa 220 kg; sezione massima: 100 mm; resistenza a trazione: 420 N/mm² (43 kgf/mm²); resistenza allo snervamento: 300 N/mm² (30 kgf/mm²); allungamento: 5% ; durezza: 201 HB.

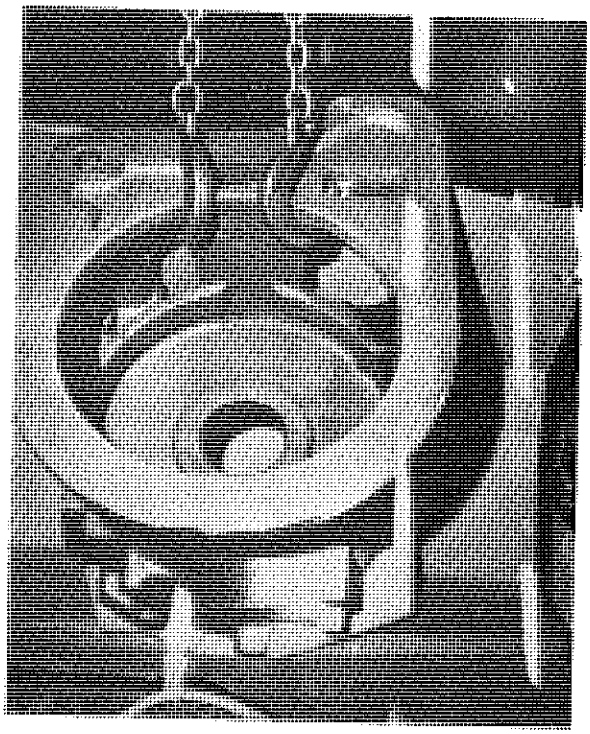


Fig. 752 – Scatola di trasmissione. Peso: 50 kg; resistenza a trazione: 415 N/mm² (42 kgf/mm²); resistenza allo snervamento: 330 N/mm² (34 kgf/mm²); allungamento: 3%; durezza: 187 ÷ 197 HB.

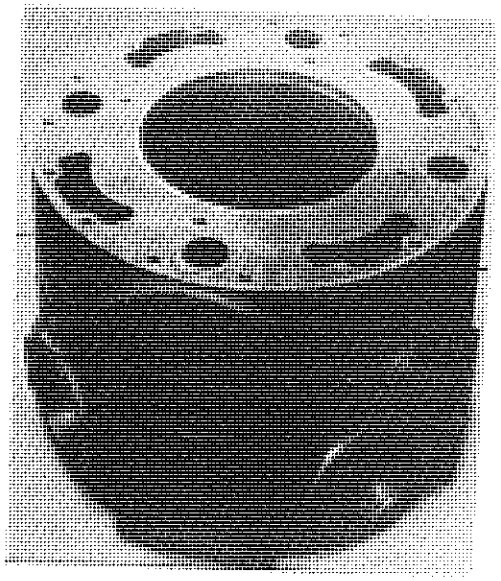


Fig. 751 – Corpo cilindro per aria compressa. Peso: circa 280 kg; sezione massima: 40 mm; resistenza a trazione: 470 N/mm² (48 kgf/mm²); resistenza allo snervamento: 350 N/mm² (36 kgf/mm²); allungamento: 3% ; durezza: 217 HB.

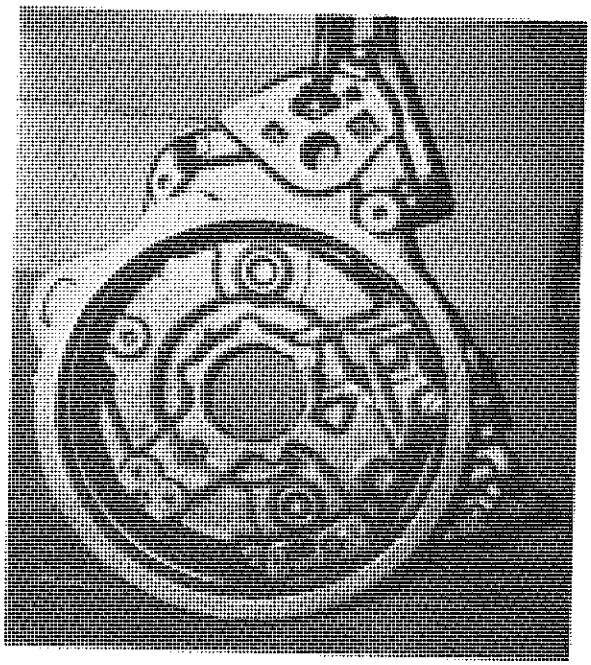


Fig. 753 – Scatola cambio. Peso: 130 kg; resistenza a trazione: 404 N/mm² (41 kgf/mm²); resistenza allo snervamento: 357 N/mm² (36 kgf/mm²); durezza: 156 HB.

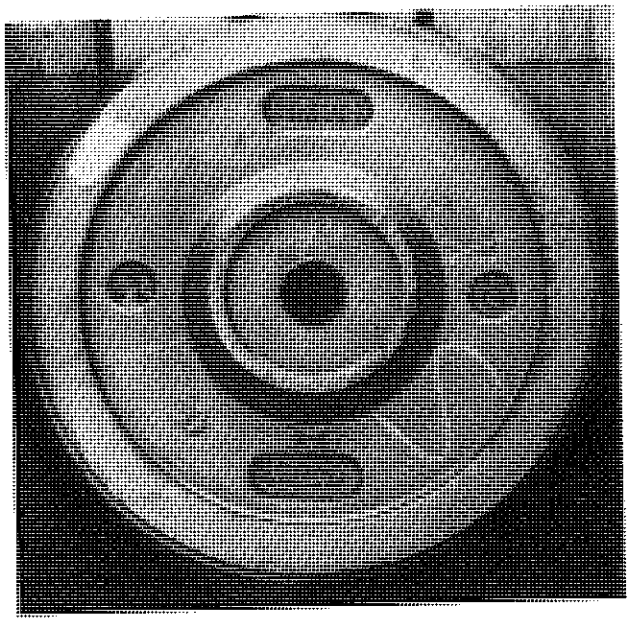


Fig. 754 – Corpo volano. Peso: 55 kg; dimensioni: diametro 48 cm, spessore 5,7 cm; resistenza a trazione: 384 N/mm² (39 kgf/mm²); resistenza allo snervamento: 340 N/mm² (35 kgf/mm²); allungamento: 2%; durezza: 229 HB.

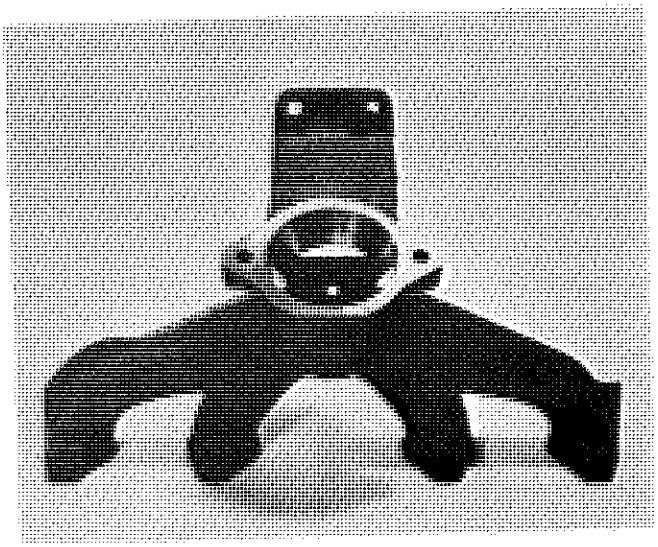


Fig. 755 – Collettore di scarico dei gas a 4 vie. Peso: 3,7 kg; resistenza a trazione: 420 N/mm² (42 kgf/mm²); resistenza allo snervamento: 330 N/mm² (34 kgf/mm²); allungamento: 4,7%; durezza: 197 HB.

Bibliografia

(1) EVANS, DAWSON, LALICH – Compacted graphite cast iron and their production by a single alloy addition, International Cast Metal Journal.

(2) LOPER, LALICH, PARK, GYARMATY – Microstructure-mechanical property relationships in compacted graphite cast iron, 46° International Foundry Congress, Madrid, 1979.

(3) LALICH, LAPRESTA – Progress in the use of compacted graphite cast irons for engineering applications, Foote Mineral Company.

(4) LAVIOSA, FOOTE – Lega CG, Bollettino tecnico della Laviosa.

(5) SERGENT, EVANS – The production and properties of compacted graphite irons, Memoria del 1978.

(6) LUX, BOLLMANN, GRAGES – On the structure of graphite in pure Fe-Si-C alloy, Praktische metallographi, 1969, Vol. 6, Settembre.

(7) LOVET, CARTER – Sonic testing in the iron foundry, British Foundryman 1965, Vol. 58, March.

(8) SISSENER, BREMANGER, SMELTEVERK, SVELGEN, THURY, HUMMER, NECHTELBERGER – Cast iron with vermicular graphite, AFS Cast Metal Research Journal.

(9) MARGERIE – Etude bibliographique sur les fontes à graphite vermiculaire, Fondeur d'Aujourd'hui, 254.

(10) CAMPOMANES, GOLLER – Production of cast iron containing intermediate forms of graphite, AFS Transactions.

(11) Fabbricazione di ghisa con forme intermedie di grafite, Fonderia, 1977.

(12) PALLADINO, CRESTI, LIBERATASCIOLI – La ghisa a grafite fibrosa, La Fonderia Italiana, n. 5, 1976.

