

Università degli studi di Ancona

Facoltà di Ingegneria

Corso di laurea in Ingegneria Meccanica

Evoluzione microstrutturale e meccanica di ghise sferoidali elaborate con leghe contenenti titanio.

Relatore:

Chiar.^{mo} Prof. Enrico Quadrini

Tesi di laurea di:

Renzo Renelli

Correlatore:

Dott. Ing. Michele Marcantoni

Anno Accademico 2001 – 2002

Alla mia famiglia

A Catia

INDICE

PRESENTAZIONE **1**

INTRODUZIONE 1
SVILUPPO DELLA TESI 4

1 LE GHISE **1-1**

1.1 INTRODUZIONE 1-1
1.2 CENNI STORICI 1-4
1.3 CLASSIFICAZIONE DELLE GHISE 1-5
1.3.1 Ghisa bianca 1-5
1.3.2 Ghisa grigia 1-6
1.3.3 Ghisa malleabile 1-7
1.3.4 Ghisa sferoidale 1-9
1.3.5 Ghisa legata 1-10
1.4 CLASSIFICAZIONE DEGLI ELEMENTI DI GRAFITE 1-11
1.5 STRUTTURA DELLE GHISE 1-14
1.6 VELOCITÀ DI RAFFREDDAMENTO 1-17
1.7 AGGIUNTA DI ELEMENTI ED INOCULAZIONE 1-18
1.8 PROPRIETÀ MECCANICHE DELLE GHISE 1-19
1.9 TRATTAMENTI TERMICI 1-20
1.9.1 Ricottura di distensione 1-20
1.9.2 Ricottura 1-20
1.9.3 Normalizzazione 1-20
1.9.4 Tempra 1-20

2 ASPETTI BASE DEL PROCESSO DI SOLIDIFICAZIONE DELLE GHISE **2-22**

2.1 PREMESSA 2-22
2.2 LE MACROSTRUTTURE NEI PRODOTTI DI SOLIDIFICAZIONE 2-23
2.3 ASPETTI TERMODINAMICI 2-25
2.4 SOLIDIFICAZIONE DELLA GHISA SFEROIDALE 2-28
2.5 LA NUCLEAZIONE 2-31
2.5.1 Meccanismi di nucleazione della grafite 2-32
2.5.1.1 Nucleazione della grafite in bagni liquidi di elevata purezza 2-34
2.5.1.2 Natura delle inclusioni non metalliche 2-34
2.6 MECCANISMI DI CRESCITA DELLA GRAFITE 2-35
2.7 INFLUENZA DEGLI ELEMENTI SFEROIDIZZANTI SUI MECCANISMI DI CRESCITA DELLA GRAFITE 2-38

3 GHISE COMPATTE **3-41**

3.1 STRUTTURE DELLE GHISE COMPATTE 3-41
3.2 PROPRIETÀ DELLE GHISE COMPATTE 3-44
3.2.1 Resistenza alla trazione ed allo snervamento 3-46
3.2.2 Durezza ed allungamento 3-47
3.2.3 Conducibilità termica 3-48
3.3 PRODUZIONE DELLA GHISA COMPATTA 3-48
3.3.1 Ghise compatte ottenute con leghe contenenti titanio 3-48
3.3.2 Ghise compatte ottenute con il metodo di controllo "Sinter Cast" 3-49

3.4 PROBABILI PRIORITÀ NELLE APPLICAZIONI DELLA GHISA COMPATTA 3-50

4 MISURE PER LA CARATTERIZZAZIONE DEI VARI TIPI DI GHISA 4-51

4.1 ANALISI CHIMICA AL QUANTOMETRO 4-51
4.1.1 Preparazione del provino per controlli analitici quantometrici 4-52
4.2 PROVA DI TRAZIONE 4-54
4.2.1 Condizioni di esecuzione della prova 4-55
4.2.2 Resoconto di prova 4-56
4.3 ANALISI AL MICROSCOPIO OTTICO 4-57
4.3.1 Preparazione dei campioni per l'esame microscopico 4-58
4.3.2 Osservazione dopo lucidatura 4-59
4.3.3 Attacco chimico e successiva osservazione 4-60
4.3.4 Documentazione dell'esame metallografico 4-60
4.4 ANALISI AL MICROSCOPIO ELETTRONICO A SCANSIONE 4-61
4.4.1 Microscopio elettronico a scansione (SEM) 4-61
4.5 MICROANALISI CON MICROSONDA (EDAX).....4-63
4.6 IMPRONTE DI MICRODUREZZA.....4-65
4.6.1 Test di microdurezza Vickers 4-65
4.6.2 Dispositivo di esecuzione del test 4-67
4.6.3 Preparazione del campione e misurazione dell'impronta 4-68

5 REALIZZAZIONE DEI CAMPIONI 5-69

5.1 COSTRUZIONE DEL MODELLO E REALIZZAZIONE DELLE FORME IN ASCHLAND.....5-69
5.2 COLATA.....5-72
5.2.1 Colata dei campioni in ghisa sferoidale 5-72
5.2.2 Colata dei campioni in ghisa grigia 5-78
5.2.3 Colata dei campioni in ghisa compatta 5-80
5.3 LAVORAZIONE ALLE MACCHINE UTENSILI 5-83

6 ANALISI CHIMICA DEI CAMPIONI 6-86

6.1 ANALISI DEI CAMPIONI IN GHISA SFEROIDALE.....6-86
6.1.1 Osservazioni 6-91
6.2 ANALISI DEI CAMPIONI IN GHISA GRIGIA.....6-92
6.3 ANALISI DEI CAMPIONI IN GHISA COMPATTA.....6-93

7 RISULTATI DELLE PROVE DI TRAZIONE 7-95

7.1 OSSERVAZIONI.....7-102

8 ANALISI METALLOGRAFICA DEI CAMPIONI 8-109

8.1 ANALISI AL MICROSCOPIO OTTICO 8-111
8.1.1 Campioni in ghisa lamellare 8-112
8.1.2 Campioni in ghisa compatta 8-115
8.1.3 Campioni in ghisa sferoidale 8-132

9 RISULTATI DELLE PROVE DI MICRODUREZZA 9-160

9.1 IMPRONTE DI MICRODUREZZA SU CAMPIONE IN GL 9-161
9.2 IMPRONTE DI MICRODUREZZA SU CAMPIONE IN CGI.....9-163
9.3 IMPRONTE DI MICRODUREZZA SU CAMPIONE IN GS400 9-165

10 ANALISI DEI CAMPIONI AL SEM 10-167

10.1 PROVINI IN GHISA GRIGIA 10-169
10.1.1 Osservazioni *10-175*
10.2 PROVINI IN GHISA SFEROIDALE 10-176
10.2.1 Osservazioni *10-182*
10.3 PROVINI IN GHISA COMPATTA 10-183
10.3.1 Osservazioni *10-189*

11 CONCLUSIONI 11-190

12 APPENDICE 12-193

A.1 NORMA ASTM A842-85 12-193

RINGRAZIAMENTI 198

INDICE DELLE FIGURE 199

BIBLIOGRAFIA 206

Presentazione

Introduzione

Lo scopo di questa tesi, a carattere sperimentale, è quello di confrontare le caratteristiche della ghisa compatta o "vermiculare" con quelle delle più comuni ghise lamellari e sferoidali, al fine di determinarne le possibili applicazioni in campo industriale. In particolare si vuole analizzare la variazione delle proprietà meccaniche e microstrutturali delle ghise compatte e sferoidali, in funzione del tempo di colata.

Associando buone caratteristiche meccaniche ad un'elevata conducibilità termica, la ghisa compatta (CGI) si propone, infatti, come una classe qualitativamente intermedia tra quelle a grafite lamellare (GL) e le ghise sferoidali (GS) con caratteristiche di particolare interesse nel campo dei getti esposti a cicli termici o soggetti a probabile shock termico.

La scoperta della ghisa compatta è dovuta a ricercatori americani [3]; più che di una scoperta si deve parlare di una valorizzazione in quanto questo tipo di ghisa 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 questi ultimi anni la richiesta crescente in campo motoristico di maggiori potenze, basse emissioni e bassi consumi ha spinto i progettisti a cercare materiali sempre più resistenti per la costruzione dei blocchi motori e delle testate. Ciò è particolarmente attuale nel campo dei motori diesel dove i crescenti obiettivi di performance richiedono sempre maggiori pressioni all'interno dei cilindri. Attualmente i moderni turbodiesel ad iniezione diretta common-rail sono alimentati con gasolio a 160 [Mpa], ma già sono in fase di sperimentazione sistemi di iniezione con pressioni intorno ai 200 [Mpa]. A questi livelli di pressioni, la resistenza e la rigidezza della ghisa lamellare o delle leghe d'alluminio, potrebbero non essere sufficienti a soddisfare i criteri di affidabilità e durata necessari per un moderno motore diesel; d'altro canto la bassa conducibilità termica delle ghise sferoidali classiche rende questo tipo di lega non idoneo a tali applicazioni. Pertanto alcune case automobilistiche hanno

preso in considerazione la ghisa compatta come materiale alternativo. Questa è solo una delle possibili applicazioni della ghisa compatta.

Attualmente nel mercato italiano le fonderie non hanno ancora percepito appieno le possibilità della CGI e nessuna produzione ha tracciato metodiche affidabili e standardizzate. Non esiste, infatti, neanche una norma europea che definisca i tipi di getti in ghisa compatta e le corrispondenti prescrizioni; ove necessario si fa riferimento alla norma americana ASTM A842-85 (revisione 1997).

Nel resto del mondo chi più sta investendo nella CGI sono le case automobilistiche in testa alle quali troviamo “Ford” e “Audi”. La prima ha già firmato un contratto con la “Sinter Cast” (compagnia svedese leader del mercato per la messa a punto di processi di controllo nella produzione della CGI) e con una fonderia brasiliana per la fornitura di 100.000 basamenti annui per il nuovo 2.7 V6 TDI, realizzati in CGI, che andrà ad equipaggiare vetture del gruppo. Per quanto riguarda l’Audi, è da poco entrato in produzione un moderno 3.3 V8 TDI con basamento in CGI montato sulla nuova AUDI A8, realizzato anch’esso in collaborazione con la “Sinter cast” di cui riportiamo un’immagine.





Data la vastità e la complessità dell’argomento la tesi non sarà esaustiva: si vogliono però mettere le basi per determinare con esattezza le proprietà di questo materiale e per mettere a punto un processo produttivo affidabile in grado di coprire le varie esigenze che andranno a crearsi.

Sviluppo della tesi

Il lavoro è stato suddiviso in diverse unità: la prima parte, del tutto teorica, vuole mettere in risalto le proprietà delle ghise in genere e in particolare le differenze teoriche che sussistono tra le ghise lamellari (GL), le ghise sferoidali (GS) e le ghise compatte (CGI). Partendo dalla loro micrografia, di cui sotto riportiamo una prima immagine fatta al microscopio ottico con ingrandimento 100x su metallo vergine senza attacco acido, si andrà ad analizzare l'influenza che la composizione e la struttura morfologica della fase grafitica ha sulle proprietà meccaniche e microstrutturali delle ghise.



Figura 0.1 – Ghisa compatta senza attacco chimico. Ingrandimento 100x

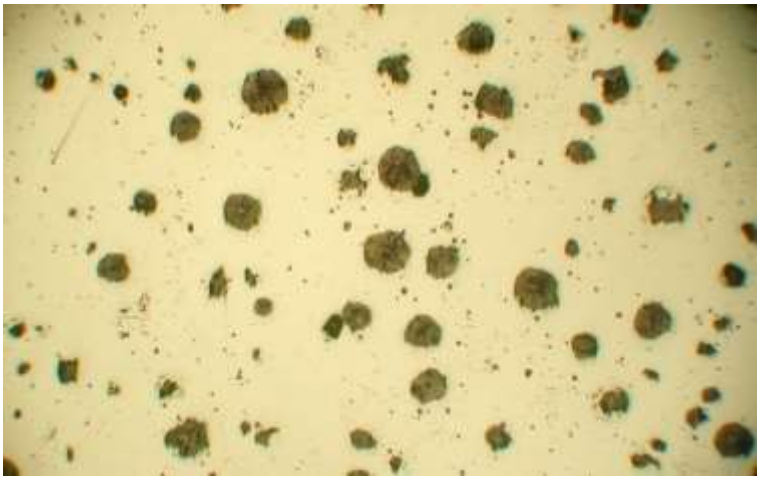


Figura0.2 – Ghisa sferoidale senza attacco chimico. Ingrandimento 100x

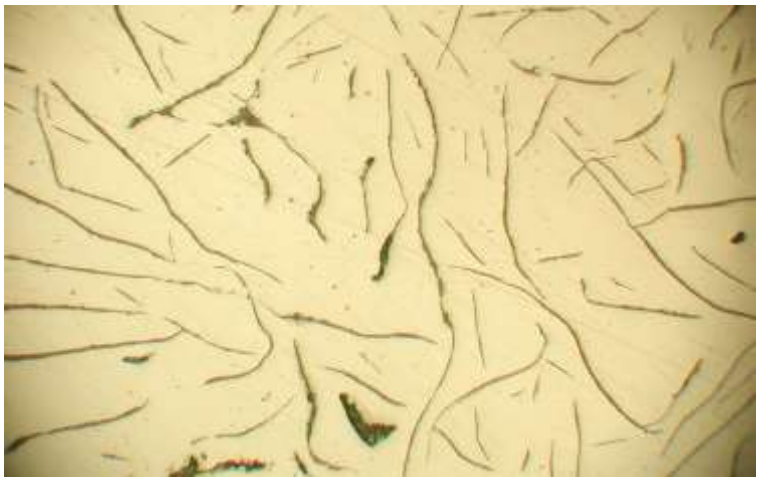


Figura 0.3: Ghisa lamellare senza attacco chimico. Ingrandimento 100x

Abbiamo già introdotto quindi l'aspetto sperimentale che consisterà nella produzione di un elevato numero di provini in ghisa lamellare, sferoidale e compatta in collaborazione con la ditta "Fondar SpA" di Ostra Vetere (AN), e nell'analisi dei suddetti provini al fine di determinarne le proprietà chimiche (composizione) meccaniche (prova di trazione) e microstrutturali (micrografia ottica ed elettronica). Per la fusione dei provini saranno adottate metodologie rigorose al fine di avere un quadro dettagliato di tutti i parametri che possono influenzare il processo (tempi di inoculazione, tempi di fusione, temperature, percentuali e tipi di inoculante) al fine di stabilire anche una procedura di fusione corretta ed affidabile che garantisca le proprietà meccaniche e fisiche richieste per un getto. In particolare il prelievo dei campioni in ghisa sferoidale (GS400) sarà effettuato a diversi intervalli di tempo dall'inoculazione in modo da valutare anche l'efficacia del magnesio come elemento sferoidizzante nel tempo. La stessa cosa sarà ripetuta per la ghisa compatta al fine di stabilire l'influenza del tempo sugli effetti prodotti dall'inoculante al titanio.

1 Le ghise

1.1 Introduzione

La ghisa [1] è una lega ferro-carbonio in cui il contenuto di carbonio è notevolmente superiore al massimo di solubilità nell'austenite alla temperatura eutettica ed è compreso, nella maggior parte dei casi, tra 2% e 4,2% in quanto tenori più elevati renderebbero la ghisa eccessivamente fragile. Per questo tra le leghe ferro-carbonio, la ghisa è quella che fonde a più bassa temperatura, come mostra il diagramma ferro-carbonio in figura 1.1 [15].
Si può osservare che tanto maggiore è il tenore di carbonio, tanto minore è la temperatura di fusione che raggiunge un minimo in corrispondenza della concentrazione eutettica. Per questa proprietà le ghise sono tra i materiali ferrosi, quelli maggiormente adatti per la produzione di getti ossia di quei prodotti che acquistano la loro forma e dimensione definitiva direttamente dopo solidificazione.
Per la notevole fragilità, non sono lavorabili per deformazione plastica né a caldo né a freddo; la lavorabilità alle macchine utensili dei materiali contenenti grafite è invece diverse volte superiore a quella di un acciaio di eguale durezza, poiché la presenza della grafite agisce da lubrificante durante il taglio, e determina la frantumazione dei trucioli. Altre proprietà che rendono la ghisa uno dei materiali più usati nella pratica sono l'elevata fusibilità e colabilità, il limitato ritiro, la resistenza all'usura ed alla corrosione e, in ultimo, ma non meno rilevante, i limitati costi.

Una prima suddivisione della ghisa prodotta può essere fatta in base alla sua destinazione d'uso: si distinguono dunque ghise per la fabbricazione d'acciaio e ghise per usi di fonderia. E' importante osservare a tal proposito che la ghisa liquida di prima fusione, vale a dire quella spillata dall'altoforno o da altri forni di riduzione dei minerali di ferro, non è impiegata direttamente in fonderia per colare direttamente dei getti, salvo casi particolari

come quello della fabbricazione delle lingottiere per acciaieria. Tutti gli altri getti sono invece colati con ghise elaborate in appositi forni fusori, quali cubilotti, forni rotativi, forni a riverbero o forni elettrici impiegando come materiale di carica pani di ghisa di prima fusione di varia composizione e rottami.

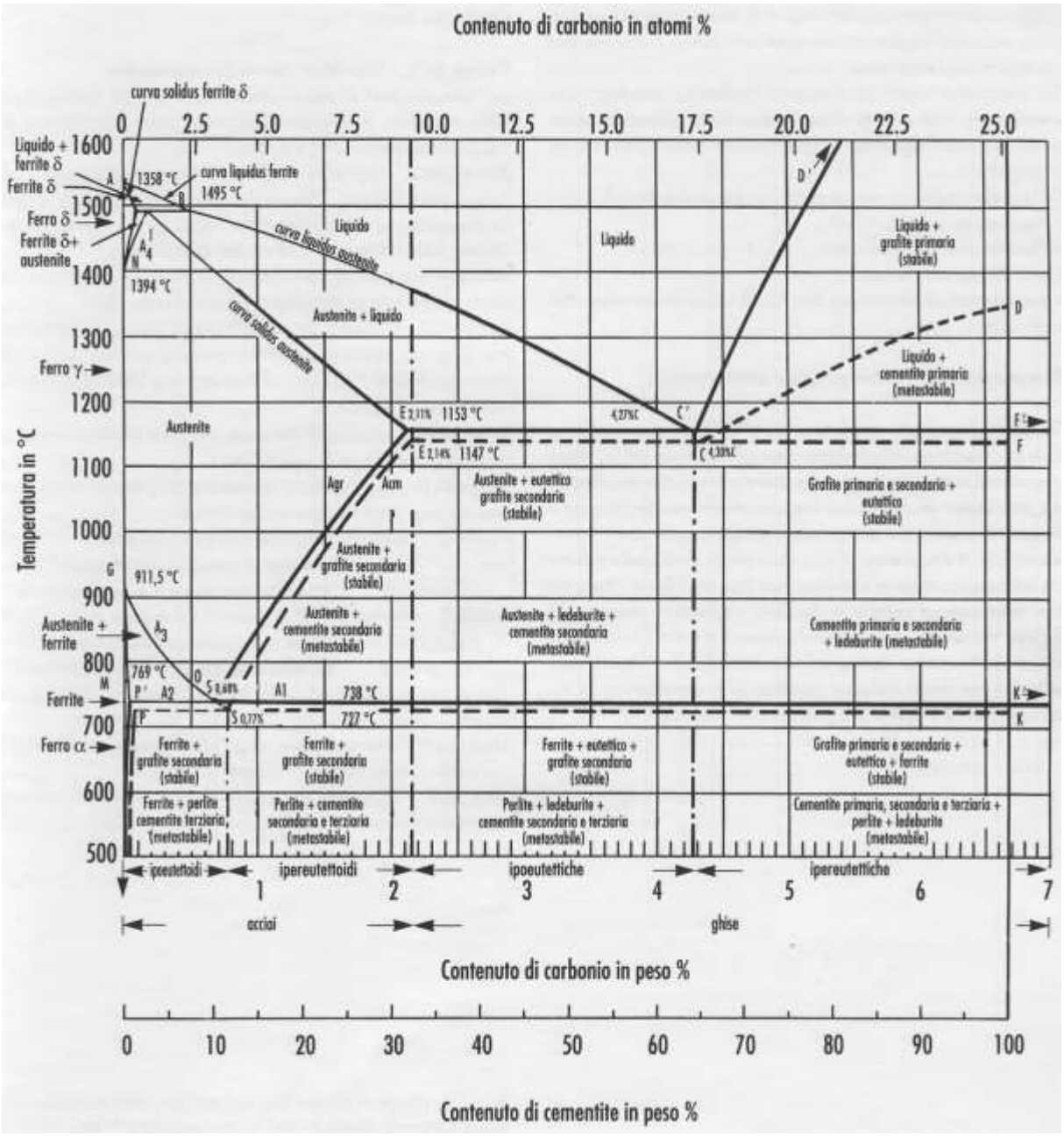


Figura 1.1: Diagramma Fe - C

Le curve caratteristiche del diagramma di stato Fe–C per quanto riguarda l'emisfero delle ghise assumono i seguenti significati [15]:

- **Curva BC'C – Curva di liquidus dell'austenite**

  Rappresenta la curva di inizio solidificazione o di fine fusione dell'austenite primaria. Fornisce inoltre la concentrazione in carbonio del liquido in equilibrio con il solido.

- **Quadrilatero HBCE**

  Regione in cui sono in equilibrio austenite e liquido durante la solidificazione. La composizione dell'austenite in equilibrio è data dalla curva di solidus, quella del liquido dalla curva di liquidus.

- **Curva C'D'- Curva di liquidus della grafite**

  Rappresenta l'inizio della solidificazione della grafite primaria; ovvero la curva di solubilità limite della grafite nel liquido.

- **Curva CD**

  Rappresenta la temperatura nella quale nel diagramma metastabile, inizia la solidificazione della cementite primaria. Molti dei dati di questa curva sono costituiti da estrapolazioni teoriche, a causa della decomposizione di Fe_3C.

- **Triangolo C'F'D'**

  Regione nella quale sono in equilibrio nel diagramma stabile,liquido e grafite primaria.

- **Triangolo CFD**

  Regione nella quale sono in equilibrio, nel diagramma metastabile, liquido e cementite primaria.

- **Punto C' – Eutettico stabile**

  Rappresenta il punto zerovariante a 1153°C e 4,27% C, in cui si ha la trasformazione eutettica stabile:

  liquido $\leftrightarrow$ austenite eutettica + grafite eutettica.

- **Punto C – Eutettico metastabile**

  Rappresenta il punto zerovariante a 1147°C e 4,30% C, in cui si ha la trasformazione eutettica metastabile:

  liquido $\leftrightarrow$ austenite eutettica + cementite eutettica.

  La struttura derivante dalla solidificazione dell'eutettico metastabile è ledeburite.

- **Retta E'C'F'**

  Rappresenta il campo di concentrazioni interessate dalla trasformazione eutettica stabile a 1153°C.

- **Retta ECF**

  Rappresenta il campo di concentrazioni interessate dalla trasformazione eutettica metastabile a 1147°C.

1.2 Cenni storici

Per comprendere il posto che le ghise occupano nell'industria moderna, occorre rendersi conto dei vantaggi che presenta in confronto con altri materiali, vantaggi che assegnano alle ghise un ruolo ben preciso e sovente insostituibile [3]. Oltre alla modicità del costo di produzione occorre tener presente la facilità della sua messa in opera per colata e per lavorazione meccanica, la possibilità di ottenere le proprietà più diverse in una gamma molto estesa per adattarla il più esattamente possibile alle sollecitazioni che si incontrano nella pratica.

Per molto tempo la ghisa è stata considerata una lega di qualità inferiore, fragile, irregolare, piena di difetti interni, quasi come un parente povero dell'acciaio. Si è anche diffusa l'opinione che fosse illusorio cercare di conoscere meglio la ghisa per migliorarla, e quest'opinione ha avuto corso non solo presso costruttori in seguito ad inconvenienti che potevano benissimo essere evitati, ma anche presso certi fonditori. Per un tempo lunghissimo che parte dal Medio Evo ed arriva ad epoche recenti, la ghisa grigia è stata il rifugio dell'empirismo che regnava sovrano e si opponeva ad ogni spirito di ricerca scientifica e ad ogni desiderio di progresso.

I vecchi fonditori erano convinti di essere depositari di segreti di una vera e propria arte, ed ancora oggi si parla con tutta serietà dell'arte della fonderia.

I pionieri dello spirito scientifico, che hanno cercato di capire meglio le ghise, hanno stabilito che si tratta di leghe molto interessanti e allo stesso tempo complesse, dotate di proprietà molto diverse, suscettibili di variare entro larghi limiti e di essere notevolmente migliorate. Questo lavoro si colloca proprio all'interno di questa ricerca scientifica che ha visto notevoli progressi proprio negli ultimi due decenni.

1.3 Classificazione delle ghise

Le ghise per fonderia di getti, dette talvolta ghise di seconda fusione, possono essere classificate secondo criteri differenti in base all'aspetto della frattura, ai costituenti microstrutturali o a particolari proprietà [1], [2]; da un punto di vista pratico non vi è motivo però di modificare la classificazione universalmente adottata che prevede la suddivisione in cinque gruppi in base alla struttura metallografica:

- **Ghisa bianca:** il carbonio si presenta completamente combinato come cementite, pertanto durante la solidificazione ed il raffreddamento segue il diagramma metastabile ferro-cementite.
- **Ghisa grigia:** la maggior parte o tutto il carbonio precipita durante la solidificazione sotto forma di lamelle di grafite.
- **Ghisa malleabile:** tutto o la maggior parte del carbonio non si combina con il ferro e si trova sotto forma di particelle sferiche irregolari note con il nome di grafite di ricottura.
- **Ghisa sferoidale:** per opportune aggiunte di elementi quali magnesio e cerio, il carbonio è ampiamente non combinato e si trova sotto forma di sferoidi di grafite regolari compatti; tale struttura è ottenuta direttamente dalla solidificazione, contrariamente a quanto accade per la ghisa malleabile.
- **Ghisa legata:** l'aggiunta di elementi di lega alle ghise sopra elencate, conferisce al materiale proprietà fisiche particolari, meccaniche e di resistenza alla corrosione.

1.3.1 Ghisa bianca

Le ghise bianche sono leghe ferro-carbonio che solidificano secondo il sistema metastabile e che sono così chiamate per il loro aspetto alla frattura; nella struttura delle ghise bianche deve essere pertanto quasi completamente assente la grafite. Tale risultato si ottiene o modificando

la composizione chimica oppure aumentando la velocità di raffreddamento mediante colata in conchiglia; da qui deriva la denominazione di “ghisa in conchiglia” spesso usata per tale tipo di ghisa.

Data l’importanza della composizione chimica, è opportuno esaminare separatamente l’effetto degli elementi principali:

Carbonio. Nella ghisa bianca la durezza è funzione della percentuale di carbonio; per i tipi a basso tenore di questo elemento (~ 2,5%) la durezza si aggira su 375 Brinnel, mentre per quelli contenenti più del 3,5% è superiore a 600 Brinnel. Pertanto nei tipi non legati, un elevato tenore di carbonio è indispensabile per ottenere le più elevate durezze e quindi la migliore resistenza all’usura; tutto ciò, ovviamente, a scapito della tenacità.

Silicio. La quantità di questo elemento è strettamente connessa con lo spessore dei getti poiché a questo fattore è principalmente legata la velocità di raffreddamento e conseguentemente la possibilità di formazione di lamelle di grafite; la quantità di silicio, che non è mai elevata, può quindi variare in modo apprezzabile.

Le ghise bianche posseggono un’eccezionale resistenza all’usura e all’abrasione; sono inoltre più fragili della ghisa grigia e considerevolmente più dure. Dato però che nei getti di ghisa bianca si sviluppano forti tensioni durante la solidificazione, è necessario trattarli a temperature variabili tra 200°C e 480°C. Solo raramente e per particolari applicazioni in cui anche le proprietà meccaniche hanno notevole importanza, i getti sono riscaldati a temperature relativamente alte (dell’ordine di 820÷870°C con permanenza di 8÷18 ore). Con un tale trattamento si favorisce un incremento delle caratteristiche meccaniche a cui si accompagna solo una leggerissima diminuzione di durezza e di resistenza all’usura.

1.3.2 Ghisa grigia

Le ghise grigie sono leghe ferro – carbonio – silicio con tenore di carbonio compreso tra il 2% e il 4,5% e con una percentuale di silicio pari a 1÷3%.

La struttura della ghisa grigia a causa delle lamelle di grafite che costituiscono una soluzione di continuità della matrice metallica, risulta fortemente eterogenea. Le particelle di grafite sono costituite da un insieme di cristalli elementari di carbonio di dimensioni molto

ridotte. Le dimensioni delle particelle di grafite sono fortemente influenzate dalla velocità di raffreddamento, dalle dimensioni e dalla temperatura di colata.

Durante la solidificazione di una ghisa grigia si assiste alla formazione di un eutettico costituito da grafite e da cristalli di ferro γ. Questi ultimi, durante il raffreddamento, raggiunto il punto di trasformazione eutettoide, si trasformano in ferro α e Fe_3C. Le proprietà di queste strutture secondarie possono essere profondamente modificate da trattamenti termici finalizzati sia all'eliminazione delle tensioni interne provocate dal precedente raffreddamento, sia all'ottenimento della decomposizione della perlite in ferrite e grafite sia, infine, all'ottenimento di strutture di tempra.

Le ghise grigie grazie alle particelle di grafite presenti nella matrice che permettono la rottura dei trucioli agendo contemporaneamente da lubrificante, sono facilmente lavorabili. Tra le altre caratteristiche di queste ghise si ricorda la buona resistenza all'usura, lo scarso ritiro durante la solidificazione, la limitata tendenza al risucchio e la discreta stabilità dimensionale. Un'altra proprietà influenzata dalla presenza di lamelle di grafite è la resistenza a fatica che cresce sensibilmente al diminuire della lunghezza delle lamelle di grafite. Molteplici e differenziate sono le possibili applicazioni della ghisa grigia. Tra esse si ricordano: basamenti di macchine utensili, compressori, valvolame, radiatori, blocchi motori, collettori di scarico, cilindri per laminatoio. E' da escludere invece l'uso della ghisa grigia in tutte quelle applicazioni in cui sono previsti urti.

1.3.3 Ghisa malleabile

Sotto il nome di ghisa malleabile è compresa tutta una serie di prodotti siderurgici che, partendo da ghise completamente bianche allo stato grezzo di fusione, riescono, durante un successivo trattamento termico, a modificare le loro caratteristiche così da indurre una certa plasticità a freddo da cui è derivata la denominazione attribuita al prodotto. Due sono i tipi di ghisa malleabile:

- Ghisa malleabile a cuore bianco;
- Ghisa malleabile a cuore nero o ghisa malleabile perlitica.

Questi due gruppi si differenziano per composizione chimica, temperatura e durata del ciclo di ricottura. In particolare, per quanto riguarda la microstruttura, la ghisa malleabile a cuore

nero evidenzia una matrice prevalentemente ferritica, mentre la ghisa malleabile perlitica ha la matrice composta di perlite o di altri prodotti di trasformazione dell'austenite; la grafite è presente sottoforma di noduli di ricottura. Nella ghisa malleabile a cuore bianco la microstruttura è funzione delle dimensioni della sezione: per piccole sezioni predomina la ferrite mentre per grosse sezioni si ha in superficie ferrite, nella zona intermedia perlite-ferrite e grafite di ricottura, nella zona al cuore perlite e grafite di ricottura. Il ciclo di trattamento termico cui sono sottoposte le due categorie di ghisa malleabile comprende:

- un riscaldamento dalla temperatura ambiente alla temperatura alla quale avviene la trasformazione da sistema metastabile a sistema stabile;
- una permanenza a tale temperatura per il tempo necessario a completare la trasformazione;
- un raffreddamento dalla temperatura di ricottura alla temperatura ambiente con velocità di raffreddamento in funzione del tipo di struttura che si vuole ottenere (ferritica, perlitica, ecc.).

Il motivo principale che ha spinto i metallurgisti a mettere a punto la ghisa malleabile è quello che ne condiziona direttamente l'impiego. Il problema si può sintetizzare nella necessità di avere un materiale che abbini tutte le proprietà più interessanti della ghisa, come la fluidità, la colabilità e la lavorabilità alle macchine utensili, con elevate caratteristiche meccaniche. Infatti, per pezzi di forma complicata, di piccolo spessore o con spessore notevolmente variabile, non possono essere usate le ghise sia bianche che grigie, dato che presentano una particolare fragilità conseguente alle elevatissime concentrazioni di sforzi e inviti alla rottura anche su pezzi senza intagli veri e propri. D'altra parte l'acciaio, che offre caratteristiche meccaniche elevate ma che ha una colabilità inferiore, non permette la produzione economica di getti con piccoli spessori.

Circa le possibilità di impiego per i due tipi di ghisa malleabile, esse sono strettamente collegate alle esigenze delle due diverse tecniche adottate per la ricottura. La ghisa malleabile a cuore bianco, che è sottoposta ad un trattamento termochimico, non potrà essere usata in pezzi di notevole spessore data la difficoltà di realizzare la decarburazione fino al cuore del getto, mentre sarà invece indicata per la fabbricazione di getti sottili poiché favorita anche dal fatto che il suo maggior contenuto di carbonio le assicura una più alta colabilità. Alla ghisa malleabile a cuore nero, che è sottoposta al solo trattamento termico, sarà invece logico ricorrere quando ci si troverà a dover realizzare getti di maggiore spessore.

1.3.4 Ghisa sferoidale

La ghisa a grafite sferoidale, grazie alle sue singolari caratteristiche che offrono vaste possibilità di impiego, rappresenta oggi il materiale ferroso più diffuso dopo la ghisa grigia e l'acciaio e sembra tuttora in continua ascesa. Basti pensare che la conquista continua di nuove fette di mercato ha portato le ghise sferoidali a divenire nel 1998 l'unico materiale ferroso con trend di crescita positivo.

Nella ghisa sferoidale mediante opportuni procedimenti, si ottiene la precipitazione della grafite non più in lamelle, ma sottoforma di sferoidi, cioè in una forma che, a parità di volume, presenta la minima superficie e quindi crea il minimo danno nella matrice circostante, della quale è possibile così utilizzare maggiormente le caratteristiche.

Eliminato così l'indebolimento causato dalle lamelle di grafite, la ghisa sferoidale presenta un notevole miglioramento di tutte le caratteristiche meccaniche ed inoltre una proprietà che era sconosciuta alle ghise tradizionali: la duttilità. Si è pertanto di fronte ad un materiale che, pur avendo proprietà uguali e per certi aspetti anche superiori a quelle dell'acciaio fuso, ha rispetto ad esso il vantaggio che, essendo sempre una ghisa a tenore di carbonio relativamente elevato, possiede un basso punto di fusione ed una buona fluidità allo stato liquido. Di conseguenza la ghisa sferoidale può essere impiegata per la produzione di getti anche molto complicati, per i quali siano richieste prestazioni nettamente superiori a quelle che può offrire la migliore ghisa meccanica.

La composizione chimica di una ghisa sferoidale non legata rientra nei seguenti limiti:

$C = 3{,}30 \div 3{,}80\%$; $Si = 1{,}80 \div 2{,}80\%$; $Mn \leq 0{,}60\%$; $P \leq 0{,}10\%$; $S \leq 0{,}03\%$;

Dato che lo zolfo è uno degli elementi a più elevato potere antigrafitizzante, è necessario cercare di eliminarlo o ridurlo il più possibile per ottenere una buona nodulizzazione; una desolforazione spinta è indispensabile anche perché lo zolfo, combinandosi col magnesio, potrebbe neutralizzare l'effetto sferoidizzante di quest'ultimo. Il magnesio, infatti, spicca fra tutti per essere il più efficace e sperimentato nodulizzante.

Il processo di solidificazione di una ghisa sferoidale può essere suddiviso nelle seguenti parti principali:

- formazione degli sferoidi di grafite e loro crescita a contatto con il liquido sottoraffreddato;

- formazione di un guscio di austenite attorno agli sferoidi e conseguente ulteriore crescita in fase solida.

La crescita dello sferoide circondato dall'austenite è notevolmente rallentata a causa della minore diffusività del carbonio nell'austenite che nella fase liquida; malgrado ciò, più della metà della grafite dello sferoide ha origine a seguito della diffusione del carbonio attraverso l'austenite.

Essendo una lega di composizione prossima a quella eutettica, la ghisa sferoidale ha il punto di fusione più basso di qualsiasi altra lega nel sistema ferro-carbonio, pari a quello di una ghisa grigia eutettica. Poiché le composizioni eutettiche hanno la massima fluidità, si possono fare in ghisa sferoidale i getti più complicati e complessi. Per quanto riguarda la produzione quindi, possiede tutti i vantaggi della ghisa a basso punto di fusione; unico inconveniente è il suo ritiro alla solidificazione intorno al 3% che richiede una maggiore materozzatura rispetto ad una ghisa a grafite lamellare di composizione eutettica, ma sempre minore di quella richiesta per l'acciaio o per la ghisa malleabile.

1.3.5 Ghisa legata

Alla famiglia delle ghise legate appartengono:

- *Ghise resistenti alla corrosione*. Agendo opportunamente sulla composizione chimica è possibile ottenere leghe aventi più alta resistenza alla corrosione in vari ambienti chimici; il silicio, il cromo, il nichel ed il rame sono elementi che sono introdotti in lega singolarmente o in combinazione opportuna e sono particolarmente adatti allo scopo.
- *Ghise resistenti al calore.* La resistenza al calore di una ghisa è stabilita in relazione ad un certo numero di caratteristiche, quali la dilatazione di una ghisa sottoposta a lunga esposizione al calore, l'ossidazione per opera di gas che ad alta temperatura possono penetrare nello strato superficiale della ghisa, l'urto termico e i riscaldi ciclici che possono provocare criccature dannose dei pezzi. Per ottenere valori sufficientemente elevati delle caratteristiche ora citate si ricorre all'aggiunta di quantità anche notevoli di Cr, Ni, Mo, Al, e Si.

1.4 Classificazione degli elementi di grafite

Esiste, nell'unificazione italiana, la norma UNI EN ISO 945 che prescrive le modalità di classificazione degli elementi di grafite, visibili nei campioni di ghisa sottoposti all'esame micrografico, secondo la *forma*, la *distribuzione* e le *dimensioni* [1], [2]. Per quanto riguarda la forma, in riferimento alla figura 1.2 possiamo distinguere:

I. Lamelle sottili con punte aguzze;
II. Noduli con accentuate ramificazioni di lamelle;
III. Lamelle spesse con punte arrotondate;
IV. Flocculi frastagliati;
V. Flocculi compatti;
VI. Noduli a contorno regolare pressoché circolare (sferoidi).

Per quanto riguarda la distribuzione della grafite, in riferimento alla successiva figura 1.3, la stessa norma prevede cinque diversi tipi indicati con le lettere da A ad E, e precisamente:

A) Lamelle sottili distribuite uniformemente senza orientamento preferenziale;
B) Lamelle raggruppate in rosette senza orientamento preferenziale;
C) Lamelle spesse e diritte senza orientamento preferenziale;
D) Lamelle molto piccole senza orientamento preferenziale, raggruppate nelle zone interdentritiche;
E) Lamelle piccole con orientamento preferenziale, raggruppate nelle zone interdentritiche.

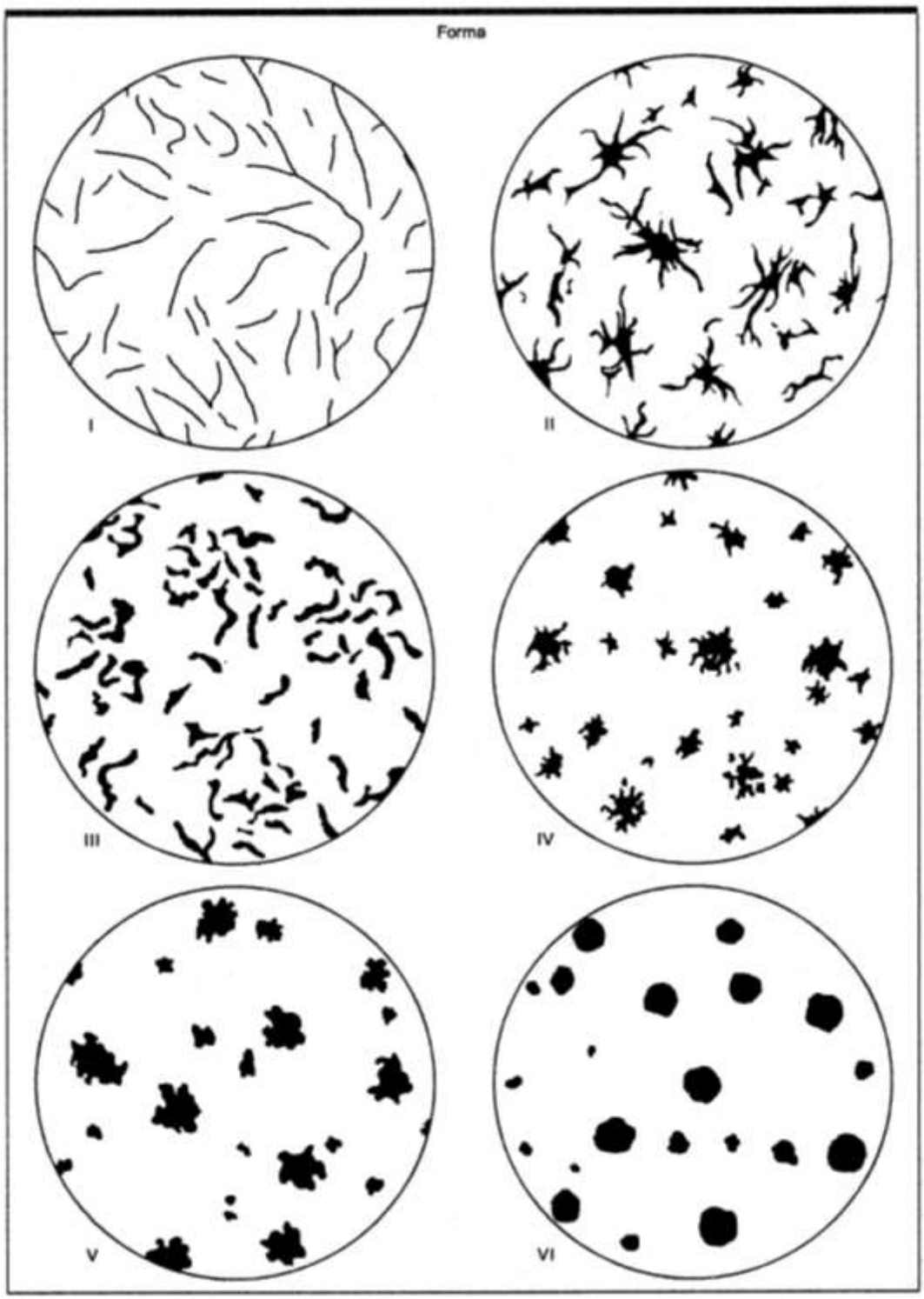


Figura 1.2: forma della grafite

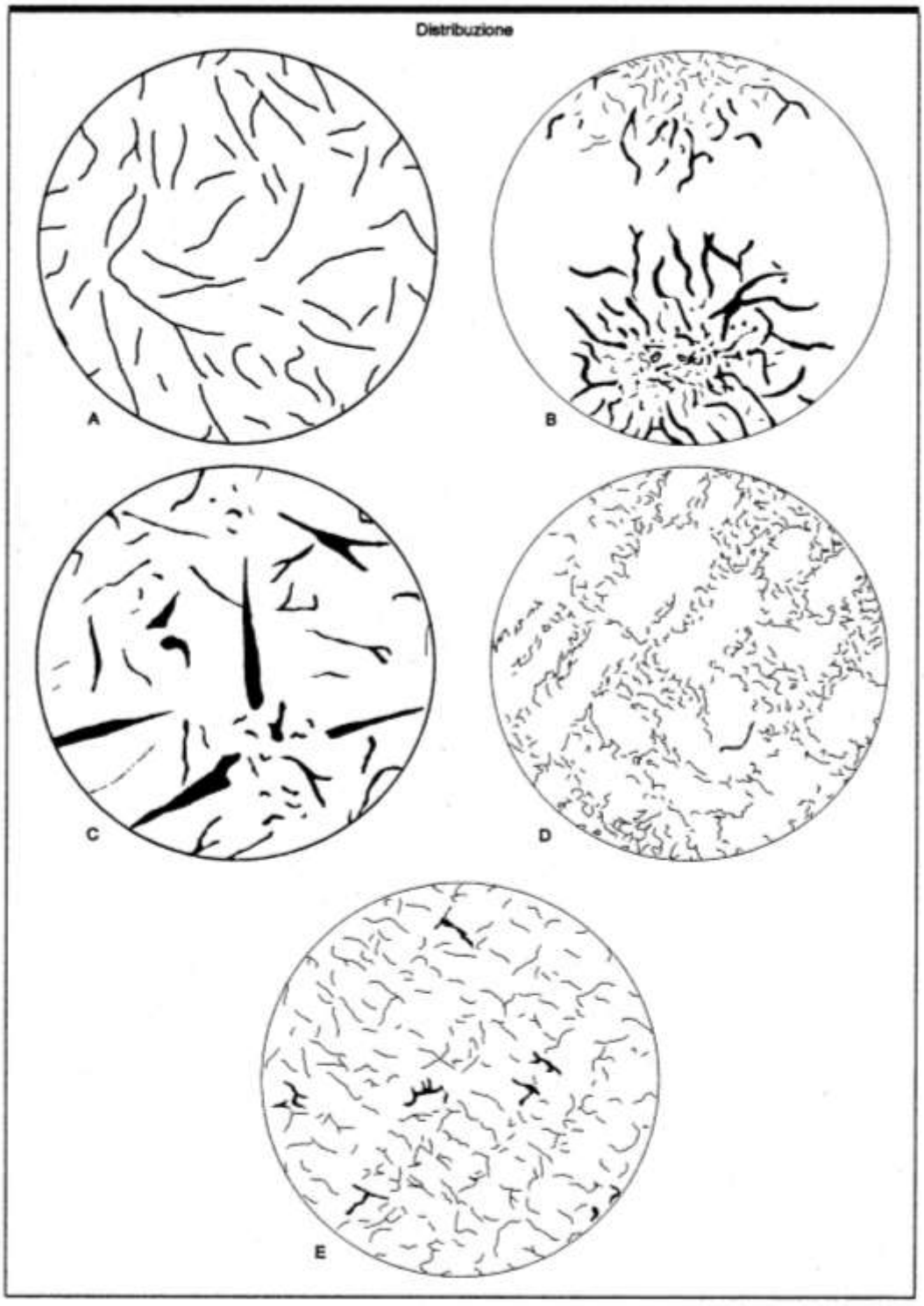


Figura 1.3: distribuzione della grafite

A proposito della distribuzione possiamo dire che il TIPO A è caratterizzato dai valori più elevati di resistenza e tenacità, classificato come struttura ottimale; il TPO B è una distribuzione tipica delle ghise conchigliate o temprate caratterizzata da zone trotate, la

velocità locale di raffreddamento è la massima che permette ancora formazione di grafite; il TIPO C è tipico delle ghise ipereutettiche (C.E. > 4,3%); il TIPO D ed E è tipico delle ghise sottoposte a notevole velocità di raffreddamento.

Per quanto riguarda le dimensioni delle lamelle o dei noduli, la norma prevede la classificazione in base ad otto numeri di riferimento con una distinzione tra la grafite lamellare (forma I) e la grafite sferoidale (forma VI). Le immagini della norma fanno riferimento ad un ingrandimento 100x.

Numero di riferimento	*Dimensioni degli elementi a 100 ingrandimenti (mm)*		*Dimensioni reali degli elementi (mm)*	
1	oltre 100		oltre 1	
2	oltre 50	fino a 100	oltre 0,5	fino a 1
3	oltre 25	fino a 50	oltre 0,25	fino a 0,5
4	oltre 12	fino a 25	oltre 0,12	fino a 0,25
5	oltre 6	fino a 12	oltre 0,06	fino a 0,12
6	oltre 3	fino a 6	oltre 0,03	fino a 0,06
7	oltre 1,5	fino a 3	oltre 0,015	fino a 0,03
8		fino a 1,5		fino a 0,015

Figura 1.4: suddivisione delle diverse dimensioni delle particelle di grafite

1.5 Struttura delle ghise

Le proprietà meccaniche e fisiche delle ghise sono notevolmente influenzate, oltre che dalla natura e dal numero delle fasi presenti, anche dalla loro distribuzione e quindi dalla microstruttura di queste leghe [1]. Una di queste fasi è la cementite che come noto tende a decomporsi più o meno velocemente in funzione della temperatura secondo la reazione:

$$Fe_3C \rightarrow 3Fe + C$$

dove il carbonio è sottoforma di grafite. A basse temperature come ad esempio a temperatura ambiente, la reazione avviene però così lentamente che la cementite permane tale nel tempo (questo giustifica la definizione di “sistema metastabile” dato al diagramma ferro-cementite). A temperature più alte, specie alla presenza di particolari elementi di lega, come per esempio

il silicio, si può riscontrare una rapida grafitizzazione dei carburi di ferro; se la grafitizzazione è completa, il diagramma d'equilibrio ferro-grafite rappresenta la struttura delle leghe Fe-C.

L'interpretazione della struttura delle ghise è in ogni caso complicata dal fatto che in alcuni casi la solidificazione avviene secondo il sistema stabile, mentre le successive trasformazioni allo stato solido avvengono in accordo con il sistema metastabile. Inoltre possono influenzare la struttura e le proprietà dei getti anche i trattamenti tecnologici del bagno metallico come pure i diversi parametri della colata. A tal proposito va detto subito che il surriscaldamento della ghisa in forno non deve superare determinate temperature onde evitare la formazione della cosiddetta "grafite di sopraffusione"; il tempo di permanenza della ghisa allo stato fuso, come pure il grado di ossidazione della stessa, hanno un effetto sensibilissimo sulla microstruttura, sulla lavorabilità e sulle caratteristiche. Infine l'impiego di sostanze inoculanti associate ad altri grafitizzanti aggiunti nel crogiolo al momento della colata possono promuovere la precipitazione della grafite in forme e dimensioni opportune.
Incrementando il tenore di carbonio si assiste ad una diminuzione della temperatura di solidificazione fino al raggiungimento di un minimo in corrispondenza della concentrazione eutettica; ciò comporta notevoli vantaggi nel processo di fusione, in quanto permette una semplificazione dei forni fusori e l'impiego di refrattari di qualità meno pregiata.

Studiando le progressive trasformazioni che avvengono al raffreddamento delle leghe ferro-carbonio, si è visto quali siano le strutture di quelle ghise che al raffreddamento seguono il sistema metastabile. Nell'esame al microscopio però, dopo appropriato attacco metallografico, è sicuro solo il riconoscimento dei due costituenti fondamentali: la cementite e la ferrite.

Passando al sistema stabile ferro-grafite, si devono considerare strutture analoghe: si potrà avere grafite primaria, eutettica, secondaria o di segregazione, eutettoide. Molto raramente però si hanno in pratica ghise appartenenti completamente all'uno od all'altro diagramma; ordinariamente infatti una parte del carbonio è allo stato di grafite, una parte allo stato combinato come cementite in modo che:

$$C_{totale} = C_{grafitico} + C_{combinato}$$

e pertanto ne risultano strutture più o meno complesse. Nel diagramma di figura 1.5, è riportato il classico diagramma di Maurer, basato su considerazioni teoriche, confermate in linea di massima sperimentalmente, il quale permette di avere una indicazione sulla struttura in funzione della composizione della ghisa.

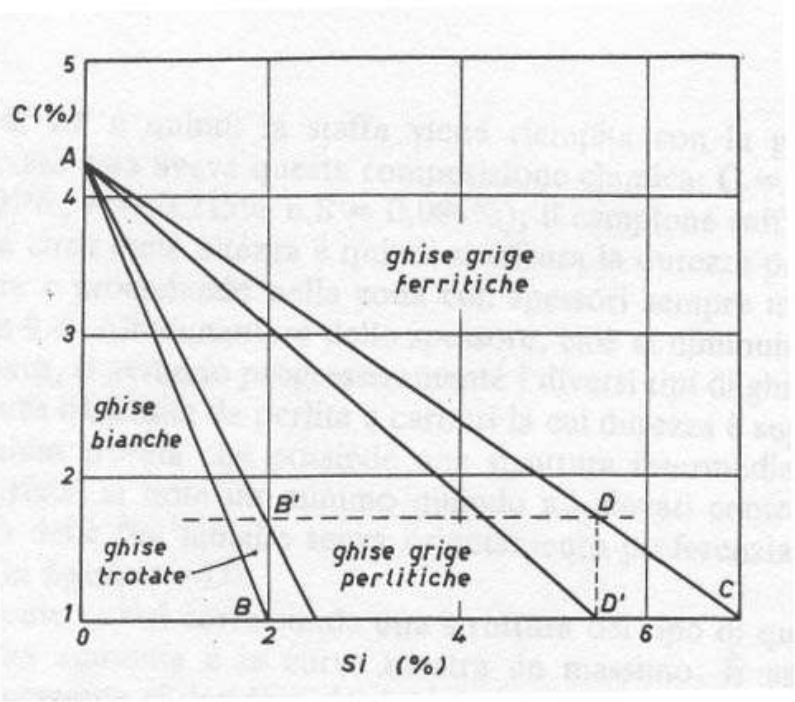


Figura 1.5: Diagramma di Maurer

Come ordinate sono riportate le percentuali di carbonio, mentre come ascisse quelle di silicio; si hanno tre campi fondamentali con due zone intermedie di transizione, limitati da rette convergenti nel punto A corrispondente alla composizione eutettica C = 4,3% per Si = 0%;

- Un primo campo è limitato dalla AB, dove B corrisponde a C = 1%, Si = 2%; una lega Fe-C-Si, la cui composizione è in tale campo, ha carbonio allo stato combinato sottoforma di cementite; tali ghise sono note con il nome di ghise bianche;
- Il secondo vasto campo delle ghise perlitiche si spinge fino alla ADC, dove C corrisponde a C = 1% e Si = 7%;
- Il terzo campo, delle ghise ferritiche, è oltre tale linea.

Le ghise perlitiche e ferritiche nel loro complesso sono denominate ghise grigie a causa del loro tipico aspetto grigio scuro proprio delle fratture di questi materiali dovuto alla presenza di grafite. Partendo da ghise perlitiche si può produrre la cosiddetta ghisa trotata che nella perlite ha dispersa sia della grafite che della cementite ricorrendo ad un raffreddamento più rapido.

1.6 Velocità di raffreddamento

La struttura di una ghisa con determinato tenore di carbonio, può essere variata sia per aggiunta d'elementi alliganti sia aumentando la velocità di raffreddamento [1]; così una ghisa grigia può diventare bianca se raffreddata velocemente in conchiglia.

L'effetto della velocità di raffreddamento sulla microstruttura delle ghise è illustrato nel diagramma di figura 1.5, unitamente all'influenza dei contenuti di carbonio e silicio in lega.

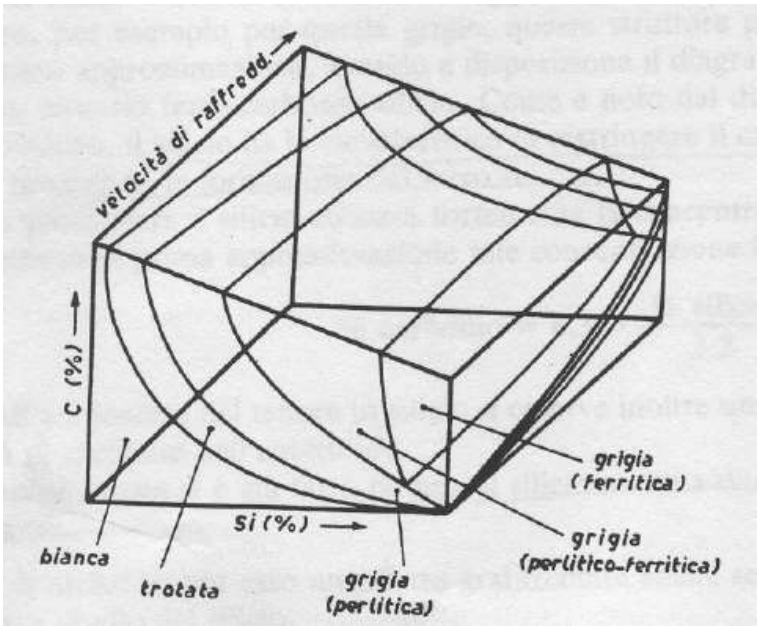


Figura 1.6: Struttura delle ghise in funzione del contenuto di C%, Si% e della velocità di raffreddamento.

Velocità di raffreddamento molto basse determinano lamelle di grafite grosse e distribuite a caso; per velocità maggiori di raffreddamento si formano invece lamelle di piccole dimensioni. Infine un severo sottoraffreddamento può ostacolare od impedire la formazione della grafite, così da ottenere una ghisa temprata o bianca. Per sottoraffreddamento s'intende la differenza tra la temperatura di solidificazione eutettica e quella effettivamente assunta dalla ghisa prima di iniziare a solidificarsi. Alla luce di questi risultati, è chiaro che anche gli spessori dei getti sono parametri non trascurabili che devono essere sempre specificati. Quanto detto non vale per le ghise sferoidali il cui meccanismo di nucleazione ed accrescimento è diverso da quello delle ghise grigie e sarà trattato ampiamente in seguito.

1.7 Aggiunta di elementi ed inoculazione

E' noto che gli elementi leganti possono modificare notevolmente le proprietà delle leghe ferro-carbonio [1]. La loro azione si esplica spostando e modificando la forma delle linee di equilibrio dei diagrammi di stato. Quindi, come prima azione, gli elementi leganti modificano il tenore di carbonio della composizione eutettica e determinano la tendenza alla formazione di cementite o di grafite durante la solidificazione alla temperatura dell'eutettico.

La seconda azione, prodotta dagli elementi leganti, è quella di agire in modo vario e complesso sui fenomeni che si compiono allo stato solido durante le reazioni eutettoidi. Tutti modificano, sebbene in misura diversa, il tenore di carbonio della composizione eutettoide; alcuni aumentano la temperatura di tale trasformazione mentre altri la abbassano; certi elementi di lega sono solubili nel ferro α aumentandone la resistenza meccanica, talvolta determinano la formazione di carburi che, mediante trattamento termico, si trasformano facilmente in grafite; altri tendono ad associarsi con il carbonio, spesso formando dei carburi stabili che sono estremamente resistenti alla grafitizzazione, anche se esposti per lunghi periodi di tempo a temperature elevate. L'effetto dei vari elementi può essere riassunto come segue:

- Il *silicio* è l'elemento che ha maggiori effetti sulla struttura delle ghise tanto che, per esempio per quelle grigie, può essere prevista la struttura avendo a disposizione il diagramma d'equilibrio del sistema ternario Fe-C-Si. Come è noto dal diagramma di equilibrio Fe-Si, il silicio ha la caratteristica di restringere il campo di esistenza del ferro γ favorendo la formazione del ferro α. In particolare il silicio abbassa fortemente la concentrazione in carbonio dell'eutettico che in prima approssimazione è data da:

  $$\% C = 4{,}3 - \%Si / 3{,}2$$

  all'aumentare del tenore di silicio, si osserva inoltre una diminuzione della quantità di carbonio nell'eutettoide. Infine, come si è già fatto notare, il silicio esercita una fortissima azione grafitizzante.
- Il *nichel* ha pur esso un effetto grafitizzante anche se circa quattro volte inferiore a quello del silicio.
- L'*alluminio*, il *titanio*, lo *zirconio* agiscono in modo simile al silicio.
- Il *rame* durante la solidificazione è un debole grafitizzante e promuove la formazione di perlite.

- Il *cromo* invece favorisce notevolmente la formazione di carburi che hanno scarsa tendenza a dissociarsi per riscaldamento e quindi un'aggiunta di tale elemento riduce la possibilità di grafitizzazione.

Un miglioramento notevole delle proprietà della ghisa si osserva con l'aggiunta di elementi di lega quali il Ni, il Cr, il Mo, non tanto per l'aumento generalmente limitato della resistenza, quanto per la maggiore uniformità e compattezza dei getti, e per l'affinamento sia della grafite che del grano cristallino: in particolare è molto più facile ottenere per tutti gli spessori quella matrice a struttura perlitica alla quale corrispondono le migliori proprietà.

L'aggiunta di elementi speciali può però avere anche particolari scopi quali la resistenza al calore e alla corrosione già trattati al paragrafo 1.3.5.

Per migliorare sostanzialmente le proprietà della ghisa infine, si adottano procedimenti atti a mutare la forma degli elementi di grafite; passando ad esempio dalla forma lamellare a quella sferoidale si ottengono sensibili miglioramenti grazie alla notevole diminuzione dell'effetto d'intaglio. La struttura a grafite sferoidale si ottiene aggiungendo al metallo liquido uno o più elementi come il *magnesio, il cerio, il calcio, il litio, il sodio, il bario,* ed altri. Il *cerio* ed il *magnesio* sono quelli più utilizzati nella pratica industriale.

1.8 Proprietà meccaniche delle ghise

Composizione chimica e struttura influenzano anche le proprietà meccaniche delle ghise grigie [2]. C e Si sono gli elementi più rilevanti, per cui le proprietà meccaniche sono sovente correlate all'entità del CE. Anche Mn e S influenzano le proprietà meccaniche, infatti il carico di rottura massimo si ottiene solo con matrice perlitica garantita da un corretto rapporto Mn/S. Per una data durezza poi il carico di rottura è massimo quando nella struttura compare grafite di tipo A e minimo quando prevale grafite di tipo D.

Altro fattore importante è costituito dalla dimensione della grafite: lamelle piccole, meno dannose, sono preferibili a quelle grossolane. Raffreddamenti veloci (ma non elevatissimi), comportano un affinamento della struttura con relativa durezza e carico di rottura alti; raffreddamenti lenti provocano un ingrossamento delle lamelle di grafite e conseguente comparsa di ferrite.

Per quanto riguarda le proprietà meccaniche delle ghise sferoidali, si può dire che, grazie alla morfologia della grafite, queste assomigliano molto a quelle di un acciaio a medio tenore di carbonio, e per conseguenza possono sostituirlo in svariate condizioni di impiego.

1.9 Trattamenti termici

1.9.1 Ricottura di distensione

La temperatura di trattamento è in genere al di sotto della temperatura di trasformazione della perlite in austenite [2]. Per avere la massima distensione con minima decomposizione della perlite è richiesta una temperatura compresa tra i 540°C e i 565°C; viene eseguita per eliminare sforzi residui nel getto.

1.9.2 Ricottura

E' consigliata una temperatura tra 700 e 760°C, in modo da avere la decomposizione del carburo di ferro in ferrite più grafite, per un tempo necessario al completamento del processo di grafitizzazione. Il raffreddamento deve avvenire lentamente. Viene eseguita per rendere il getto meno duro, migliorandone la lavorabilità.

1.9.3 Normalizzazione

Riscaldamento del getto a temperatura compresa nell'intervallo 885÷925°C, con mantenimento di circa 1 h. e conseguente raffreddamento in aria ferma. Viene effettuata per migliorare le proprietà meccaniche come durezza e carico di rottura.

1.9.4 Tempra

E' un raffreddamento rapido da una temperatura sufficientemente elevata (800÷900°C) che indurisce il getto rendendolo fragile. In seguito avviene un rinvenimento tra i 150 e 650°C per

aumentarne la tenacità, ridurne gli sforzi residui, nonché la durezza. Il mezzo di tempra può essere acqua, olio (migliore), sali fusi, aria. Nella pratica il trattamento di tempra e rinvenimento viene effettuato per accrescere la resistenza all'usura e all'abrasione di un getto, conferendone una struttura costituita da grafite (agente lubrificante) dispersa in una matrice martensitica dura, che trova impiego in campo ingegneristico.

2 Aspetti base del processo di solidificazione delle ghise

2.1 Premessa

La solidificazione [4] è un fenomeno molto importante per i materiali metallici perché è il momento della formazione dei primi cristalli, e dalle caratteristiche di questi, tipo, forma, dimensioni, orientazione, ecc. dipendono tutte le loro proprietà fisiche e tecnologiche. E' importante anche perché quasi tutti i metalli e le leghe sono ottenuti partendo dal liquido e quindi la loro struttura e costituzione sono in parte direttamente legate a quanto è avvenuto al momento della solidificazione. Anche per questi motivi, la trasformazione liquido-solido è stata molto studiata, ma solo recentemente, negli ultimi decenni, si è arrivati ad una conoscenza abbastanza dettagliata, anche dal punto di vista quantitativo. Ciò indubbiamente perché il fenomeno è molto complesso, già nelle leghe a due soli elementi: basta ricordare alcuni aspetti fondamentali. La solidificazione, infatti:

- è un fenomeno esotermico che mette in gioco un'importante aliquota d'energia: il calore latente;
- richiede la formazione di una o più nuove fasi e quindi di interfacce fra il liquido e i vari solidi;
- è fortemente condizionata da fenomeni di trasporto di massa ed energia;
- è sempre accompagnata da una riduzione di volume, perché il solido ha una densità superiore a quella del liquido;
- nella pratica si attua sempre in condizioni di non equilibrio.

Quest'ultima notazione è molto importante: le condizioni operative nelle quali si attua la trasformazione liquido-solido influiscono fortemente sul grado di scostamento dall' equilibrio, e quindi sul tipo, forma, ecc. dei cristalli del solido in formazione. Controllando e modificando queste condizioni è quindi possibile modificare, entro certi limiti, le caratteristiche del solido finale. Anche per questa trasformazione, la nuova fase che è, quasi sempre, un solido cristallino, si forma seguendo il classico meccanismo della nucleazione ed

accrescimento, e di conseguenza richiede tempi adeguati e fisicamente misurabili. Operando con elevate velocità di raffreddamento la solidificazione può avvenire in condizioni tanto lontane dall'equilibrio, da impedire anche la nucleazione del solido cristallino; si può arrivare quindi alla formazione di un solido "amorfo".

Come già accennato, negli ultimi anni si è avuto un forte sviluppo delle conoscenze sulla solidificazione, anche dal punto di vista quantitativo. L'approfondita conoscenza delle leggi che governano il fenomeno, ha consentito di sviluppare dei modelli matematici che ne danno una descrizione previsionale utile anche ai fini applicativi. L'uso di modelli di simulazione per la previsione delle strutture finali nei getti è ormai molto diffuso in fonderia. Per una trattazione completa si rimanda ai numerosi testi disponibili, alcuni citati nella bibliografia. In questo capitolo verranno esaminati solo gli aspetti di base della solidificazione, allo scopo di spiegare e giustificare le macrostrutture di solidificazione e le leggi fondamentali che ne governano la formazione.

2.2 Le macrostrutture nei prodotti di solidificazione

La pratica industriale riguarda essenzialmente la solidificazione di leghe in semilavorati, detti lingotti e billette, di dimensioni abbastanza elevate, oppure di "getti" cioè pezzi che vengono ottenuti nella forma finale direttamente dalla solidificazione della lega liquida in una forma che riproduce, in negativo, l'oggetto da produrre [4].

Nelle leghe più comuni prodotte in lingotti e billette (acciai, leghe di rame e di alluminio), il primo solido che si forma dalla solidificazione è costituito da una soluzione solida. La macrostruttura nella sezione trasversale dei prodotti di solidificazione si presenta con un aspetto caratteristico tipico e qualitativamente analogo per tutte le leghe e per qualsiasi dimensione della sezione, come in figura 2.1. Si nota generalmente la presenza di tre zone:

- una prima fascia periferica sottile, non sempre evidente, derivante dalla solidificazione del primo liquido a contatto con il recipiente, tipicamente a grani molto piccoli;
- una seconda zona con cristalli di grosse dimensioni, spesso visibili ad occhio nudo, di aspetto caratteristico, arborescente, allungati e ramificati, che partono dalla periferia e si allungano verso il centro della sezione;

- una terza zona centrale, con cristalli di forma più o meno tondeggiante e con orientamento casuale.

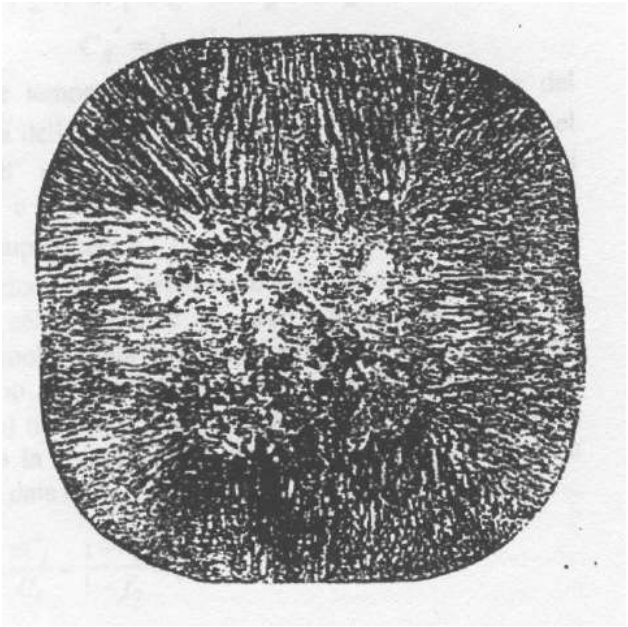


Figura 2.1: macrostruttura nella sezione di un lingotto

Le condizioni di solidificazione possono influire sull'estensione relativa della seconda e terza zona, che però sono entrambe sempre generalmente presenti nella sezione di lingotti e billette. A questa particolare forma e distribuzione molto eterogenea dei cristalli nella sezione, si accompagna anche una più o meno accentuata eterogeneità di composizione: generalmente la concentrazione del soluto, e/o dei componenti che fondono a temperatura inferiore, è maggiore nella parte centrale, mentre al contrario la zona periferica ha una concentrazione di soluto inferiore a quella corrispondente alla composizione media della lega.

Queste eterogeneità di composizione, di forma e di dimensioni dei cristalli sono quasi inevitabili e rendono il materiale metallico, allo stato grezzo di fusione, in sostanza inutilizzabile. Solo attraverso le lavorazioni per deformazione plastica è possibile ridurre e uniformare le dimensioni dei grani cristallini ed eliminare le eterogeneità di composizione presenti nei lingotti e nelle billette, restituendo al materiale metallico le caratteristiche che gli sono proprie.

La rigenerazione della grana per mezzo delle lavorazioni termo-meccaniche non è ovviamente possibile per i getti, che già dopo la solidificazione hanno una forma quasi definitiva e comunque non possono essere sottoposti a deformazione plastica. Poiché anche

nei getti le strutture di solidificazione delle soluzioni solide presentano gli stessi inconvenienti, come leghe da fonderia per la produzione dei getti, generalmente non si usano leghe costituite da soluzioni solide, ma leghe parzialmente o completamente eutettiche: le ghise, come leghe del ferro, l'alluminio-silicio per l'alluminio, gli ottoni bifasici e i bronzi (che in realtà sono leghe peritettiche) per il rame. In queste leghe al momento della solidificazione si ha la formazione contemporanea di due fasi solide e ciò necessariamente condiziona l' accrescimento relativo dei due tipi di cristalli. Si ottengono in tal modo microstrutture generalmente più fini, perché è limitata la crescita dei grossi cristalli dendritici, che mancano del tutto nelle leghe esattamente eutettiche. Anche usando leghe eutettiche, in ogni caso la macrostruttura dei getti si presenta spesso con grana tendenzialmente grossolana ed eterogenea: anche per questo motivo le caratteristiche meccaniche dei getti sono generalmente inferiori a quelle della stessa lega ottenuta da lingotti e successive lavorazioni per deformazione plastica.

2.3 Aspetti termodinamici

Nella realtà pratica la solidificazione non può mai realizzarsi in condizioni di equilibrio: il grado di scostamento dall' equilibrio dipende, ed aumenta, con l'aumentare della velocità di solidificazione [4].

Affinché una lega possa solidificare in condizioni di equilibrio, la temperatura e il potenziale chimico dovrebbero mantenersi uniformi in tutto il sistema, che, durante la solidificazione, è costituito da due fasi, una liquida e l' altra solida, che hanno composizioni diverse, come indicato dal diagramma di stato. Tali condizioni si realizzano solo con raffreddamenti lentissimi, in tempi lunghissimi, da ere geologiche. Vediamo allora schematicamente, in quali condizioni avviene la solidificazione nei casi reali. Nella realtà, durante la solidificazione, le due fasi, liquida e solida, non hanno né temperatura né composizione uniformi: però è possibile che all'interfaccia liquido-solido si abbiano condizioni di equilibrio "locale". Ciò non è mai assolutamente vero, però è chiaro che condizioni di equilibrio si possono raggiungere molto più facilmente alla sola interfaccia liquido-solido, piuttosto che nelle intere due fasi. In leghe binarie diluite, assimilando le curve

del diagramma di stato a due rette, la condizione di equilibrio locale per un'interfaccia generica curva, è data dalle relazioni:

$$T_i = T_m + m_L C_L^* - T_m \Gamma K_m$$

$$C_s^* = K_0 C_L^*$$

dove T_i e T_m , sono le temperature all' interfaccia e di fusione del solvente, m_L la pendenza della curva del liquidus, C le composizioni del liquido e del solido all' interfaccia, Γ il rapporto fra l' energia di superficie liquido/solido e il calore latente per unità di volume, K_m la curvatura media della superficie e K_0 il coefficiente di ripartizione all'equilibrio. Queste relazioni sono largamente usate con successo nella modellizzazione della solidificazione di gran parte delle leghe da fonderia. Ad esempio, molto usata è la relazione di Scheil che ipotizza condizioni di equilibrio all'interfaccia, rapida diffusione (e cioè composizione uniforme) nella fase liquida e invece nessuna diffusione nella fase solida: allora la composizione del liquido, in funzione della frazione solidificata fs è data da:

$$\frac{dC_l}{C_l} = \frac{1-K_0}{1-f_s} df_s$$

che può essere facilmente integrata, per K_0 costante, per ottenere la variazione della composizione del liquido :

$$C_l = C_0 (1-f_s)^{K_0 - 1}$$

e la variazione della composizione del solido, per il caso semplice della solidificazione unidirezionale :

$$C_s = K_0 C_0 (1-f_s)^{K_0 - 1}$$

La relazione di Scheil riesce a descrivere abbastanza bene fenomeni molto comuni, come la microsegregazione nei getti o il *coring* delle dendriti, vale a dire la loro disuniformità di composizione nelle sezioni longitudinale e trasversale.

Un'altra situazione molto simile ed importante in molti casi pratici, ad esempio nelle ghise bianche, si ha quando la solidificazione si realizza ancora in condizioni di (pseudo) equilibrio all'interfaccia liquido/solido, ma con formazione non della fase solida di equilibrio, ma di un'altra fase metastabile, più favorita dal punto di vista cinetico. Ciò avviene soprattutto quando il solido di equilibrio è costituito da una fase con struttura cristallina complessa, che ha nucleazione e/o accrescimento lenti, e quindi viene "battuta in velocità" dalla più rapida formazione di altre fasi metastabili, se la velocità di solidificazione è abbastanza elevata. Anche per le fasi metastabili possono essere tracciati i diagrammi di stato (o di equilibrio metastabile), sulla base delle curve di variazione delle loro energie libere molari in funzione della concentrazione, seguendo gli stessi criteri usati per le fasi stabili, cioè la minimizzazione dell'energia libera. Un esempio tipico è dato dal sistema ferro/carbonio per il quale si possono tracciare il diagramma ferro/grafite (di equilibrio) e il ferro/cementite, che presenta temperature e composizioni di "equilibrio metastabile" come il vero diagramma di equilibrio ferro/grafite. Le condizioni di formazione delle fasi stabili e metastabili, nell'ipotesi di equilibrio locale all'interfaccia, possono essere ricavate combinando l'analisi dei diagrammi di stato, stabile e metastabile, con i dati sulle cinetiche di formazione delle fasi stabile e metastabile.

Infine, un ulteriore scostamento dall'equilibrio si ha quando la solidificazione si realizza con velocità elevata e/o forte sottoraffreddamento del liquido: quest'ultima condizione tuttavia si verifica molto raramente nei processi di solidificazione industriali. La elevata velocità di solidificazione, cioè il rapido spostamento dell'interfaccia, fa rimanere il secondo componente, il "soluto", come intrappolato nel solido che sta rapidamente "congelando". Quindi il soluto raggiunge nel solido, concentrazioni più elevate di quelle che corrisponderebbero, secondo il diagramma di stato, alla composizione del liquido che sta solidificando. Poiché ovviamente le leggi della termodinamica restano valide anche in condizioni di non equilibrio, la solidificazione può comunque avvenire solo con una diminuzione dell' energia libera: allora l'aumento del potenziale chimico (e della concentrazione) del soluto all' interfaccia liquido/solido deve essere compensato da una diminuzione dell' energia libera di cristallizzazione del solvente. La variazione globale dell'energia libera allora è data da:

$$\Delta G = \left[\left(\mu_S{}^A - \mu_L{}^A\right)\left(1 - C_S{}^*\right) - \left(\mu_S{}^B - \mu_L{}^B\right)C_S{}^*\right]$$

dove naturalmente i potenziali μ dipendono sia dalla composizione delle fasi che dalla temperatura. Poiché, come già detto, la relazione resta valida anche in condizioni di non equilibrio, può essere impiegata per calcolare gli intervalli di composizione consentiti per il solido, al variare della composizione del liquido e della temperatura, semplicemente imponendo la condizione che il .G deve essere negativo. Si ottengono così i diagrammi che riportano gli intervalli di composizione della fase solida, in funzione della temperatura e della composizione del liquido che sta solidificando.

2.4 Solidificazione della ghisa sferoidale

La combinazione della facilità con la quale viene colata la ghisa e la tenacità dell'acciaio è stata, nella prima metà di questo secolo, un obiettivo che gli ingegneri hanno raggiunto con la ghisa malleabile. Questa classe di ghise è il risultato di un lungo trattamento di ricottura della ghisa bianca durante il quale la cementite si decompone in grafite che precipita come aggregati in una matrice la cui composizione (ferrite e perlite) dipende dal ciclo di raffreddamento a partire dalla temperatura di ricottura.
Comunque, l'alto costo correlato al lungo trattamento di ricottura richiesto unitamente alla difficoltà di eseguire getti sani con componenti in ghisa bianca ha limitato la sua utilizzazione. Il sogno dei fonditori e degli ingegneri progettisti è divenuto una realtà nel 1948, quando H. Morrogh della British Cast Iron Research Association (BCIRA) annunciò alla convenzione della associazione americana dei fonditori che una piccola aggiunta di Ce alla ghisa grigia ipoeutettica aveva dato origine ad un getto che conteneva particelle sferiche di grafite. Nello stesso anno, la International Nickel Company rese noto che una simile struttura della ghisa poteva essere ottenuta utilizzando magnesio come agente sferoidizzante. Nel 1949 la INCO brevettò il processo. Era nata la ghisa sferoidale. Sebbene non potesse essere previsto cinquant'anni fa, la ghisa sferoidale ha subito uno sviluppo fenomenale fino a diventare, nel 1998, l'unico materiale ferroso con un trend di crescita positivo. L'obiettivo di questo paragrafo è di rivisitare lo stato dell'arte della tecnologia della ghisa sferoidale, in particolare riguardo al processo di produzione ed alle proprietà di quella che è diventata, dopo una storia di cinquant'anni, una famiglia di materiali da costruzione.

La ghisa sferoidale è una lega ternaria Fe-C-Si nella quale le concentrazioni di carbonio e di silicio sono tipicamente comprese negli intervalli 3.5-3.9% e 1.8-2.8%,

rispettivamente. La selezione delle composizioni è dettata dalle dimensioni della sezione del getto e dalle proprietà del materiale che si vogliono ottenere. A differenza della ghisa grigia nella quale la grafite precipita come fiocchi, questa si presenta come noduli nella ghisa sferoidale. Sebbene la formazione dei noduli sia in relazione al tenore di carbonio e di silicio, tuttavia non è controllata da quest'ultimo ma piuttosto è conseguenza del livello di purezza della ghisa e dell'aggiunta di materiali sferoidizzanti. Comunque, la quantità di grafite contenuta nelle fasi metalliche è controllata dalle percentuali di silicio o di carbonio e dai parametri di raffreddamento.

Assumendo che il raffreddamento dallo stato liquido di una ghisa ben inoculata avvenga in condizioni di equilibrio (velocità di raffreddamento prossima a zero), il primo solido a cristallizzare in una lega di ipereutettica (percentuale di carbonio o CE = 4.5%) alla temperatura del liquidus è la fase grafite. Queste particelle di grafite crescono causando la diminuzione del tenore di carbonio nella lega liquida fino a che la temperatura raggiunge l'intervallo di trasformazione eutettica (vedi diagramma di figura 1.1). L'austenite (γ) nuclea in aree impoverite di carbonio; conseguentemente una guaina di γ circonda i noduli di grafite come mostrato nella figura 2.2.

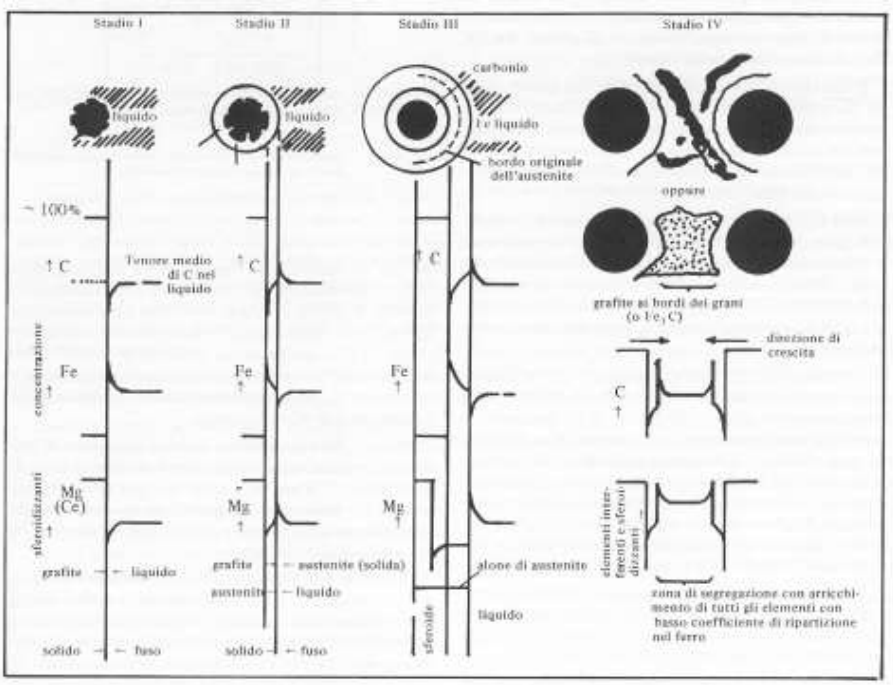


Figura 2.2: Distribuzione dei vari elementi nel fronte di solidificazione degli sferoidi di grafite

Durante questa solidificazione eutettica, solo l'austenite è in contatto con il liquido e il meccanismo che controlla la crescita dei noduli diviene la diffusione degli atomi di carbonio attraverso le guaine di γ. In una lega ternaria quale la ghisa sferoidale, la solidificazione eutettica avviene in un intervallo di temperatura che è determinato dai principali elementi in lega e dalla cinetica di accrescimento delle fasi.