(13) EVANS – Ingot mould structures and their possible influence on performance, Iron ad Steel, February, 1972.

(14) GILBERT – Effect of variation of flake graphite form on the stress-strain properties of heavy section castings.

(15) SOFRONI, BRABIE – Recherches concernant l'obtention de fontes grises à ténacité élevée, Rev. Roum. Sci. Tech. Métallurgie, Tom. 16, n. 2.

(16) PIESKE, FILHO, DE CASTRO, ASSADA – Obtencao de ferros fundidos com grafite vermicular, Metallurgia ABM, Vol. 33, n. 235, Giugno, 1977.

(17) RIPOSAN, SOFRONI – Stability of the effect of magnesium treatment in compacted graphite cast iron, AFS International Cast Metal Journal.

(18) MOUNTFORT – The influence of nitrogen on the strength soundness and structure of grey cast iron, The British Foundryman, April, 1966.

(19) NECHTELBERGER, HUMMER, THURY – Ghisa legata con alluminio a grafite vermiculare, Fonderia, n. 7-8, 1972.

(20) Effetti degli elementi sulla ghisa, Metal Progress Journal, October, 1978.

(21) MATHON – Lavorabilità di macchina e proprietà meccaniche della ghisa, La Fonderia Italiana, 1970, n. 7.

(22) MELLOR – A comprehensive treatise on inorganic and theoretical chemistry, Vol. XII e XIV.

(23) ANGUS – Phisical and engineering properties of cast iron, B.C.I.R.A.

(24) Manuel des fontes moulées, Ed. Fonderie.

FASE
– metastabile, 385

FERRITE, 24, 29, 31, 33, 55, 60, 71, 80, 90, 93, 94, 95, 98, 100, 101, 102, 106, 116, 117, 136, 142, 145, 157, 158, 160, 255, 259, 279, 383, 384, 385, 386, 390, 391, 392, 394, 395, 416, 421, 427, 473, 474, 484
– eutettoidica, 160
– germinazione, 94, 145

FERRO, 29, 38, 41, 53, 55, 59, 61, 65, 71, 74, 75, 76, 80, 164, 255, 259
– carburo di, 73
– eutettico, 64
– forgiato, 19
– minerale, 21, 23
– ossido, 73

FERROLEGHE, 283

FESSURAZIONE, 425, 427, 431, 502

FINEZZA, 106

FINITURA, 159, 164

FLESSIONI, 387, 476, 477

FLEURAGE, 155

FLOCULI, 34, 40, 41, 156, 161, 162, 163
– Compatti, 343
– Frastagliati, 343

FLOTTAZIONE, 289, 325

FORMA GRAFITICA, 412

FORMAZIONE
– sferoidi, 251

FORNO, 21, 23
– a camera fissa, 24
– a crogiolo, 21, 22, 23, 45, 46, 47
– ad arco, 24, 46, 64
– a fiamma, 30
– a induzione, 24
– a riverbero, 21, 22, 23, 24, 45, 46, 47, 145
– a tunnel o a passaggio, 24, 118
– Bessemer, 21
– continui, 22, 88, 92, 93, 102, 104, 110, 114, 118, 119, 120, 121, 123, 125, 127, 130, 132, 136, 137, 140
– cubilotto, 21, 22, 23, 24, 30, 34, 42, 45, 46, 64, 66, 85, 87
  – a vento caldo, 46, 47
  – a vento freddo, 46, 47
– di attesa, 24
– duplex, 23, 24, 30
– elettrico, 24, 30, 42, 45, 46, 47
– intermittente, 80, 92, 93, 102, 116, 118, 119, 120, 122, 127, 130, 131, 132, 136, 137, 140
– mantenimento, 122, 123
– Martin-Siemens, 21
– ricottura, 117, 119, 123
– rotativo, 45
– trattamento, 162

FOSFORO, 32, 33, 34, 38, 80, 98, 103, 104, 160, 277, 279, 282, 289, 339, 340, 388, 396, 409, 418, 424, 500

FRAGILITA', 102, 103, 104, 351
– indotta, 193
– di rinvenimento, 388, 391, 392, 396

FRATTURA
– duttile, 418
– fragile, 418, 420
– per urto, 189

FORZA
– coercitiva, 196, 197
– magnetica, 196
– magnetica negativa, 196

GALLIO, 61

GERMINAZIONE, 145

GETTI
– di acciaio, 192
– di ghisa con grafite sferoidale, 386, 387, 388

GHISA
– aciculare, 480
– austenitica, 40, 482, 484, 492, 496
– austenitica - con grafite sferoidale, 488, 498
– austenitico - bainitica, 473
– austenitico - martensitica, 473
– bainitica, 473, 474, 476
– bainitico - martensitica, 479
– bianca, 19, 21, 32, 33, 53, 54, 60, 61, 64, 66, 69, 73, 79, 98
– comune, 21
– duttile, 22
– extra pura, 553, 554, 555, 556, 557
– ferritica, 193, 195
– grigia, 23, 29, 31, 32, 33, 46, 47, 192, 244, 255, 426, 537
– in pani, 277, 282, 283
– malleabile, 19, 21, 22, 23, 29, 31, 32, 34, 42, 46, 69, 72, 73, 244, 335, 426, 427, 429
– malleabile a cuore bianco (o europea), 19, 21, 22, 23, 24, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 37, 38, 42, 45, 46, 47, 53, 63, 64, 69, 71, 72, 73, 76, 77, 79, 80, 83, 84, 85, 86, 87, 88, 89, 90, 105, 107, 118, 119, 120, 121, 133, 136, 141, 142, 156, 157, 158, 173, 191, 192, 194, 195, 197, 204, 206, 243, 537
– malleabile a cuore nero (o americana), 21, 22, 23, 24, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 37, 38, 40, 41, 47, 53, 58, 63, 69, 71, 72, 79, 84, 85, 88, 89, 91, 105, 107, 118, 119, 121, 123, 137, 142, 156, 157, 158, 161, 162, 165, 173, 190, 191, 192, 193, 194, 197, 202, 206, 243, 537
– malleabile con grafite sferoidale, 148
– malleabile con tenore di silicio, 148
– malleabile ferritica, 69, 70, 93, 105, 109, 116, 123, 192, 193, 198, 199
– malleabile legata al rame-molibdeno, 199
– malleabile modificata, 32
– malleabile perlitica, 22, 29, 32, 33, 34, 97, 104, 105, 107, 109, 114, 116, 117, 121, 124, 141, 142, 143, 192, 193, 195, 198, 199
– malleabile speciale, 29, 32
– martensitica, 473
– martensitico-bainitica, 473
– nera-ferritica, 39, 71, 92, 123
– perlitica, 37, 39, 40, 71, 74, 193
– rottami di, 277, 282
– sferoidale, 23, 41, 42, 45, 192, 243, 244, 245, 261, 263, 326, 328, 329, 335, 340, 343, 383, 384, 386, 389, 392, 396, 397, 398, 409, 413, 414, 415, 416, 417, 419, 420, 422, 423, 424, 425, 426, 427, 429, 449, 450, 451, 452, 453, 454, 455, 456, 457, 458, 459, 460, 461, 462, 463, 464, 465, 466, 467, 468, 473, 474, 475, 476, 479, 481, 482, 484, 509, 537, 553
  – applicazioni, 537, 538, 539, 540, 541, 542, 543, 544, 545, 546, 548
  – difetti macroscopici, 509, 510, 511, 512, 513, 514, 515
  – difetti microscopici, 515, 516, 517
  – microstrutture, 523, 524, 525, 526, 527, 528, 529, 530, 531, 532
– sferoidale aciculare, 473, 478
– sferoidale austenitica, 390, 500, 502
– sferoidale austenitico-bainitica, 477
– sferoidale bainitica, 476
– sferoidale basso legata, 383
– sferoidale ferritica, 361, 395
– sferoidale ferritico-perlitica, 361
– sferoidale legata, 362
– sferoidale martensitica, 477
– sferoidale non legata, 361, 482
– sferoidale perlitica, 324, 361, 411, 476
– trotata, 161

- vermiculare, 553, 558, 559, 560, 561, 562, 563, 564, 565, 566, 567, 568, 569

GRAFITE, 29, 31, 32, 34, 38, 40, 42, 45, 46, 47, 54, 55, 61, 62, 64, 65, 66, 68, 69, 70, 71, 73, 74, 79, 88, 92, 93, 97, 100, 157, 193, 259, 262, 265, 326, 384, 387, 394, 415, 417, 421, 427, 483
- corallina o a rotolo, 271
- di sottoraffreddamento, 489
- esplosa, 343
- eutettoide, 71
- floculi, 156, 491
- interdendritica non orientata, 251
- lamellare, 29, 243, 255, 261, 262, 263, 342
- lamellare intercellulare, 253
- nodulare, 165
- noduli, 88, 90, 93, 95, 102, 106, 107, 109, 110, 111, 136, 141, 143, 147, 148, 157, 165, 258, 397, 428
- primaria, 29, 32, 35, 41, 45, 61, 63, 65, 67, 258
- sferoidale, 41, 243, 261, 327, 342, 387, 491
- sferoidi, 260, 279, 413
- spezzettata, 255
- vermiculare, 165, 261, 327

GRAFITIZZAZIONE, 24, 32, 33, 34, 35, 40, 41, 42, 53, 54, 55, 57, 58, 59, 60, 62, 63, 64, 65, 66, 67, 68, 69, 71, 73, 83, 84, 85, 86, 87, 88, 90, 94, 95, 96, 97, 98, 101, 102, 105, 107, 108, 109, 111, 117, 137, 138, 140, 145, 146, 148, 155, 326, 415
- diretta, 93
- indiretta, 93
- primaria, 33, 39, 54, 65
- primo stadio, 37, 38, 39, 41, 42, 55, 57, 58, 60, 62, 88, 92, 96, 98, 108, 136
- secondaria, 89, 92
- secondo stadio, 37, 38, 41, 42, 55, 57, 93, 96, 98, 102, 108, 136
- subcritica, 96
- velocità di, 42, 62, 64, 68

IDROGENO, 61, 64, 68, 69, 86, 87, 88, 101, 135

IMPIEGO APPROPRIATO
- degli angoli arrotondati, 215
- dei raccordi, 295

IMPUREZZE REATTIVE, 269

INCLUSIONI, 425, 481, 492
- gas, 164
- scorie, 164
- terra, 164

INCOMPLETEZZE, 425

INCRINATURE
- a caldo, 164
- a freddo, 164

INDAGINE
- microscopica, 190

INDURIMENTO, 141, 143, 144, 476

INDUZIONE
- magnetica, 196

IN FORMA (vedi: In-Mold)

INFRAGILIMENTO, 102, 103

IN-MOLD, 312, 314, 316, 329, 346

INOCULAZIONE, 55, 261, 296, 302, 316, 317, 319, 320, 326, 327, 328, 340, 341, 361, 481, 492
- post, 294, 306

INTAGLIO
- sensibilità, 192

INTERVALLO
- critico, 164
- sicurezza, 318

INVECCHIAMENTO, 141
IPEREUTETTOIDE, 383

ISO, 176
- R 942, 176
- R 943, 176
- R 944, 176

ISTERESI, 39, 144, 196, 197, 412

ITTRIO, 297, 319, 320

KYMENITE, 477

LANTANIDI, 320

LANTANIO, 98, 320

LAVORABILITA', 107, 111, 116, 117, 136, 198, 426, 482, 498
- ghisa malleabile, 23, 34

LEDEBURITE, 79, 157, 203, 204, 207, 427

LAVORAZIONE
- meccanica, 387

LEGHE
- a base di ferro-carbonio ipereutettoide, 383
- a base di magnesio, 322
- a base di nichel, 322, 323
- a base di rame, 322, 324
- a base di silicio, 322, 323

LIMITE ELASTICO, 39, 147, 191, 421, 479
- durata, 420
- fatica, 420
- snervamento, 420

LUCIDATURA
- a specchio, 187

LINEA
- di divisione del modello, 218

LINGOTTATURA, 315

MAGNESIO, 32, 34, 41, 98, 148, 251, 253, 255, 265, 277, 289, 291, 297, 309, 316, 317, 318, 319, 326, 328, 329, 335, 339, 340, 341, 342, 492, 500
- metallico, 322
- residuo, 329, 340, 341
- sali, 325

MAGNETISMO
- residuo, 196

MAGNETITE, 134

MAGNETIZZAZIONE, 196

MALLEABILIZZAZIONE, 32, 34, 35, 41, 45, 47, 53, 64

MANGANESE, 22, 31, 32, 33, 34, 37, 38, 40, 55, 59, 62, 64, 65, 80, 83, 87, 88, 97, 98, 99, 100, 103, 104, 107, 108, 109, 111, 114, 116, 142, 155, 158, 160, 277, 279, 280, 289, 291, 335, 339, 340, 362, 383, 385, 387, 388, 389, 391, 392, 393, 395, 396, 412, 422, 489, 492, 500

MARTENSITE, 24, 32, 55, 69, 71, 95, 106, 110, 112, 145, 157, 159, 160, 203, 204, 207, 384, 385, 386, 393, 394, 395, 426, 427, 429, 474, 477, 478, 479, 481, 489, 492

MASSA-VOLUMICA, 409

MATERIALE
- d'apporto, 433, 435
- neutro, 24
- ossidante, 24

MATRICE (vedi: struttura)

MEEHANITE, 478

METANO, 68, 119

METODOLOGIA COMPLESSOMETRICA, 340, 341

MICROCAVITA', 346

MICROSCOPIO METALLOGRAFICO, 346

MISCELA DECARBURANTE
- per forni continui, 130
- per forni intermittenti, 131

MISCHMETALL, 277, 302, 320

MODULO
- elasticità, 417
- elastico, 191, 388, 484
- young, 191
- raffreddamento, 480
- rigidità, 191

MOLATURA, 104, 116, 159, 164

MOLIBDENO, 32, 38, 39, 59, 80, 100, 104, 108, 111, 277, 279, 280, 362, 383, 391, 393, 395, 396, 415, 422, 482, 489, 496

MONOCROMATORE, 336, 337

MONOETANOLAMMINA, 138

NASO DELLA PERLITE, 393

NERVATURE, 216
- in compressione, 216

NICHEL, 32, 38, 40, 59, 101, 158, 277, 279, 280, 335, 339, 363, 383, 387, 390, 392, 393, 395, 396, 409, 412, 422, 431, 482, 489, 491, 492, 496, 498

NIOBIO, 277, 492, 493, 500

NITRURAZIONE, 140, 144, 199, 362

NODULI (vedi: carbonio e ricottura), 84, 87, 89, 91, 92, 93, 94, 95, 96, 97, 98, 99, 100, 102, 106, 107, 108, 109, 110, 111, 117, 145, 146, 161, 165, 251, 395
- ramificati, 343

NORMALIZZAZIONE, 289, 361, 362, 392, 416

NORME UNI
- 3779, 173
- 7451, 174

NORME E RACCOMANDAZIONI, 176

NUCLEAZIONE, 35, 56, 62, 64, 68, 70, 84, 85, 87, 88, 89, 92, 98, 161, 257, 260, 263, 265, 266, 267, 268, 320, 321, 384
- esogena, 326, 328
- eterogenea, 55, 56, 71
- omogenea, 55

OCCHIO DI BUE, 259

OSSIDAZIONE, 481, 482, 483, 484, 485
- a caldo, 414, 492
- superficiale, 162

OSSIDO
- tipo spinello, 262

OSSIGENO, 40, 41, 64, 76, 77, 103, 251, 253, 255, 262, 266, 326, 327, 328, 335

OXOAUSTENITE, 134

OXOFERRITE, 134

PENETRAZIONI, 164

PERIODO DI INCUBAZIONE, 94, 386

PERLITE, 24, 29, 31, 33, 38, 53, 54, 65, 72, 73, 89, 90, 93, 94, 95, 96, 98, 100, 101, 102, 106, 107, 108, 109, 110, 111, 112, 114, 117, 136, 142, 145, 146, 157, 158, 160, 162, 163, 193, 259, 279, 335, 383, 384, 385, 387, 390, 391, 393, 396, 416, 421, 427, 473, 474, 476, 479, 483
- coalescenza, 97, 98, 102, 158
- globulizzazione, 83, 89, 90, 115, 116, 117, 158
- lamellare, 89, 90

PERMEABILITA'
- magnetica, 196

PESO
- specifico, 193, 409

PIANI
- in tensione, 216

PINHOLES, 307, 481

PIOMBATURA, 104

PIOMBO, 59, 100, 111, 255, 335

POROSITA', 34, 346

PROCEDIMENTI
- di saldatura, 201, 429
- di saldatura elettrica ad arco, 428
- di saldatura ossiacetilenico a gas, 428
- MAG, 428
- MIG, 428

PROGETTAZIONE, 215, 244, 245, 449

PROPRIETA'
- di scorrimento, 193
- elastiche, 415
- magnetiche, 411

PROVA
- compressione, 191, 192
- durezza, 188, 350
- fatica, 190
- meccanica, 187, 190
- piegamento, 173, 174
- pratica di saldatura, 207
- resilienza, 189, 351
- tenacità a frattura, 351
- torsione, 191, 192
- trazione, 173, 174, 188, 190, 191, 350
- urto, 424

PROVETTA, 187

PROVINI, 190

PUNTI CALDI, 162

PUNTI DI CURIE, 145

PUNTO
- caldo, 215
- critico di trasformazione, 163
- di ginocchio, 196
- di rugiada, 138, 140

QUANTOMETRO, 339

RACCOMANDAZIONI O NORME, 176

RADDRIZZATURA, 116

RAFFREDDAMENTO, 34, 55, 62, 68, 70, 71, 72, 76, 95, 102, 105, 106, 107, 110, 114, 115, 116, 118, 119, 120, 122, 123
- legge di, 473

RAME, 32, 38, 39, 59, 62, 98, 101, 104, 147, 255, 277, 279, 280, 335, 339, 363, 383, 389, 390, 393, 395, 409, 412, 422, 482, 489

RAPPORTO
- di fatica, 192
- di Poisson, 191

RESILIENZA, 38, 41, 45, 70, 102, 103, 105, 147, 148, 187, 189, 193, 335, 361, 390, 396, 415, 416, 418, 419, 424, 477, 479, 484, 491, 492

RESISTENZA, 33, 39, 40, 70, 73, 105, 117, 148, 187, 388, 392
- abrasione, 40, 187
- accrescimento, 412
- alle alte temperature, 493
- attrito, 40
- calore, 280, 488, 498
- compressione, 417
- corrosione, 196, 280, 412, 413, 488, 492, 496, 498
- durezza, 187, 361
- elettrica specifica, 411
- erosione, 492, 498
- fatica, 191, 192, 477
- flessione, 193
- grippaggio, 498
- ingrossamento, 412, 414
- meccanica, 388, 479
- ossidazione, 412, 414, 486, 488
- ossidazione a caldo, 492
- scorrimento, 280
- scorrimento a caldo, 280
- sollecitazioni a caldo, 473
- specifica, 195
- trazione, 33, 70, 146, 147, 173, 187, 190, 192, 193, 361, 420, 421, 477, 479, 484
- urto, 193, 418, 478, 498
- usura, 40, 89, 119, 144, 187, 473, 477, 479, 498