Dal momento che i noduli di grafite crescono grazie al meccanismo di trasporto degli atomi di carbonio attraverso la guaina di austenite piuttosto che a causa del diretto contatto con la lega liquida come nella ghisa grigia, questo intervallo di temperatura è molto più ampio nella ghisa sferoidale che nella ghisa grigia. Dopo la solidificazione, la diffusione del carbonio verso i noduli di grafite preesistenti continua perché la solubilità del carbonio nell'austenite diminuisce con la temperatura (dal 2% a 1154 °C a circa 0.8% alla temperatura eutettoide). Pure la trasformazione eutettoide ha luogo in un intervallo di temperatura. In questo stadio, l'austenite si trasforma in ferrite e un maggior numero di atomi di carbonio diffondono verso i noduli, essendo la solubilità del carbonio inferiore nella ferrite (circa 0.025%) che nell'austenite. La microstruttura di equilibrio risultante è una matrice ferritica con noduli di grafite.

Questo scenario può accadere solo se gli atomi di carbonio hanno tempo ed energia motrice sufficienti per abbandonare l'austenite e/o la ferrite. Se la solidificazione ed il raffreddamento hanno luogo a velocità più elevata di quella che può essere raggiunta dagli atomi di carbonio durante la diffusione, ne deriva una struttura del tutto differente. Per esempio, durante la solidificazione proeutettica in presenza di un elevato sotto raffreddamento, cristallizza la fase metastabile Fe_3C piuttosto che la grafite. In tal caso, la temperatura eutettica metastabile viene raggiunta prima che avvenga la nucleazione della grafite e si forma un eutettico con carburo, seguito dalla trasformazione dell'austenite in perlite. Sebbene semplificata, questa descrizione illustra le basi richieste per comprendere una situazione più complessa. I paragrafi successivi tratteranno i fenomeni fisici che controllano la nucleazione e la crescita di fasi proeutettiche, eutettiche, eutettoidi, durante la solidificazione e la trasformazione allo stato solido della ghisa sferoidale.

Una delle fasi più importanti nella produzione di fonderia della ghisa è la preparazione del bagno metallico con la corretta composizione, il mantenimento della composizione fino alla colata, una corretta nodulizzazione ed inoculazione al fine di ottenere un getto sano con la struttura desiderata e di conseguenza le proprietà richieste.

Il Mg è l'agente sferoidizzante che viene di solito aggiunto in una lega composta generalmente da Fe-Si; queste leghe sono formulate in maniera tale da ridurre la violenza

della reazione, promuovere la sferoidizzazione della grafite, neutralizzare l'effetto delle impurezze sulla morfologia della grafite, controllare la struttura della matrice.
L'inoculazione è un mezzo per controllare la struttura e le proprietà della ghisa mediante la riduzione del sottoraffreddamento e l'aumento del numero dei noduli di grafite durante la solidificazione. Un materiale inoculante è un materiale aggiunto al liquido appena prima della colata, il quale sarà in grado di fornire il necessario substrato per la nucleazione dei noduli di grafite durante successivo raffreddamento. Tradizionalmente gli inoculanti sono costituiti da grafite, Fe-Si o CaSi. Oggi il nucleante più popolare è il Fe-Si contenente piccole quantità di elementi come Ca, Al, Zr, Ba, Sr e Ti.

2.5 La nucleazione

Nella solidificazione, la nucleazione è la formazione dal liquido dei primi piccoli cristalli (embrioni), in grado di accrescersi. Il momento della nucleazione è molto importante non solo perché costituisce l'inizio della formazione del solido, ma anche, più praticamente, perché dalla velocità di nucleazione e dal numero di nuclei nel tempo, dipendono il numero e quindi le dimensioni medie dei cristalli che costituiranno il solido finale.

Sperimentalmente, ma limitatamente ai metalli puri o anche a leghe che formano soluzioni solide, si osserva che:

- nei processi di solidificazione usuali, cioè nella pratica industriale, quando il metallo liquido solidifica in un contenitore (lingottiera, forma, ecc.), la solidificazione inizia subito, generalmente sulle pareti del contenitore, con sottoraffreddamenti bassissimi, al massimo di pochi gradi;
- anche in assenza di contenitore, in campioni di metallo liquido di una certa entità, 10-15 cc, la solidificazione parte con sottoraffreddamenti bassissimi, di pochi gradi;
- invece se il liquido solidifica suddiviso in goccioline di piccole dimensioni (ad esempio nei processi di atomizzazione), in molte goccioline si può arrivare a sottoraffreddamenti ben più elevati, dell' ordine di qualche centinaio di gradi;
- campioni non troppo grossi di metalli elaborati in ambienti particolarmente protetti, immersi in vetri liquidi, sospesi per levitazione in ambiente di idrogeno, possono arrivare ugualmente a sottoraffreddamenti elevati, di qualche centinaio di gradi.

Nella pratica industriale invece, durante la solidificazione di leghe con formazione di un eutettico, si possono raggiungere sottoraffreddamenti di una certa entità, soprattutto se una delle fasi solide non è una "fase metallica" o ha una struttura cristallina particolarmente complessa, come ad esempio la grafite nelle ghise o il silicio nelle leghe Al-Si.

La nucleazione della grafite e dell'austenite avvengono attraverso un processo eterogeneo per il quale sono necessari nuclei preesistenti compatibili con la loro struttura cristallografica. Nella ghisa sferoidale il numero di centri di solidificazione eutettica stabili è circa 200 volte più elevato che nella ghisa grigia allo stesso valore di sottoraffreddamento. L'austenite nuclea preferenzialmente in aree impoverite di carbonio; elementi quali titanio, vanadio ed alluminio sono efficaci per aumentare il numero di dendriti γ e mediante la formazione di carburi, nitruri, o carbonitruri che agiscono come substrati per la cristallizzazione dell'austenite. Il numero di sferoidi di grafite formati durante la solidificazione (o il numero di siti di nucleazione), è funzione della composizione e del sottoraffreddamento (o velocità di raffreddamento) del metallo. Il processo di inoculazione, che è più efficace nella ghisa ipoeutettica che in quella ipereutettica, cambia drasticamente il potenziale di nucleazione delle particelle di grafite. Molti tipi d'inclusioni, tipicamente provenienti dai prodotti dei trattamenti di sferoidizzazione ed inoculazione, sono stati identificati al centro del noduli di grafite. Sebbene sia stata riportata la nucleazione dei noduli di grafite anche in ghise molto pure, è stata dimostrata tuttavia la loro nucleazione eminentemente eterogenea.

2.5.1 Meccanismi di nucleazione della grafite

Le leghe inoculanti nella ghisa sono tradizionalmente basate sul Fe-Si, grafite, o CaSi. Dato che il Si puro e le leghe Fe-Si non si sono dimostrate efficaci come inoculanti, la loro potenza nucleante dipende dalla presenza di elementi minori, quali Ca, Al, Zr, Ba, Sr, e Ti. Varie teorie sono state proposte per spiegare gli effetti di questi elementi.

Nelle prime teorie si supponeva che la grafite nucleasse epitassialmente su altre particelle di grafite presenti nel bagno. Secondo alcuni autori la presenza di Si in alcuni inoculanti sarebbe stata legata alla formazione di zone ricche in Si a ridosso delle particelle di ferrolega in corso di dissoluzione, all'interno delle quali zone, la solubilità del carbonio sarebbe stata sufficientemente bassa da promuovere la precipitazione di grafite.

Successivamente allo scioglimento del Fe-Si nella ghisa liquida, è stato osservato da Fredriksson che si formano cristalli di SiC e di grafite, nel liquido prossimo alle particelle di Fe-Si in via di soluzione. La vita di queste particelle è estremamente breve in quanto si ridissolvono immediatamente dopo il trattamento di inoculazione. Particelle di ossido o di solfuro non sono state rilevate. Sulla base dei dati sperimentali, Fredriksson ha formulato ipotesi per spiegare la nucleazione della grafite ed il fenomeno della evanescenza. Una sua importante ipotesi è l'esistenza di una distribuzione eterogenea (sovrasaturazione locale) di C e Si nel fuso in seguito alla dissoluzione del SiC, che sarebbe in grado di fornire le energie di attivazione per la nucleazione omogenea della grafite. L'effetto di evanescenza viene quindi spiegato mediante una omogeneizzazione del liquido rispetto a C e Si mediante i meccanismi di convezione e diffusione.

Una teoria ulteriore sui meccanismi di nucleazione è la teoria dei carburi a reticolo cubico (simile al NaCl). In un classico articolo sulla natura dei nuclei di grafite, Lux considera sia la nucleazione omogenea che quella eterogenea della grafite. Egli conclude che gli elementi Ca, Sr, Ba formano carburi simili al sale del tipo CaC_2 nel metallo liquido e che avviene una diretta transizione epitassiale dal reticolo CaC_2 al reticolo della grafite senza eccessive distorsioni reticolari. In tali condizioni, l'energia interfacciale del nucleo e del substrato sarà sufficientemente bassa da permettere una estesa nucleazione della grafite durante la solidificazione.

Infine molti ricercatori hanno suggerito che la nucleazione della grafite avvenga su particelle di ossidi, solfuri, nitruri che siano presenti o si siano formate dopo l'aggiunta dell'inoculante. Lalich e Hitchings (AFS Trans., 1976, (84) 653-64) hanno confermato queste ipotesi dimostrando l'importanza delle inclusioni non metalliche. Hanno trovato che composti di solfuri di calcio e magnesio fungono da siti di nucleazione per i noduli di grafite nelle ghise sferoidali trattate con leghe Fe-Si al Mg. Conclusero che la maggior parte dei noduli nella ghisa sferoidale sono associati a inclusioni non metalliche e che la crescita della grafite è, in alcuni casi, pure in relazione alla forma ed alla distribuzione di queste inclusioni.

Inclusioni in noduli di grafite estratti dalle ghisa solidificata sono stati esaminati mediante differenti tecniche (diffrazione elettronica e microanalisi) al fine di determinarne l'identità. È stato determinato che queste inclusioni sono costituite spesso da due zone:

- la zona centrale costituita da solfuro di Ca e Mg o solfuro di Sr, Ca e Mg;
- una zona esterna costituita da ossido di Mg, Al, Si e Ti.

Inoltre alcune inclusioni contenute nella matrice solidificata avevano la stessa composizione dei centri dei noduli di grafite; entrambe queste strutture avevano dimensioni di circa un micron.

È da notare che queste inclusioni nelle ghise sferoidali sono di solito molto più piccole di quelle che si ritrovano negli acciai colati da siviera.

2.5.1.1 Nucleazione della grafite in bagni liquidi di elevata purezza

La nucleazione eterogenea della grafite su particelle estranee è stata descritta anche in metalli liquidi contenenti tenori di zolfo e di ossigeno estremamente bassi (meno di 0.2 e 7 ppm rispettivamente). Dhindaw e Verhoeven hanno esaminato leghe Fe-C-Si prodotte a partire da ferro extra puro ottenuto per rifusione a zone. Dopo un'esaustiva indagine al SEM, supportata dalla microanalisi, essi hanno trovato che gli atomi delle impurezze non erano mai collocati al centro di noduli, il che suggerirebbe che la nucleazione della grafite non sia da associarsi alle inclusioni di solfuro. Comunque, gli inoculanti commerciali Si-Ca-Al effettivamente aumentavano il numero di noduli nella lega ultra pura, affinata con tecnica di rifusione a zone, da valori prossimi a zero a valori di circa 26 mm^{-2} . Di conseguenza essi conclusero che il principale effetto dell'inoculante Fe-Si addizionato con Ca nelle ghise commerciali è di promuovere la nucleazione eterogenea della grafite, mediante la formazione di un carburo metastabile (CaC_2), mentre la corrispondente funzione del nodulizzante è di agire come disossidante e desolforante per migliorare la morfologia di crescita dei noduli.
Si noti che il massimo valore del numero di noduli per unità di superficie, riportato dagli autori, è piuttosto basso in confronto con quello normalmente osservato nelle ghise sferoidali commerciali, dove tale valore può superare 300 o 400 [mm^{-2}]. Di conseguenza, la loro ricerca non è esaustiva dato che esclude la possibilità della nucleazione di grafite su inclusioni non metalliche.

2.5.1.2 Natura delle inclusioni non metalliche

Inclusioni non metalliche di composizione variabile sono state osservate nella matrice ferrosa e nei centri dei noduli di grafite da un rilevante numero di ricercatori. La tabella I fornisce un riassunto delle diverse combinazioni di elementi e di fasi prelevate in queste inclusioni. Gli elementi del gruppo II come Mg, Ca, Sr, Ba sono di particolare interesse nella produzione di ghisa sferoidale dato che sono dei forti formatori di solfuri e di ossidi.

2.6 Meccanismi di crescita della grafite

La grafite è la prima fase che si forma nelle ghise ipereutettiche durante la solidificazione. Possiede un'elevata entropia di fusione, e la sua crescita è controllata dalla velocità con la quale le differenti strutture all'interfaccia solido-liquido possono incorporare atomi. È caratterizzata da struttura cristallografica esagonale, limitata da sei facce del prisma e due piani basali ad elevata densità, come mostrato nella Figura 2.3.

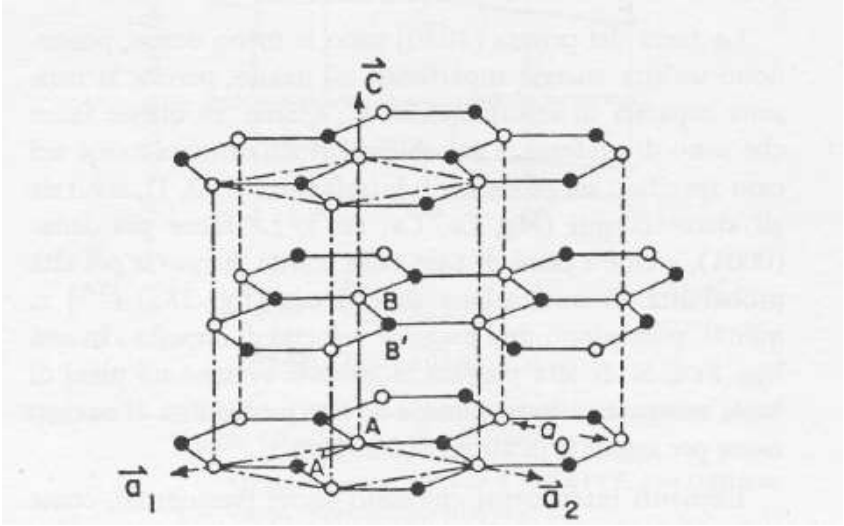


Figura 2.3: struttura dei cristalli di grafite con sequenza ABAB. La lunghezza AA' è di 0,146 nm

La crescita dovrebbe normalmente avvenire lungo la direzione dei poli dei piani con la più bassa energia all'interfaccia che siano in contatto con il fuso. Questo significa che, in assenza di elementi attivi in superficie, la direzione normale della crescita della grafite dovrebbe essere lungo la direzione perpendicolare al piano basale, dando quindi origine alla crescita di grafite nodulare. Questo comportamento è stato osservato in sistemi di elevata purezza fusi sotto vuoto. Quando sono presenti elementi attivi alla superficie (per esempio ossigeno, zolfo, ecc.), questi sono preferenzialmente assorbiti sui piani del prisma a più elevata energia, riducendo in tal modo l'energia interfacciale di tali piani con il metallo liquido, fino a un valore inferiore a quello dei piani basali. Questo fa sì che si produca una variazione nella direzione di crescita da quella sui piani basali a quella sui piani prismatici.

In assenza di elementi attivi alla superficie, gli atomi di carbonio sono preferenzialmente depositati sui piani basali. Questa crescita nella direzione ″c" avviene a

partire dal gradino di dislocazioni a vite che intersecano l'interfaccia. Il gradino di una dislocazione a vite diventa una spirale durante la crescita, come mostrato in figura 2.4.

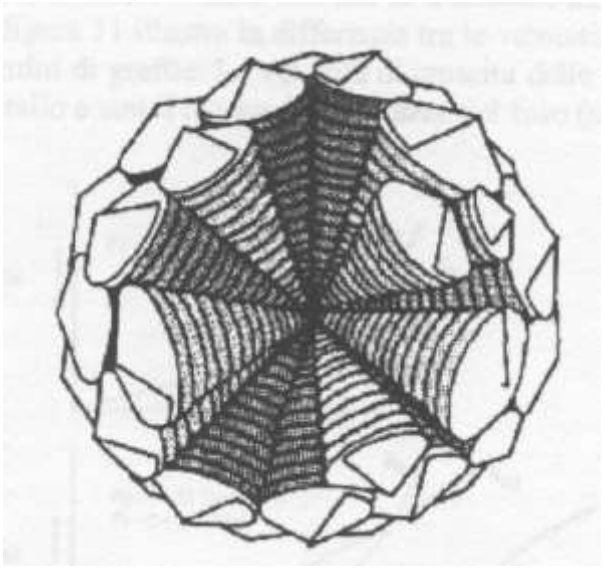


Figura 2.4: Crescita del gradino di dislocazione a vite che diviene una spirale

Gli atomi si attaccano sul gradino della spirale, e la rotazione che ne consegue dà origine ad una crescita pari all'altezza del gradino per ogni giro. Il piano basale a bassa energia, si propaga lungo la sua normale e produce la configurazione a più bassa energia libera possibile tra il metallo liquido e la grafite. La Figura 2.5 mostra le ramificazioni dei cristalli di grafite lungo le varie direzioni ″c", dando in tal modo origine a uno sferoide di grafite.

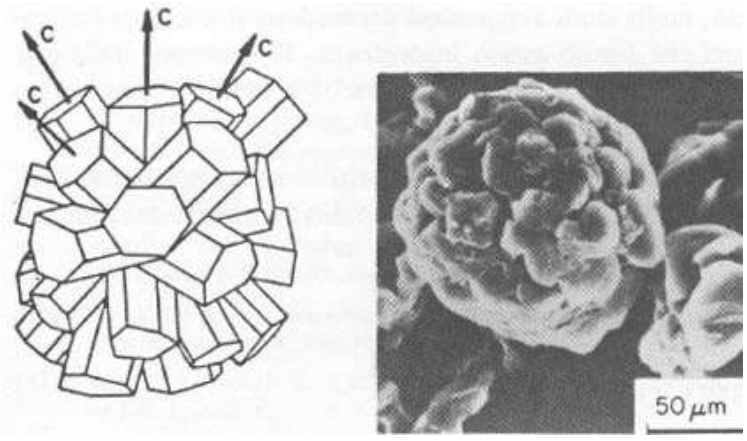


Figura 2.5: ramificazione di uno sferoide di grafite

Elementi attivi alla superficie possono essere assorbiti sui piani prismatici ad elevata energia in modo da ridurre l'energia interfacciale con il metallo a un valore inferiore a quella del piano

basale. Quando ciò accade, la velocità di crescita lungo la direzione perpendicolare ai piani prismatici supera quella lungo il piano basale, dando in tal modo origine ad una crescita della grafite in forma di fiocco o lamella.

La funzione del nodulizzante (esempio Mg, Ce, ecc.) è di neutralizzare gli elementi attivi alla superficie in grado di attaccarsi preferenzialmente sui piani prismatici della grafite. La lista di questi elementi include ossigeno, zolfo, piombo, tellurio e altri. Il diametro ottimale delle inclusioni è compreso nell'intervallo di 0,4÷2 [μm] con un picco della frequenza di particelle del diametro di 1,1 [μm]. Aumentando il sottoraffreddamento durante la solidificazione eutettica, aumenta la velocità di nucleazione e, come ci si può aspettare, il numero di noduli. Anche l'intervallo di temperatura per la trasformazione eutettica viene allargato dall'aumento della velocità di raffreddamento. Durante la trasformazione allo stato solido dell'austenite, è improbabile la formazione di nuovi nuclei adatti alla precipitazione di grafite. In relazione alla temperatura ed alla composizione chimica della lega, durante questa reazione l'austenite può trasformarsi o in ferrite più grafite o in ferrite e perlite più grafite. È stata osservata anche la decomposizione di Fe_3C in grafite-ferrite. In condizioni di bassa velocità di raffreddamento, la ferrite di solito nuclea all'interfaccia austenite-grafite poiché lì vi sono zone impoverite di carbonio intorno ai nuclei di grafite; i noduli giocano il ruolo di "serbatoi di raccolta" di carbonio man mano che la solubilità del carbonio nell'austenite crolla, con la diminuzione della temperatura. A questo punto, l'interfaccia ferrite/austenite diventa il sito preferenziale della nucleazione della perlite a causa dell'alto tenore in carbonio dell'austenite. Se gli elementi che promuovono la formazione della perlite diminuiscono la temperatura di trasformazione e riducono la velocità di formazione della ferrite, la perlite può nucleare o ai bordi $\gamma - \gamma$ o all'interfaccia grafite - γ.

Nelle medesime condizioni di sottoraffreddamento, la velocità di crescita della grafite e dell'austenite non sono uguali a causa dei loro differenti meccanismi di crescita. Essendo l'austenite una fase non faccettata, la sua crescita è controllata dal flusso di calore e dalla velocità di diffusione all'interfaccia solido-liquido.

La velocità di crescita delle particelle di grafite varia con la direzione di crescita del cristallo e con il tenore di impurezze nel fuso. La crescita della grafite viene controllata dalla velocità con cui le strutture all'interfaccia solido-liquido possono essere incorporate nella struttura del cristallo di grafite o sul piano basale o sui piani laterali (prismatici). Il piano basale <<c>> fornisce la direzione di crescita preferenziale a causa della sua bassa energia interfacciale con il fuso. L'accrescimento in questa direzione produce la crescita di particelle di grafite sferoidale. Comunque, se gli elementi attivi alla superficie quali l'O, lo S, il piombo

o il tellurio sono presenti nel liquido, questi tendono ad essere assorbiti sui piani ad alta energia (piani prismatici <<a>>) e vengono quindi ridotti al di sotto di quelli del piano <<c>>.

Queste condizioni di crescita generano particelle di grafite dalla forma eterogenea (a corallo, compatta, esplosa, grossolana); molti modelli (più di dieci) sono stati sviluppati per spiegare i meccanismi di crescita della grafite. Comunque, nessuno di questi è stato completamente correlato con dati sperimentali.

2.7 Influenza degli elementi sferoidizzanti sui meccanismi di crescita della grafite

La cristallizzazione del carbonio come sferoidi di grafite è il risultato dell'azione di certi elementi, tipicamente il magnesio, il calcio, ittrio o terre rare, che forniscono le condizioni necessarie per la precipitazione degli atomi di carbonio sui piani <<c>> dei cristalli grafitici. Più precisamente, il loro ruolo è di neutralizzare gli elementi (Zolfo, Ossigeno) che sono preferenzialmente assorbiti sul piano <<a>> del cristallo grafitico. Gli elementi sferoidizzanti reagiscono con l'Ossigeno e/o lo Zolfo per formare composti che possono galleggiare sulla scoria, o possono fungere da siti di nucleazione. Queste reazioni disossidano e desolforano il fuso. L'influenza degli agenti sferoidizzanti può essere riassunta come segue:

- *Magnesio*. Il magnesio è l'elemento sferoidizzante più comune a causa del suo basso costo e della sua applicabilità in ghise con un intervallo di tenori di CE molto ampio e altrettanto ampio campo di spessori del getto. La sua concentrazione tipica nella ghisa sferoidale varia da 0.02 a 0.08% ma la sua efficacia è in relazione al contenuto di S e di O nel metallo. Una concentrazione troppo elevata di Mg può dare origine a un getto contenente elevato tenore di carburi. Come precedentemente detto, il magnesio contribuisce alla formazione di nuclei efficaci sui quali è possibile la precipitazione della grafite. Un contenuto di Mg ottimale è quindi richiesto per ottenere un'elevata concentrazione dei noduli ed una buona nodularità. Inoltre, il magnesio è usualmente aggiunto in unione a piccoli tenori di terre rare per incrementare l'affidabilità del suo effetto sferoidizzante.
- *Calcio*. Sebbene questo possa essere utilizzato da solo come sferoidizzante nella ghisa sferoidale, il suo ruolo principale è di ridurre la volatilità del magnesio e di incrementare il recupero dello stesso. Inoltre esso aumenta l'efficacia del processo di

inoculazione reagendo con l'O per formare CaO. Comunque, quando il tenore di calcio aggiunto supera lo 0.03%, la tendenza del magnesio alla formazione di carburi sembra aumentare.

- *Terre rare (RE) (cerio, lantanio, praseodimio, neodimio).* La designazione "terre rare" (RE) indica gli elementi con numero atomico da 57 a 71. Il cerio (Ce), il lantanio (La), il praseodimio (Pr) ed il neodimio (Nd) sono elementi della famiglia delle terre rare usati come sferoidizzanti. Possono essere aggiunti nella carica fusa come Mischmetal che di solito contiene circa il 50% di Ce, il 25% di La e il 15% di Nd. Una struttura totalmente nodulare è difficilmente ottenibile se RE è l'unico sferoidizzante utilizzato in una ghisa base a basso tenore di S, risultando il tenore di nodularità di solito inferiore 60%. Una combinazione ottimale di RE e Mg è stata determinata ai fini della massimizzazione del numero dei noduli come mostrato nella tabella seguente:

Mg (%) residuo	**RE (%) residue**	**Contenuto noduli ($1/mm^2$)**
0,015	0	226
0,015	0,003	342
0,016	0,008	292
0,025	0	225
0,027	0,004	275
0,029	0,012	290
0,043	0	150÷175
0,032	0,010	200÷225

Tabella 1: Effetto del contenuto delle terre rare sulla concentrazione dei noduli di grafite di una ghisa trattata con Mg.

Inoltre il Ce neutralizza l'effetto deleterio di elementi come il Pb, il Bi, l'As, l'Sb e l'Al. In generale, solo lo 0.002-0.005% di Ce è richiesto per controbilanciare l'effetto di tali elementi in un fuso trattato con Mg. Quando il Ce è presente in concentrazioni eccessive (maggiore di

0.01%), questi aumenta il rischio della formazione di carburi dato che diminuisce il numero di noduli e può influenzare la nodularità in sezioni di getto particolarmente spesse.

Alcuni ricercatori hanno confrontato l'effetto di Ce, La e Mischmetal sulla microstruttura della ghisa sferoidale. Essi hanno dimostrarono che il Ce è l'elemento appartenente alle terre rare più benefico per la formazione di grafite, mentre il La promuove una forte cristallizzazione di carburi a spese della grafite.

3 Ghise compatte

Con il brevetto nel 1949 del sistema di fabbricazione della ghisa sferoidale [3] 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, più nota con il nome americano di *compacted graphite iron,* 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.

L'importanza tecnico-industriale che la ghisa compatta ha assunto in questi ultimi tempi, è dovuta alla messa a punto da parte di diverse compagnie di leghe apposite, principalmente a base di titanio, con la quale è possibile ottenere commercialmente la ghisa compatta con un'unica aggiunta e con un sistema produttivo e di controllo del tutto simile a quello seguito per la ghisa sferoidale.

3.1 Strutture delle ghise compatte

Le ghise compatte hanno una struttura intermedia tra quella della ghisa grigia e quella della ghisa sferoidale [3]. Esse sono caratterizzate dalla separazione di lamelle di grafite interconnesse, corte, spesse, contorte e con bordi terminali piuttosto arrotondati. Nelle figure 3.1, 3.2, 3.3 sono messe in evidenza le differenti morfologie della grafite contenuta nella ghisa lamellare, nella ghisa compatta e nella ghisa sferoidale.

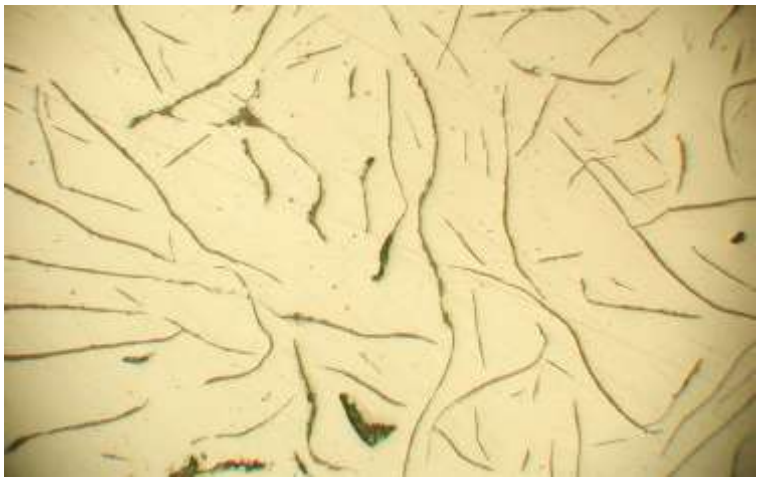


Figura 3.1: Lamelle di grafite contenuta nella ghisa grigia. Ingrandimento 100x.



Figura 3.2: Morfologia grafitica di una ghisa compatta. Ingrandimento 100x.

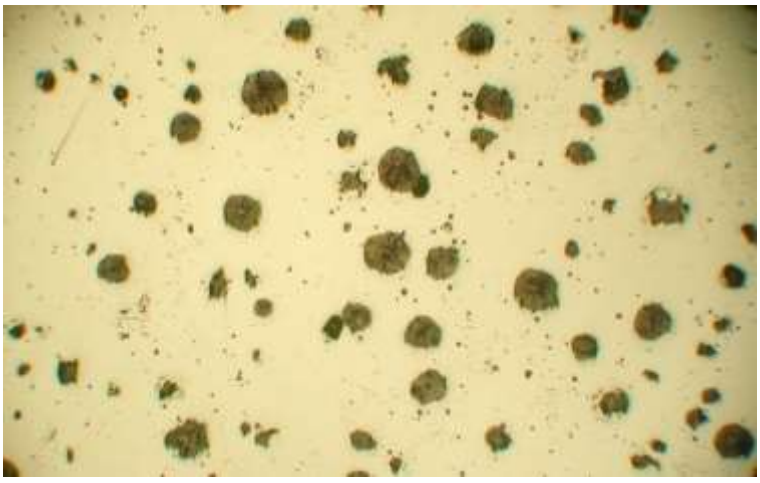


Figura 3.3: Morfologia grafitica di una ghisa sferoidale GS400. Ingrandimento 100x

La natura di queste differenti strutture può essere ulteriormente approfondita mediante l'analisi al microscopio elettronico in scansione di cui riportiamo anche in questo caso le 3 immagini ottenute da una superficie di frattura.

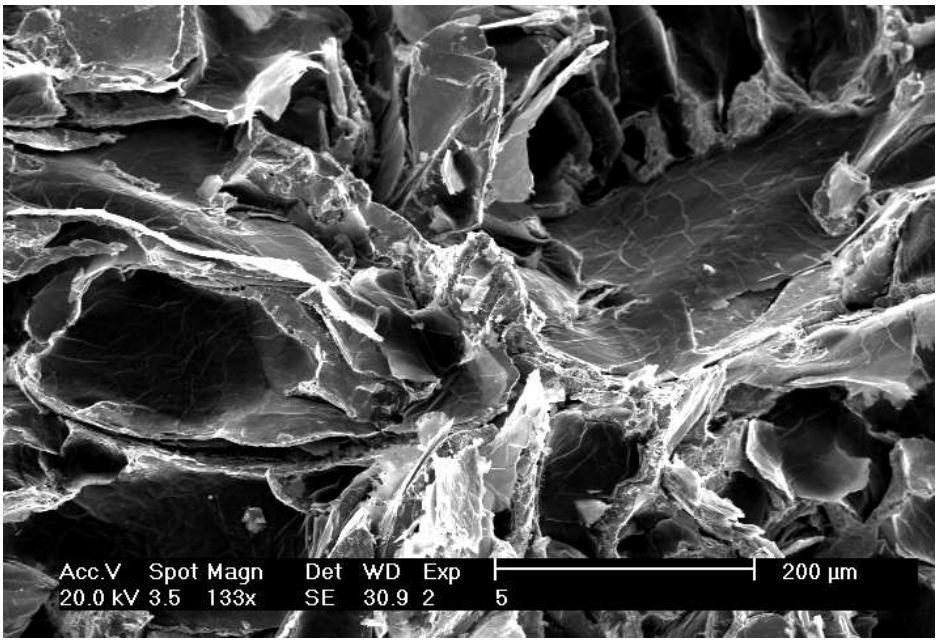


Figura 3.4: Analisi al SEM della superficie di frattura di una ghisa lamellare.

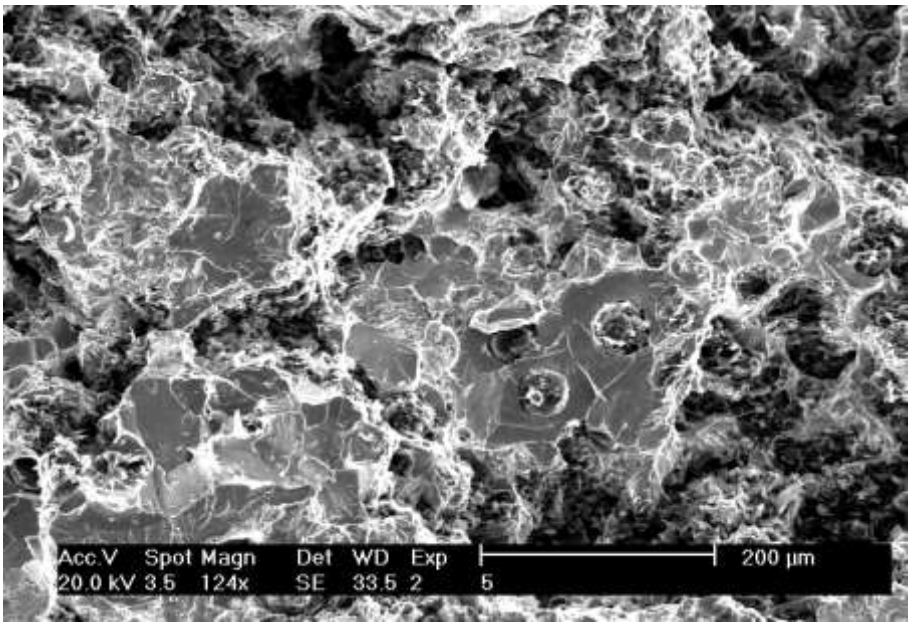


Figura 3.5: Analisi al SEM della superficie di frattura di una ghisa compatta.

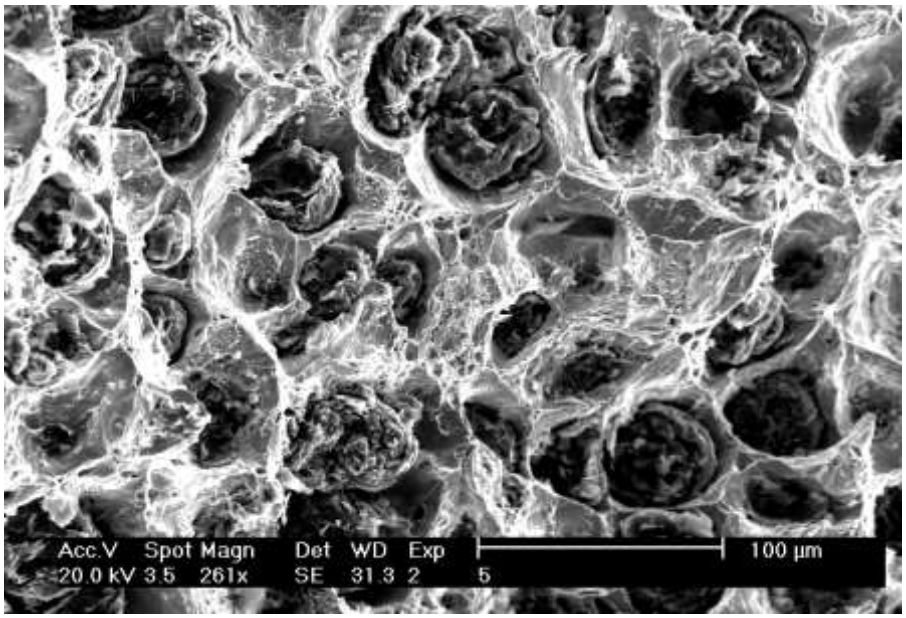


Figura 3.6: Analisi al SEM della superficie di frattura di una ghisa sferoidale GS400.

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 compatta tende a ferritizzare, in quanto è ottenuta dalla stessa ghisa di base utilizzata per la produzione di 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 compatta ha una bassa tendenza a formare carburi, tranne che nel caso in cui la percentuale di magnesio e terre rare residue nei getti superano certi livelli di guardia.

3.2 Proprietà delle ghise compatte

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 compatte possono essere considerate intermedie a quelle delle ghise grigie di qualità e delle ghise sferoidali. Nella tabella successiva riportiamo un prospetto riassuntivo con le proprietà dei tre diversi tipi di ghise, tratto dalle norme DIN 1691-DIN 1693 per le ghise grigie e sferoidali e dall'esperienza della società di ricerca "Sinter cast" per quello che riguarda la ghisa compatta [16].

Materiale	Matrice	Resistenza a trazione [N/mm^2]	Resistenza a fatica [N/mm^2]	Conducibilità termica [W/m·K]	Durezza [HB]	Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità 0,2% [N/mm^2]
Ghisa grigia	Perlitica	200-270	95-110	44-52	175-230	115-210
Ghisa compatta	Ferritica	330-410	155-185	40-45	130-190	240-305
	Perlitica	410-580	190-225	31-40	200-250	345-415
Ghisa sferoidale	Ferritica	400-600	185-210	32-38	140-200	285-315
	Perlitica	600-700	245-290	25-32	240-300	375-482

Tabella 2: Riassunto delle principali proprietà delle ghise [16]

Un'ulteriore classificazione delle proprietà della ghisa compatta proviene dalla norma Americana ASTM A842-85 (revisione 1997) [9] che stabilisce i requisiti minimi di resistenza a trazione della ghisa compatta suddivisa in cinque categorie proprio in funzione del carico unitario di rottura a trazione.

	Grado 250	Grado 300	Grado 350	Grado 400	Grado 450
Carico unitario di rottura a trazione [N/mm^2]	250	300	350	400	450
Carico unitario di snervamento, [N/mm^2]	175	210	245	280	315
Allungamento % min in 50 mm	3	1,5	1	1	1

Tabella 3: Requisiti minimi di resistenza di una ghisa compatta secondo la norma ASTM A842-85

Gli spessori e gli arrotondamenti delle lamelle di grafite nelle ghise compatte riducono la concentrazione degli sforzi interni che si sviluppano nell'interfaccia grafite-matrice e perciò ne deriva una più alta resistenza rispetto a quella ottenuta nella ghisa grigia di qualità avente la stessa matrice. Tuttavia la natura interconnessa della ghisa compatta 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 rendono la ghisa compatta particolarmente adatta a certe applicazioni meccaniche. Vediamo ora più in dettaglio quanto accennato.

3.2.1 Resistenza alla trazione ed allo snervamento

Rispetto a queste proprietà, i getti di ghisa compatta, 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 a trazione e allo snervamento sono più alti di quelli della ghisa grigia di qualità e leggermente inferiori di quelli della ghisa sferoidale come si può constatare nelle tabelle antecedentemente riportate. I valori di resistenza della ghisa compatta sono comunque ancora in 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 tabella successiva.

Matrice della ghisa compatta	**Resistenza allo snervamento [N/mm^2]**	**Resistenza alla trazione [N/mm^2]**
15÷50% Perlite	275÷368	370÷440
88÷97% Perlite	397÷412	537÷560

Tabella 4: Proprietà delle ghise compatte al variare della matrice [3].

La resistenza alla trazione della ghisa compatta 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.

3.2.2 Durezza ed allungamento

La durezza dei getti di ghisa compatta, pur dipendendo dalla natura della matrice, risulta inferiore a quella dei getti di ghisa grigia. Esiste poi una certa relazione tra resistenza a trazione e durezza, e ancora una volta una dipendenza dalla matrice metallica evidenziata nella successiva tabella 5. Per ciò che riguarda l'allungamento, i valori della ghisa compatta sono sensibilmente inferiori a quelli della ghisa sferoidale, ma superiori a quelli della comune ghisa grigia. Anche in questo caso la natura della matrice ha una certa influenza sulla percentuale di allungamento (vedi ancora tab.5).

- Ghisa sferoidale: $\Delta l\ \% = 7 \div 12\%$
- Ghisa compatta: $\Delta l\ \% = 2 \div 5\%$
- Ghisa grigia: $\Delta l\ \% = 1\%$ minimo

Matrice della ghisa compatta	Durezza HB	Allungamento %
15÷50% Perlite	145÷180	2÷4,5
90÷98% Perlite	226÷229	2

Tabella 5: Durezza e allungamento della ghisa compatta in funzione della matrice [3]

3.2.3 Conducibilità termica

La conducibilità termica dei getti in ghisa compatta, dipende non tanto dalla matrice metallica, quanto dalla quantità e dalla forma della grafite che si separa durante la solidificazione eutettica. La ghisa lamellare presenta una conducibilità termica molto superiore a quella nella quale la grafite si trova sottoforma di sferoidi. Anche in questo caso la ghisa compatta si colloca in un range intermedio assumendo valori di conducibilità maggiori della ghisa sferoidale, ma minori della ghisa grigia (Rif. Tabella 2). Inoltre la ghisa con un CE più alto ha, rispetto ad una ghisa con più basso CE, una conducibilità termica maggiore.

3.3 Produzione della ghisa compatta

Attualmente la ghisa compatta è industrialmente ottenibile con due procedimenti: il primo è del tutto simile a quello seguito per la produzione corrente della ghisa sferoidale ed è quello che adotteremo noi per realizzare campioni in ghisa compatta. Il secondo metodo invece richiede metodologie di controllo molto accurate e richiede quindi una dotazione in fonderia costosa e complessa.

3.3.1 Ghise compatte ottenute con leghe contenenti titanio

Per questo tipo di produzione, non occorrono particolari accorgimenti e quindi qualsiasi fonderia che produca bene la ghisa sferoidale può cimentarsi con successo nella produzione di questo nuovo tipo di ghisa. E’ sufficiente infatti eseguire un normale trattamento in siviera di una ghisa liquida in adatto tenore di CE con una certa quantità di lega studiata appositamente per la produzione di ghisa compatta i cui elementi basilari sono Magnesio e Titanio. La composizione ottimale della lega è:

Mg	Ti	Ce	Ca	Al	Si	Fe
4÷5%	8,5÷10,5%	0,25÷0,35%	4÷5,5%	1÷1,5%	48÷52%	Resto

Tabella 6: Composizione ottimale di una lega per la produzione di CGI.

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 infatti 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.

Il trattamento con la lega CGI può essere fatto con i soliti sistemi impiegati per la sferoidizzazione e cioè depositando la lega sul fondo della siviera, introducendola contemporaneamente al metallo liquido, o impiegando un sistema misto. Come per la ghisa sferoidale, dopo il trattamento, il 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.

La ghisa compatta così ottenuta può essere sottoposta con successo agli stessi trattamenti termici della ghisa sferoidale.

3.3.2 Ghise compatte ottenute con il metodo di controllo "Sinter Cast"

In tutte quelle applicazioni in cui, l'aggiunta di leghe a base di titanio può essere sconveniente a causa di un'eccessiva degradazione della lavorabilità delle ghise compatte si ricorre a metodi alternativi [11], [12].

E' stato scoperto infatti che una buona ghisa compatta può essere ottenuta anche soltanto con un trattamento al magnesio, ma con limiti di Mg residuo molto ristretti in quanto con un contenuto di Mg troppo basso non si ottiene ghisa compatta, mentre se il tenore di Mg è troppo alto si ottiene ghisa sferoidale. Nella pratica si è visto che il campo di stabilità di una ghisa compatta varia da produzione a produzione ma in genere è racchiuso entro un range di

magnesio di ±0,004% . E' pertanto necessario un accurato controllo del grado di inoculazione attraverso l'analisi termica effettuata con apposita sonda subito dopo l'inoculazione con il magnesio. Questa procedura permette di effettuare un attento controllo e ove necessario una correzione in linea del contenuto di magnesio riducendo in maniera drastica gli scarti di produzione e le incertezze connesse alla delicatezza del procedimento.

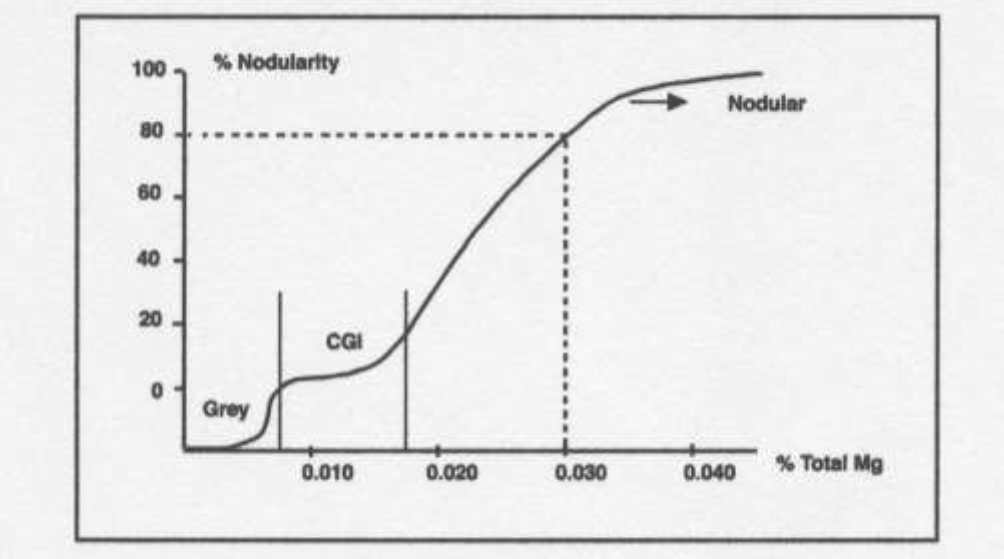


Figura 3.7: Campo di stabilità della ghisa compatta in funzione del tenore di Mg

3.4 Probabili priorità nelle applicazioni della ghisa compatta

Le probabili priorità nelle applicazioni della ghisa compatta saranno probabilmente le seguenti [5]:

- *Teste di cilindri di veicoli industriali:* l'utilizzo delle ghise compatte comporterebbe un incremento delle proprietà statiche e della pressione all'interno dei cilindri.
- *Basamenti inferiori blocchi vetture:* si avrebbe un notevole irrigidimento strutturale.
- *Blocchi cilindri di veicoli industriali:* vantaggi in termini di alleggerimento a parità di resistenza e conseguente aumento di prestazioni.
- *Blocchi cilindri vetture:* nei motori a V diesel l'utilizzo di ghise compatte garantisce la riduzione delle dimensioni dei motori e l'aumento di potenza e coppia.

4 Misure per la caratterizzazione dei vari tipi di ghisa

4.1 Analisi chimica al quantometro

Gli elementi chimici che influenzano la morfologia grafitica e la struttura dei getti, come visto nei capitoli precedenti, sono veramente tanti e la loro influenza sulle caratteristiche meccaniche ottenute è determinante. Pertanto risulta di estremo interesse mantenere sotto controllo la composizione chimica dei getti [3]. Il metodo oggi più diffuso che soddisfa tale esigenza e quello di effettuare l'analisi chimica mediante quantometro.

Questo non è altro che uno spettrometro ad emissione sottovuoto, costituito essenzialmente in tre parti:

- La sorgente di eccitazione;
- Lo spettrometro vero e proprio;
- Un calcolatore ed un software per la gestione dei dati

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 calcolatore. Quest'ultimo integra i segnali che avvengono durante la scarica e come output visualizza le percentuali degli elementi controllati. Se come controelettrodo è utilizzata la grafite purissima, non sarà possibile la determinazione analitica del carbonio.

4.1.1 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 perché 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 nella figura 4.1 la quale permette un raffreddamento veloce e quindi l'ottenimento di provini estremamente sani, omogenei e a struttura completamente bianca.

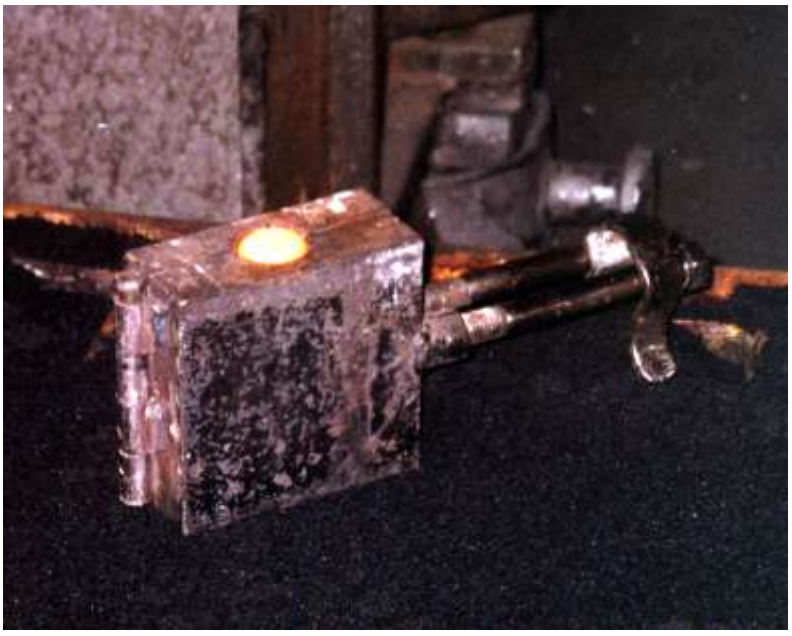


Figura 4.1: Conchiglia per provino in ghisa utilizzato nell'analisi chimica al quantometro.



Figura 4.2: Esempio di campioni analizzati al quantometro.

4.2 Prova di trazione

La prova di trazione è la più importante e la più usata tra le prove meccaniche distruttive in quanto consente di ricavare informazioni molto utili sul materiale, alcune delle quali sono indispensabili nel campo delle lavorazioni. Oltre alle proprietà meccaniche essa fornisce una descrizione quantitativa del comportamento dei metalli all'incrudimento. L'informazione più importante ottenuta è comunque il carico necessario per ottenere un determinato allungamento o al limite per portare il materiale a rottura.

Il metodo d'esecuzione della prova di trazione è regolato dalla norma UNI EN 10002 [8]. Tale norma prescrive che la prova consiste nel sottoporre una provetta ad uno sforzo di trazione, generalmente fino a rottura, allo scopo di determinare una o più caratteristiche meccaniche. Salvo prescrizione contraria, la prova deve essere eseguita a temperatura ambiente, nei limiti fra 10°C e 35°C.

La forma e le dimensioni delle provette dipendono dalla forma e dalle dimensioni dei prodotti metallici di cui devono essere determinate le caratteristiche meccaniche. La provetta è di regola ottenuta mediante lavorazione meccanica di un saggio prelevato da un prodotto o da un bardotto colato. Tuttavia, i prodotti di sezione costante (profilati, barre, fili ecc.) come pure le provette grezze di fonderia (per esempio ghise, leghe non ferrose), possono essere sottoposti alla prova senza essere stati precedentemente lavorati. La sezione retta delle provette può essere circolare, quadrata, rettangolare, anulare o, in casi particolari, di altra forma. Le provette per le quali la lunghezza tra i riferimenti è rapportata all'area della sezione iniziale secondo la relazione

$$L_0 = K \cdot S_0$$

sono chiamate proporzionali. Il valore K riconosciuto a livello internazionale è 5,65. La lunghezza iniziale tra i riferimenti non deve essere minore di 20 [mm]. In caso di provette non proporzionali (qualora il valore dell'area della sezione iniziale è troppo basso per soddisfare la condizione con K=5,65), la lunghezza iniziale tra i riferimenti (L_0) viene presa indipendentemente dall'area della sezione iniziale (S_0).

Le provette lavorate devono presentare un raccordo tra le teste di serraggio e la parte calibrata, allorché sono di dimensioni diverse. Le dimensioni di questo raccordo possono essere importanti e si raccomanda che siano definite nella specifica del materiale. Le teste di serraggio possono essere di qualsiasi forma appropriata ai dispositivi di serraggio della macchina. La lunghezza della parte calibrata (L_c) oppure, nel caso in cui la provetta non sia

dotata di un raccordo, la lunghezza libera tra i dispositivi di serraggio deve essere sempre maggiore della lunghezza iniziale tra i riferimenti (L_0).

Di regola, la provetta presenta delle teste di serraggio più larghe della parte calibrata. La lunghezza calibrata (L_C) deve essere collegata alle teste, mediante raccordi aventi un raggio di almeno 12 [mm]. La larghezza minima delle teste deve essere di 20 [mm] e quella massima di 40 [mm]. Di seguito riportiamo l'esempio della provetta di trazione utilizzata nel nostro caso conforme alla norma UNI EN 1563 [7] relativa alle ghise sferoidali.

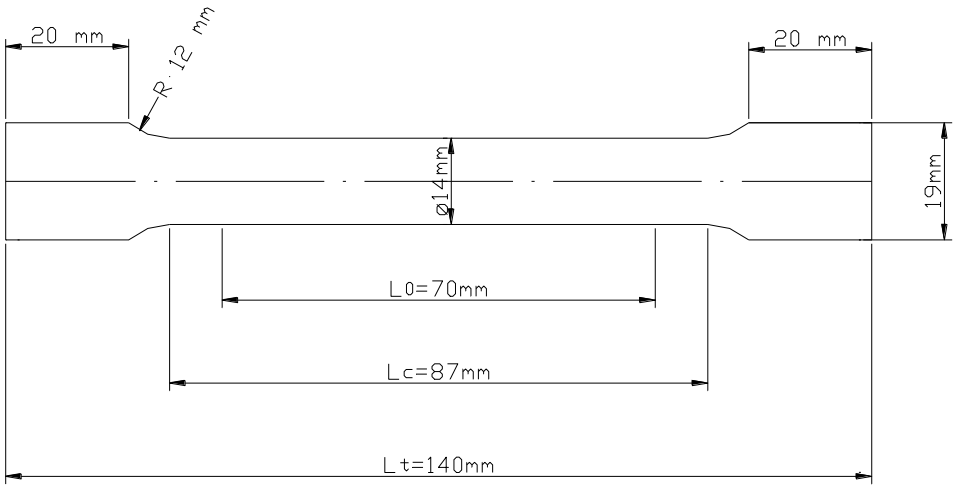


Figura 4.3: Provetta di trazione per ghisa sferoidale secondo la norma UNI EN 1563.

4.2.1 Condizioni di esecuzione della prova

Le provette devono essere posizionate mediante dispositivi appropriati, quali ad esempio cunei di serraggio, ceppi filettati, ceppi muniti di risalti, verricelli idraulici, ecc.

Ogni cura deve essere adottata affinché le provette siano fissate in modo che il carico sia applicato il più assialmente possibile. Ciò è particolarmente importante nelle prove di materiali fragili o nella determinazione del carico unitario di scostamento dalla proporzionalità o del carico unitario limite di allungamento o ancora del carico unitario di snervamento.

Per quanto riguarda la velocità di incremento del carico, si deve distinguere tra le varie fasi della prova; in campo elastico e fino al raggiungimento del carico unitario di snervamento superiore, la velocità di allontanamento delle teste della macchina deve essere la più costante possibile e compresa entro i limiti corrispondenti alle velocità di incremento del carico riportate in tabella.

Modulo di elasticità del materiale [N/mm^2]	**Velocità di incremento del carico [(N/mm^2)x S^{-1}]**	
	min.	**max.**
< 150.000	2	10
> 150000	6	30

Tabella 7: Velocità di incremento del carico nella proiva di trazione

Nel caso in cui si determini unicamente il carico di snervamento inferiore, la velocità di deformazione della parte calibrata della provetta nell'ambito dello snervamento deve essere compresa tra 0,00025/s e 0,0025/s. La velocità di deformazione della parte calibrata deve essere mantenuta il più possibile costante. Se questa velocità non può essere regolata direttamente, deve essere fissata regolando la velocità di applicazione del carico immediatamente prima dell'inizio dello snervamento.

Nel caso in cui si determino contemporaneamente i due carichi di snervamento, le condizioni da rispettare sono quelle relative alla determinazione del carico unitario di snervamento inferiore.

4.2.2 Resoconto di prova

Il resoconto di ogni prova di trazione deve contenere almeno le indicazioni seguenti: Il riferimento della presente norma cioè UNI EN 10002/1; l'identificazione della provetta; la natura del materiale,il tipo di provetta, la posizione e la direzione di prelievo della provetta, le caratteristiche misurate ed i risultati.

4.3 Analisi al microscopio ottico

La microscopia ottica è una tecnica d'indagine sui materiali metallici che ne consente l'osservazione, evidenziandone la struttura e consentendo di valutare, in particolare, la presenza, la distribuzione ed i rapporti delle varie fasi, nonché la dimensione dei grani [13]. Tale indagine è particolarmente utile per valutare, come si vedrà in seguito, la morfologia e la distribuzione della grafite nelle ghise analizzate e consentirà inoltre di risalire al tipo di matrice metallografica dei vari campioni.

La microscopia ottica consente inoltre di valutare l'eventuale presenza nel materiale di difetti quali porosità, inclusioni non metalliche (ossidi, solfuri, ecc.), o cricche che possono causare un drastico decadimento delle proprietà del materiale. I materiali metallici, essendo opachi, per essere osservati richiedono un'illuminazione tale che la luce che colpisce il campione sia riflessa da quest'ultimo ed entri successivamente nell'obiettivo. Quindi il microscopio metallografico (figura 4.4) è detto a riflessione perché il campione riflette la luce incidente verso l'obiettivo.

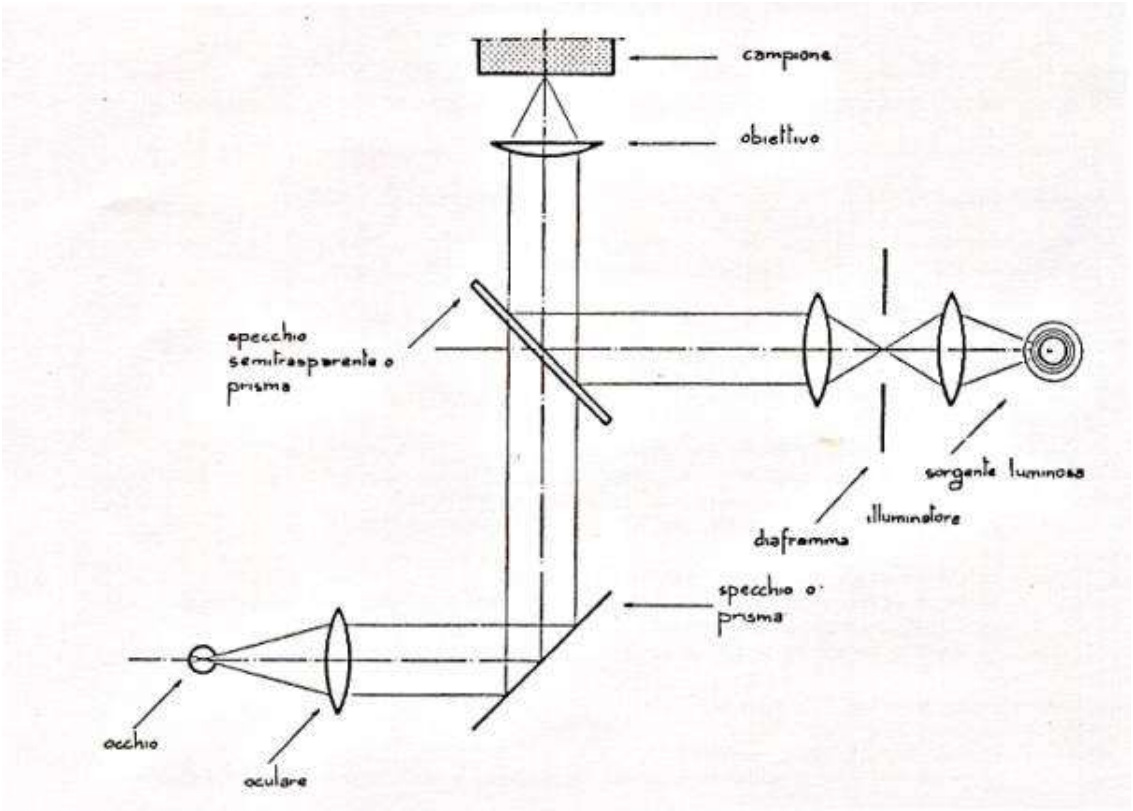


Figura 4.4: Schematizzazione del funzionamento del microscopio ottico.

Un doppio sistema di lenti, di cui uno costituisce l'obiettivo e l'altro l'oculare, permette la formazione dell'immagine di ingrandimento voluto. Il prodotto degli ingrandimenti dell'obiettivo e dell'oculare rappresenta l'ingrandimento del microscopio, cioè il rapporto fra la distanza tra due punti dell'immagine e la distanza tra gli stessi due punti misurata sulla superficie del campione.

Questa tecnica di indagine è normalmente di tipo distruttivo, nel senso che per eseguire l'osservazione è necessario sezionare il componente in esame (o parte di esso) rendendolo definitivamente inutilizzabile.

4.3.1 Preparazione dei campioni per l'esame microscopico

La norma UNI 3137 indica le modalità da seguire per la preparazione dei campioni, di materiali ferrosi in genere, da sottoporre ad esame microscopico [15]. I campioni in ghisa richiedono tuttavia una particolare accuratezza poiché nella matrice metallica, caratterizzata da una durezza relativamente alta, è presente un costituente molto cedevole come la grafite, le cui lamelle e noduli possono essere asportati o non apparire nelle loro forme e dimensioni reali. Sono in ogni caso necessarie le seguenti operazioni:

1. Prelievo del saggio;
2. Inglobatura (necessario se il campione è troppo piccolo per poter essere trattato);
3. Lucidatura;
4. Osservazione dopo lucidatura;
5. Attacco chimico;
6. Osservazione dopo attacco chimico;

Volendo eseguire l'esame metallografico di un getto in ghisa, riveste grande importanza la scelta della zona dalla quale prelevare il saggio da esaminare. Tale importanza è determinata dalla spiccata anisotropia strutturale dei getti in ghisa, anisotropia che trova la sua origine nella differente velocità di raffreddamento delle parti del getto caratterizzate da diverso spessore. Nel caso in cui esistano precise indicazioni circa le caratteristiche alle quali deve rispondere il getto, i saggi vengono di solito prelevati proprio dalle zone maggiormente sollecitate in fase di utilizzo.

Stabilito il punto di prelievo del saggio si procede al sezionamento del getto, solitamente effettuato normalmente alla sua superficie in modo da poter poi osservare la variazione di struttura dall'esterno verso l'interno. La dimensione dei saggi prelevati è tipicamente compresa tra 1,5 e 3 [cm^2].

Segue l'inglobatura del saggio in resina termoindurente (possono essere utilizzate apposite resine fenoliche, ureiche o alchiliche). Tale operazione viene eseguita mediante apposita pressa idraulica dotata di sistema di riscaldamento e raffreddamento: all'interno del cilindro viene posto il saggio da inglobare che viene ricoperto dalla resina in polvere; la resina viene poi fusa e pressata a caldo: il successivo raffreddamento provoca la solidificazione di questa. Al termine dell'operazione si ottiene un disco estremamente rigido, avente diametro pari a quello del cilindro (solitamente 30÷40 [mm]) ed altezza (15÷30 [mm]) determinata dalla quantità di resina impiegata.

La successiva fase di lucidatura ha lo scopo di eliminare le rigature rendendo speculare la parte del campione da osservare. Questo risultato si ottiene con una progressiva abrasione della superficie del campione mediante fogli circolari di carta abrasiva fissati su un disco rotante alla velocità di 150 [giri/min], montati su apposite macchine pulitrici: un apposito condotto irrora con acqua la superficie del foglio abrasivo in modo da assicurare l'esecuzione a freddo dell'operazione meccanica. La lucidatura viene eseguita in varie fasi (ognuna delle quali dura pochi minuti) passando di volta in volta a fogli abrasivi a grana più fine. Il campione deve essere mantenuto nella stessa posizione per tutta la durata di ogni fase di smerigliatura. Nel caso di operazione manuale il campione deve essere ruotato di 90° ad ogni passaggio allo stadio successivo. Tipicamente la lucidatura viene effettuata usando in successione dischi abrasivi a grana 180,320,600,1200,2500; a questi segue un'ulteriore finitura mediante abrasione con paste diamantate opportunamente distribuite su un panno fissato al disco rotante.

4.3.2 Osservazione dopo lucidatura

Dopo la lucidatura speculare la superficie del campione è pronta per una prima osservazione al microscopio. Mediante tale osservazione sono nettamente visibili, contrastanti con il fondo bianco, le lamelle e/o i noduli di grafite, E' quindi possibile ottenere le prime informazioni sulla struttura della ghisa. Per avere un'ampia visione della distribuzione e della forma della

grafite, i campioni vengono dapprima osservati a bassi ingrandimenti (50x)e successivamente, per valutare la lunghezza delle lamelle e la dimensione dei noduli di grafite, a 150x.

4.3.3 Attacco chimico e successiva osservazione

Per evidenziare gli altri costituenti, occorre sottoporre la superficie lucida ad attacco chimico mediante un reattivo opportunamente scelto. Tra i diversi reattivi chimici utilizzabili per evidenziare, in modo selettivo, i costituenti della struttura, il più importante è il Nital (soluzione al 2÷4% di acido nitrico in alcol etilico o metilico). La durata dell'attacco chimico dipende dalla concentrazione del reattivo, dalla sua attività chimica e dalla solubilità delle singole fasi. La velocità di attacco dipende dalla natura chimica del metallo, dall'orientamento dei cristalli, dal grado di incrudimento della superficie e dalla finezza delle fasi presenti. Al termine dell'attacco chimico, la superficie del provino viene nuovamente osservata al microscopio ottico procedendo quindi alla descrizione dei componenti strutturali evidenziati.

4.3.4 Documentazione dell'esame metallografico

L'esame metallografico viene sempre completato allegando la documentazione fotografica delle strutture osservate e descritte. Generalmente vengono eseguite almeno due micrografie: una a 100 ingrandimenti per documentare forma, distribuzione e dimensioni della grafite ed una a 500 ingrandimenti (dopo attacco chimico del provino) per documentare la struttura della ghisa. Allo scopo è bene utilizzare tecniche fotografiche che consentano stampe rapidamente disponibili e di ottima qualità: tali requisiti permettono al metallografo l'immediata identificazione delle stampe e la rapida conclusione dell'esame metallografico semplificando notevolmente le gestione della documentazione.

4.4 Analisi al microscopio elettronico a scansione

Una delle più rilevanti fonti di informazione riguardo il cedimento in esercizio di un componente metallico è costituita dall'esame delle sue superfici di frattura. Questa scienza è chiamata "Frattografia" e viene in genere effettuata per via micrografica, ovvero con l'ausilio di microscopi elettronici ad elevato ingrandimento [13]. La microscopia elettronica è una tecnica di indagine sviluppata in tempi relativamente recenti che consente sia uno studio dei materiali ad ingrandimenti superiori a quelli ottenibili con la microscopia ottica, sia, grazie all'elevata profondità di campo ottenibile in particolare con i microscopi elettronici a scansione, di esaminare le superfici di frattura dei materiali, permettendo di studiarne la morfologia e di risalire così alle cause che l'hanno generata. Il potere risolutivo limitato a 1800 Å del microscopio ottico ha reso necessaria la costruzione di sistemi diversi, in modo tale da ottenere ingrandimenti utili superiori. Essendo il potere risolutivo inversamente proporzionale alla lunghezza d'onda, un aumento del potere risolutivo è stato ottenuto utilizzando radiazioni a bassa lunghezza d'onda. Di qui l'uso degli elettroni e la nascita del microscopio elettronico, che nel caso di elettroni trasmessi, consente un potere risolutivo pari a circa 5 Å. E' inoltre necessario tener presente che il funzionamento dei vari tipi di microscopi elettronici è basato su principi completamente diversi rispetto a quelli del microscopio ottico in quanto nei primi si sfruttano alcuni effetti dell'interazione di un fascio di elettroni incidenti sul campione da osservare. Tale fascio di elettroni incidenti da luogo, oltre agli elettroni trasmessi (nel caso di una lamina sottile), all'emissione di varie forme di energia: emissione elettronica (elettroni retrodiffusi, elettroni secondari, elettroni Auger), emissione fotonica (infrarossa o visibile) emissione di raggi X, ecc. Ciascuna di queste forme di energia può essere utilizzata per la formazione d'immagini. Alcune tipologie di fratture (fatica, clivaggio) sono spesso individuabili con certezza su scala macroscopica; in questi casi, l'analisi al microscopio serve per mettere in evidenza alcuni dettagli morfologici della frattura (ad esempio per individuare l'innesco della frattura stessa).

4.4.1 Microscopio elettronico a scansione (SEM)

Il principale segnale utilizzato in questo strumento per la formazione dell'immagine è basato sull'emissione di elettroni secondari da parte del campione metallico o metallizzato (se non

metallico) colpito da un fascio di elettroni ad alta energia. I campioni non metallici, privi di conducibilità elettrica, possono ugualmente essere osservati al microscopio in scansione purché precedentemente rivestiti con un sottilissimo conduttore, mediante una operazione, detta di metallizzazione, che consiste nel depositare, o per evaporazione sotto vuoto o con la tecnica detta di "sputtering", un materiale metallico (in genere oro) sulla superficie non metallica consentendo così l'esame. Il segnale elettrico prodotto dal rivelatore opportunamente amplificato modula l'intensità del pennello di un tubo a raggi catodici, in sincronismo col movimento del pennello elettronico eccitante. La luminosità dei punti sullo schermo televisivo è proporzionale all'intensità del flusso di elettroni secondari. Si crea così un'immagine elettronica che rappresenta fedelmente la superficie del campione.

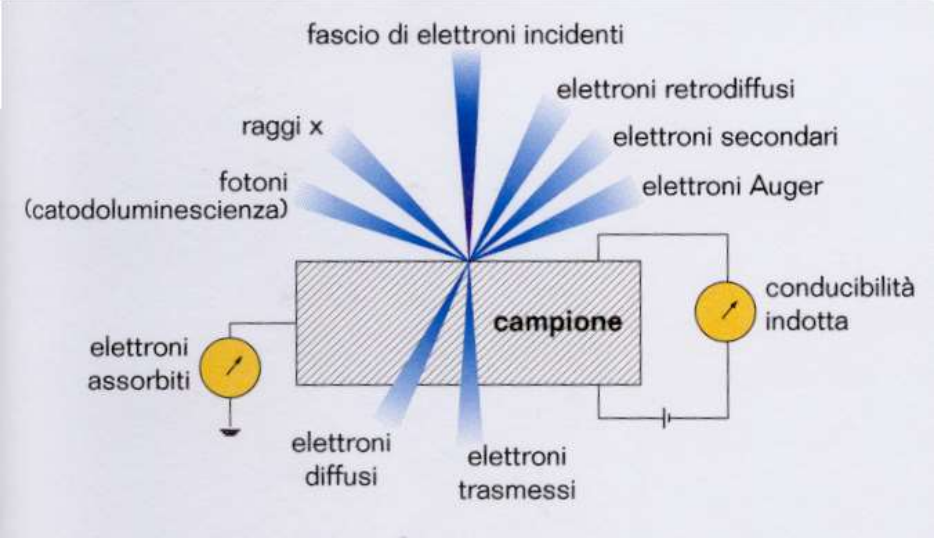


Figura 4.5: Interazione del fascio elettronico incidente con gli atomi superficiali del campione [17].

Il potere risolutivo limite è attorno ai 40 Å a causa delle dimensioni del pennello eccitante e del volume del campione interessato all'emissione degli elettroni secondari. Benché il suo potere risolutivo sia nettamente inferiore a quello del microscopio elettronico a trasmissione, il microscopio a scansione è dotato dell'eccezionale caratteristica di avere un'elevata profondità di campo. Essa è indicativamente dell'ordine di 0,4 mm a 100 ingrandimenti e di 40 micron a 10.000 ingrandimenti. A seguito dell'elevata profondità di campo, lo strumento è ideale per lo studio delle superfici di frattura, permettendo di distinguere con precisione superfici di frattura duttili da superfici di frattura fragile, di individuare con precisione

inneschi ed avanzamenti di cricche per fatica, evidenziare la presenza di difetti ed inclusioni, mostrare la morfologia di differenti forme di corrosione, ecc. In definitiva esso è ormai uno strumento indispensabile per l'interpretazione dei fenomeni di rottura o messa fuori servizio di un componente. Alle più avanzate versioni dei microscopi elettronici a scansione sono attualmente abbinati sistemi di microanalisi qualitativa e quantitativa (EDS, WDS), che permettono di valutare, punto per punto od in profilo, tipo e tenore dei vari elementi presenti nel materiale base od in eventuali depositi

4.5 Microanalisi con microsonda (EDAX).

La microanalisi, cioè l'analisi della composizione chimica quantitativa dei costituenti strutturali presenti in un metallo [17], può essere realizzata utilizzando una particolare sonda, che lavora abbinata ad un microscopio elettronico a scansione. La sonda è detta sonda EDAX, sigla inglese per "Electron Device Analyzer X-rays", che può essere tradotto in italiano con "dispositivo per la rilevazione dei raggi X".
La microsonda elettronica EDAX lavora sulla rilevazione dei raggi X, di frequenza caratteristica, emessi dagli atomi delle varie specie presenti nel campione analizzato quando questo viene bombardato da un fascio elettronico.

Il meccanismo dell'emissione dei raggi X può essere così sintetizzato: quando gli elettroni accelerati del fascio elettronico del microscopio elettronico a scansione vengono sparati contro gli atomi superficiali del campione (che viene detto anche anticatodo o anodo) con una energia sufficiente a produrne la ionizzazione, si ha l'espulsione di alcuni elettroni dai livelli energetici più interni dell'atomo colpito. Poiché l'atomo viene a trovarsi ad un valore di energia superiore a quello che gli competerebbe, tende ad abbandonare questo "stato eccitato", trasferendo un elettrone da un livello superiore nel posto rimasto vacante. Si ha come conseguenza l'emissione di un quanto (fotone) di raggi X che potremmo chiamare "radiazione di diseccitazione", caratterizzata da un valore d'energia e lunghezza d'onda variabile al variare della transizione subita dall'elettrone. Ad esempio, quando si ha lo spostamento di un elettrone dal livello K al livello L in cui è presente un posto vacante si ha l'emissione della radiazione detta Kα; quando si ha lo spostamento di un elettrone dal

guscio K al guscio M invece, viene emessa una radiazione detta Kβ. Le modalità di emissione sono illustrate nella Figura 4.6.

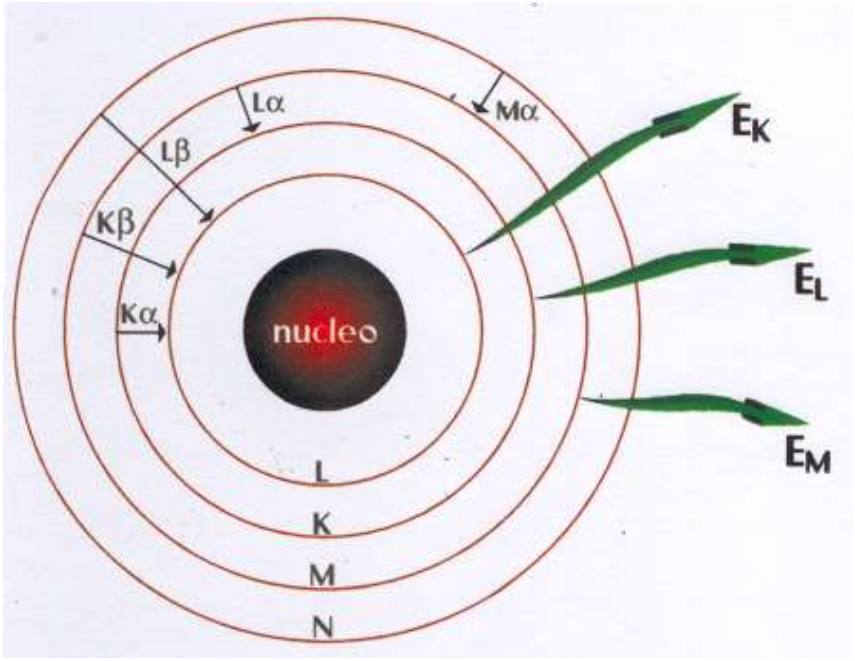


Figura 4.6:Modalità di emissione dei raggi X da parte del nucleo atomico bombardato dagli elettroni.

Ad ognuna di queste radiazioni emesse, corrisponderà una lunghezza d'onda caratteristica che, nello spettro di emissione dei raggi X, sarà associata ad una riga spettrale (in pratica non è una riga ma un picco di piccola apertura) di elevata intensità. In realtà, ogni volta che l'elettrone incidente eccita un livello automaticamente si ha l'eccitazione di tutti gli orbitali sottostanti e quindi nel ripristino dell'elettrone si verifica una reazione a catena con l'emissione di più radiazioni di diverse lunghezze d'onda. Tuttavia, poiché queste radiazioni, che potremmo chiamare "secondarie", hanno energia minore e quindi lunghezze d'onda maggiori della "radiazione principale" andranno a costituire una banda continua di piccola intensità.

Poiché ogni metallo ha una sua caratteristica soglia di eccitazione per ogni livello, è necessario che gli elettroni incidenti abbiano una energia compatibile con tale valore di soglia se si vuole l'eccitazione e l'emissione dei raggi X. Questo, ricordando che l'energia cinetica Ec dell'elettrone è espressa dalla relazione Ec= eV (e= carica dell'elettrone; V= tensione

acceleratrice in kV), significa che i valori della tensione di eccitazione vanno opportunamente scelti di volta in volta.

Il meccanismo in base al quale è possibile conoscere la composizione quantitativa del volume di materiale eccitato è molto semplice: il pennello elettronico viene tenuto fermo in una certa posizione e, per ogni elemento preso in esame, si misura l'intensità del fascio di raggi X caratteristici che esso emette. Il rapporto fra il valore così ottenuto e quello relativo ad un campione di riferimento fornisce, in prima approssimazione, la concentrazione in peso dell'elemento stesso. Nel nostro caso la microanalisi è stata utilizzata come conferma dei dati ottenuti con l'analisi al quantometro.

4.6 Impronte di microdurezza

Il termine microdurezza è usualmente riferito ai test di durezza che sono effettuati con carichi che non eccedono 1 [Kg] [13]. Alcuni di essi sono eseguiti con carichi molto leggeri come 1 [g], sebbene la maggior parte dei test sono effettuati con carichi compresi tra i 100 e 500 [g].

4.6.1 Test di microdurezza Vickers

Nel test di microdurezza Vickers, il valore della durezza è determinato tramite la misurazione delle dimensioni dell'impronta lasciata dal penetratore attraverso un opportuno microscopio ed usando formule prestabilite di conversione così come stabilito dalla norma ASTM E384.
Il test è capace di fornire informazioni sulle caratteristiche di durezza dei materiali che non possono essere ottenute con i test convenzionali (Brinell, Rockwell, ecc.). Il test di microdurezza è riconosciuto come un valido strumento per controllare numerose operazioni di produzione e per scopi di ricerca. Campi specifici includono:

- misurazione della durezza di un pezzo di precisione talmente piccolo da non essere misurabile con i comuni test di durezza;

- misurazione della durezza di prodotti a forma di lamine o fili che sono così sottili o così piccoli nel diametro da non essere misurabili con gli altri metodi;
- monitoraggio dei processi di carburazione e nitrurazione; tale operazione è usualmente compiuta con studi di durezza sulle sezioni trasversali di campioni ottenuti dopo le operazioni di produzione;
- misurazione della durezza di microcostituenti individuali;
- misurazione della durezza vicino alle estremità dei pezzi così da scoprire conseguenze di condizioni superficiali indesiderabili come bruciature di rettifica e decarburazione;

Il test di microdurezza Vickers è realizzato con una punta di diamante a forma di piramide quadrata. L'impronta Vickers usata ha la stessa forma geometrica di quella utilizzata nella convenzionale prova di durezza omonima. La profondità dell'impronta è approssimativamente pari ad 1/7 della sua diagonale.
Generalmente, le impronte devono essere distanti fra di loro almeno 3 o 4 volte la lunghezza della diagonale; questo per evitare che la deformazione plastica dell'impronta vicina ed il conseguente incrudimento del materiale, influiscano sull'impronta successiva. Nel caso sia necessario effettuare le impronte a distanze minori di quelle indicate, queste devono essere eseguite sfalsate secondo un percorso a zig-zag.

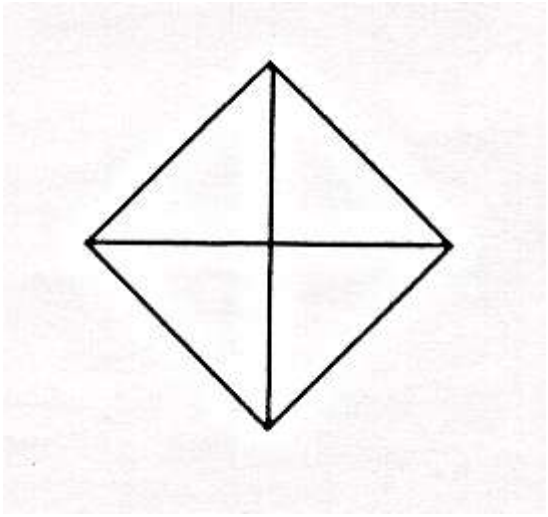


Figura 4.7: Impronta Vickers

4.6.2 Dispositivo di esecuzione del test

Attualmente molti sono i tipi di apparecchi utilizzati per le misure di microdurezza. I più operano tramite la diretta applicazione del carico, mediante un apposito sistema a pressione che è in grado di variare il carico applicato secondo le necessità. Lo schema di un apparecchio per l'esecuzione del test è mostrato in Figura 4.8. Questo è essenzialmente costituito da un microscopio, dotato delle attrezzature opportune per eseguire e misurare la larghezza delle impronte. Il microscopio è fornito di 2 obiettivi con ingrandimenti compresi tra i 175 e i 500 diametri.

Le principali cause di errore nell'esecuzione del test sono da attribuirsi a vibrazioni, inopportuna progressione del carico applicato, errata stima del carico, scorretta durata del periodo di applicazione ed impatto. Per limitare la maggior parte di tali cause, è stato costruito un tester con un ciclo di applicazione del carico completamente automatico; con questa tecnologia, il carico applicato ha la giusta progressione ed è mantenuto per un tempo di circa 20 secondi; successivamente viene progressivamente rimosso.