RESISTIVITA'
- elettrica, 195, 411

RETTIFICA, 140

RICARBURAZIONE, 107, 138, 291, 292, 293, 294, 296, 306, 313

RICOTTURA, 21, 22, 23, 24, 29, 34, 35, 40, 41, 42, 45, 46, 53, 54, 55, 57, 60, 62, 63, 64, 65, 66, 68, 70, 73, 76, 77, 78, 79, 80, 81, 82, 84, 85, 86, 87, 88, 92, 93, 102, 114, 116, 117, 119, 130, 133, 134, 135, 136, 137, 146, 289, 361, 388
- atmosfera, 127
- cassette, 21, 22, 24
- ciclo, 164
- con processo gassoso, 133
- in minerale, 133
- primo stadio, 83, 107
- secondo stadio, 100, 101, 104
- di ferritizzazione parziale, 390
- di ferritizzazione totale, 390

RIFINITURA
- superficiale, 187

RIGONFIAMENTO, 481, 483, 484, 485, 488

RINVENIMENTO, 106, 107, 110, 111, 112, 114, 115, 116, 117, 118, 125, 140, 141, 158, 289, 393, 394, 395, 396, 416, 420, 428

RISCALDO, 53, 54, 68, 76, 88, 92, 107, 115, 116, 118, 119, 122, 123, 127, 144

RISUCCHIO, 33, 155, 164, 346, 488

RITIRO, 387
- del modello, 453
- di solidificazione, 492

ROTTURA, 111, 164, 387, 422
- carico di, 39, 41
- a trazione, 190
- di tipo duttile, 423
- di tipo fragile, 423

SALDABILITA', 199, 424, 425, 429, 493, 498

SALDATURA, 387, 425, 426, 427, 433, 435, 438, 500, 502
- a caldo, 430
- ad arco, 501
- ad arco con fili animati, 432
- ad arco corto, 431, 501
- ad arco plasma, 432
- ad arco sommerso, 202, 432
- ad arco TIG (Tungsten Inert Gas), 432, 501
- a freddo, 429
- a gas, 201, 428, 430
- a resistenza per punti, 440
- elettrica ad arco automatica o semiautomatica con protezione di gas, 201, 428
- elettrica a resistenza di testa a scintillio, 202, 439
- elettrica con protezione di gas MAG (Metallic Active Gas) 202, 428
- elettrica con protezione di gas MIG (Metallic Inert Gas), 202, 428, 431, 501
- elettrica manuale ad arco, 201, 430
- elettrica da resistenza, 439
- in regime intermedio, 430
- per attrito, 202
- per frizione o brasatura, 440

SATURAZIONE, 107, 326

SCAGLIATURA, 496

SCANDIO, 320

SCORIA, 282, 283

SCORIFICAZIONE, 292, 295, 311, 315

SCORRIMENTO
- a caldo, 279, 421, 422, 481, 484, 485, 487
- plastico, 388

SCOSTAMENTO DALLA PROPORZIONALITA' (vedi: Snervamento)

SCREPOLATURA, 33. 481, 484

SEGREGAZIONE, 34, 37, 38

SELENIO, 64

SFEROIDI, 255, 257, 258, 261, 262, 263, 270, 271, 279, 307, 324, 327, 346, 350, 386, 394, 415, 481
- crescita, 259, 262
- a spina di pesce, 270

SFEROIDIZZAZIONE, 42, 98, 110, 111, 117, 294, 295, 296, 298, 299, 300, 301, 302, 303, 304, 305, 306, 307, 309, 310, 311, 312, 313, 314, 315, 316, 317, 318, 319, 320, 321, 322, 323, 324, 325, 326, 335, 340, 341, 342, 343, 348, 350, 361, 489
- criteri di scelta, 316

SFEROLITI, 251, 267, 268

SFORMO, 218

SILICIO, 22, 29, 32, 33, 34, 35, 37, 39, 40, 41, 42, 45, 46, 47, 53, 54, 55, 56, 57, 59, 60, 61, 62, 63, 65, 66, 67, 68, 72, 80, 83, 84, 85, 88, 89, 93, 97, 98, 101, 103, 104, 106, 107, 108, 111, 148, 155, 162, 269, 277, 279, 280, 282, 283, 289, 290, 327, 339, 340, 364, 383, 387, 388, 389, 390, 394, 396, 409, 412, 423, 424, 482, 484, 485, 489, 491, 492, 496, 500

SINTERIZZAZIONI, 164

SISTEMA
- instabile, 145
- internazionale, 177
- metastabile, 53, 54, 89, 93, 94, 95, 383, 384, 386
- stabile, 35, 54, 89, 93, 95, 145, 383, 384, 386

SMALTATURA, 104

SMORZAMENTO, 192

SNERVAMENTO, 39, 111, 127, 147, 148, 173, 187, 190, 191,

193, 245, 307, 350, 416, 417, 423, 424, 491, 493

SODA
- caustica, 291
- Solvay, 291, 293

SODIO, 100

SOFFIATURE, 425

SOLFURI, 160

SOLIDIFICAZIONE, 32, 34, 40, 41, 42, 45, 53, 62, 65, 67, 69, 251
- eutettica, 258, 260
- eutettica metastabile, 35, 40, 41, 42
- eutettica stabile, 40, 42
- intervallo, 32
- ledeburitica, 41
- metastabile, 328

SOLLECITAZIONI
- residue, 387

SOLUBILIZZAZIONE, 493

SOPRARAFFREDDAMENTO, 95

SORBITE, 24, 32, 89, 112, 157, 158, 384

SOTTORAFFREDDAMENTO, 263, 266, 267, 268, 269, 270, 326, 327, 328, 384, 385, 493

SOTTOSQUADRI, 218

SOVRAMMETALLI
- di lavorazione metallica, 219

SPETTROSCOPIA 335, 336, 337, 339, 340

STABILIZZAZIONE, 39, 389, 392

STAGNATURA, 104

STAGNO, 42, 59, 62, 64, 99, 100, 111, 255, 277, 279, 339

STEADITE, 38

STRONZIO, 255

STRUTTURE, 42, 53, 54
- aciculare, 106, 160, 280, 289, 385, 387, 392, 393, 474, 475
- austenitica, 141, 165, 280, 414, 489
- bainitica, 105, 280, 385, 387, 392, 475
- ferritica, 42, 73, 107, 144, 145, 146, 147, 158, 162, 163, 165, 203, 289, 335, 366, 396, 397, 398, 409, 412, 413, 414, 415, 416, 418, 419, 422, 423, 428
- ferritica perlitica, 42, 73, 289, 366
- intermedia, 473
- isoterma, 475
- ledeburitica, 41, 203, 389
- martensitica, 105, 115, 116, 158, 164, 203, 280, 289, 387, 391, 392
- micrografica, 173
- occhio di bue, 90, 94, 95, 110, 117, 142, 162, 259
- perlitica, 42, 73, 101, 107, 114, 144, 162, 164, 173, 289, 366, 392, 396, 409, 412, 413, 415, 416, 420, 421, 422, 424, 427
- perlitica globulare, 105
- perlitica lamellare, 105
- sorbitica, 105, 144, 164
- trasformazione, 94
- troostica, 203

SUPERFICIE
- a tegole, 271

SURRISCALDI, 384

TACCONI, 425

TELLURIO, 38, 40, 41, 57, 64, 66, 98, 148, 277, 340

TEMPERA, 289

TEMPERATURA, 53, 54, 55, 57, 58, 59, 61, 63, 66, 67, 72, 73, 74, 75, 76, 80, 193
- intervallo, 481
- subcritica, 145
- di fusione, 409

TEMPO
- di attesa, 385
- di incubazione, 385, 386

TEMPRA, 104, 105, 106, 107, 109, 110, 111, 112, 114, 115, 116, 117, 118, 120, 124, 127, 140, 141, 142, 143, 144, 145, 158, 326, 328, 384, 387, 392, 393, 395, 420, 426, 476
- a induzione, 199, 362, 416
- alla fiamma, 416
- bainitica, 474
- isoterma, 474, 476, 477
- martensitica, 393, 478
- superficiale, 394
- superficiale alla fiamma, 394
- superficiale per induzione, 395

TENACITA', 32, 245, 473, 477, 479
- a freddo, 280

TENSIONI, 387
- interne, 387
- nei getti, 197

TERRE RARE, 251, 253, 269, 297, 302, 319, 320
- metalli, 324

TITANIO, 32, 59, 65, 100, 254, 255, 279, 326, 335, 501

TOLLERANZA, 174
- dimensionali, 219, 367

TORNITURE, 283

TRAFERRO, 144

TRANCIATURA, 116

TRANSIZIONE, 38

TRASFORMAZIONE, 94
- allo stato solido, 383
- eutettoide, 72
- intervallo, 89
- isotermica, 72

TRATTAMENTO
- primo stadio, 162
- rinvenimento, 397
- superficiale, 140

TRATTAMENTO TERMICO, 21, 22, 23, 24, 33, 34, 41, 42, 63, 64, 67, 109, 120, 145, 206, 383, 384, 388, 389, 391, 392, 393, 396, 416, 419, 420, 474, 477, 478, 479, 484, 492, 501, 502
- di bonifica, 387
- di distensione, 387
- di indurimento superficiale, 387
- di normalizzazione, 387, 424
- di stabilizzazione, 387