Una piattaforma mobile per reggere il pezzo è un componente essenziale del tester. In molte applicazioni l'impronta deve essere su un'area selezionata, generalmente limitata a pochi millimetri quadrati (ed anche meno); per questo, durante il test, prima di tutto l'area prescelta per la misura è individuata al microscopio, di seguito il penetratore è spostato sulla giusta posizione per eseguire l'impronta. La punta, in questi test, può essere mossa con sufficiente precisione, in modo tale che la penetrazione cada proprio nella zona prescelta con l'obiettivo.

Dopo che l'impronta è stata fatta, il penetratore viene rimesso nella sua posizione originaria, cosicché le dimensioni dell'impronta stessa possono essere misurate con l'obiettivo. Per fare ciò la piattaforma che regge il campione può essere spostata usando due viti micrometriche posizionate ai lati della piattaforma stessa; inoltre, tramite lo spostamento di altre due viti micrometriche è possibile misurare la larghezza dell'impronta a mezzo di due linee parallele la cui distanza può essere letta sulle viti stesse.

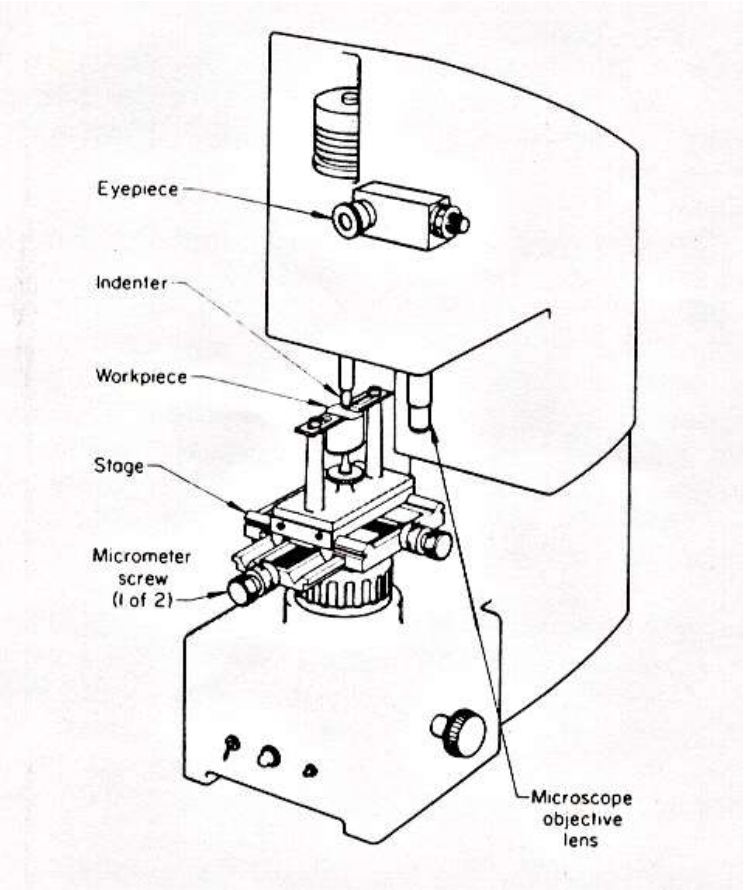


Figura 4.8: Schema di uno strumento per prove di microdurezza.

4.6.3 Preparazione del campione e misurazione dell'impronta

Per l'esecuzione della misura è spesso richiesta una finitura a specchio della superficie da testare. Per permettere un'accurata misurazione della lunghezza delle diagonali dell'impronta, quest'ultima deve essere chiaramente definita; in generale, al decrescere del carico, la finitura della superficie deve essere la più spinta possibile.

La misurazione avviene registrando la lunghezza delle diagonali dell'impronta e dividendone la somma per 2 in modo da valutarne il diametro medio; opportune tabelle danno poi direttamente il valore di durezza Vickers corrispondente al valore in micrometri ottenuto. Quando l'impronta è troppo piccola per ottenere una lettura sicura, il carico deve essere aumentato; al contrario se l'impronta e eccessivamente ed ingiustificatamente larga, il carico deve essere diminuito. Quando un nuovo tipo di materiale o lega è testato, alcune sperimentazioni con carichi diversi sono spesso richieste per individuare le condizioni di carico ottimali.

5 Realizzazione dei campioni

5.1 Costruzione del modello e realizzazione delle forme in Aschland

Per la fusione dei campioni è stato necessario realizzare le apposite forme secondo la norma UNI EN 1563, per le quali è stato necessario costruire un apposito modello. Per il prelievo dei campioni, la norma prescrive tre possibilità:

- Saggi colati separatamente a coppie di due ogni forma;
- Saggi colati separatamente uno per ciascuna forma;
- Saggi colati assieme al getto e ad esso collegati.

La nostra scelta si è riversata sui saggi colati separatamente, uno per ciascuna forma, in modo da poter variare tra un campione e l'altro uno qualsiasi dei parametri di fusione. Anche le dimensioni del campione fanno riferimento alla norma UNI EN 1563 di cui sotto riportiamo una rappresentazione.

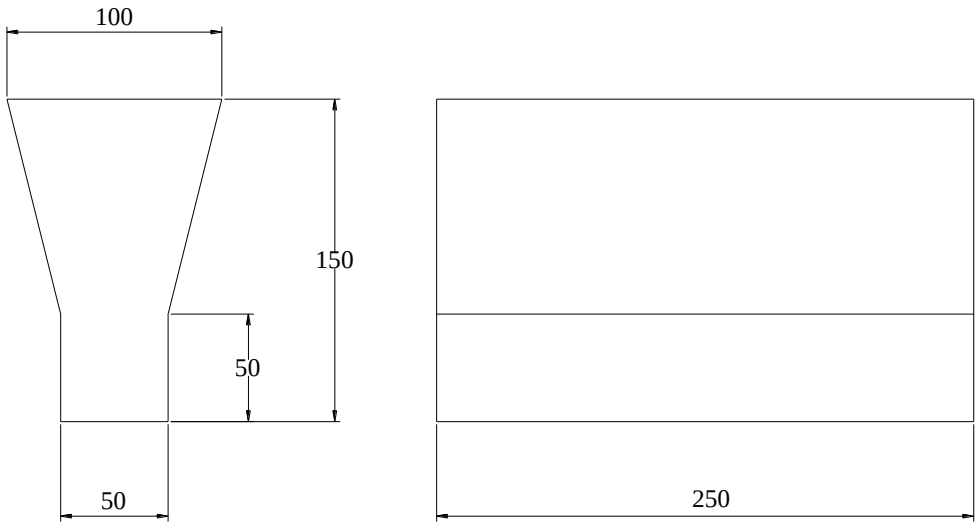


Figura 5.1: Saggi colati separatamente secondo la norma UNI EN 1563

Per avere campioni in ghisa di questa forma e dimensioni, è stato necessario costruire un modello in legno e da questo mediante formatura in Aschland (sabbia e resina bicomponente a presa rapida) ricavare le forme in negativo. La formatura in Aschland è stata scelta in quanto pur presentando la stessa porosità e lo stesso coefficiente di smaltimento del calore delle comuni terre da fonderia, ha una consistenza e una resistenza alle sollecitazioni maggiore.

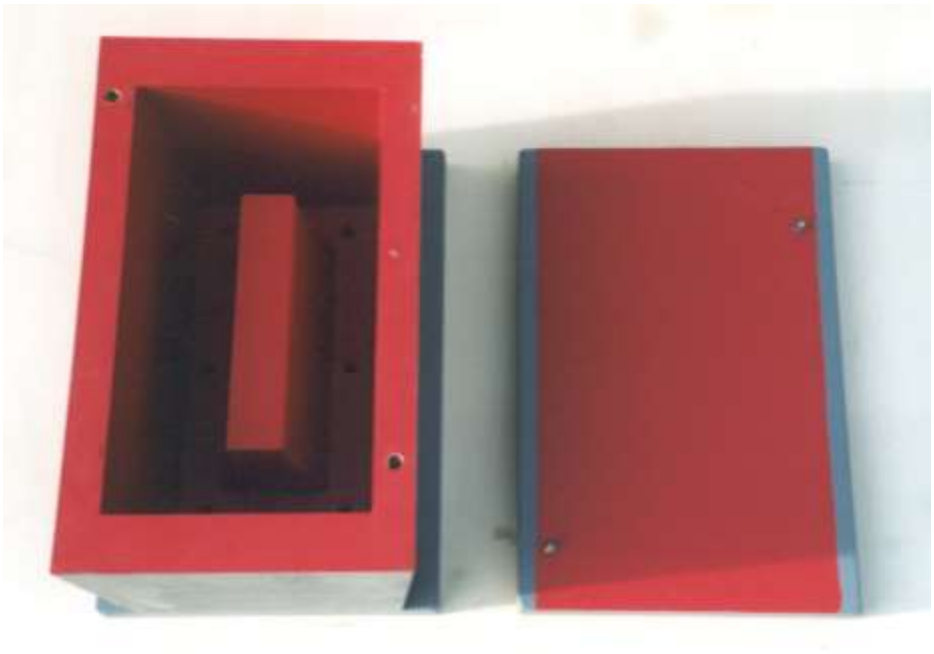


Figura 5.2: Modello in legno per la realizzazione delle forme in Aschland



Figura 5.3: Forme in Aschland per la fusione dei campioni

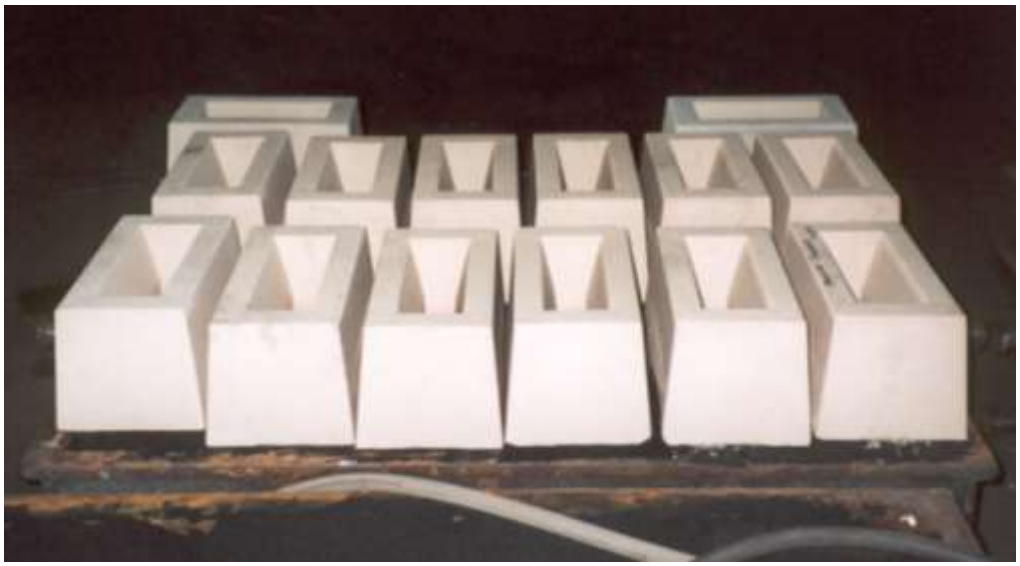


Figura 5.4. Forme in Aschland per la fusione dei campioni

5.2 Colata

La colata dei campioni è stata fatta in giornate diverse per non ostacolare con un lavoro così delicato il normale regime di produzione. In una giornata sono stati colati i campioni in ghisa sferoidale, in un'altra quelli in ghisa lamellare e infine quelli in ghisa compatta. Segue una descrizione dettagliata delle procedure utilizzate.

5.2.1 Colata dei campioni in ghisa sferoidale

La colata è stata effettuata il giorno 31 gennaio 2002. Sono stati realizzati Nr.20 campioni in ghisa sferoidale come da norma UNI-EN 1563. Il procedimento di colata è stato il seguente: la carica base è stata spillata dal forno Rotativo a metano ad una temperatura di 1470°C con un contenuto di C.E. pari a 4,32%, Si=1,73%, C=3,75%. Da qui è stata riversata nel forno di mantenimento ad induzione dal quale sono state prelevate Nr.10 siviere di circa 750Kg ciascuna. La lega sferoidizzante usata è fornita dalla "Faci Europe" ed è denominata "Sima 522" di cui riportiamo il certificato di analisi.

N° Certificato	Data certificato	N° D.D.T.	Data D.D.T.
0060777 / 00004	12/12/2001	0002240	12/12/2001

Materiale	FE-SI-MG "SIMA 522" GRAN. 2-10 BIG BAG

Elemento	Quantità	U.M.	Note
Si	46,30000	%	
Mg	5,10000	%	
Ca	2,20000	%	
TR	2,10000	%	
Al	0,32000	%	

Figura 5.5: Certificato di analisi della lega sferoidizzante Sima 522.

Per ciascuna siviera sono stati aggiunti 9 [Kg] di lega pari ad un contenuto del 1,20% e, prima del riversamento nel crogiolo di colata, un quantitativo di inoculante SB5 pari allo 0,5%. Da ogni siviera sono stati colati 2 campioni di cui il primo all'inizio della fusione e il secondo al termine di questa. Sono stati rilevati i tempi intercorsi tra il contatto del metallo fuso con il magnesio e la fusione del primo campione, e quelli intercorsi per la fusione del secondo campione. Per ogni campione è stato prelevato un provino in ghisa per l'analisi chimica al quantometro. Le siviere sono state numerate dalla 9 in poi in quanto con la prima carica di fusione erano state già realizzate appunto nr.9 siviere. La strategia di prelevare un campione all'inizio ed uno alla fine della colata, serve per valutare l'evanescenza del magnesio, e determinare se i tempi necessari alla colata in questa fonderia, sono compatibili con la durata dell'effetto del magnesio per quello che riguarda la sferoidizzazione.

Il procedimento utilizzato dalla fonderia per ottenere ghisa sferoidale viene denominato "Sandwich in siviera coperta" [3] e consiste in pratica nel disporre la giusta quantità di lega sferoidizzante sul fondo di una siviera chiusa, ben riscaldata, con pozzetto. Successivamente dal coperchio della siviera, munito di bacino di colata si versa il metallo liquido nella quantità e alla temperatura stabilita. Con questo sistema tra l'altro molto diffuso, la velocità di riempimento della siviera rimane limitata e costante e la resa in magnesio è notevole rispetto al metodo in siviera aperta in quanto viene minimizzata la formazione di ossido di magnesio (l'ossigeno all'interno della siviera è limitato) e la violenza della reazione che si sviluppa. L'apertura e la chiusura del coperchio di siviera avviene con comando pneumatico.

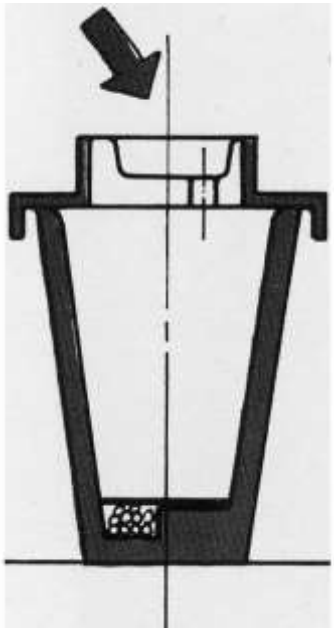


Figura 5.6: Rappresentazione di una siviera con coperchio e pozzetto per lega

Essendo la produzione di getti in ghisa sferoidale direttamente legata all'impianto di formatura con procedimento continuo, per la fusione dei nostri campioni ogni forma è stata appoggiata sopra una staffa di produzione rispettivamente nel punto in cui si iniziava la colata con crogiolo pieno e nel punto stimato in cui il crogiolo era prossimo allo svuotamento. Nella tabella successiva sono riportati i tempi intercorsi tra la fusione dei diversi campioni.

Nr. siviera	Nr. campione	Tempi dopo il contatto con la lega Sima 522
Siviera Nr.9	Campione 1/9 Campione 2/9	Dopo 3'57" da Mg. Dopo 8'45" da Mg.
Siviera Nr.10	Campione 1/10 Campione 2/10	Dopo 4'21" da Mg. Dopo 7'30" da Mg.
Siviera Nr.11	Campione 1/11 Campione 2/11	Dopo 4'02" da Mg. Dopo 10'22" da Mg.
Siviera Nr.12	Campione 1/12 Campione 2/12	Dopo 4'42" da Mg. Dopo 8'01" da Mg.
Siviera Nr.13	Campione 1/13 Campione 2/13	Dopo 4'56" da Mg. Dopo 8'92" da Mg.
Siviera Nr.14	Campione 1/14 Campione 2/14	Dopo 5'29" da Mg. Dopo 9'52" da Mg.
Siviera Nr.15	Campione 1/15 Campione 2/15	Dopo 4'20" da Mg. Dopo 8'47" da Mg.
Siviera Nr.16	Campione 1/16 Campione 2/16	Dopo 4'38" da Mg. Dopo 8'44" da Mg.
Siviera Nr.17	Campione 1/17 Campione 2/17	Dopo 5'07" da Mg. Dopo 9'13" da Mg.
Siviera Nr.18	Campione 1/18 Campione 2/18	Dopo 4'31" da Mg. Dopo 8'45" da Mg.

Tabella 8: Tempi di colata.

In seguito sono riportate alcune foto che illustrano la successione delle fasi della fusione.



Figura 5.7: Apertura del forno rotativo e inizio della fase di spillamento.



Figura 5.8: Fase di spillamento



Figura 5.9: Riempimento del forno di mantenimento.



Figura 5.10: Riempimento della siviera.



Figura 5.11: Riversamento della siviera nel crogiolo di fusione e inoculazione con SB5.



Figura 5.12: Impianto automatico di colata



Figura 5.13: Campioni in ghisa sferoidale GS400 ottenuti dalla fusione del 31-01-02

5.2.2 Colata dei campioni in ghisa grigia

La colata è stata effettuata il giorno 15 febbraio 2002. Sono stati realizzati Nr.20 campioni in ghisa lamellare G15. Il procedimento di fusione è stato il seguente: la carica base è stata spillata dal forno ad una temperatura di 1470°C con un contenuto di C.E. pari a 4,02% , %Si =2,30% , %C =3,26%. Dal forno di mantenimento è stata prelevata Nr.01 siviera di circa 400Kg ed è stata effettuata una inoculazione con grafidin 64MZ333 (GRANULARE 0,5-2) della "FACI EUROPE" al 2% di cui riportiamo il rispettivo certificato di analisi.

N° Certificato	Data certificato	N° D.D.T.	Data D.D.T.
0060777 / 00007	12/12/2001	0002240	12/12/2001

Materiale	GRAFIDIN 64 MZ 333 GRAN.0,5-2 FUSTI

Elemento	Quantità	U.M.	Note
Si	63,79000	%	
Al	0,91000	%	
Ca	0,91000	%	
Mn	3,67000	%	
Zr	3,77000	%	
Ba	0,23000	%	

Figura 5.14: Certificato di analisi dell'inoculante per ghisa grigia Grafidin 64MZ.

I 20 campioni sono stati colati in cascata ed il tempo intercorso tra il primo e l'ultimo campione è stato di appena 2 minuti. Dalla stessa siviera è stato poi prelevato il campione per l'analisi chimica al quantometro. Non è stata effettuata una numerazione dei campioni in quanto si ritiene che le differenze tra loro siano del tutto trascurabili o addirittura nulle.



Figura 5.15: Colata dei campioni in ghisa lamellare G 15.



Figura 5.16: Campioni G15 durante la solidificazione

5.2.3 Colata dei campioni in ghisa compatta

La colata è stata realizzata il giorno 15 maggio 2002. Sono stati realizzati Nr.10 provini in ghisa compatta . Il procedimento di fusione è stato il seguente: la carica base è stata spillata dal forno alle ore 15.38 ad una temperatura di 1470°C con un contenuto di C.E. pari a 3,97% , %Si =2,30% , %C =3,27%. Dal forno di mantenimento è stata prelevata Nr.01 siviera di 500Kg ed è stata effettuata una inoculazione in siviera con lega "FACI SIMAVER 519 pezzatura" in percentuale di 1,3% (in totale 6,5 Kg di lega) di cui riportiamo anche in questo caso il certificato di analisi (Figura 5.17). Si osserva la presenza in questa lega di un contenuto di titanio del 9,92% elemento fondamentale questo per ottenere una ghisa compatta. Nel crogiolo di colata è stata poi effettuata una post-inoculazione con lega SB5 in percentuale 0,4% della "FACI EUROPE". I 10 provini sono stati fusi in cascata, il primo dopo 3'49" dall'inoculazione in siviera ed i successivi subito dopo. L'ultimo provino è stato fuso con un ritardo di 7 minuti dall'inoculazione in siviera.Dalla stessa siviera, sono stati prelevati Nr.02 campioni per l'analisi al quantometro, uno ad inizio ed uno a fine colata per valutare anche in

questo caso come per la fusione della ghisa sferoidale eventuali mutamenti intercorsi al passare del tempo. I campioni sono stati numerati per rilevare le eventuali differenze tra inizio e fine colata.

CERTIFICATO DI ANALISI

N° Certificato	Data certificato	N° D.D.T.	Data D.D.T.
0054646 / 00000	10/07/2001	0001362	10/07/2001

Materiale	SIMAVER 519 PEZZATURA

Elemento	Quantità	U.M.	Note
Si	50,10000	%	
Ti	9,92000	%	
Mg	5,44000	%	
Al	0,76000	%	
Ca	0,66000	%	
Ce	0,27000	%	

Figura 5.17: Certificato di analisi della lega Simaver 519 per ghise compatte.



Figura 5.18: Colata campioni in Ghisa compatta

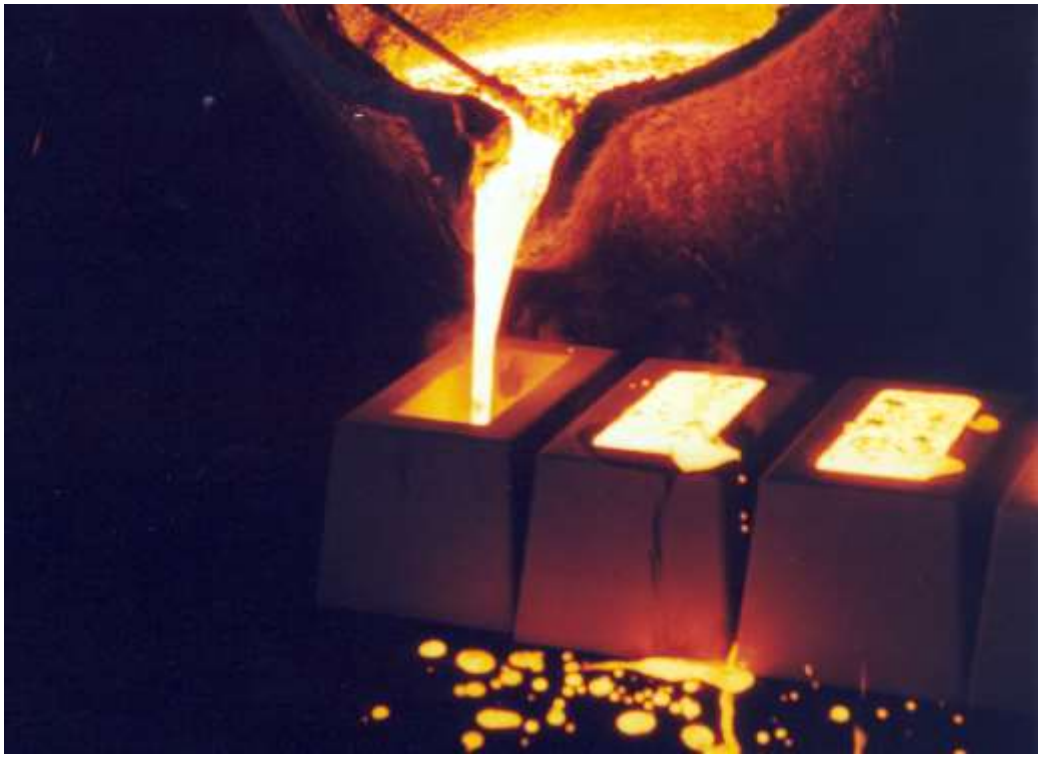


Figura 5.19: Colata campioni in ghisa compatta

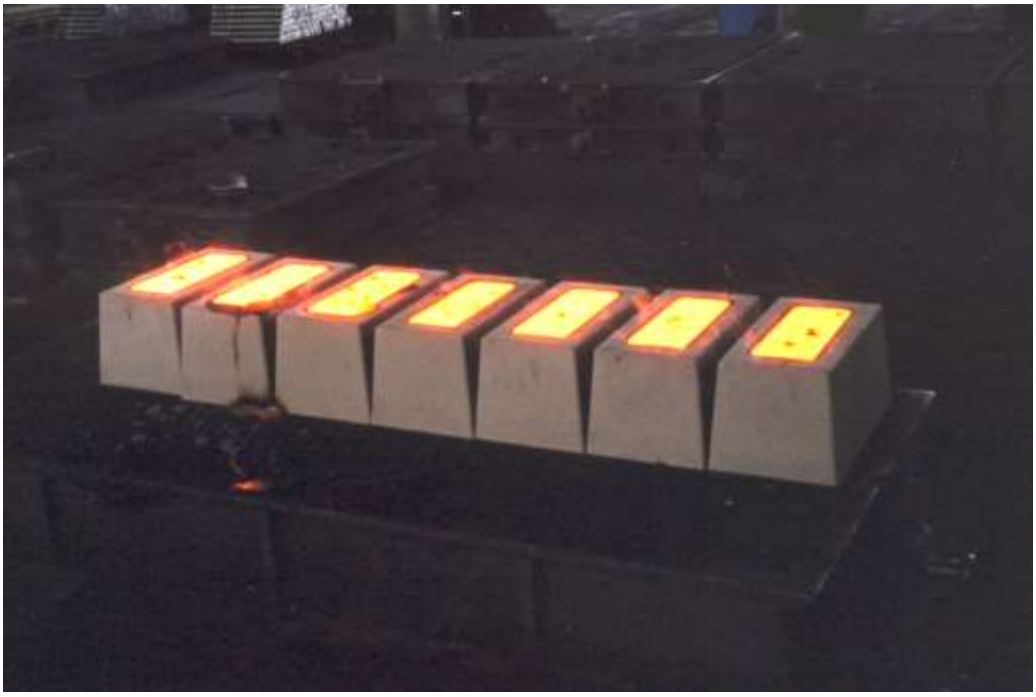


Figura 5.20: Raffreddamento dei campioni in ghisa compatta.



Figura 5.21: Campioni in ghisa compatta ottenuti dalla fusione del 15-05-2002

5.3 Lavorazione alle macchine utensili

I getti di fusione grezzi così ottenuti sono stati lavorati alle macchine utensili per ottenere dei provini di trazione e degli elementi per la microscopia ottica mentre per la microscopia elettronica sono stati utilizzati i provini rotti durante la prova di trazione (analisi della superficie di frattura).

La prima lavorazione è stata quella di taglio mediante sega a nastro delle materozze di ciascun provino; in seguito i lingotti così ottenuti sono stati ulteriormente tagliati e portati a misura per i provini di trazione. L'ultima fase è stata la tornitura. Già in questa fase si è visto che la lavorabilità delle ghise ha un andamento crescente andando dalla normale ghisa grigia a quella compatta e infine a quella sferoidale. Quest'ultima ha dato risultati eccellenti in termini di scarsa usura dell'utensile e tipico truciolo da materiale duttile.

Il provino per la trazione è stato lavorato secondo le dimensioni prescritte dalla norma UNI EN 1563 mediante tornio con visualizzatore di quote. Riportiamo anche in questo caso alcune foto della lavorazione e il prodotto finale.



Figura 5.22. Lavorazione al tornio dei provini di trazione

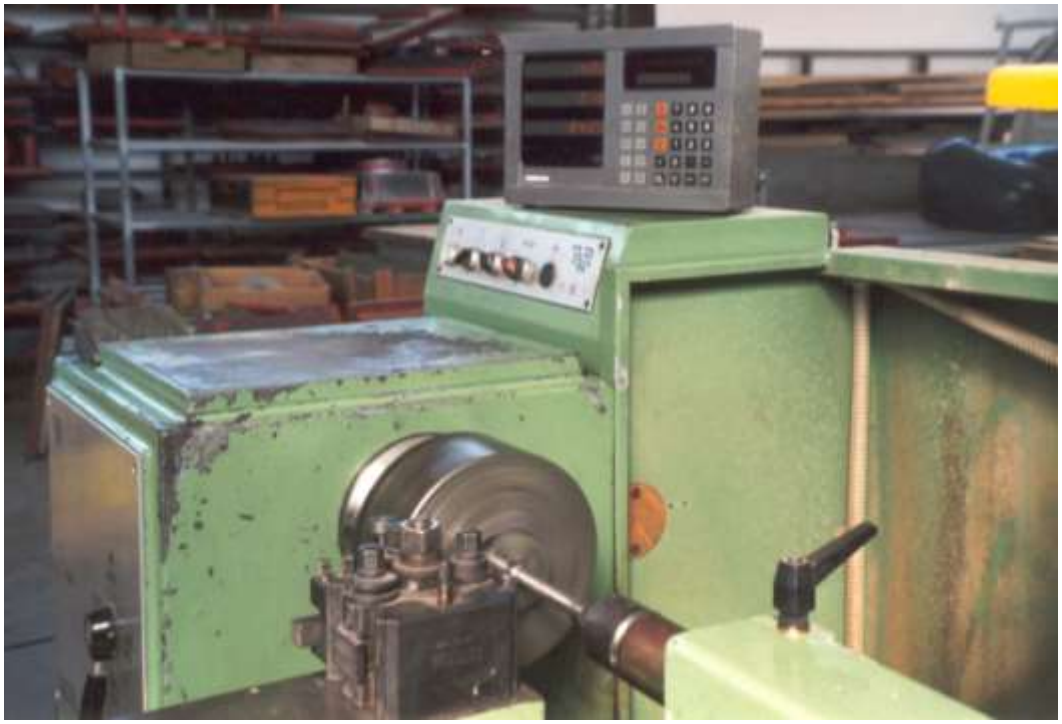


Figura 5.23: Operazione di finitura dei provini al tornio (ø14mm, Lc=84mm).

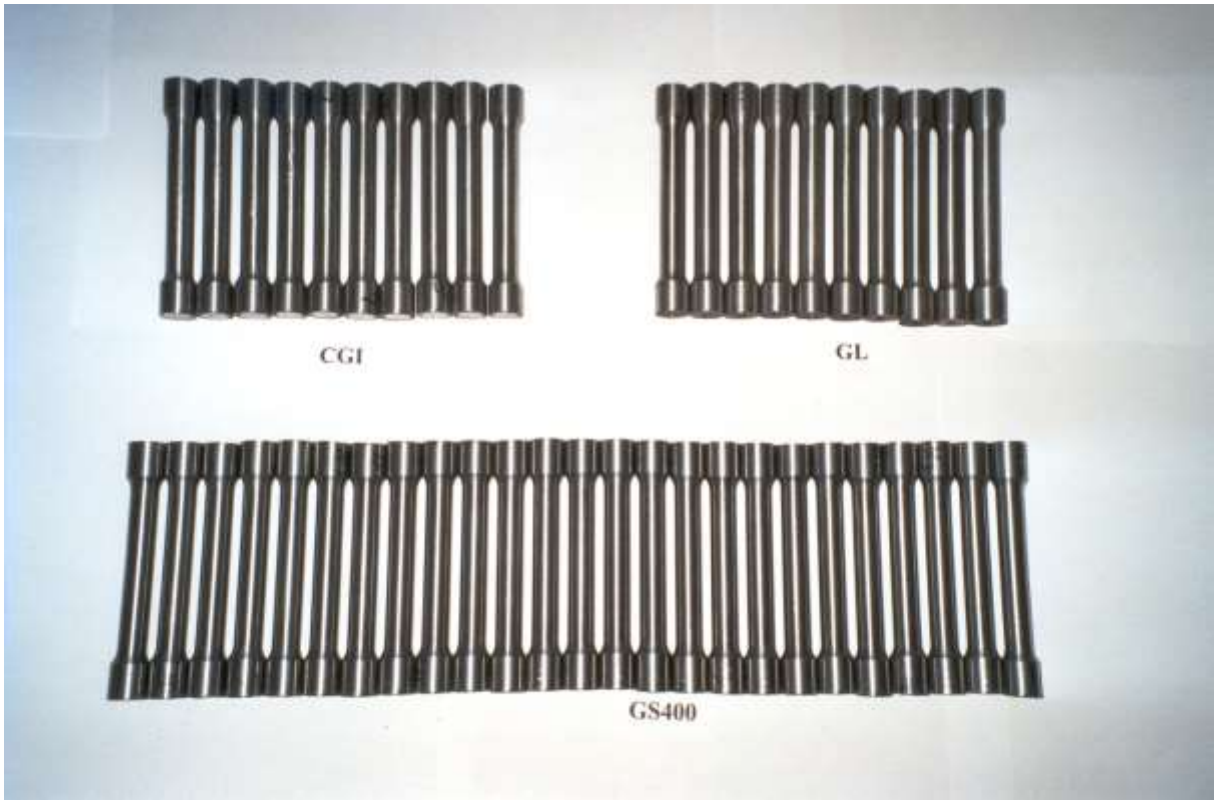


Figura 5.24: Campioni pronti per la prova di trazione.

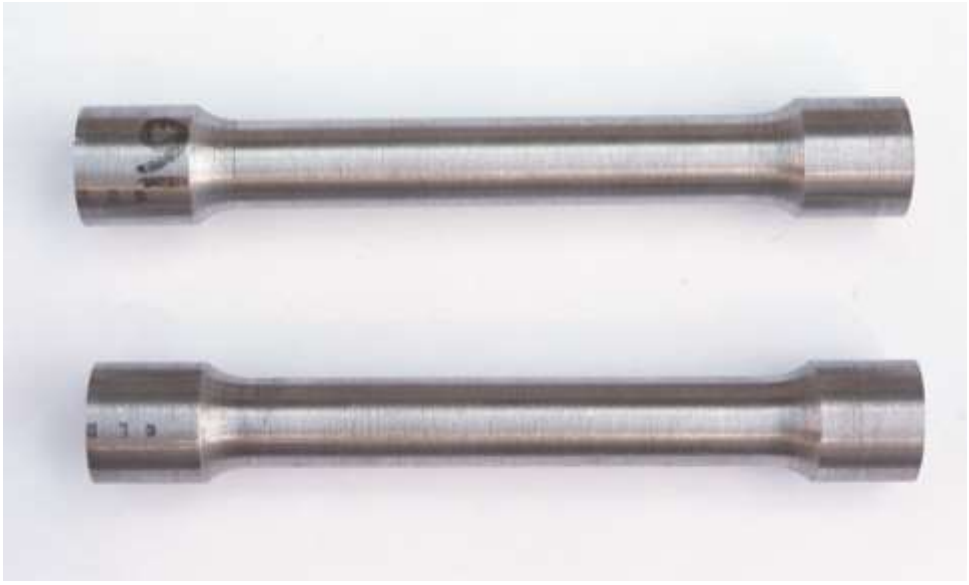


Figura 5.25: Macro dei campioni per la prova di trazione.

6 Analisi chimica dei campioni

6.1 Analisi dei campioni in ghisa sferoidale

La ditta Fondar SpA in cui sono stati realizzati i campioni è dotata nel proprio laboratorio metallografico di un quantometro sottovuoto “Baird” a 16 elementi. Mediante tale strumento è stata effettuata un’analisi chimica di tutti i campioni prelevati e classificati durante la colata di ghisa sferoidale. La procedura richiede anzitutto la calibrazione dello strumento con dei campioni di riferimento ad alto grado di omogeneità e a composizione chimica perfettamente conosciuta. I campioni da analizzare, devono essere invece levigati, asportando minimo 0,5 [mm] di materiale con apposito lapidello verticale, ben puliti, e non devono assolutamente presentare tracce di umidità che possono alterarne l’analisi. Dopo la preparazione, è necessario eseguire immediatamente l’analisi chimica onde evitare alterazioni di qualsiasi genere (ossidazione, attacco da parte di impurezze ecc.). Su ogni campione, è necessario ripetere l’analisi per almeno due volte, in modo da mettere subito in luce eventuali anomalie in caso di discordanza dei dati. Riportiamo alcune immagini significative del processo.



Figura 6.1: Classificazione dei campioni subito dopo la fusione



Figura 6.2: Campioni dopo la lavorazione e l'analisi al quantometro



Figura 6.3: Quantometro Baird a 16 elementi

I risultati ottenuti dalle analisi sono riportati nelle tabelle delle pagine seguenti.

Elemento	Campione **1/9**	Campione **2/9**	Campione **1/10**	Campione **2/10**	Campione **1/11**	Campione **2/11**	Campione **1/12**
Fe	93,700	93,740	93,730	93,77	93,80	93,79	93,74
S	0,017	0,014	0,015	0,020	0,016	0,018	0,014
Al	0,007	0,008	0,007	0,006	0,007	0,007	0,007
Mg	0,041	0,041	0,038	0,038	0,036	0,034	0,039
C	3,667	3,569	3,564	3,595	3,561	3,564	3,575
Cr	0,032	0,033	0,034	0,033	0,033	0,034	0,033
Sn	0,009	0,009	0,009	0,009	0,009	0,009	0,009
Si	2,318	2,365	2,385	2,307	2,315	2,324	2,364
Ni	0,006	0,007	0,007	0,007	0,007	0,007	0,007
Ti	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010
Mn	0,128	0,130	0,134	0,132	0,131	0,134	0,131
Mo	0,002	0,003	0,003	0,002	0,002	0,003	0,002
V	0,006	0,007	0,007	0,006	0,007	0,007	0,007
P	0,044	0,045	0,045	0,045	0,046	0,046	0,046
Cu	0,016	0,017	0,018	0,017	0,017	0,018	0,017
Pb	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000

Elemento	Campione **2/12**	Campione **1/13**	Campione **2/13**	Campione **1/14**	Campione **2/14**	Campione **1/15**	Campione **2/15**
Fe	93,84	93,74	93,80	93,78	93,82	93,84	93,80
S	0,016	0,015	0,015	0,015	0,016	0,015	0,016
Al	0,007	0,007	0,006	0,006	0,006	0,006	0,006
Mg	0,036	0,042	0,038	0,038	0,033	0,041	0,038
C	3,492	3,590	3,548	3,577	3,566	3,561	3,564
Cr	0,035	0,033	0,033	0,031	0,032	0,033	0,033
Sn	0,009	0,009	0,009	0,008	0,008	0,009	0,009
Si	2,336	2,339	2,332	2,331	2,304	2,275	2,307
Ni	0,008	0,006	0,006	0,005	0,006	0,007	0,007
Ti	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010
Mn	0,135	0,131	0,134	0,130	0,133	0,132	0,134
Mo	0,003	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002
V	0,008	0,007	0,007	0,005	0,006	0,006	0,007
P	0,047	0,047	0,047	0,046	0,047	0,048	0,048
Cu	0,019	0,017	0,017	0,015	0,016	0,017	0,017
Pb	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000

Elemento	Campione **1/16**	Campione **2/16**	Campione **1/17**	Campione **2/17**	Campione **1/18**	Campione **2/18**
Fe	93,75	93,77	93,77	93,78	93,74	93,72
S	0,016	0,015	0,015	0,016	0,013	0,014
Al	0,007	0,007	0,007	0,007	0,007	0,006
Mg	0,039	0,037	0,038	0,036	0,040	0,037
C	3,582	3,570	3,580	3,562	3,584	3,578
Cr	0,034	0,033	0,033	0,034	0,033	0,033
Sn	0,010	0,009	0,009	0,009	0,009	0,009
Si	2,329	2,333	2,327	2,324	2,349	2,369
Ni	0,007	0,007	0,006	0,007	0,006	0,006
Ti	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010	0,010
Mn	0,133	0,134	0,133	0,135	0,134	0,136
Mo	0,003	0,003	0,002	0,003	0,002	0,002
V	0,007	0,007	0,006	0,007	0,007	0,007
P	0,050	0,049	0,049	0,050	0,050	0,050
Cu	0,018	0,017	0,017	0,018	0,017	0,017
Pb	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000	<0,000

6.1.1 Osservazioni

Dalle analisi chimiche si può osservare che non ci sono rilevanti differenze di concentrazioni degli elementi fondamentali quali C ed Si mentre si osserva quasi in tutti i campioni della stessa siviera una diminuzione di Mg residuo tra il campione colato all'inizio e quello colato alla fine. Con le analisi successive cercheremo di capire come queste variazioni possono influire sulle proprietà meccaniche e sulla microstruttura della ghisa sferoidale.

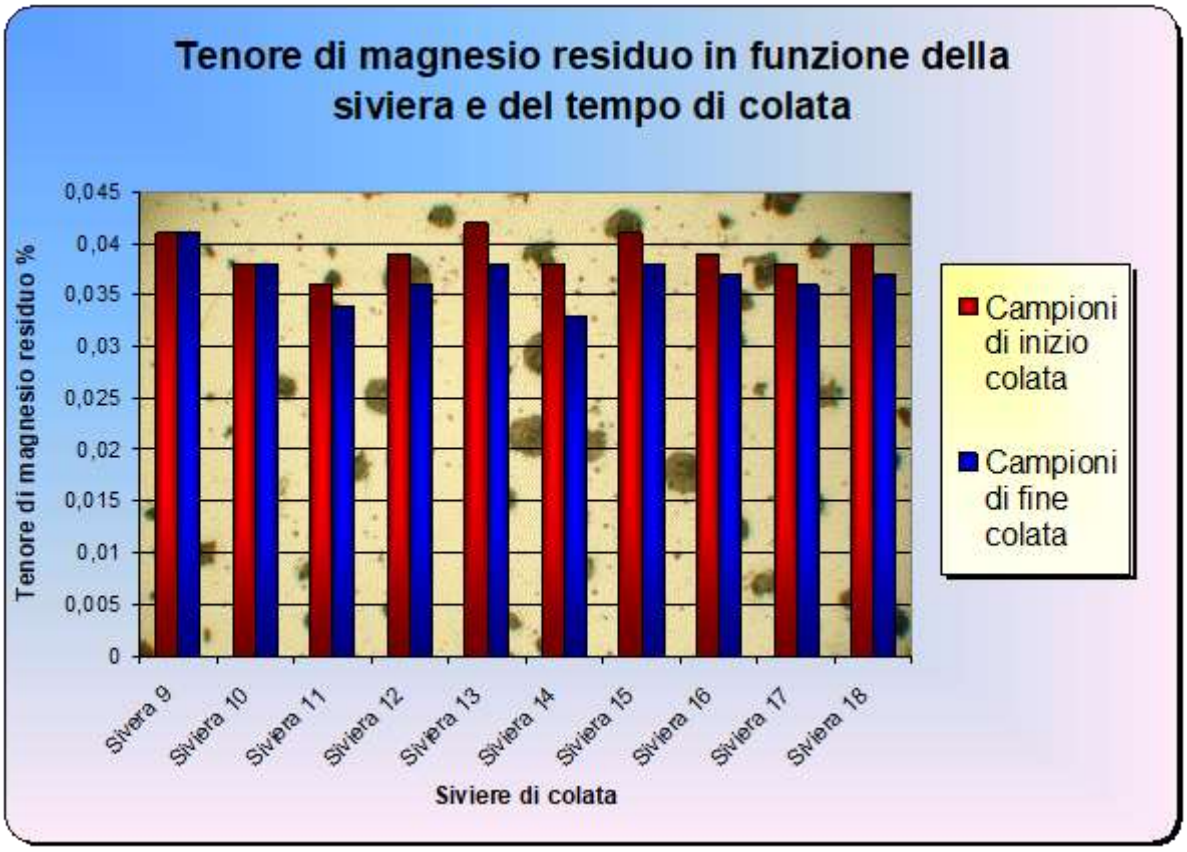
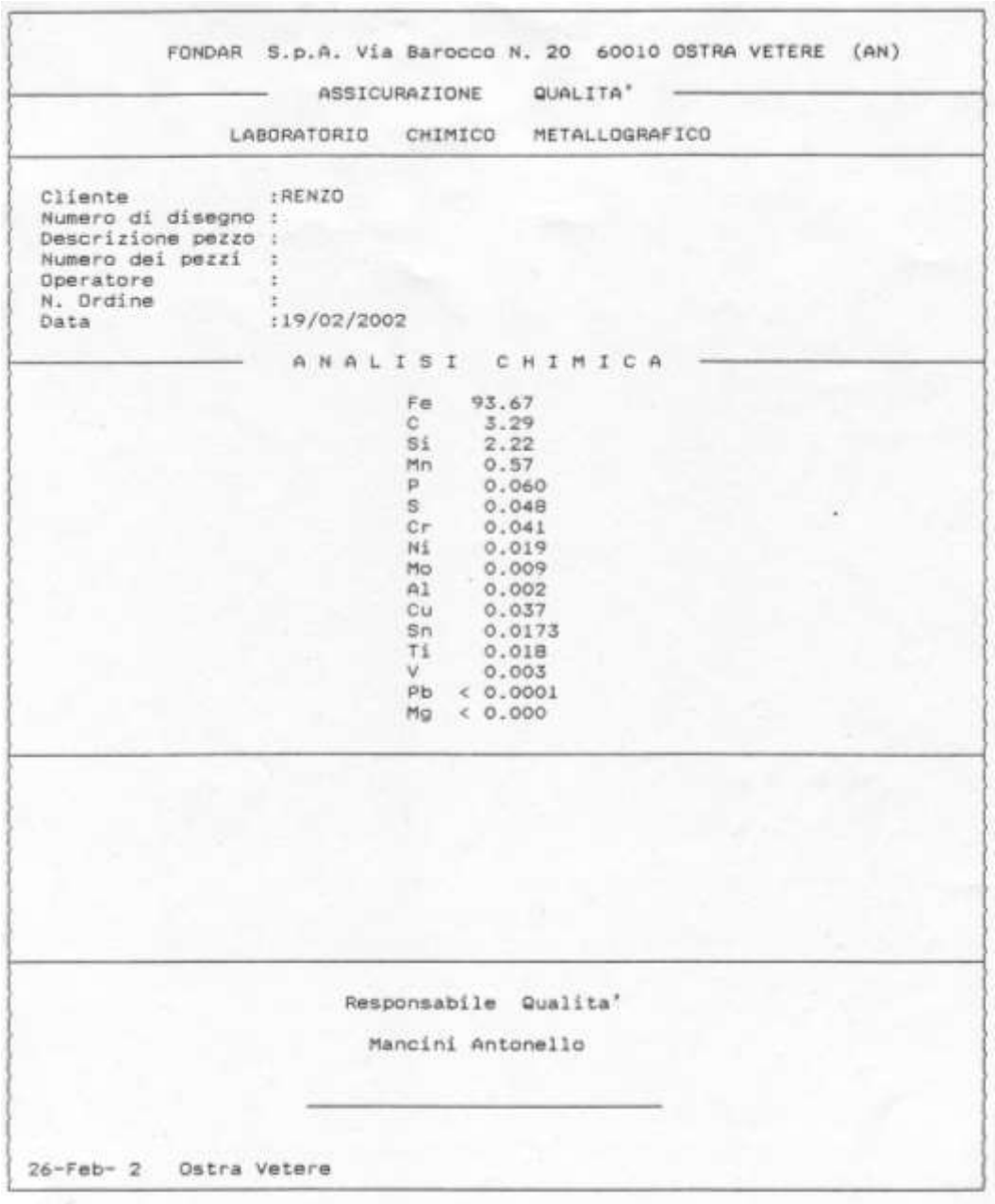


Figura 6.4: Tenore di magnesio residuo in funzione della siviera e del tempo di colata.

6.2 Analisi dei campioni in ghisa grigia

La stessa procedura utilizzata per i campioni in ghisa sferoidale è stata ripetuta per il campione in ghisa grigia. In questo caso il campione da analizzare era unico in quanto per le ghise lamellari non è necessario valutare l'influenza del tempo nella formazione delle lamelle di grafite. Dall'analisi si evince un contenuto di C.E. pari a 4,03% che denota una ghisa lievemente ipoeutettica. Il certificato di analisi redatto dalla fonderia per il campione ha dato i seguenti risultati:



FONDAR S.p.A. Via Barocco N. 20 60010 OSTRA VETERE (AN)

ASSICURAZIONE QUALITA'

LABORATORIO CHIMICO METALLOGRAFICO

Cliente :RENZO
Numero di disegno :
Descrizione pezzo :
Numero dei pezzi :
Operatore :
N. Ordine :
Data :19/02/2002

A N A L I S I C H I M I C A

Fe	93.67
C	3.29
Si	2.22
Mn	0.57
P	0.060
S	0.048
Cr	0.041
Ni	0.019
Mo	0.009
Al	0.002
Cu	0.037
Sn	0.0173
Ti	0.018
V	0.003
Pb	< 0.0001
Mg	< 0.000

Responsabile Qualita'

Mancini Antonello

26-Feb- 2 Ostra Vetere

Figura 6.5: Certificato di analisi campione in ghisa lamellare G15.

6.3 Analisi dei campioni in ghisa compatta

Anche per la ghisa compatta sono state adottate le stesse procedure. In questo caso i campioni analizzati sono stati due: uno prelevato ad inizio fusione ed uno in corrispondenza dell'ultimo campione colato. Il tempo intercorso tra la colata del primo campione e la colata del secondo è stato di 3' 11". I risultati delle analisi sono riportati nei due certificati emessi dalla fonderia.

FONDAR S.p.A. Via Barocco N. 20 60010 OSTRA VETERE (AN)

ASSICURAZIONE QUALITA'

LABORATORIO CHIMICO METALLOGRAFICO

Cliente :RENZO 1
Numero di disegno :
Descrizione pezzo :
Numero dei pezzi :
Operatore :R.G.
N. Ordine :
Data :15/05/2002

A N A L I S I C H I M I C A

Fe	93.28
C	3.59
Si	2.71
Mn	0.15
P	0.037
S	0.013
Cr	0.031
Ni	0.001
Mo	0.004
Al	0.014
Cu	0.016
Sn	0.0112
Ti	0.107
V	0.004
Pb	< 0.0001
Mg	0.035

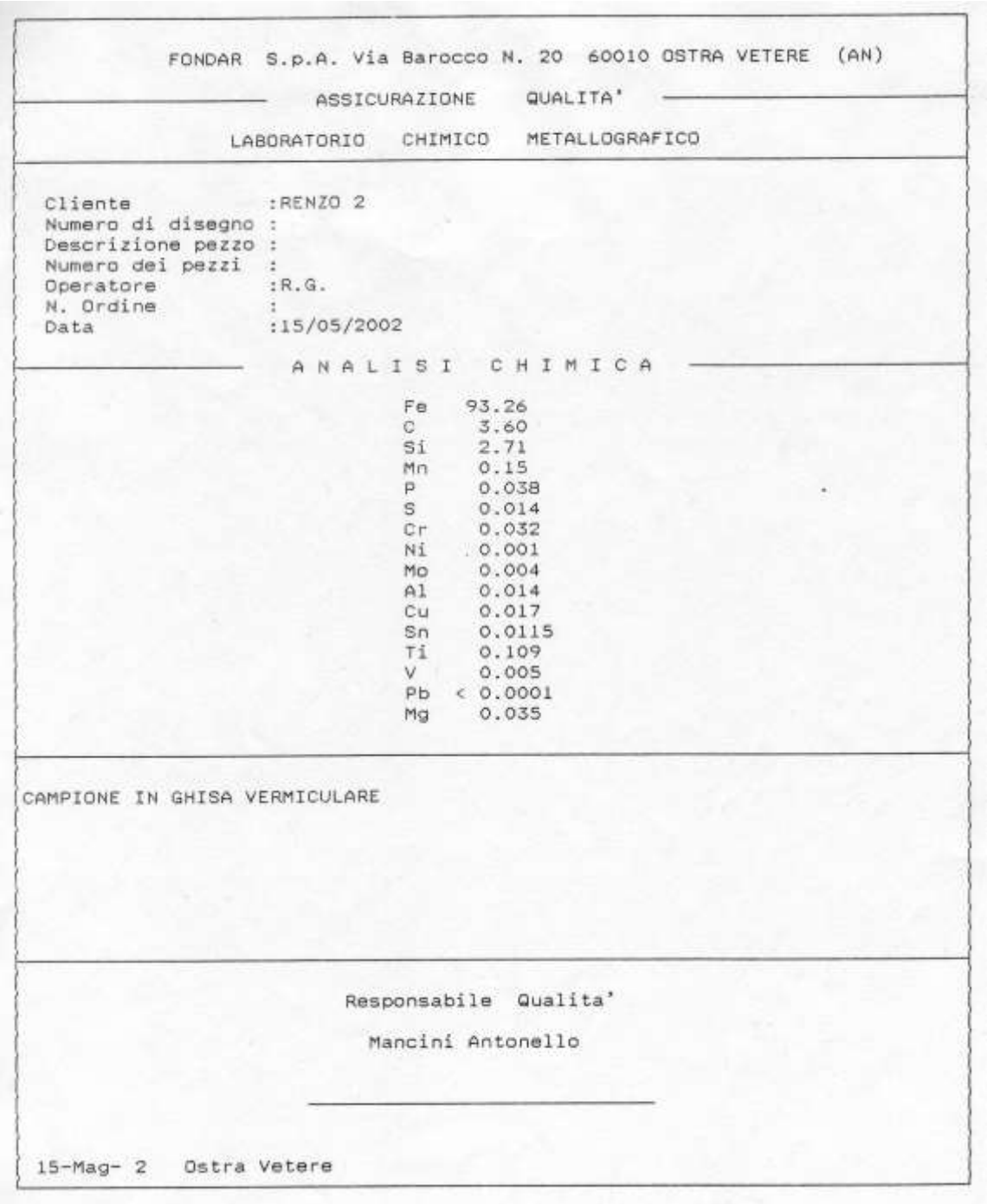
CAMPIONE IN GHISA VERMICULARE

Responsabile Qualita'

Mancini Antonello

15-Mag- 2 Ostra Vetere

Figura 6.6: Certificato di analisi CGI ad inizio colata (dopo 3'49" dall'inoculazione).



FONDAR S.p.A. Via Barocco N. 20 60010 OSTRA VETERE (AN)

ASSICURAZIONE QUALITA'

LABORATORIO CHIMICO METALLOGRAFICO

Cliente :RENZO 2
Numero di disegno :
Descrizione pezzo :
Numero dei pezzi :
Operatore :R.G.
N. Ordine :
Data :15/05/2002

A N A L I S I C H I M I C A

Fe	93.26
C	3.60
Si	2.71
Mn	0.15
P	0.038
S	0.014
Cr	0.032
Ni	0.001
Mo	0.004
Al	0.014
Cu	0.017
Sn	0.0115
Ti	0.109
V	0.005
Pb	< 0.0001
Mg	0.035

CAMPIONE IN GHISA VERMICULARE

Responsabile Qualita'

Mancini Antonello

15-Mag- 2 Ostra Vetere

Figura 6.7: Certificato di analisi CGI a fine colata (dopo 7'00" dall'inoculazione).

Dall'analisi si ricava un contenuto di C.E. pari a 4,49% corrispondente ad una ghisa leggermente ipereutettica. Si può osservare che questo valore è molto simile a quello della ghisa sferoidale come era intuibile visto che la carica base in forno è la stessa. Inoltre Non si riscontrano differenze rilevanti tra il primo ed il secondo campione.

7 Risultati delle prove di trazione

Le prove di trazione effettuate nei laboratori universitari mediante macchinario MTS (Material Test Sistem) hanno dato i risultati che seguono; sono state effettuate in tutto 19 prove di trazione ripartite tra i vari tipi di ghise; la velocità di avanzamento della traversa della macchina è stata impostata a 0,3 [mm/s] per le ghise sferoidali e a 0,15 [mm/s] per la ghisa lamellare. I provini utilizzati rispondevano alle caratteristiche rappresentate in Figura 7.1. Essendo il diametro del tratto utile pari a 14 [mm], la sezione utile è di 153,938 [mm^2]; Dal carico massimo di rottura basta dunque dividere per il valore della sezione per ottenere il carico unitario. Lo stesso procedimento per ottenere il carico unitario di scostamento dalla proporzionalità 0,2%. L'allungamento A%min è stato valutato come prescritto dalla norma UNI EN 10002/1 su un L_0=70 [mm] ($L_0 = 5 \cdot d$).

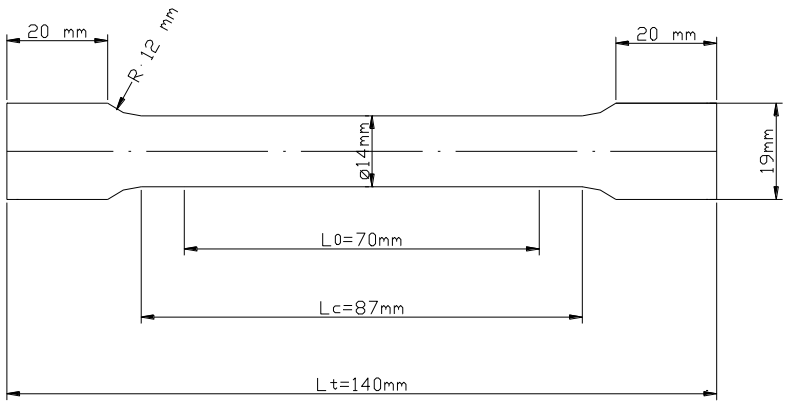
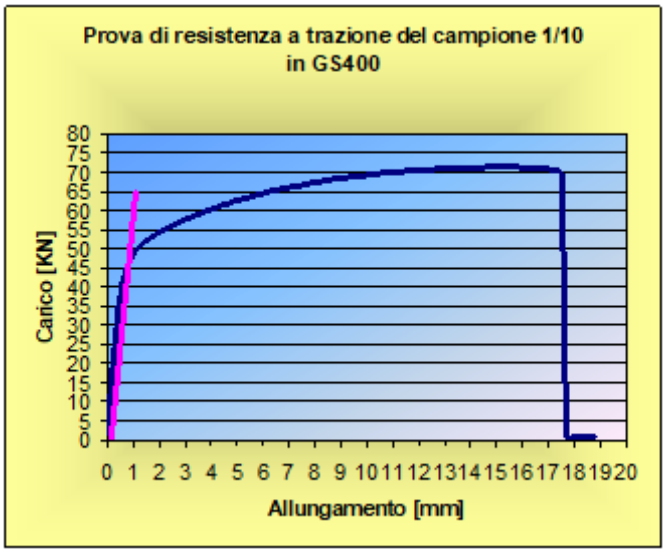


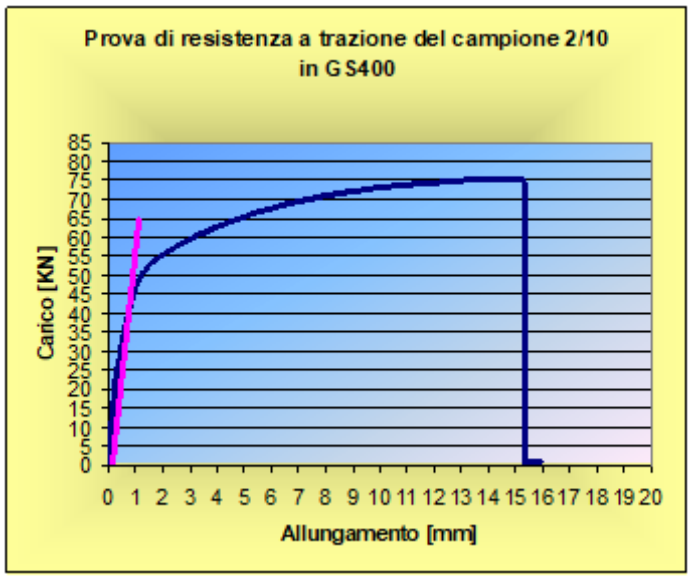
Figura 7.1: provino di trazione

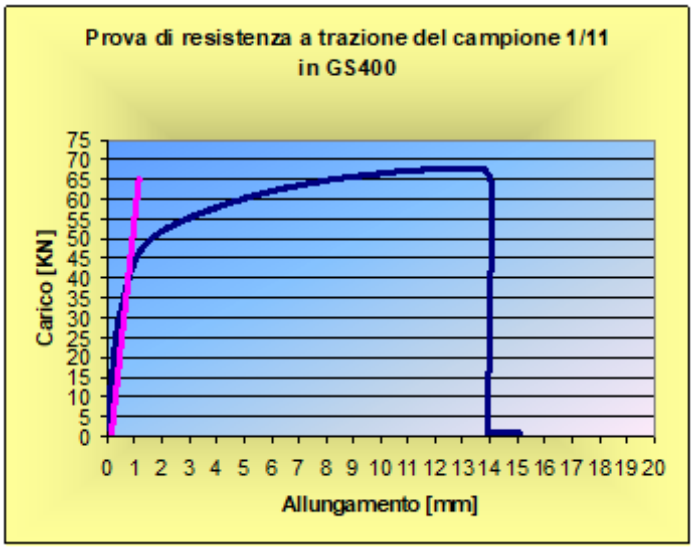
Nelle pagine successive riportiamo una tabella riepilogativa dei risultati delle singole prove, e tutti i grafici ottenuti dal file dati generato dalla macchina durante la prova.

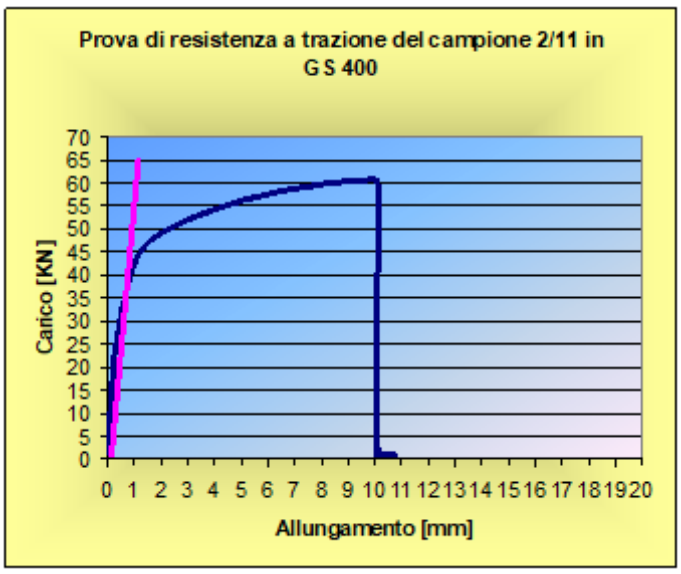
Campione	Carico massimo [N]	Resistenza a trazione [N/mm^2]	$R_{p0,2\%}$ [N/mm^2]	L_u [mm]	Allungamento A% min (L_0=70mm)
1/10 GS400	71350	463	305	87	24,28
2/10 GS400	75370	489	287	84,814	21,16
1/11 GS400	67900	441	267	83,42	19,17
2/11 GS400	60737	394	253	79,92	14,17
1/14 GS400	66950	435	284	88,71	26,72
2/14 GS400	63780	414	265	81,32	16,17
1/16 GS400	70280	456	262	87,62	25,17
2/16 GS400	70526	458	266	87,05	24,35
2CGI	53848	350	243	73,61	5,15
4CGI	54832	356	211	74,45	6,35
5CGI	53176	345	258	73,49	4,98
6CGI	54611	355	242	74,14	5,91
7CGI	54267	352	264	72,69	3,84
8CGI	54306	353	247	73,70	5,28
9CGI	54489	354	239	74,27	6,10
GL1	19355	126	108	70,78	1,11
GL2	24291	158	130	70,96	1,37
GL3	24383	158	131	70,84	1,20

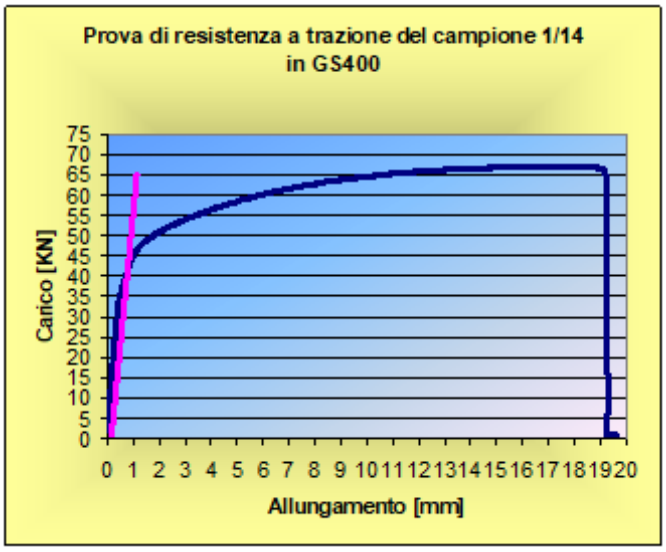
Tabella 9. Riepilogo dei risultati delle prove di resistenza a trazione.

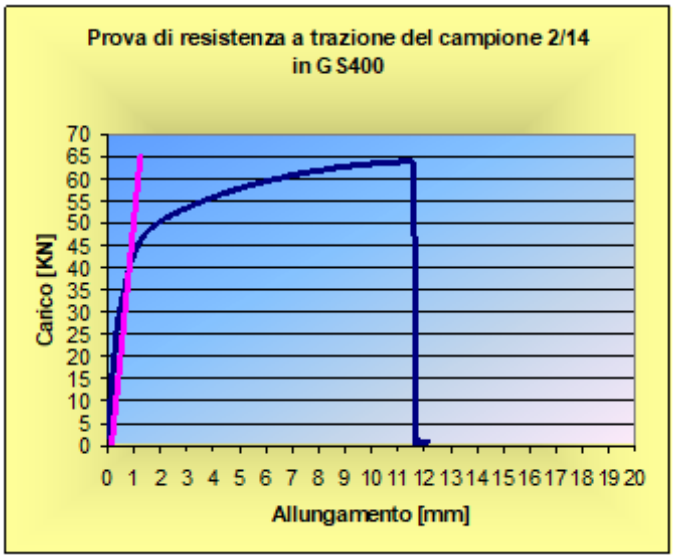


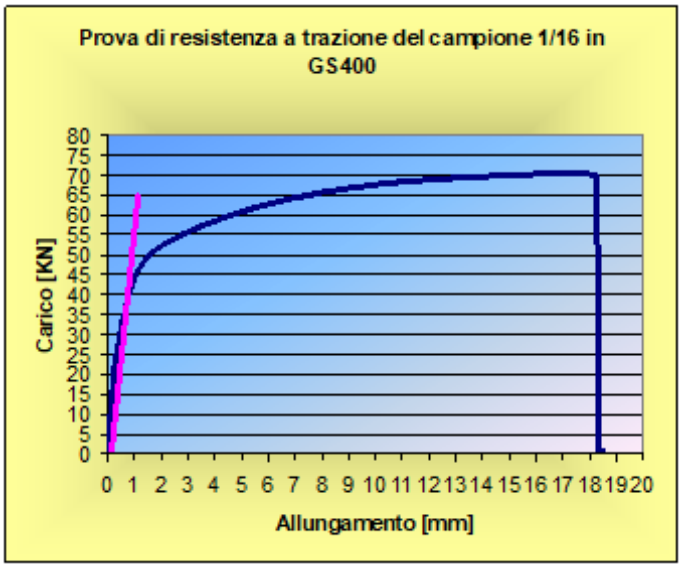

Prova di resistenza a trazione del campione 2/10 in GS400
Carico [KN]
0 5 10 15 20 25 30 35 40 45 50 55 60 65 70 75 80 85
0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20
Allungamento [mm]

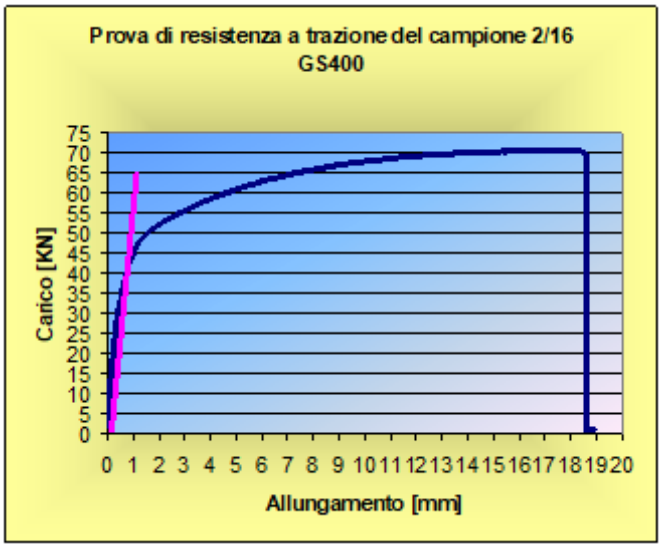

Prova di resistenza a trazione del campione 1/11 in GS400
Carico [KN]
0 5 10 15 20 25 30 35 40 45 50 55 60 65 70 75
0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20
Allungamento [mm]

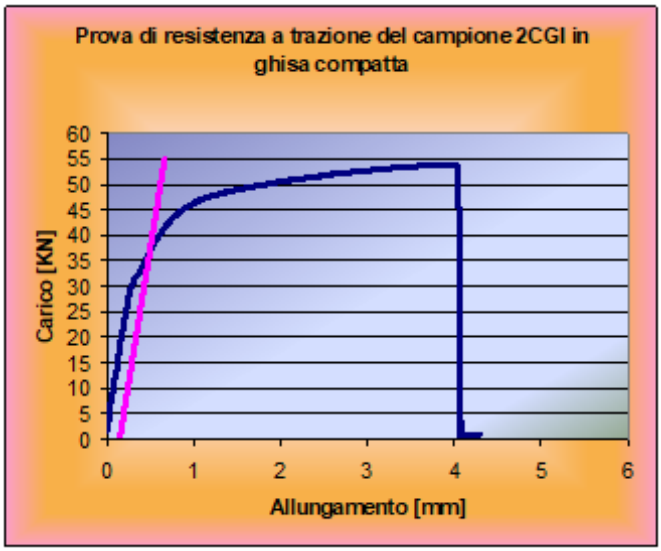

Prova di resistenza a trazione del campione 2/11 in GS 400
Carico [KN]
0 5 10 15 20 25 30 35 40 45 50 55 60 65 70
0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20
Allungamento [mm]

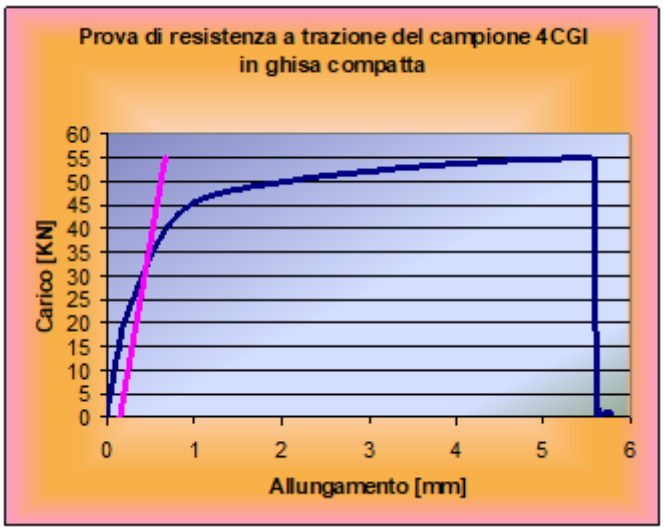

Prova di resistenza a trazione del campione 1/14 in GS400
Carico [KN]
0 5 10 15 20 25 30 35 40 45 50 55 60 65 70 75
0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20
Allungamento [mm]

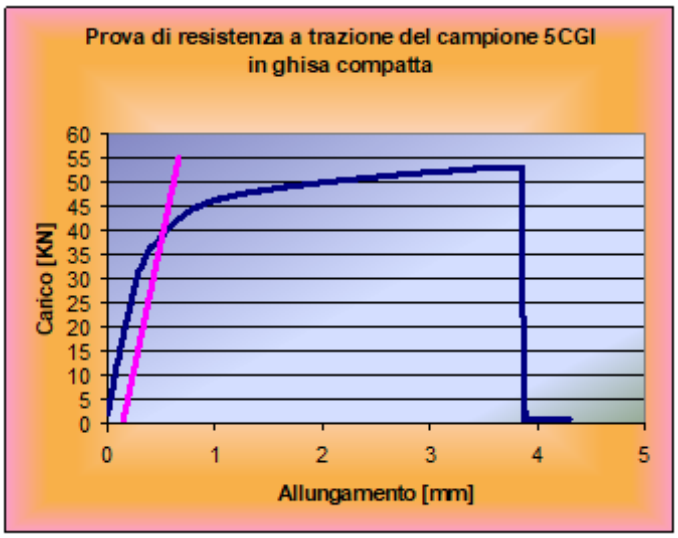

Prova di resistenza a trazione del campione 2/14 in G S400
Carico [KN]
0 5 10 15 20 25 30 35 40 45 50 55 60 65 70
0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20
Allungamento [mm]

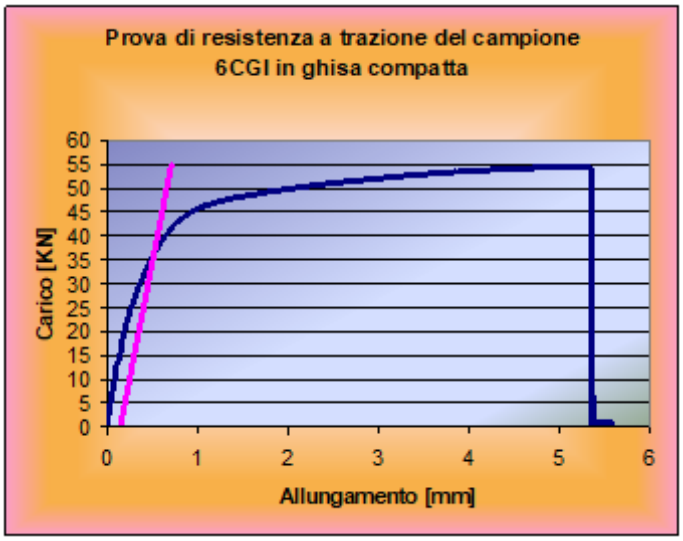

Prova di resistenza a trazione del campione 1/16 in GS400
Carico [KN]
0 5 10 15 20 25 30 35 40 45 50 55 60 65 70 75 80
0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20
Allungamento [mm]

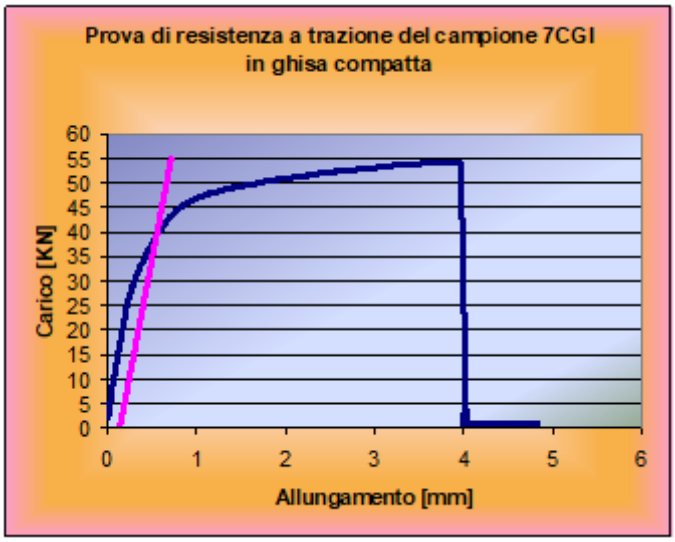

Prova di resistenza a trazione del campione 2/16
GS400
Carico [KN]
0 5 10 15 20 25 30 35 40 45 50 55 60 65 70 75
0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19 20
Allungamento [mm]

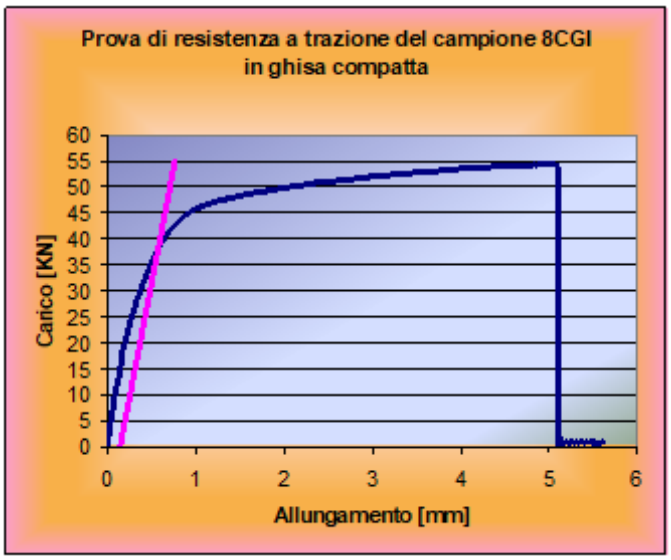

Prova di resistenza a trazione del campione 2CGI in ghisa compatta
Carico [KN]
0 5 10 15 20 25 30 35 40 45 50 55 60
0 1 2 3 4 5 6
Allungamento [mm]

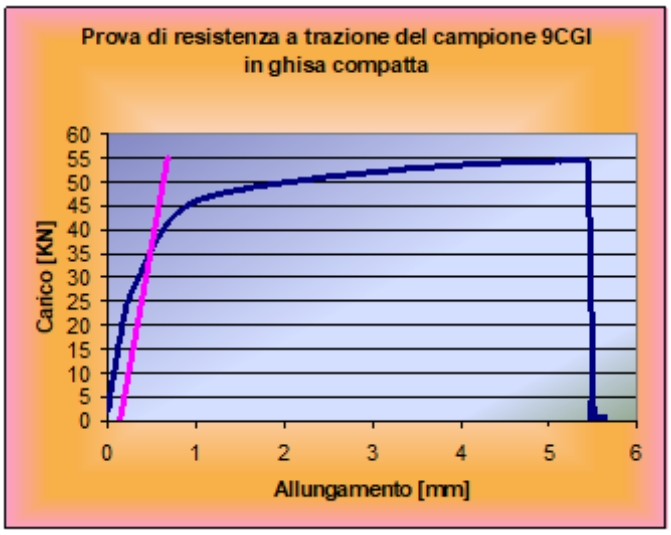

Prova di resistenza a trazione del campione 4CGI in ghisa compatta
Carico [KN]
0 5 10 15 20 25 30 35 40 45 50 55 60
0 1 2 3 4 5 6
Allungamento [mm]

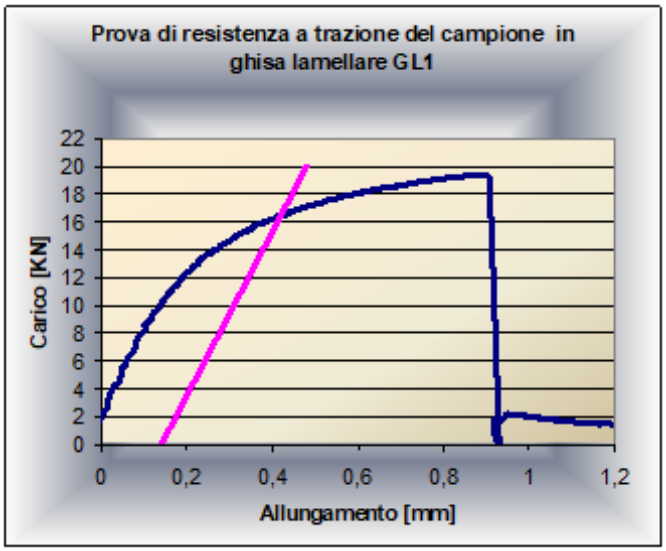

Prova di resistenza a trazione del campione 5CGI in ghisa compatta
Carico [KN]
60
55
50
45
40
35
30
25
20
15
10
5
0
0
1
2
3
4
5
Allungamento [mm]

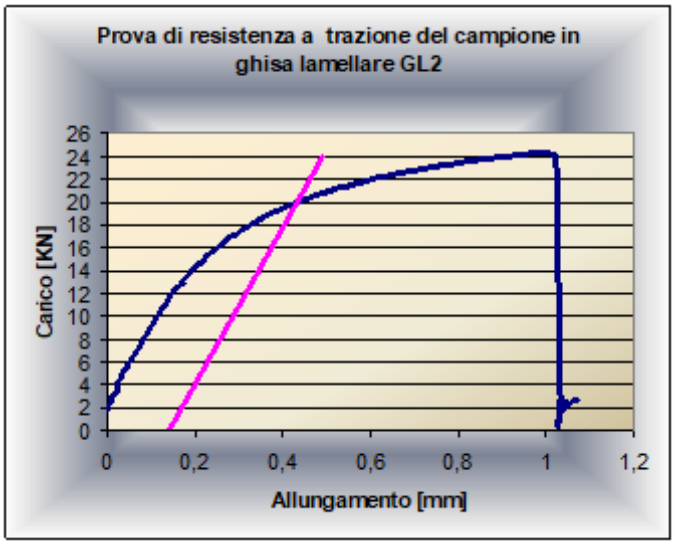

Prova di resistenza a trazione del campione 6CGI in ghisa compatta
Carico [KN]
60
55
50
45
40
35
30
25
20
15
10
5
0
0
1
2
3
4
5
6
Allungamento [mm]

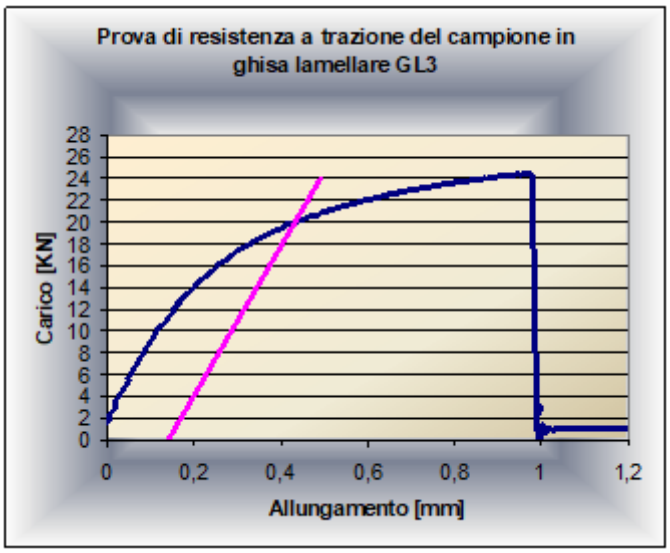

Prova di resistenza a trazione del campione 7CGI in ghisa compatta
Carico [KN]
60
55
50
45
40
35
30
25
20
15
10
5
0
0
1
2
3
4
5
6
Allungamento [mm]


Prova di resistenza a trazione del campione 8CGI
in ghisa compatta
Carico [KN]
60
55
50
45
40
35
30
25
20
15
10
5
0
0
1
2
3
4
5
6
Allungamento [mm]


Prova di resistenza a trazione del campione 9CGI
in ghisa compatta
Carico [KN]
60
55
50
45
40
35
30
25
20
15
10
5
0
0
1
2
3
4
5
6
Allungamento [mm]


Prova di resistenza a trazione del campione in
ghisa lamellare GL1
Carico [KN]
22
20
18
16
14
12
10
8
6
4
2
0
0
0,2
0,4
0,6
0,8
1
1,2
Allungamento [mm]





7.1 Osservazioni

Per quello che riguarda i campioni in ghisa sferoidale, possiamo dire che quasi tutti quelli analizzati (tranne il 2/11 di cui avevamo già notato delle irregolarità nell'osservazione metallografica) soddisfano i requisiti prescritti dalla norma UNI EN 1563; si nota però un decadimento delle proprietà meccaniche passando dal campione colato per primo e quello colato per ultimo. Il fenomeno potrà essere messo in risalto in modo più ampio solo in seguito ad un'attenta analisi metallografica, oggetto del capitolo successivo. Per quanto riguarda i campioni in ghisa compatta, i risultati ci portano a classificarla come una ghisa grado 350 (secondo la norma ASTM A842-85). Rispetto alla ghisa sferoidale si nota una minore

resistenza a trazione ma soprattutto un minore allungamento % dopo rottura che denota una notevole riduzione di duttilità. Si nota inoltre una notevole insensibilità al tempo di colata. Infatti, anche se l'intervallo di tempo intercorso tra la colata del primo e l'ultimo campione in CGI è stato minore di quello massimo intercorso tra il primo e l'ultimo campione in GS400, le proprietà meccaniche in questo piccolo intervallo rimangono pressoché costanti. Per quando riguarda i campioni in ghisa lamellare, va precisato che i risultati ottenuti, vanno presi come termini di confronto e non come valori assoluti in quanto la norma UNI 5007 prescrive per questo materiale estremamente fragile condizioni di prova e dimensioni della provetta di trazione diversi da quelli adottati per le ghise sferoidali.