TRAZIONE, 416, 423, 424

TRENINI, 161

TROOSTITE, 95, 157, 158, 159, 384

TROTATURA, 37, 66, 155

T.T.T. (Tempo-Trasformazione-Temperatura), 384, 385, 386, 392, 393, 398, 473

TUNGSTENO, 59, 100, 383, 396

UNIFICAZIONI
- estere, 176

URTO, 103, 351

VANADIO, 32, 59, 60, 62, 65, 98, 111, 277, 335, 383, 388

VENTO CALDO, 282, 283

VELOCITA'
- attraversamento, 72
- decarburazione, 78, 80
- di raffreddamento, 54, 67, 71, 72, 89, 93, 95, 96, 97, 104, 120, 125, 158, 160, 162, 280, 385, 427, 481
- diffusione, 59, 80, 479
- di soluzione, 69, 79
- dissoluzione, 59
- germinazione, 71
- grafitizzazione, 55, 57, 60, 61, 68
- nucleazione, 70
- precipitazione, 59, 66
- reazione, 58
- riscaldo, 68
- salita, 68
- solidificazione, 67, 68, 243
- spegnimento, 141

VERMICULI, 343

VOLUME
- specifico, 194

WOLFRANIO, 32

WÜSTITE, 134

ZINCATURA, 104

ZINCO, 59, 100, 251

ZIRCONIO, 59, 60, 65, 100, 101

ZOLFO, 22, 31, 32, 33, 34, 37, 38, 46, 47, 59, 64, 80, 83, 84, 87, 88, 89, 91, 97, 98, 99, 100, 107, 108, 109, 111, 116, 155, 160, 251, 253, 255, 262, 266, 269, 277, 282, 283, 289, 290, 326, 335, 339, 340, 492, 496, 500

ZONA
- di accoppiamento, 260, 261
- delle temperature di transizione, 418

INDICE DEI NOMI

Adda, 80
Angus, 72
Aston, J., 21
Askeland, 69, 70
Aubrion, 145
Avivi, 63, 97

Bagchi, 60, 62
Barnett, 57, 95
Bates, 266
Baucloh, 78
Bean, 103
Becher, J., 19, 127
Beeghly, 65
Bell, 82
Blanc, 148
Bodworth, 74
Bordese, 64, 65, 99
Borlera, 101
Bourne, 82
Bouvard, 431
Boyden, S., 21, 22, 24, 243
Braszczynsky, 66
Broling, G., 21
Browne, W. H., 388
Bunsen, 335
Burgess, 62, 98, 268
Burke, 82, 145
Bylund, K., 329

Chadwick, 263
Chalmers, 267
Chevy, M., 302
Christ, R. J., 388
Church, 320, 479
Cola, G., 557
Collaud, A., 556
Cox, 491, 493

Day, 558
Dawson, 558, 563
Defranq, 563
De Sy, 257, 317, 563
Dodd, J., 476
Döpp, R., 33
Dunks, C.M., 314

Ekpoom, 72
Elestrom, 77
Ellingham, 553
Ellis, 74
Eversmann, F. A., 21

Ferry, 69, 85, 145
Firrao, 99
Fischer, G., 21
Fleischman, 70
Francis, 262, 263

Gagnebin, H. P., 243, 553
Geymayer, 262
Gilbert, 493
Girshovich, 108, 109
Goebel, 473
Grant, 491
Greiner, 36, 72
Gupta, 106

Hammer, A. E., 22
Hancok, 125, 128
Heine, 60, 62, 63, 67, 68, 97, 143, 257
Hellenburg, 62, 72
Henderson, H. E., 278
Hernandez, 62
Hitchings, 262
Hocke, 120
Htun, 261
Hunter, 263
Hutchinson, 72

Jacobs, 262
Jenkins, 76, 80, 83, 86
Johansson, 77
Johnson, 268

Kalvelage, 266
Karsay, 262
Karter, 321
Kasakawa, 317
Kerpley, 243
Kikuta, 103
Kirchhof, 335
Kjeldahl, 65

Lakomsky, 65
Lalich, 262, 321
Laplanche, 63, 92, 97, 104
Laurent, 69, 85, 145
Loper, 63, 68, 257
Lorig, 68, 104, 105
Lucas, S., 21
Lux, 261, 558

Malizio, 320
Margerie, 66, 67, 85, 145, 148
Marsh, 36, 72
Marshall, 103
Matthews, G., 21
Maurer, 30, 32
Mc Cauley, J. L., 314
Menat, 145
Merrill, 320
Mesica, 479
Michkelson, 320
Mills, K. D., 243
Minkoff, 261
Moldenke, R., 22
Moreaux, 85, 146
Morrison, 491
Morrogh, H., 88, 243, 257, 268, 320, 321, 324, 553, 558, 563
Mueller, 66, 91, 92, 93, 131, 133, 142

Neville, M., 473
Niemann, 477
Norbera, 65

Palmer, 64, 68, 84, 87
Parent, 85, 146
Percheron, 261
Petit Bon, 487
Philibert, 80
Pilling, N. B., 243
Pirrao, 64
Poisson, 348, 417
Pötschke, 266
Pradelli, 64, 65, 99, 101

Raccanelli, 100
Ramsey, D., 19
Ransley, 82
Ransome, R., 21
Réaumur, R. A. F., 19, 20. 21. 24, 243
Reese, 68
Reheder, J. E., 58, 61, 72, 84, 256, 388
Rice, 320
Richetts, P. C., 22
Rinman, S., 21
Roehrig, 477, 478
Roesch, 87, 88
Rosenstiel, 262
Rott, 127
Ruprecht, P., 19
Rutter, 267

Sakwa, 66, 67
Saltykov, 57, 96
Samuels, 68
Sandoz, 57, 62, 96, 97
Sawyer, 321
Schaum, J., 329
Scheidewind, 67
Scheil, 257
Schelleng, 491
Schenck, 77, 134, 135
Schneidewind, 68
Schöbel, 257
Schulte, 80, 81, 128, 131
Schüz, 135
Schwartz, H. A., 22, 55, 56, 57, 64, 95
Selh, 77
Septier, 261
Shevchunk, 108, 109
Singh, 60, 62
Smartth, 268
Smith, 104, 105
Spire, M., 293
Stolz, 63
Stonghton, 36, 72
Stotz, 127, 135
Strong, 65
Swan, 266

Taub, 63, 97
Thomas, 64, 148
Touceda, E., 22
Träger, H., 475

Ulitsch, 30

Van Beghem, J., 563
Vogel, 19
Volianik, N., 148, 293, 317

Walker, B. J., 22
Wallace, 62, 106, 321, 487
Wabrand, 21
Warbichler, 262
Warrich, 262
Weichelt, 30
Weld, 256
Wickenden, T. H., 244, 324
Widmanstätten, 473
Wieser, 261
Williams, 74, 80, 86, 268
Wittmoser, 256, 257
Wüst, 127

Yamamoto, 262
Yavorsky, 65
Young, 348

Zeedijk, 263

INDICE GENERALE

Pag.

PRESENTAZIONE 7

INTRODUZIONE 9

PARTE I - GHISA MALLEABILE

CAPITOLO I - LA STORIA

Introduzione 19

Ghisa malleabile a cuore bianco 19

Ghisa malleabile a cuore nero 21

Alcune considerazioni sulle ghise malleabili a cuore bianco e a cuore nero negli ultimi 50 anni 22

Considerazioni sull'evoluzione tecnico-produttiva delle fonderie produttrici di getti di ghisa malleabile dagli anni '20 agli anni '70 23

CAPITOLO II - I TIPI, LA COMPOSIZIONE CHIMICA, LA FUSIONE

Tipi di ghisa malleabile 29

Composizione chimica 32
Ghisa bianca di partenza 32
Gli elementi chimici e la loro influenza 33
– *Elementi normali* 34
  – *Carbonio* 34
  – *Silicio* 35
  – *Manganese* 37
  – *Zolfo* 38
  – *Fosforo* 38
– *Elementi alliganti* 38
  – *Boro* 38
  – *Rame* 39
  – *Rame-molibdeno* 39
  – *Nichel* 40
  – *Manganese* 40
  – *Alluminio* 40
  – *Bismuto* 40
  – *Tellurio* 41
  – *Antimonio* 41
  – *Magnesio* 41
– *Elementi nocivi* 41
  – *Cromo* 41
  – *Stagno* 42
Struttura della ghisa grezza di colata 42
Struttura della ghisa dopo ricottura 42

Fusione 45
Materiali di carica 45
Composizione della carica e fusione 46
– *Ghisa malleabile bianca o europea* 46
  – *Canali di colata e montanti (boccame)* 46
  – *Rottami di acciaio* 46
  – *Ghise in pani* 47
  – *Materiale apportatore di zolfo* 47
– *Ghisa malleabile nera o americana* 47

Pag.