Si può inoltre osservare che non esiste per le ghise un punto di snervamento ben definito, bensì c'è una transizione graduale tra il comportamento elastico e quello plastico; per questo motivo siamo ricorsi al concetto di $R_{p0,2}$ ossia siamo andati a valutare il carico che produce una deformazione permanente dello 0,2%. Nelle pagine successive, riportiamo alcuni istogrammi di confronto dei risultati ottenuti. Si riportano inoltre dei diagrammi in cui la resistenza a trazione viene correlata al tempo di colata; in questi si evidenzia un decadimento di resistenza nel tempo per i campioni in GS400 e una insensibilità al tempo di colata per quello che riguarda i campioni in CGI.

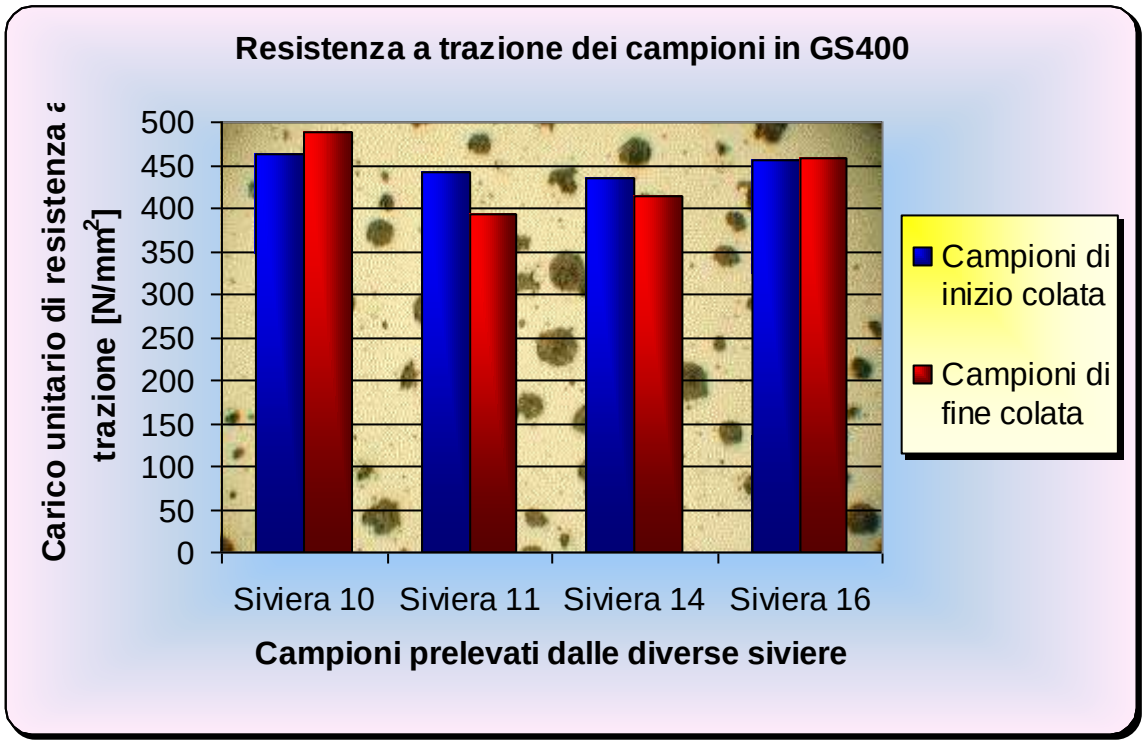


Figura 7.2:Resistenza a trazione dei campioni in GS400.

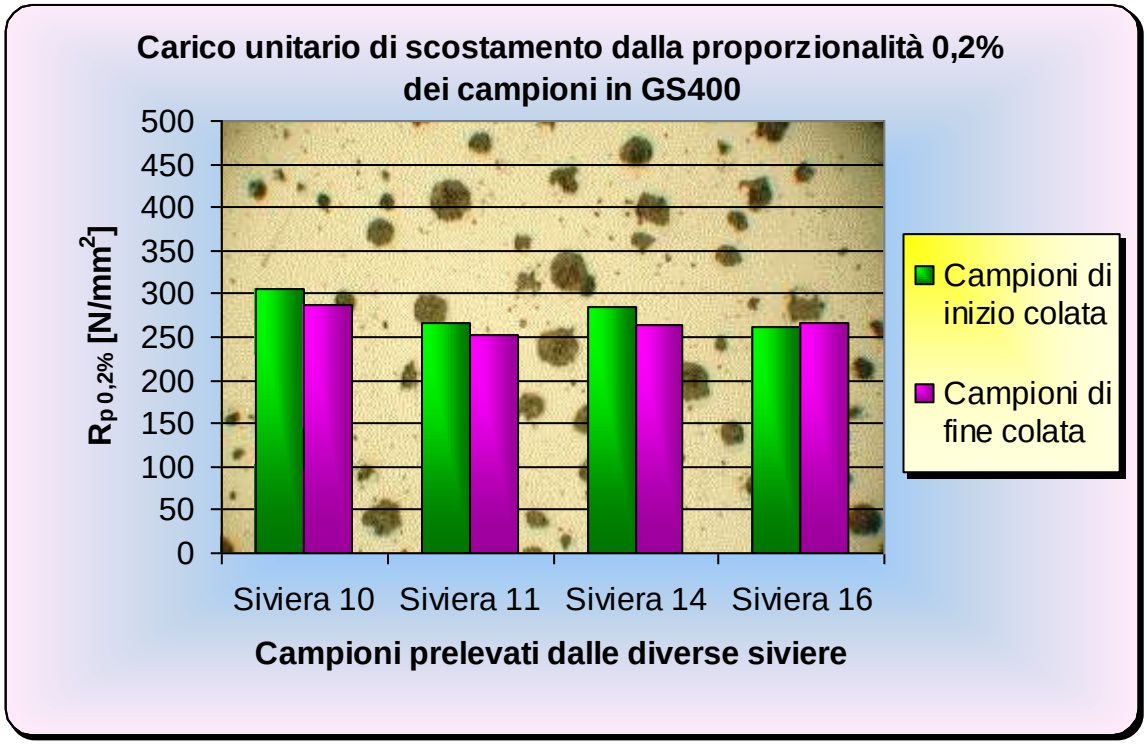


Figura 7.3: Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità 0,2% dei campioni in GS400.

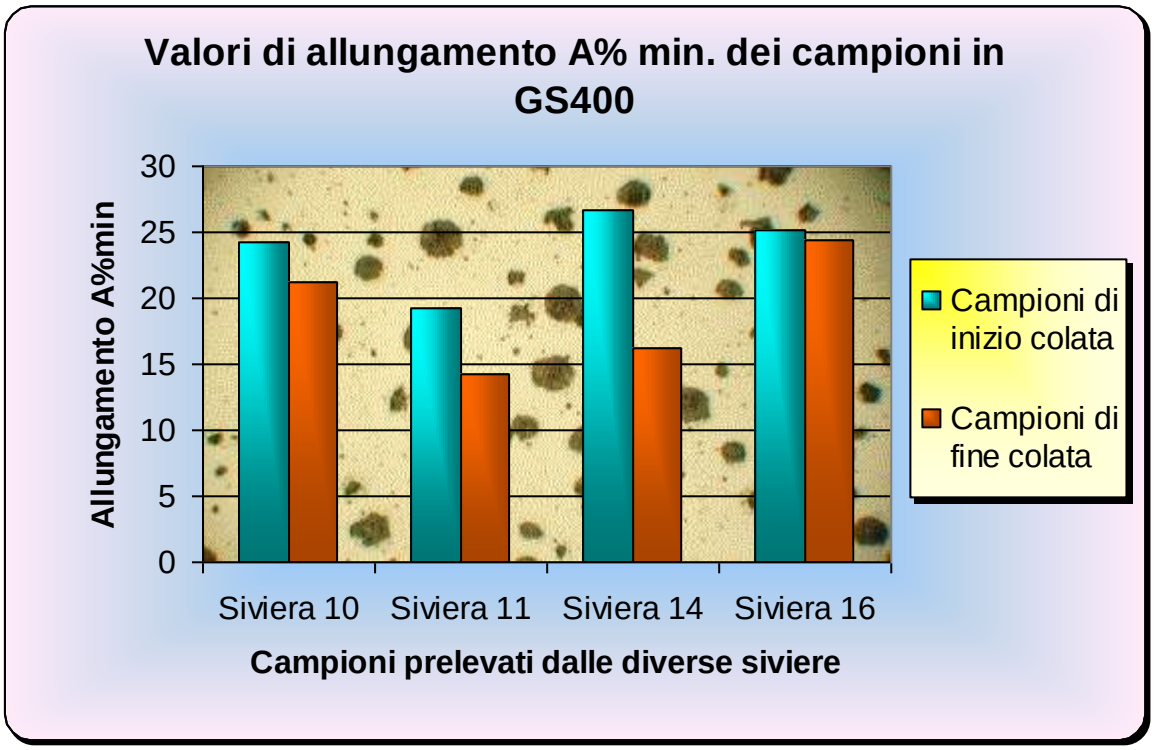


Figura 7.4: Valori di allungamento A% min. dei campioni in GS400.

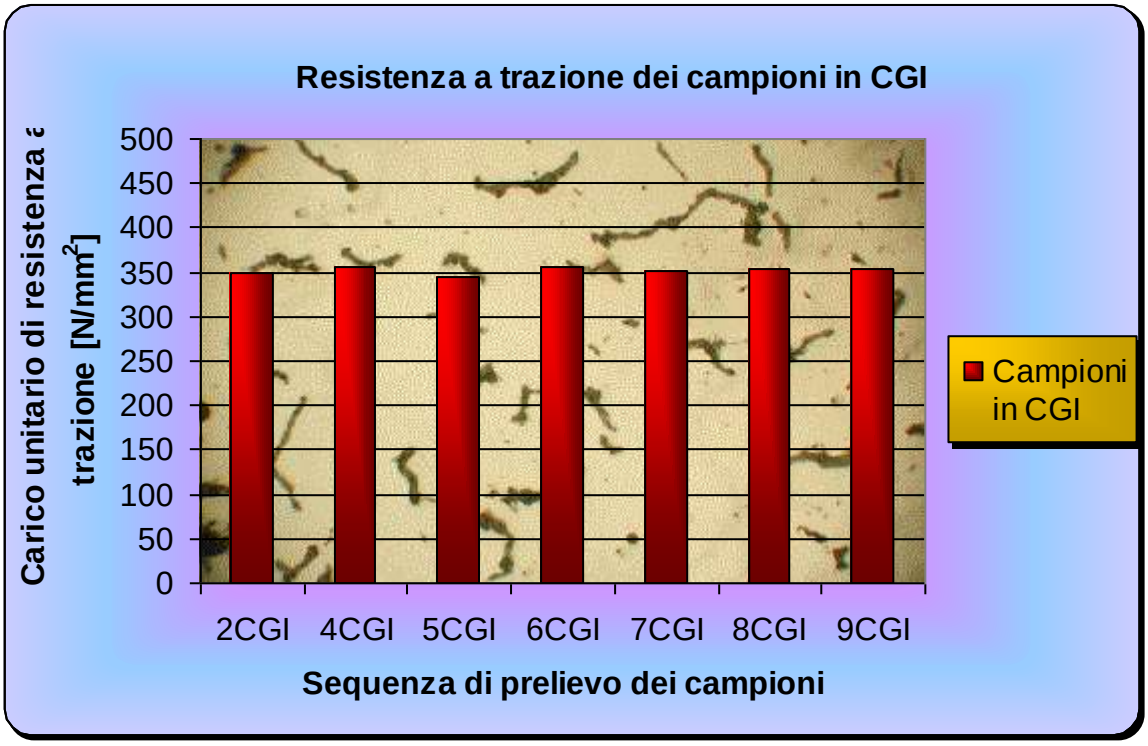


Figura 7.5: Resistenza a trazione dei campioni in CGI.

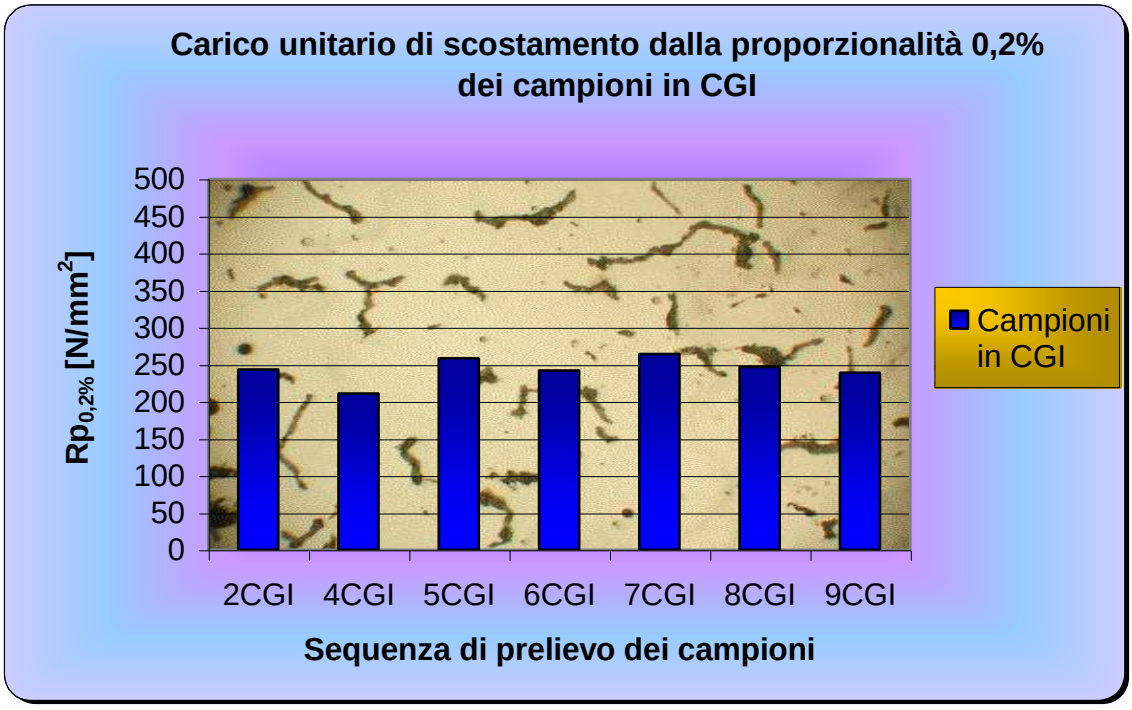


Figura 7.6: Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità 0,2% dei campioni in CGI.

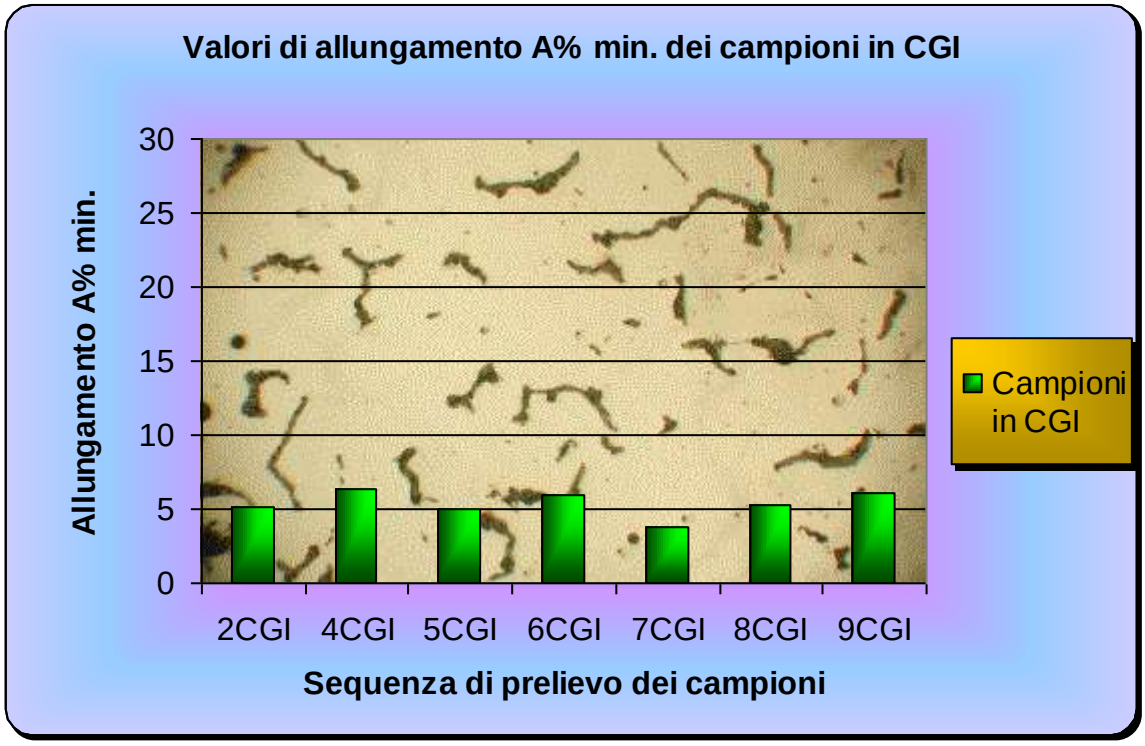


Figura 7.7: Valori di allungamento A% min. dei campioni in CGI.

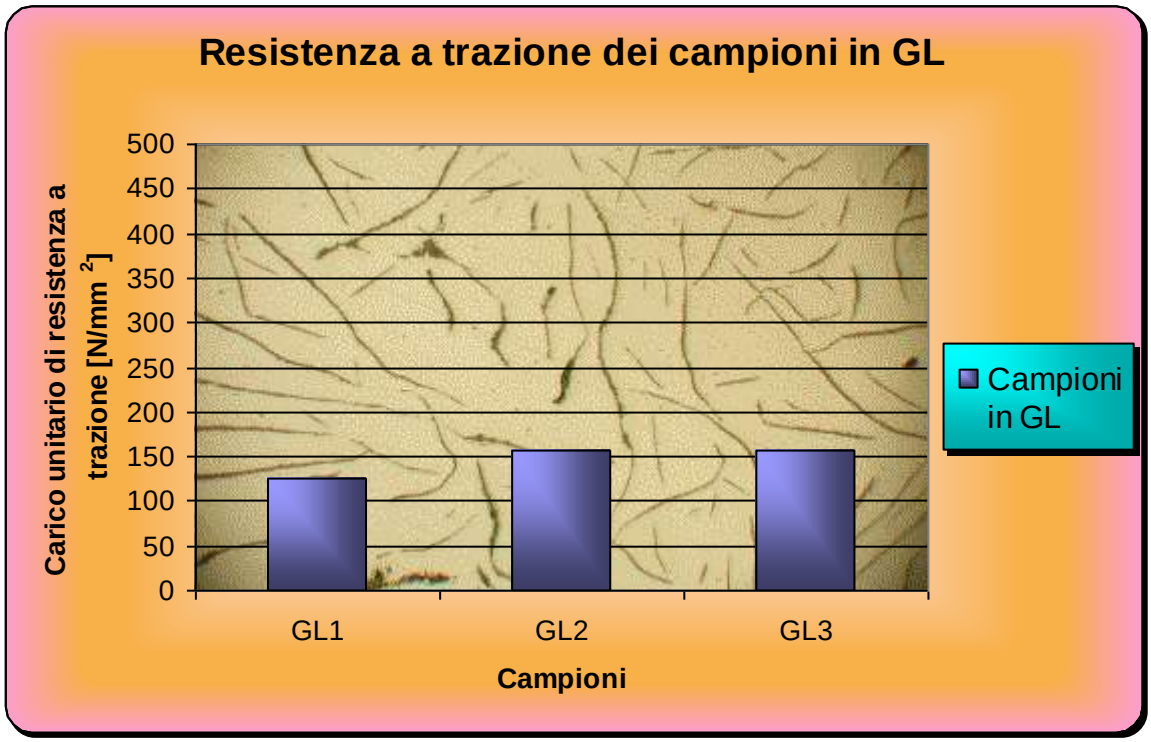


Figura 7.8: Resistenza a trazione dei campioni in GL.

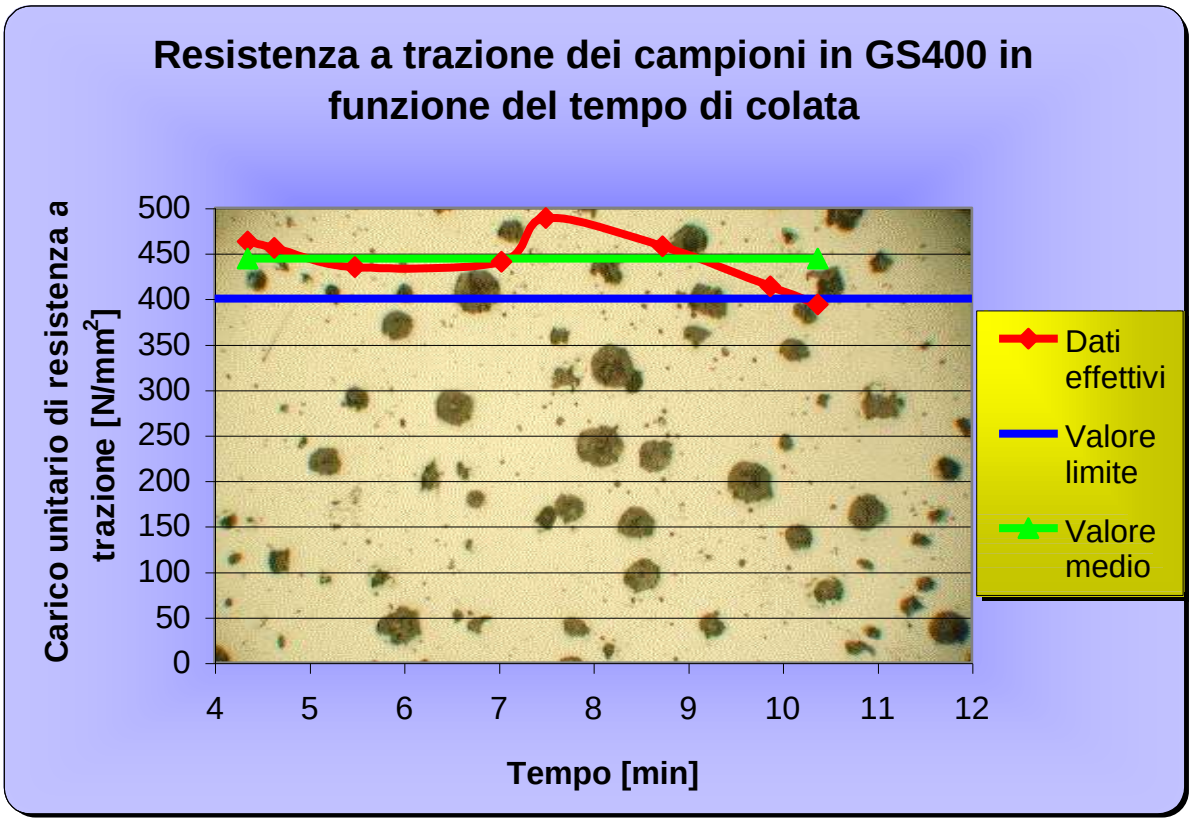


Figura 7.9: Resistenza a trazione in funzione del tempo di colata dei campioni in GS400.

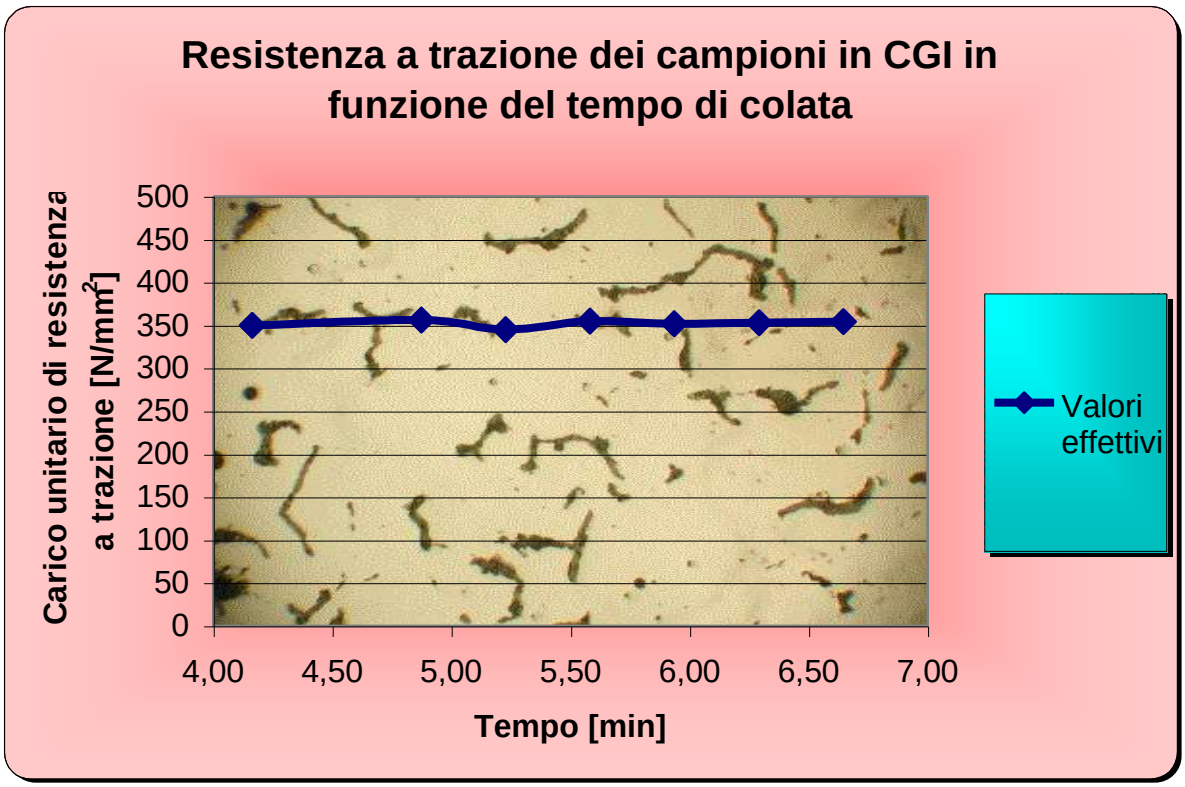


Figura 7.10: Resistenza a trazione dei campioni in CGI in funzione del tempo di colata.

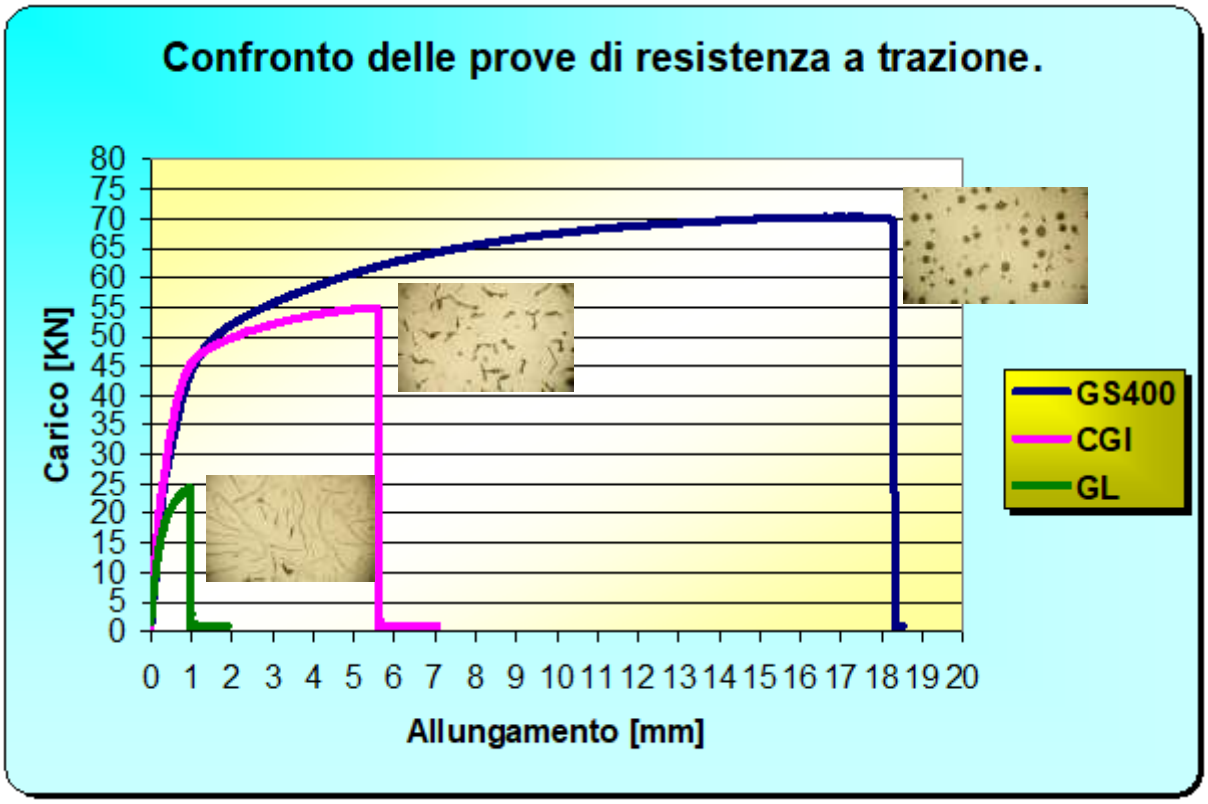


Figura 7.11: Confronto delle prove di resistenza a trazione.

8 Analisi metallografica dei campioni

Seguendo le procedure discusse nel paragrafo 4.3, i campioni dei tre tipi di ghise sono stati preparati per l'analisi al microscopio di cui in seguito riportiamo i risultati. La fase preliminare è stata comunque quella di fare delle osservazioni macrografiche dei campioni rotti durante le prove di trazione.

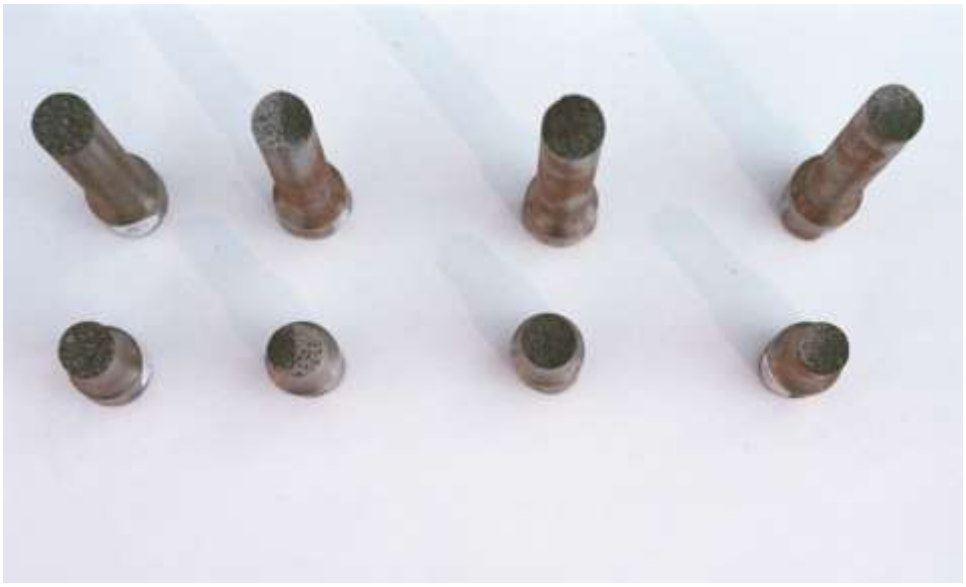


Figura 8.1: Macro dei campioni usati per la prova di trazione.



Figura 8.2: Campione in GS400 (1/13) rotto in trazione.



Figura 8.3: Superficie di frattura del campione in GS400 - 1/13



Figura 8.4: Superficie di frattura del campione in GS400 - 2/12



Figura 8.5: Superficie di frattura del campione in CGI – 8.



Figura 8.6: Superficie di frattura del campione in GL

Si può osservare che la morfologia globale della superficie di frattura è uniforme per quanto riguarda i campioni in CGI e GL, mentre nei campioni in GS400 si possono distinguere due zone: una più scura ed una più lucente. La frattura è normale rispetto alla direzione di applicazione del carico. Non si osserva strizione. Con l'analisi al SEM verranno caratterizzare più in dettaglio queste superfici.

8.1 Analisi al microscopio ottico

In riferimento al paragrafo 4.3.1 sono stati prelevati, dai saggi colati separatamente, dei campioni di piccole dimensioni che sono stati sottoposti a lucidatura. L'osservazione dei campioni è stata suddivisa come previsto in due fasi: subito dopo lucidatura, prima di effettuare l'attacco chimico, e dopo di questo. La prima osservazione è infatti necessaria per valutare la morfologia della fase grafitica, mentre la seconda ci consente di analizzare la struttura della matrice metallica. Inoltre un'attenta osservazione ha permesso di valutare eventuali disomogeneità nella matrice, l'eventuale presenza di impurezze e le dimensioni degli sferoidi e delle lamelle di grafite. L'analisi è stata condotta sia al cuore sia al bordo dei campioni, anche se essendo questi allo stato grezzo di colata, l'analisi al bordo non è molto rilevante. L'attacco chimico è stato effettuato con una soluzione Nital 3% per circa 20 secondi. Le diverse colorazioni assunte dalle micrografie, denotano una lieve differenza nel modo di agire dell'attacco chimico da un campione all'altro e due differenti microscopi usati

in laboratorio. In totale sono stati preparati 32 campioni di cui 20 in ghisa sferoidale, 10 in ghisa compatta e 2 in ghisa lamellare.



Figura 8.7: Campioni pronti per l'esame metallografico dopo l'attacco chimico.

8.1.1 Campioni in ghisa lamellare

Dall'analisi di questi campioni di cui riportiamo un'ampia rassegna fotografica è emerso che la ghisa lamellare prodotta dalla Fondar SpA presenta queste caratteristiche: per quanto riguarda la morfologia della fase grafitica, questa è composta di lamelle sottili distribuite uniformemente e senza orientamento preferenziale (Rif. Figure 8.8÷8.10). Possiamo identificare questa morfologia con la forma I, distribuzione A, della norma UNI EN ISO 945 che è la forma migliore di grafite interconnessa della ghisa grigia per grezzi di colata con condizioni di solidificazione normali. La struttura della matrice metallica è costituita da perlite grossolana, ossia striscie chiare di ferrite intercalate da striscie nere di cementite che formano l'aggregato perlitico e che sono facilmente risolvibili al microscopio ottico, (Rif. Figure 8.11÷8.14) in particolare con l'ingrandimento 900x. In alcuni punti (zone chiare) è presente soltanto ferrite. Non si è osservata la presenza di carburi complessi (come carburi di Cr e V) e questo era facilmente prevedibile data la bassa percentuale in composizione di questi elementi (vedi paragrafo 6.2).

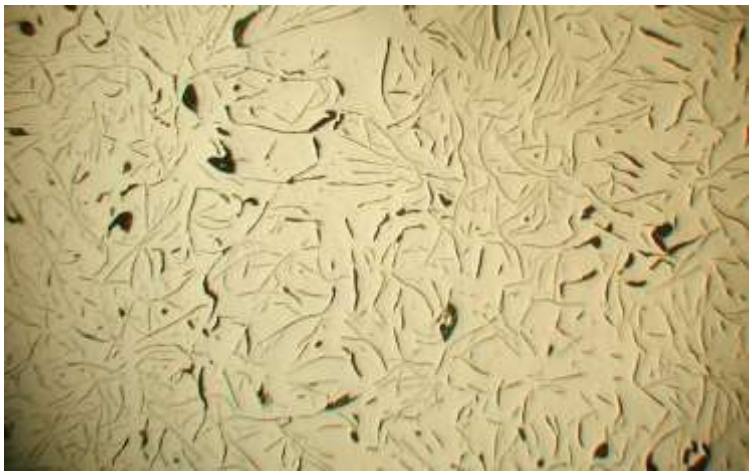


Figura 8.8: Ghisa lamellare senza attacco chimico. Ingrandimento 50x

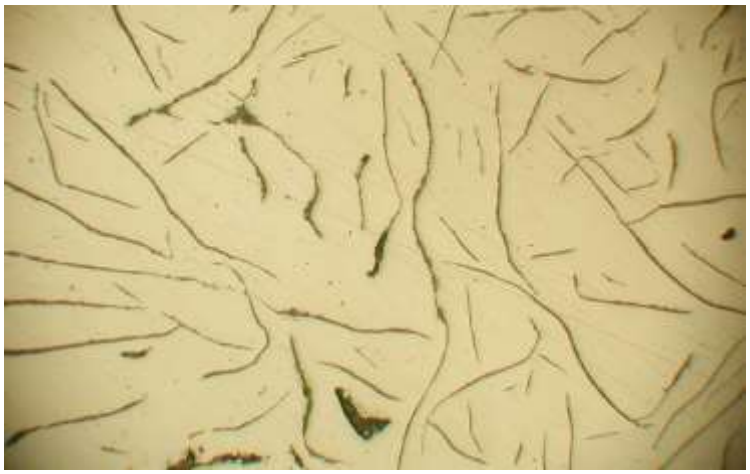


Figura 8.9: Ghisa lamellare senza attacco chimico. Ingrandimento 100x



Figura 8.10: Ghisa lamellare senza attacco chimico: Ingrandimento 450x.



Figura 8.11: Ghisa lamellare dopo attacco chimico con Nital 3%. Ingrandimento 100x.

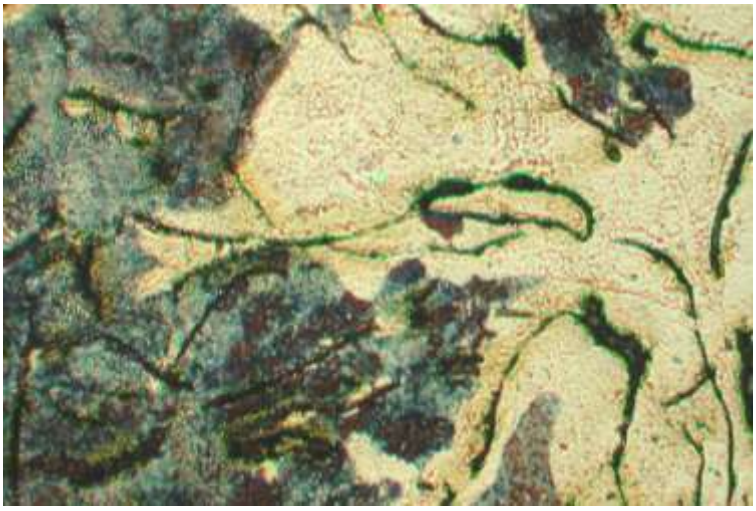


Figura 8.12: Ghisa lamellare dopo attacco chimico con Nital 3%. Ingrandimento 225x.

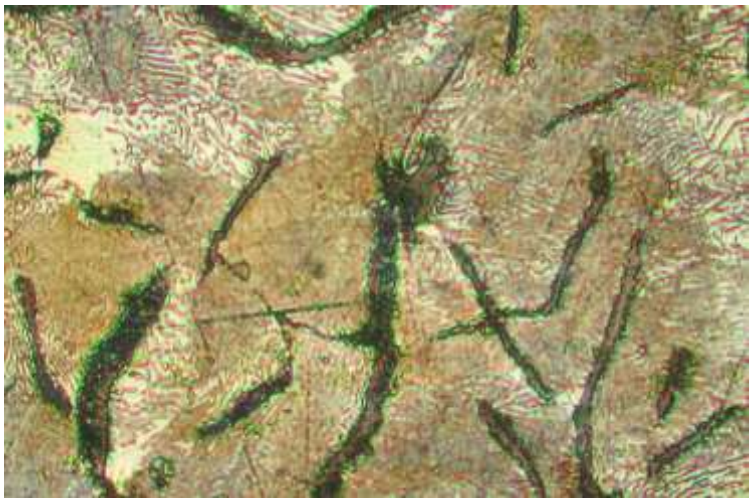


Figura 8.13: Ghisa lamellare dopo attacco chimico con Nital 3%. Ingrandimento 450x.