CAPITOLO III - I TRATTAMENTI DI MALLEABILIZZAZIONE

Generalità sul trattamento delle ghise malleabili 53
Riscaldo 54
Grafitizzazione delle ghise bianche per malleabile 54
– *Primo stadio di grafitizzazione* 55
– *Fattori che governano la velocità di grafitizzazione* 57
  – *Numero dei noduli* 57
  – *Effetto della temperatura del primo stadio* 58
  – *Influenza della composizione della ghisa* 59
  – *Gli elementi carburigeni* 60
  – *Il rapporto carbonio/silicio* 62
  – *Il pericolo di incubazione e la teoria della pellicola ritardante* 63
  – *Effetto dei gas* 64
  – *Effetto della condotta di fusione* 65
  – *Influenza della velocità di raffreddamento durante la solidificazione del getto: effetto della sezione* 67
  – *Velocità di riscaldo alla temperatura del primo stadio e pretrattamenti* 68
  – *Influenza dell'atmosfera di ricottura* 69
  – *Effetto del numero dei noduli sulle caratteristiche meccaniche* 69
Raffreddamento dalla temperatura di ricottura 70

Ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco 73
Premessa 73
L'atmosfera di ricottura: composizione, leggi 73
– *Ossidazione - Riduzione del ferro* 75
– *Reazioni dell'atmosfera del carbonio* 77
Soluzione e diffusione del carbonio 78
Relazione fra tempo di ricottura, temperatura e spessore di decarburazione 80
Influenza della composizione chimica della ghisa sulla decarburazione 83
Grafitizzazione della ghisa malleabile a cuore bianco 84
Il ciclo di ricottura della ghisa malleabile a cuore bianco in atmosfera controllata 88
– *Riscaldamento* 88
– *Permanenza a temperatura di regime (massima)* 88
– *Raffreddamento dalla temperatura di ricottura* 88
Struttura della ghisa malleabile a cuore bianco ricotta e trattamenti successivi 90

Ricottura della ghisa malleabile a cuore nero ferritica 92
Riscaldo 92
Primo stadio di grafitizzazione 92
Secondo stadio di grafitizzazione 93
– *Grafitizzazione diretta e indiretta nel secondo stadio* 93
– *Trasformazioni della struttura nell'intervallo 1.053 ÷ 953 K (780 ÷ 680 C)* 94
Fattori che governano la velocità del secondo stadio 95
– *Influenza del numero dei noduli* 95
– *Influenza della composizione della ghisa* 96
  – *Carbonio e silicio* 97
  – *Manganese e zolfo* 97
  – *Gli elementi minori* 98
– *Influenza di alcune variabili del processo produttivo* 101
– *Effetto di trattamenti ripetuti* 102
Condotta pratica del secondo stadio 102
Raffreddamento dal secondo stadio di grafitizzazione 102

Pag.

– *La fragilità da zincatura* . . . 104

Trattamento delle ghise malleabili perlitiche . . . 104
Generalità . . . 104
Il ciclo perlitizzante . . . 105
Influenza della composizione chimica:
le ghise malleabili perlitiche legate . . . 107
Fasi del ciclo di trattamento delle malleabili perlitiche . . . 109
– *Primo stadio di grafitizzazione* . . . 109
– *Austenitizzazione* . . . 109
– *Raffreddamento: tempra in aria*
e in mezzo liquido . . . 110
– *Tempra in aria* . . . 110
– *Tempra in mezzo liquido* . . . 110
– *Rinvenimento* . . . 111
Cicli di ricottura delle ghise malleabili perlitiche . . . 114
– *Tempra in aria e rinvenimento* . . . 114
– *Tempra in olio e rinvenimento* . . . 114
– *Tempra doppia aria-olio e rinvenimento* . . . 115
– *Ricottura completa, riaustenitizzazione,*
tempra, rinvenimento . . . 116
– *Ciclo di ricottura normale* . . . 117

Forni di ricottura per la ghisa malleabile . . . 117
Generalità . . . 117
Forni continui . . . 118
Forni intermittenti . . . 118
Riscaldamento dei forni di ricottura . . . 119
Confronto tecnico-economico tra forni continui
e forni intermittenti . . . 119
Forni di trattamento per la ghisa malleabile
a cuore bianco . . . 121
– *Forni continui* . . . 121
– *Forni intermittenti* . . . 122
Forni di trattamento per le ghise malleabili
a cuore nero e perlitiche . . . 123
– *Ghisa malleabile a cuore nero ferritica* . . . 123
– *Ghise malleabili perlitiche* . . . 124

Le atmosfere di ricottura . . . 127
Atmosfere della ghisa malleabile a cuore bianco:
con posizione e regolazione . . . 127
– *Decarburazione in aria* . . . 127
– *Decarburazione in vapor d'acqua e miscela*
aria-vapore . . . 128
– *Vantaggi delle atmosfere contenenti vapore*
e idrogeno . . . 129
Controllo dell'atmosfera . . . 130
– *Produzione e regolazione della miscela*
decarburante per forni continui . . . 130
– *Produzione e regolazione della miscela*
decarburante per forni intermittenti . . . 131
– *Densità e permeabilità della carica* . . . 133
Cenni sulla ricottura in minerale . . . 133
Atmosfera di ricottura della ghisa
malleabile a cuore nero . . . 136
– *Il bordo perlitico* . . . 136
– *Atmosfere protettive* . . . 137
– *Atmosfera di azoto* . . . 138

Trattamenti superficiali . . . 140
Tempra (superficiale o localizzata) . . . 140
– *La temprabilità delle ghise malleabili* . . . 141
– *Fattori che influenzano la temprabilità* . . . 142
– *Le curve di temprabilità delle ghise malleabili* . . . 142
– *Cenni pratici sui sistemi di tempra superficiale*
delle ghise malleabili . . . 143
– *Indurimento alla fiamma* . . . 143
– *Indurimento in bagno di sale* . . . 144
– *Indurimento a induzione* . . . 144
Nitrurazione . . . 144

Pag.

Trattamenti grafitizzanti a bassa temperatura . . . 145
Trattamenti a temperatura subcritica . . . 145
Trattamenti a 1.063 ÷ 1.093 K (790 ÷ 820 C) . . . 146
Ghise malleabili ad alto tenore di silicio . . . 148

Bibliografia . . . 148

CAPITOLO IV - I CONTROLLI DI PRODUZIONE

Controllo della fusione . . . 155

Controllo del trattamento di malleabilizzazione
(malleabile nera) . . . 156

Controllo del trattamento di malleabilizzazione
(malleabile bianca) . . . 156

Metallografia delle ghise malleabili . . . 156
Grafite . . . 157
Cementite . . . 157
Ferrite . . . 157
Austenite . . . 158
Perlite . . . 158
Sorbite . . . 158
Troostite . . . 158
Bainite . . . 160
Martensite . . . 160
Altri componenti della struttura delle ghise malleabili . . . 160
– *Solfuri di manganese e di ferro* . . . 160
Strutture anomale e particolari delle ghise malleabili
a cuore nero . . . 161
– *Ghise trotate* . . . 161
– *Distribuzione non omogenea dei noduli* . . . 161
– *Flocculi particolarmente sfrangiati* . . . 161
– *Numero di flocculi troppo basso o troppo elevato* . . . 161
– *Decarburazione superficiale* . . . 161
– *Cordone perlitico* . . . 162
– *Bordo ferritico* . . . 162
– *Ossidazione superficiale* . . . 162
– *Carburi residui* . . . 162
– *Struttura tipo "Bull's Eye" (occhio di bue)* . . . 162
– *Perlite ottenuta per incompleta riaustenitizzazione*
di una struttura ferritica . . . 163
Autotempra per effetto di operazioni di finitura (molatura) . . . 164
Esame micrografico di difetti di sanità . . . 164
Esame micrografico di riporti di saldatura per ghise
malleabili a cuore nero . . . 165

Controlli non distruttivi . . . 166
Liquidi penetranti . . . 166
Metodo magnetico . . . 167
Metodo ultrasonico . . . 167
Metodo delle correnti parassite . . . 167
Metodo radiografico . . . 167

CAPITOLO V - LA CLASSIFICAZIONE E LE NORME

Generalità . . . 173

Unificazioni nazionali . . . 173

Unificazioni estere . . . 176

CAPITOLO VI - LE CARATTERISTICHE

Caratteristiche meccaniche . . . 187
Generalità . . . 187

Pag.

Prove meccaniche . . . 187
– *Prelievo e preparazione delle provette* . . . 187
– *Prova di trazione* . . . 187
– *Prova di durezza* . . . 188
– *Prova di resilienza* . . . 189
– *Prova di fatica* . . . 190
Indagine microscopica . . . 190
– *Prelievo e preparazione dei provini* . . . 190
– *Reattivi chimici* . . . 190
Prova di trazione . . . 190
– *Ghisa malleabile bianca o europea* . . . 191
– *Ghisa malleabile nera o americana* . . . 191
Modulo elastico . . . 191
Rapporto di Poisson . . . 191
Durezza . . . 191
Resistenza alla fatica . . . 191
Sensibilità all'intaglio . . . 192
Capacità di smorzamento . . . 192
Resistenza alla torsione . . . 192
Resistenza alla compressione . . . 192
Resistenza all'urto o resilienza . . . 193
Resistenza alla flessione . . . 193
Influenza della temperatura sulle proprietà meccaniche . . . 193

Caratteristiche fisiche e chimiche . . . 193
Densità e peso specifico . . . 193
Volume specifico . . . 194
Contrazione alla solidificazione . . . 194
Espansione di ricottura . . . 194
Ritiro del modello . . . 194
Calore specifico . . . 194
Dilatazione termica . . . 194
Conducibilità termica . . . 195
Resistività elettrica . . . 195
Resistenza alla corrosione . . . 196

Caratteristiche magnetiche . . . 196

Caratteristiche tecnologiche . . . 197
Colabilità . . . 197
Tensioni nei getti . . . 197
Lavorabilità . . . 198
Resistenza all'usura . . . 199

Saldabilità . . . 199
Saldabilità delle ghise malleabili . . . 199
Materiali d'apporto . . . 200
Preparazione della zona da congiungere . . . 200
Procedimenti di saldatura . . . 201
– *Saldatura a gas* . . . 201
– *Saldatura elettrica manuale ad arco* . . . 201
– *Saldatura elettrica ad arco automatica o semiautomatica con protezione di gas* . . . 201
– *Saldatura ad arco sommerso* . . . 202
– *Saldatura elettrica a resistenza di testa a scintillio* . . . 202
– *Saldatura per attrito* . . . 202
Saldatura della ghisa malleabile nera . . . 202
Saldatura della ghisa malleabile bianca . . . 204
Trattamenti termici . . . 206
Brasatura delle ghise malleabili . . . 206
Prova pratica di saldatura . . . 207
– *Saldature eseguite su raccordi per tubazioni di GMB e di GMN* . . . 207
– *Saldature eseguite su provini standard di ghise malleabili nere e bianche* . . . 209
– *Prove su ghise a cuore nero* . . . 209
– *Prove su ghise a cuore bianco* . . . 210

Bibliografia . . . 210

Pag.

CAPITOLO VII - GLI ASPETTI METALLURGICI NEL DISEGNO DEI GETTI

Premessa . . . 215

Principi fondamentali della progettazione . . . 215
Impiego appropriato dei raccordi e degli angoli arrotondati . . . 215
Ottenimento di getti sani attraverso una appropriata progettazione . . . 216
Mantenere le superfici piane in tensione e le nervature in compressione . . . 216

Modelli ed attrezzature . . . 218
Disporre di sformi sufficienti . . . 218
Impiegare anime solo quanto è necessario . . . 218
Quando il foro è troppo piccolo per essere ottenuto di fusione . . . 219

Tolleranze dimensionali e sovrammetalli di lavorazione meccanica . . . 219

CAPITOLO VIII - LE APPLICAZIONI

Settore: auto-vetture, autocarri . . . 225

Settore: trattori, veicoli industriali e di movimentazione . . . 229

Settore: ferroviario . . . 230

Settore: industria elettrica, linee di distribuzione . . . 230

Settore: meccanica varia . . . 230

Settore: raccordi filettati per tubazioni acqua e gas . . . 232

Esempi di soluzioni significative . . . 233

Conclusioni . . . 235

PARTE SECONDA - GHISA SFEROIDALE

CAPITOLO I - INTRODUZIONE . . . 243

CAPITOLO II - I PRINCIPI FONDAMENTALI DELLA METALLURGIA DELLA GHISA SFEROIDALE

Osservazioni sperimentali . . . 251
Sistemi che contengono sferoidi . . . 251
Formazione di sferoidi per aggiunta di metalli . . . 251
Elementi interferenti nei confronti della forma grafitica . . . 252
– *Elementi interferenti generali* . . . 253
– *Elementi interferenti indiretti* . . . 254
– *Elementi promotori di sferoidi irregolari* . . . 255
Composizione chimica degli sferoidi . . . 255
Processo di solidificazione di una ghisa sferoidale . . . 257

Teorie sulla formazione della grafite sferoidale . . . 260
Zona di accoppiamento - Tipi di eutettico - L'eutettico grafitico degenerato . . . 260
Nucleazione della grafite sferoidale e possibile influenza del nucleo sulla sua morfologia . . . 261
Ipotesi sulla formazione dello sferoide basate su considerazioni chimico-fisiche . . . 263
Ipotesi sulla formazione della grafite sferoidale basata sulla teoria della crescita dei cristalli . . . 266
Conclusioni . . . 271

Pag.

Bibliografia 272

CAPITOLO III - LA SCELTA DELLA COMPOSIZIONE CHIMICA E LA FUSIONE

Scelta della composizione chimica 277
Ghise sferoidali non legate (o debolmente legate) 277

Fusione della ghisa base per sferoidale (materiali e forni) 280

CAPITOLO IV - LA TECNOLOGIA DI PRODUZIONE

Generalità 289
Correzione della temperatura 290
Correzione analitica 290

Desolforazione 291
Metodi di desolforazione (e ricarburazione) 291
– *Metodi per desolforare, fuori dal forno, una ghisa base con alto S* 292
– *Desolforazione in siviera* 292
– *Desolforazione continua* 295
Criteri di scelta del metodo di desolforazione 296

Sferoidizzazione 297
Metodi di sferoidizzazione 297
– *In siviera aperta (open ladle)* 297
– *Sandwich in siviera aperta* 298
– *Sandwich in siviera coperta* 299
– *Per immersione (plunging)* 300
– *Pont-à-Mousson (MAP)* 301
– *Con introduzione diretta di lega* 302
– *Con sovrassaturazione - Diluizione (Sulzer e "pudding")* 302
– *Con Mg-coke (MAG-COKE)* 304
– *Siviera con diaframma semplice* 304
– *Siviera con fondo staccabile* 305
– *Siviera con diaframma inclinato* 306
– *Siviera con diaframma modificato* 306
– *Con tappo poroso (Gazal) ed altri metodi d'agitazione* . . . 306
– *In siviera a pressione e in camera a pressione* 307
– *Con iniezione di magnesio* 309
– *Iniezione di filo di Mg* 309
– *Iniezione di polvere di Mg* 309
– *Iniezione di graniglia di Mg* 310
– *Sul flusso metallico ("T-Nock" o "Allow-Stream", "Flow-Trough" e "Flotret")* 312
– *Con impiego di convertitori (Fischer e Utard)* 312
– *Nella forma "In-mold"* 314
Criteri di scelta del metodo di sferoidizzazione 316
Elementi e materiali sferoidizzanti 317
– *Elementi sferoidizzanti* 317
– *Magnesio* 317
– *Cerio, Ittrio ed altri elementi delle terre rare* 319
– *Magnesio metallico (in forme elementari e complesse)* . . 322
– *Leghe con magnesio* 322
– *Metalli delle terre rare* 324
– *Sali di magnesio e di elementi delle terre rare* 325

Inoculazione 326

Mantenimento in forno della ghisa trattata con Mg 328

Bibliografia 330

CAPITOLO V - IL CONTROLLO DI PRODUZIONE

Premessa 335

Pag.

Analisi chimica spettrometrica per assorbimento atomico 335
Preparazione del campione 336
Apparecchiature di assorbimento atomico 337

Il controllo di qualità in una fonderia di ghisa sferoidale . . . 337

Controllo sulle materie prime 338

Controllo della fusione 338
Spettrometro ad emissione 339
Preparazione del provino per controlli analitici quantometrici 339
Determinazione simultanea del carbonio e dello zolfo nelle ghise mediante l'analizzatore 340

Controlli analitici indispensabili per una corretta produzione di getti di ghisa sferoidale 340
Determinazione del magnesio 340
– *Determinazione del magnesio residuo nelle ghise sferoidali mediante spettrometria per assorbimento atomico* 340
– *Preparazione del campione* 340
– *Determinazione del magnesio nelle ghise sferoidali con la metodologia complessometrica* 341

Controllo rapido in fonderia del trattamento di sferoidizzazione e inoculazione 341

Esami metallografici micro e macro 342
Controllo in produzione della forma della grafite 342
Controllo microstrutturale dei getti 343
Controllo di inclusioni e cavità-stereomicroscopia 344
Controllo microscopico non distruttivo della struttura 345
Microscopia ad alta temperatura 345
Microscopia quantitativa strutturale 346

Controllo non distruttivo della sferoidizzazione 346
Controllo con sonda sonica 346
Controllo con ultrasuoni 347
– *Misura dell'ampiezza del picco di riflessione* 347
– *Misura del tempo di transito degli ultrasuoni* 348
– *Analisi spettrale* 349

Caratteristiche meccaniche 350
Prova di durezza 350
Prova di trazione 350
Prova di resilienza 351
Prova di tenacità a frattura 351

I controlli non distruttivi 352
Controlli con radiazioni penetranti 352
– *Radioscopia e radiografia* 352
– *Gammagrafia* 352
Controlli con gli ultrasuoni 353
Controlli magnetoscopici 353
Controlli con correnti parassite 355
Controlli con liquidi penetranti 355

Bibliografia 356

CAPITOLO VI - LA CLASSIFICAZIONE E LE NORME

Ghise sferoidali non legate 361
Ferritiche 361
Perlitiche 361
Ferritico-perlitiche 361

Ghise sferoidali legate 362

Pag.

Elementi alliganti 362
– *Alluminio - Simbolo chimico: Al* 362
– *Cromo - Simbolo chimico: Cr* 362
– *Manganese - Simbolo chimico: Mn* 362
– *Molibdeno - Simbolo chimico: Mo* 362
– *Nichel - Simbolo chimico: Ni* 363
– *Rame - Simbolo chimico: Cu* 363
– *Silicio - Simbolo chimico: Si* 364
– *Tabella riassuntiva* 364

Norme nazionali 364

Norme internazionali 370

Bibliografia 378

CAPITOLO VII - I TRATTAMENTI TERMICI

Generalità 383

Trasformazioni allo stato solido 383

Trattamento termico di distensione o stabilizzazione 387

Trattamento termico di ricottura 388
Ricottura per eliminare i carburi liberi 388
Ricottura di ferritizzazione parziale 390
– *La cementite libera è > 5%* 390
– *La cementite libera è < 5%* 390
Ricottura di ferritizzazione totale 390
– *La cementite libera è > 5%* 391
– *La cementite libera è < 5%* 391

Tempra 392
Normalizzazione 392
Tempra per ottenere strutture intermedie (bainiti, strutture aciculari) 393
Tempra martensitica 393
Fragilità di rinvenimento 396

Tempra superficiale 396
Tempra superficiale alla fiamma 396
Tempra superficiale per induzione 397

Appendice 398

Bibliografia 404

CAPITOLO VIII - LE CARATTERISTICHE DELLE GHISE SFEROIDALI NON LEGATE E BASSO LEGATE

Caratteristiche fisiche 409
Densità e massa volumica (peso specifico) 409
Temperatura di fusione 409
Calore specifico 409
Calore latente di fusione 409
Conducibilità termica 410
Espansione termica 410
Coefficiente di frizione 411
Resistività elettrica 411
Proprietà magnetiche 411

Caratterisitiche chimiche 412

Pag.

Resistenza alla corrosione 413
Resistenza all'ossidazione 414
Resistenza all'ingrossamento 414

Caratteristiche meccaniche 415
Durezza 416
Caratteristiche meccaniche alla trazione 416
Modulo di elasticità 417
Resistenza alla compressione 417
Resistenza all'urto - Resilienza 418
Limite di fatica 420

Caratteristiche meccaniche a caldo 420

Caratteristiche meccaniche alle basse temperature 423

Saldabilità e brasatura 424
Saldabilità 425
Preparazione della zona da congiungere 429
Procedimenti di saldatura 429
– *Saldatura a freddo* 429
– *Saldatura a caldo* 430
– *Saldatura in regime intermedio* 430
– *Saldatura a gas con l'impiego del cannello ossiacetilenico* 430
– *Saldatura elettrica ad arco* 430
  – *Saldatura manuale ad arco con elettrodi ricoperti* 430
  – *Saldatura ad arco corto* 431
  – *Saldatura ad arco TIG (Tungsten Inert Gas)* 432
  – *Saldatura ad arco con fili animati* 432
– *Saldatura ad arco sotto flusso (ad arco sommerso)* 432
– *Saldatura con l'arco plasma* 432
Materiali d'apporto per la saldatura 433
– *Materiali impiegati nella saldatura a freddo* 433
– *Materiali d'apporto impiegati per saldatura previo preriscaldo o con semipreriscaldo* 435
Trattamenti termici sui giunti 438
Altri procedimenti di saldatura 439
– *Saldatura elettrica a resistenza* 439
– *Saldatura di testa a scintillio* 439
– *Saldatura a resistenza per punti* 440
– *Saldatura per frizione o per attrito* 440
Brasatura 441

Bibliografia 442

CAPITOLO IX - LA PRATICA DI FONDERIA

La progettazione dei getti di ghisa sferoidale 449
Utilizzare la libertà offerta dal processo di colata 449
Conoscere gli aspetti fondamentali del processo di colata 449
Progettare tendendo ad ottimizzare l'economia totale 450
Progettare per ottenere getti sani 451
Richiedere una precisione dimensionale grande o piccola, secondo necessità 451
Tenere conto dell'effetto dello spessore delle sezioni sulle proprietà 452
Progettare con un adeguato margine di sicurezza 452
Stabilire opportuni rapporti con i fonditori ed avere fiducia nei loro suggerimenti 452

Ritiro del modello 453

Pag.

Formatura 453
Rigidità della forma 453
– *Formatura in sabbia a verde* 454
– *Costruzione della forma* 454
– *Proprietà della sabbia* 454
– *Compressione delle forme* 454
– *Forme in sabbia autoindurente (no-bake, air-set)* 455
– *Sabbia-cemento* 455
– *Sabbie autoindurenti* 455
– *Sabbia al silicato-CO_2* 455
– *Forme a guscio (Shell moulding)* 455

Colata, sistema di colata e alimentazione della ghisa sferoidale 455
Generalità 456
– *Siviera eccessivamente riempita* 456
– *Disegno del becco di colata della siviera* 456
– *Configurazione del bacino di colata* 456
– *Applicazione delle tirate d'aria* 456
Sistema di colata per la ghisa sferoidale 457
– *Disegno di un sistema di colata pressurizzato* 458
– *Riassunto delle regole relative al sistema di colata pressurizzato* 459
– *Disegno di un sistema di colata non pressurizzato* 459
– *Riassunto delle regole relative al sistema di colata non pressurizzato* 460
Alimentazione della ghisa sferoidale 460
– *Il raffreddamento di un getto* 460
– *Variazioni di volume che accompagnano il raffreddamento e la solidificazione della ghisa sferoidale* . 462
– *La sequenza di solidificazione nelle ghise sferoidali* 463
– *Tecniche pratiche d'alimentazione* 463
– *Alimentazione convenzionale* 463
– *Alimentazione applicata* 464

Bibliografia 468

CAPITOLO X - LE GHISE SFEROIDALI MEDIO E ALTO LEGATE

Ghise sferoidali medio legate 473
Ghise sferoidali con matrice a struttura aciculare 473
Ghise sferoidali con matrice bainitica 473
– *Le strutture bainitiche* 473
– *Le strutture bainitiche ottenute mediante il trattamento termico* 474
– *Le strutture bainitiche ottenute allo stato grezzo di colata* 474
– *Caratteristiche delle ghise sferoidali bainitiche* 475
– *Caratteristiche meccaniche* 475
Ghise sferoidali con matrice martensitica 477
Ghise sferoidali aciculari con strutture miste 478
Tecnologia di produzione delle ghise sferoidali aciculari 480
Ghise sferoidali resistenti al calore 481
– *Premessa* 481
– *Ghise sferoidali non legate* 482
– *Ghise al silicio* 484
– *Ghise all'alluminio* 485

Ghise sferoidali alto-legate 488
Ghise austenitiche con grafite sferoidale 488
– *Introduzione* 488
– *Caratteristiche indicative* 489
– *Microstruttura delle ghise austenitiche* 489
– *Influenza del carbonio equivalente* 489
– *Influenza degli elementi presenti* 491
– *Cromo* 491
– *Manganese* 492
– *Silicio* 492
– *Niobio* 492
– *Caratteristiche di fonderia* 492
– *Trattamenti termici* 492
– *Saldabilità* 493
– *Corrosione* 493
– *Resistenza alle alte temperature* 493
– *Proprietà fisiche* 498
– *Proprietà a basse temperature* 498
– *Lavorabilità* 498
– *Applicazioni* 498

Saldabilità 498
Ghise sferoidali aciculari 498
Ghise sferoidali austenitiche 500
– *L'influenza della composizione chimica* 500
– *La saldatura ad arco* 501
– *La saldatura ossiacetilenica* 501
– *Altri metodi* 501
– *Il preriscaldo dei getti* 501
– *Altri accorgimenti raccomandati* 502

Bibliografia 502

CAPITOLO XI - L'ANALISI DEI DIFETTI

Classificazione 509
Difetti macroscopici 509
– *Flottazione di grafite* 509
– *Grafite a pezzi (Chunk)* 510
– *Identificazione: aspetto e chimismo* 510
– *Influenza del Mg sulla formazione del dross* 511
– *Possibili rimedi* 513
– *Presenza di carburi: tempra inversa* 513
– *Punte di spillo (pinholes)* 514
– *Principali variabili di fonderia che influenzano la formazione dei pinholes* 514
– *I pinholes da idrogeno* 514
– *I pinholes da azoto* 515
– *Pinholes da CO* 515
– *Possibili rimedi per l'eliminazione dei pinholes* 515
Difetti microscopici della struttura 515
– *Degenerazione della forma sferoidale della grafite* 516
– *Azione degli elementi perturbatori sulla forma della grafite sferoidale* 516
– *Bismuto-Piombo-Tellurio* 516
– *$Mg_x Pb_y$ e $Mg_x Bi_z$* 516
– *Antimonio e arsenico* 516
– *Titanio* 516
– *Ossigeno e zolfo* 517

Bibliografia 517

CAPITOLO XII - LA RASSEGNA MICROGRAFICA STRUTTURALE 523

Pag.

CAPITOLO XIII - LE APPLICAZIONI

Dati statistici 537

Bibliografia 539

APPENDICE

La ghisa extrapura 553
Origine delle impurezze 553
Effetti microstrutturali delle impurezze 554
Superiorità delle ghise extrapure 556
Bibliografia 558

Ghisa con grafite vermiculare 558
Introduzione 558
Strutture delle ghise vermiculari 558
Proprietà delle ghise vermiculari 559
– *Resistenza alla trazione ed allo snervamento* 560
– *Durezza ed allungamento* 560
– *Conducibilità termica* 561
– *Resistenza all'impatto* 561

Pag.

– *Fluidità* 562
– *Tendenza al risucchio* 562
– *Resistenza alla fatica* 562
– *Tendenza alla tempra* 562
– *Lavorabilità* 562
Evoluzione tecnologica per ottenere una ghisa vermiculare . . . 562
– *Con cerio* 563
– *Con magnesio* 563
– *Con azoto* 563
– *Con alluminio e magnesio* 563
– *Con la lega CG* 563
Influenza dei vari elementi nella lega per ghisa vermiculare . . . 563
Produzione della ghisa vermiculare 564
Controllo della qualità dei getti di ghisa vermiculare 566
Applicazioni pratiche della ghisa vermiculare 567
Bibliografia 569

INDICE ANALITICO

INDICE DEI NOMI

Finito di stampare in Milano
nel mese di Ottobre 1980
Stab. Lito-Tipografico A. Macciachini S.r.l.
Fotolito Cuppini S.r.l.