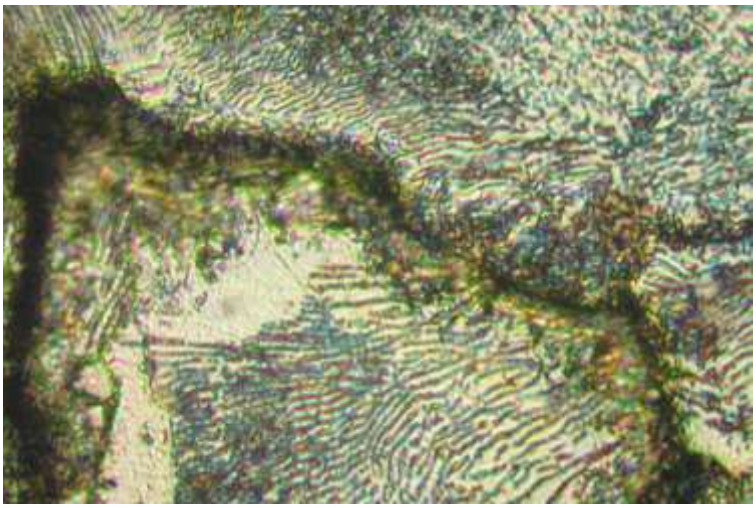


Figura 8.14: Ghisa lamellare dopo attacco chimico con Nital 3%. Ingrandimento 900x.

8.1.2 Campioni in ghisa compatta

L'analisi dei campioni in ghisa compatta, è stata condotta su 10 campioni opportunamente preparati, di cui ancora una volta riportiamo un'ampia rassegna fotografica nello stesso ordine con cui i 10 campioni sono stati analizzati. Le conclusioni cui siamo giunti possono essere così riassunte: per quanto riguarda la morfologia della fase grafitica, questa si presenta sottoforma di lamelle corte, spesse e con le estremità arrotondate identificabili nella forma III della norma UNI EN ISO 945 (Rif. Figure 8.17, 8.22, 8.26, 8.33, 8.38, 8.44, 8.49, 8.55). La matrice è prevalentemente ferritica, con tracce di perlite fine e compatta non risolvibile al microscopio ottico, e globalmente non superiori al 10% del totale (zone di colore madreperlaceo più o meno scure secondo l'attacco; Rif. Figure 8.18, 8.19, 8.26, 8.30, 8.35, 8.36, 8.45, 8.52, 8.58, 8.62). La composizione della matrice molto simile a quella delle ghise sferoidali, da ragione del fatto che il carico di snervamento, assume gli stessi valori, essendo questo determinato proprio dalla matrice, e non dalla morfologia grafitica (Rif. Diagramma 7.11, Cap.7). Non si è rilevata una differenza sostanziale tra il campione colato per primo e quello colato per ultimo. In talune parti dei campioni, si può osservare la presenza di sferoidi residui di grafite (Rif. Figure 8.16, 8.30, 8.37, 8.48, 8.59), non raggiunti dal titanio che svolge la funzione di degradare la grafite da nodulo a lamella. Al bordo si osserva una morfologia grafitica irregolare, talvolta di tipo lamellare, e dopo l'attacco chimico si osserva la presenza di perlite in concentrazioni maggiori (Rif. Figure 8.23, 8.41, 8.46, 8.63). Dopo attacco chimico si distinguono anche i grani di ferrite di forma poliedrica irregolare, serrati l'uno contro l'altro.

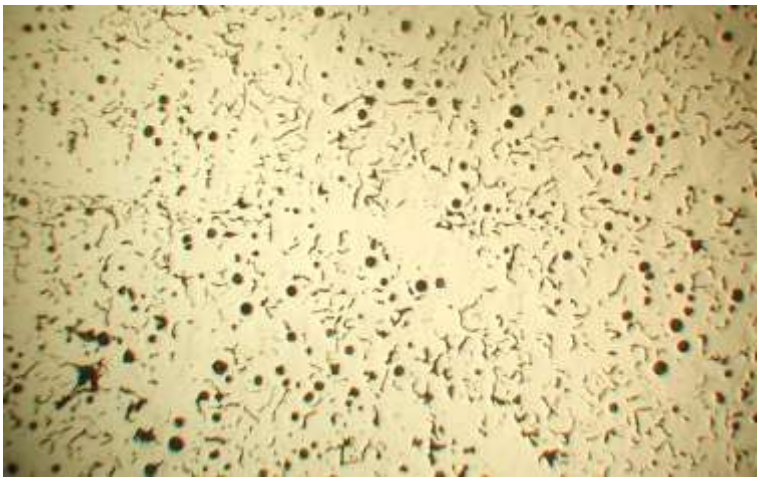


Figura 8.15: Campione 1CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

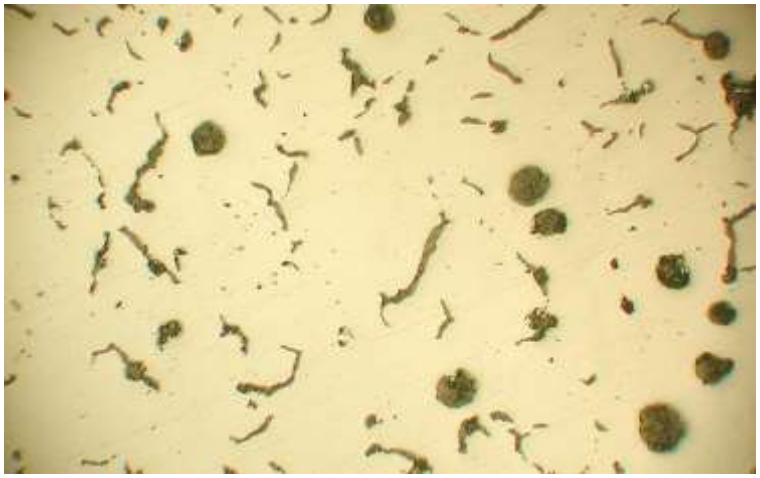


Figura 8.16: Campione 1CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

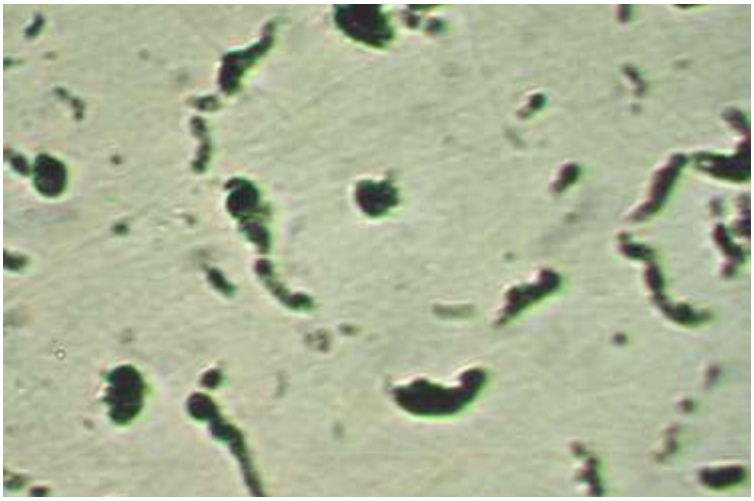


Figura 8.17: Campione 1CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.



Figura 8.18: Campione 1CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x.

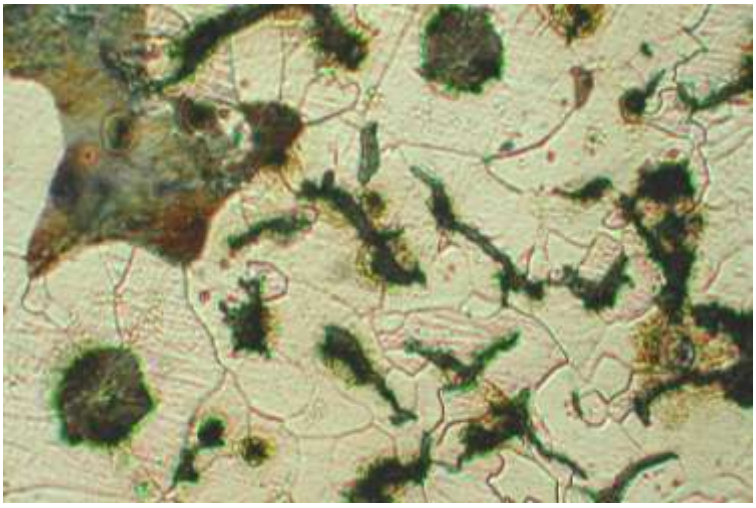


Figura 8.19: Campione 1CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

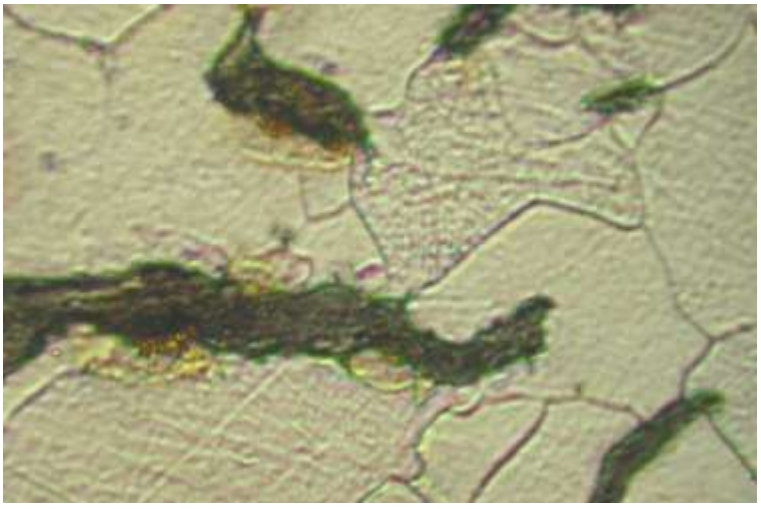


Figura 8.20: Campione 1CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 900x.



Figura 8.21: Campione 2CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

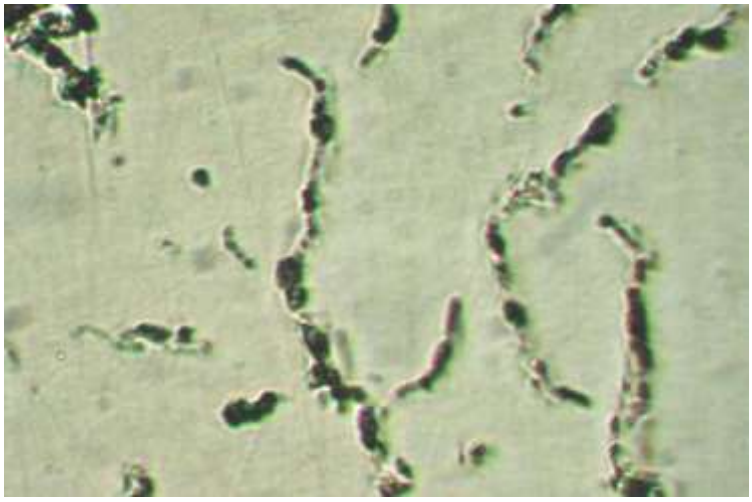


Figura 8.22: Campione 2CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

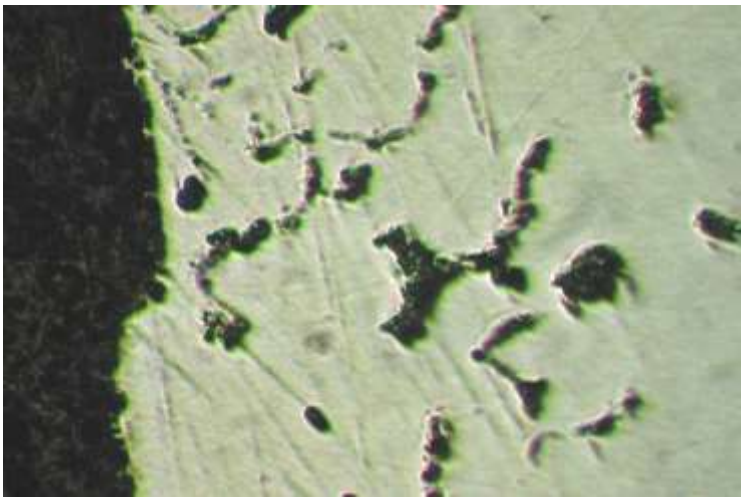


Figura 8.23: Campione 2CGI senza attacco chimico al bordo. Ingrandimento 225x.



Figura 8.24: Campione 2CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x.



Figura 8.25: Campione 2CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 200x.

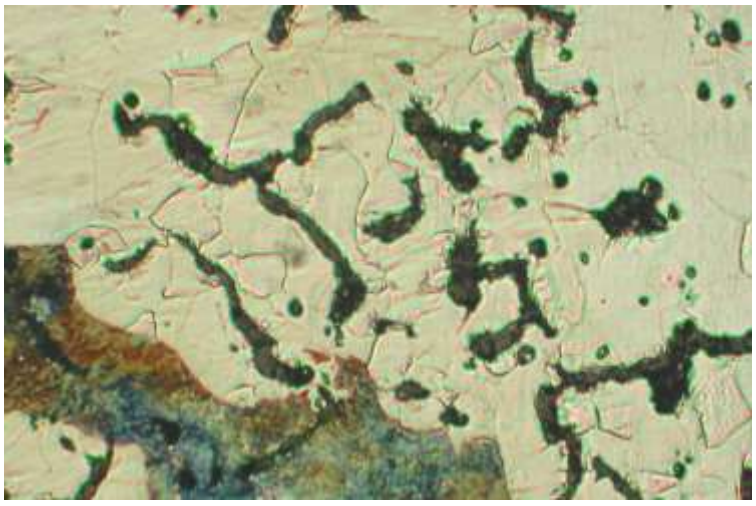


Figura 8.26: Campione 3CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

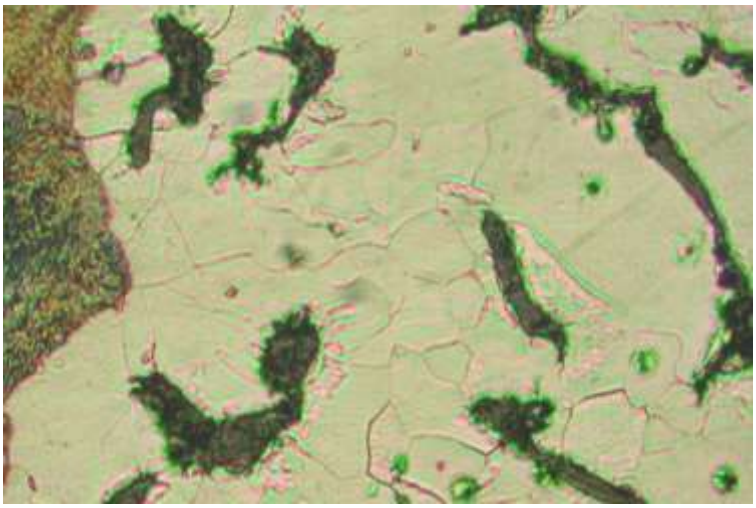


Figura 8.27: Campione 3CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

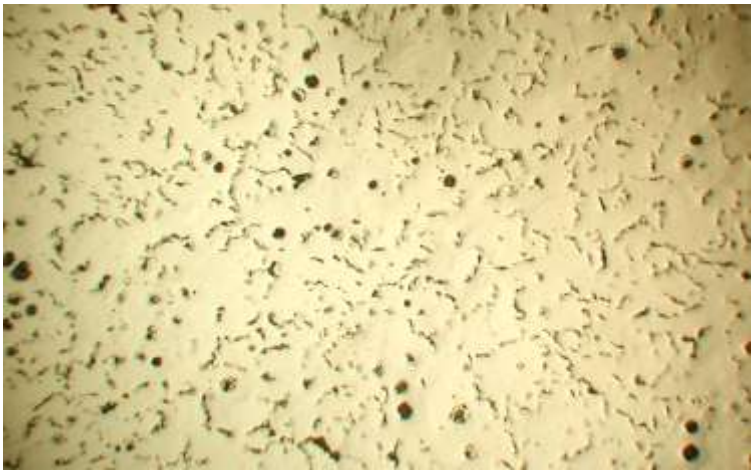


Figura 8.28: Campione 4CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

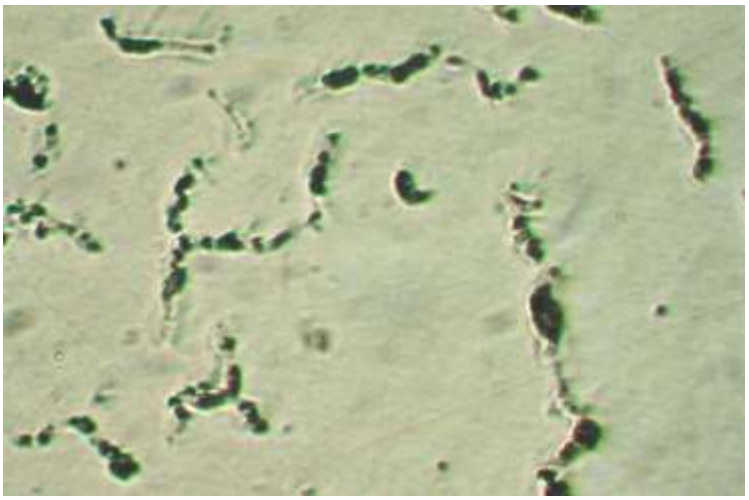


Figura 8.29: Campione 4CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

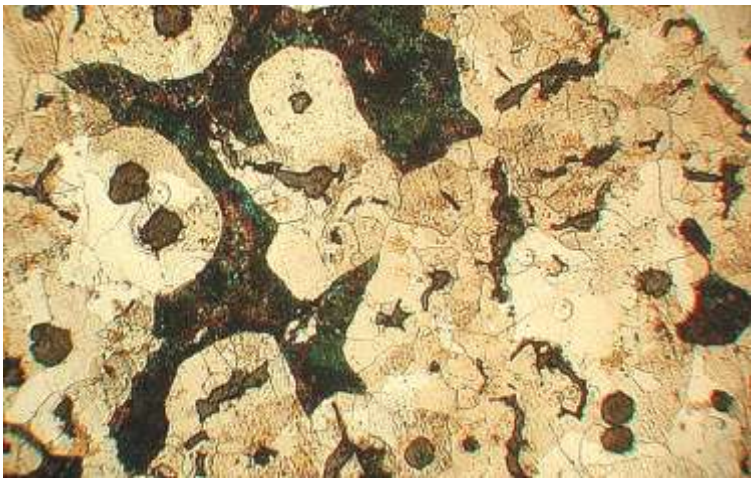


Figura 8.30: Campione 4CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x.

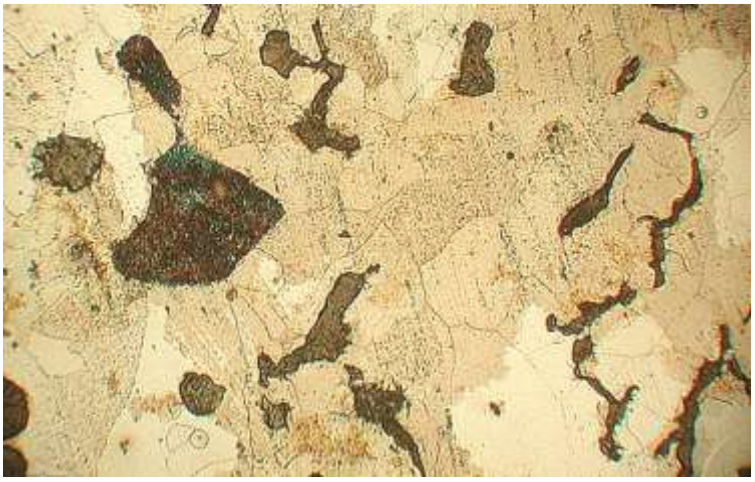


Figura 8.31: Campione 4CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 200x.

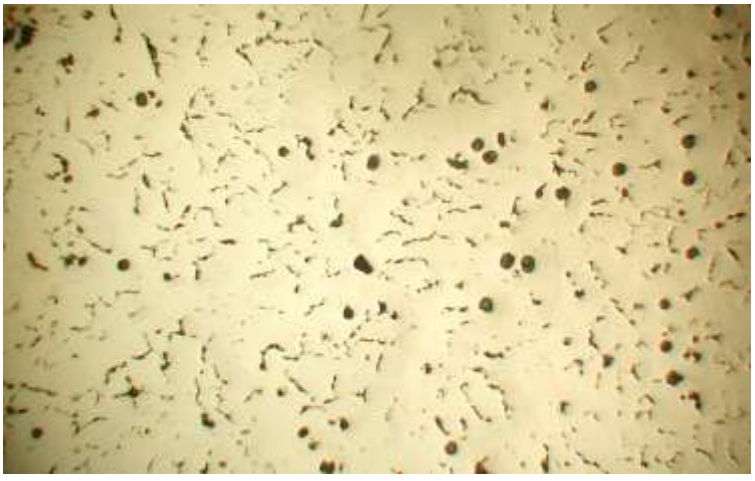


Figura 8.32: Campione 5CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

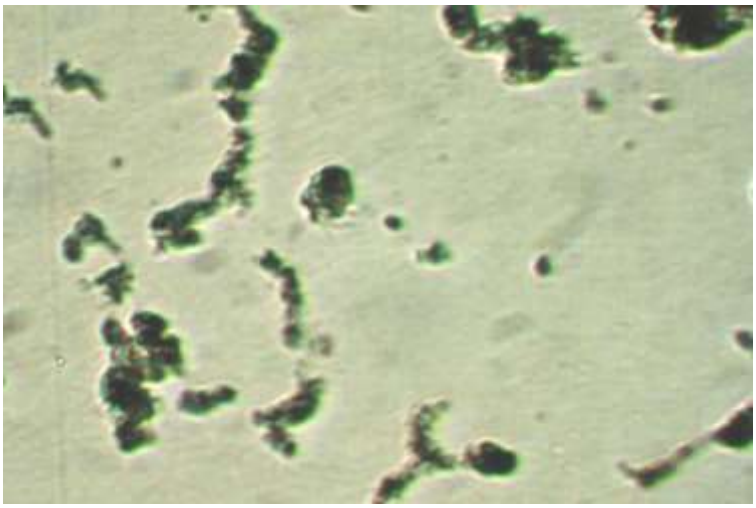


Figura 8.33: Campione 5CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

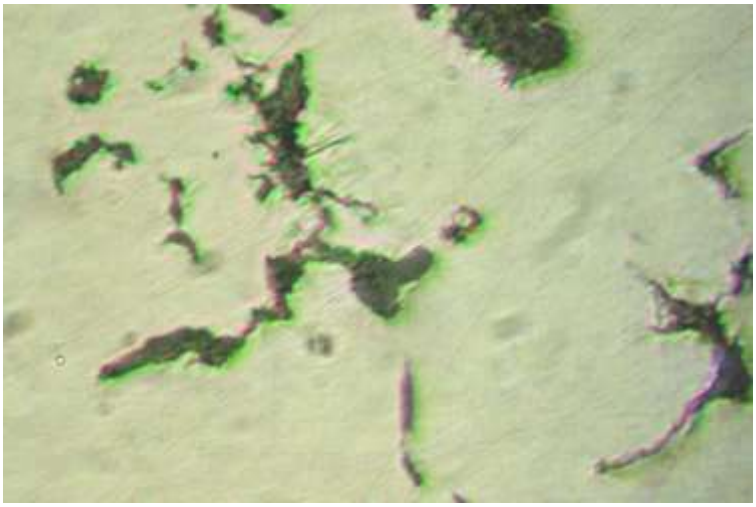


Figura 8.34: Campione 5CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 450x.

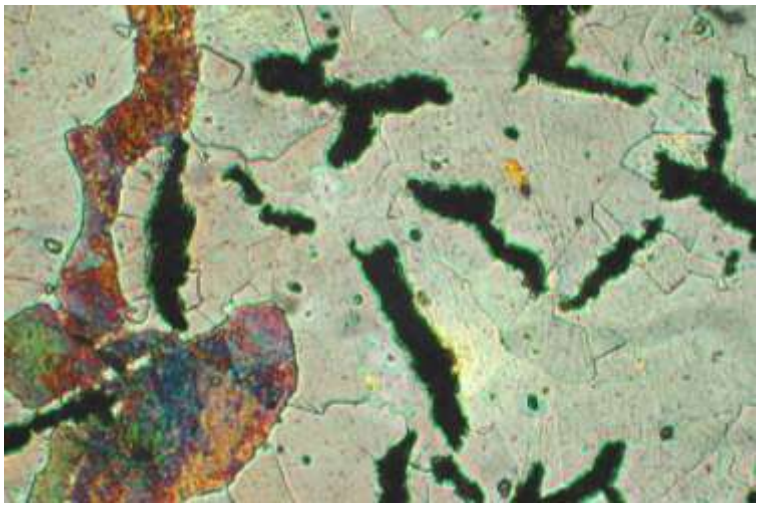


Figura 8.35: Campione 5CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

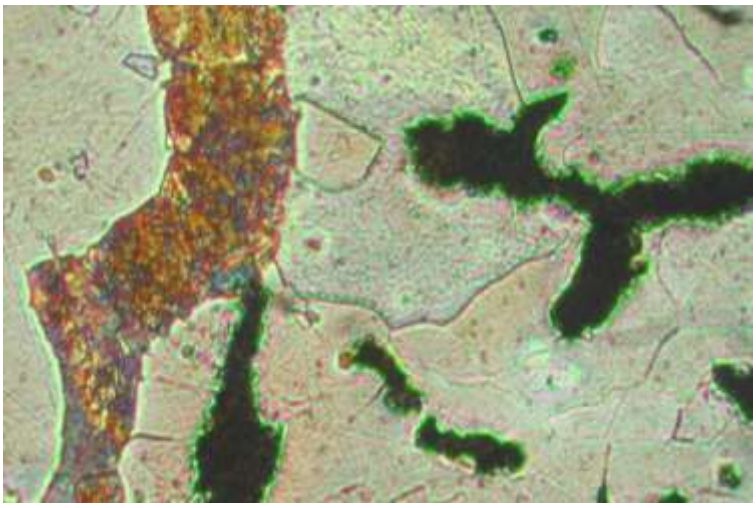


Figura 8.36: Campione 5CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

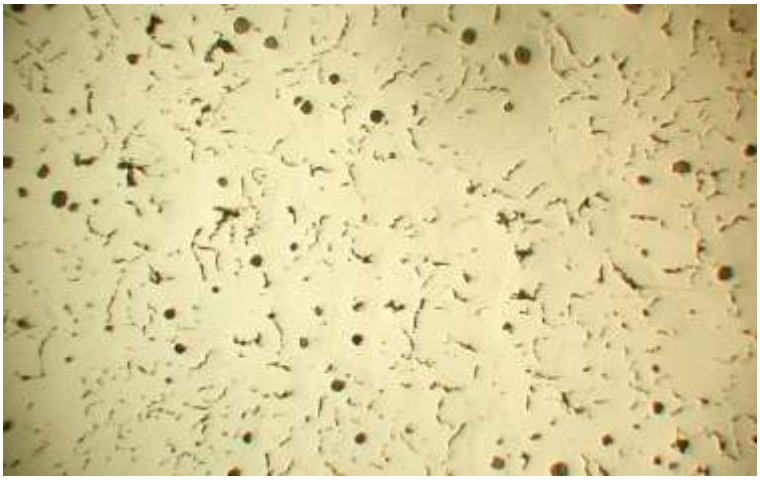


Figura 8.37: Campione 6CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

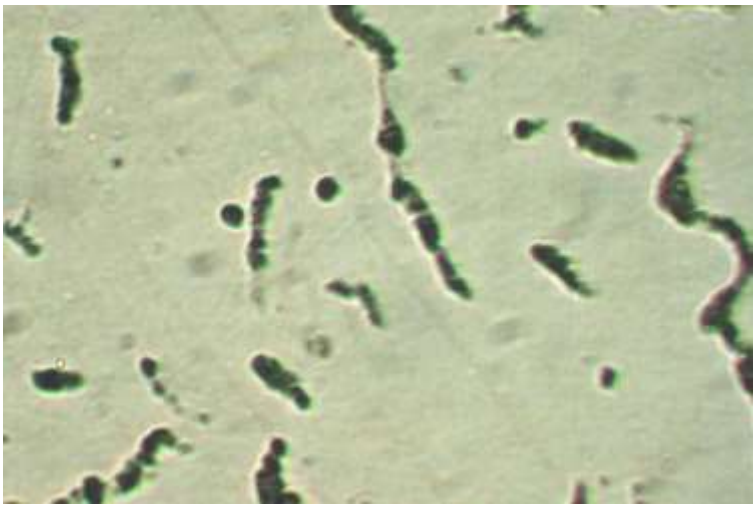


Figura 8.38: Campione 6CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

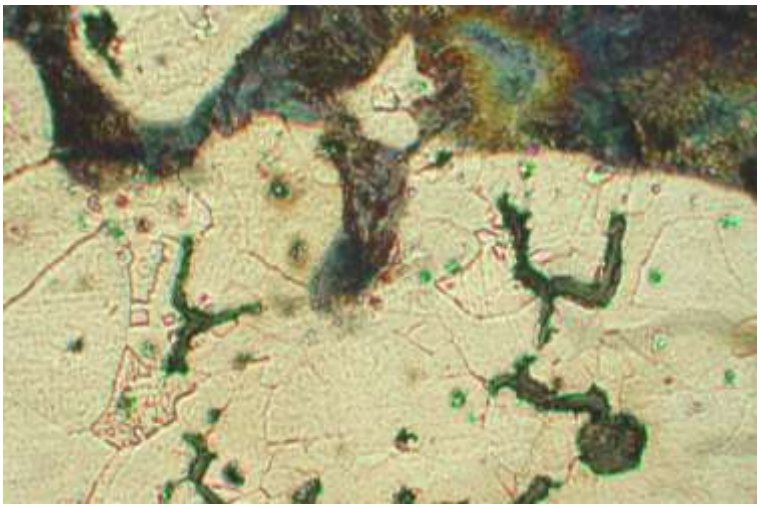


Figura 8.39: Campione 6CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

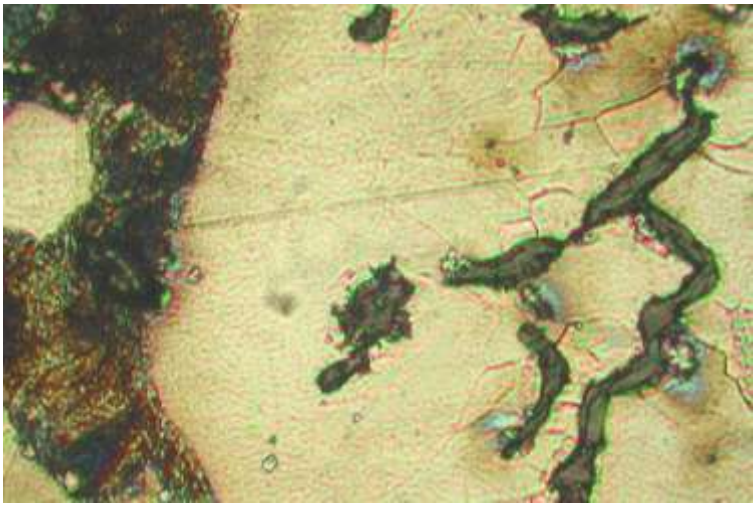


Figura 8.40: Campione 6CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

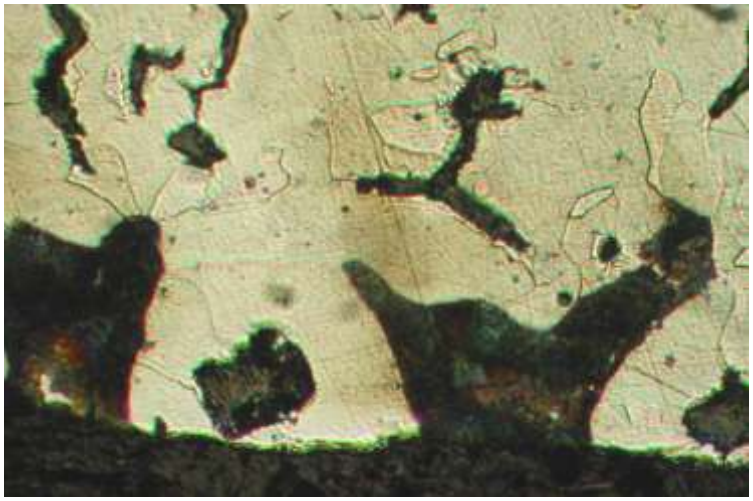


Figura 8.41: Campione 6CGI dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

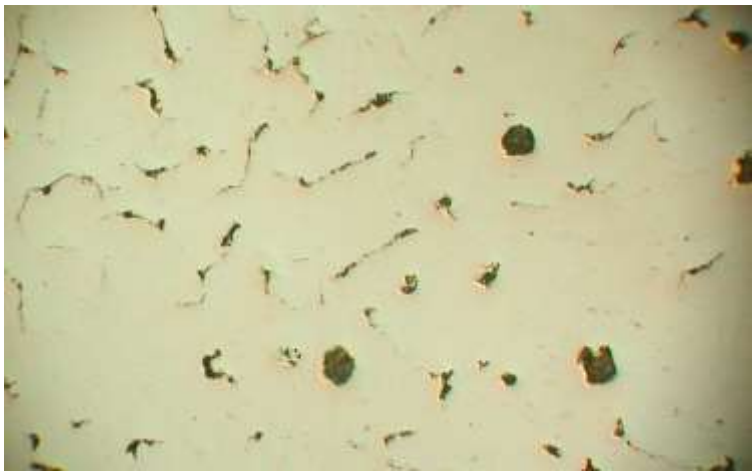


Figura 8.42: Campione 7CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

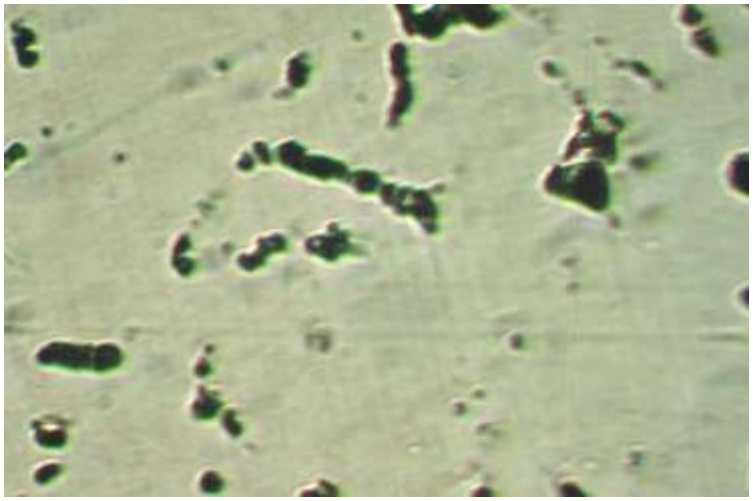


Figura 8.43: Campione 7CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

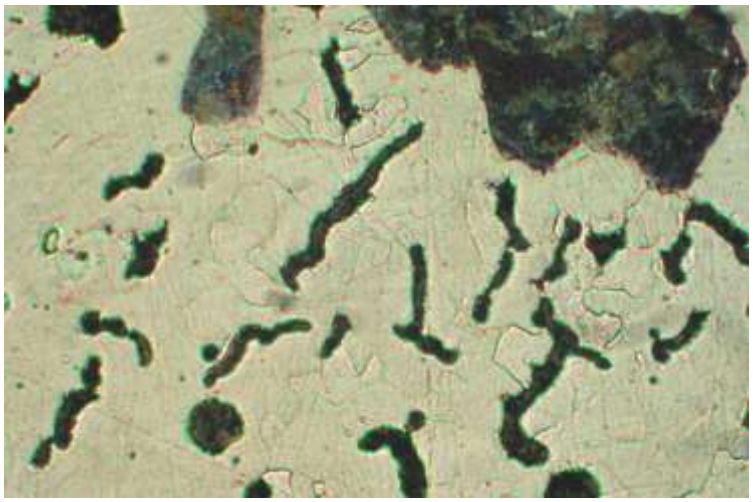


Figura 8.44: Campione 7CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

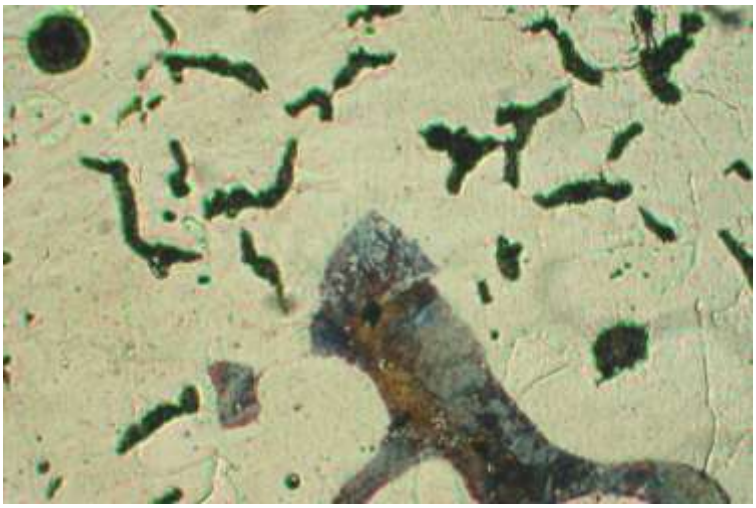


Figura 8.45: Campione 7CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

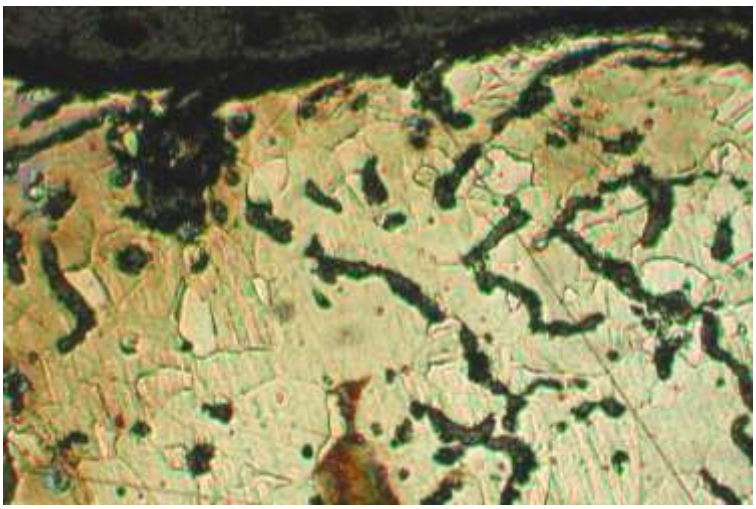


Figura 8.46: Campione 7CGI dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

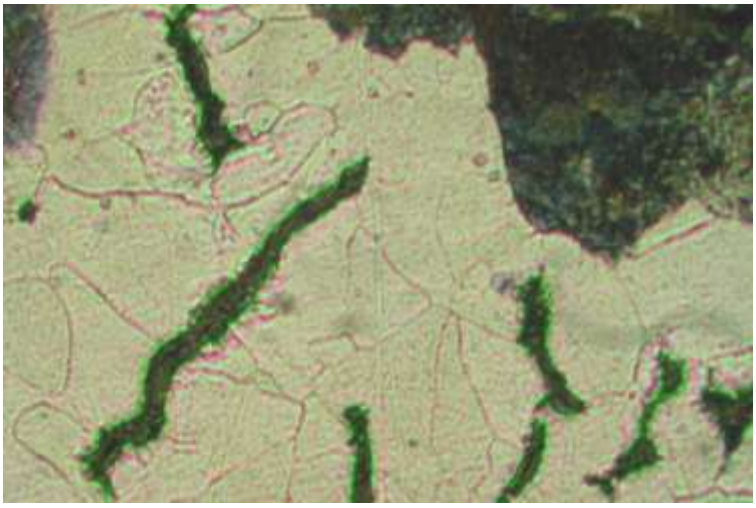


Figura 8.47: Campione 7CGI dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 450x.

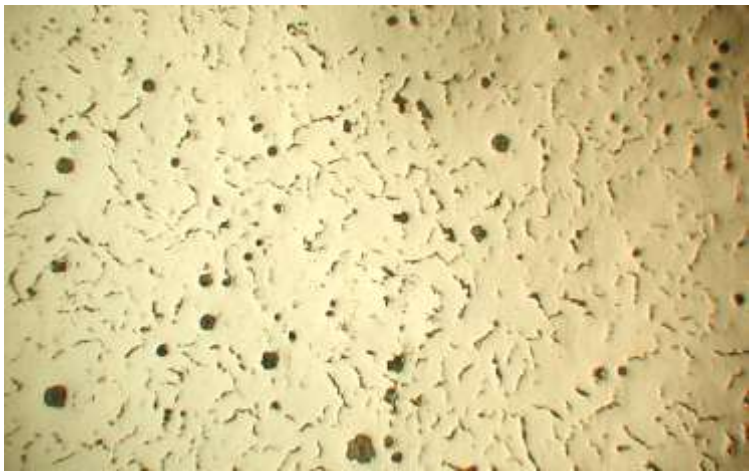


Figura 8.48: Campione 8CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

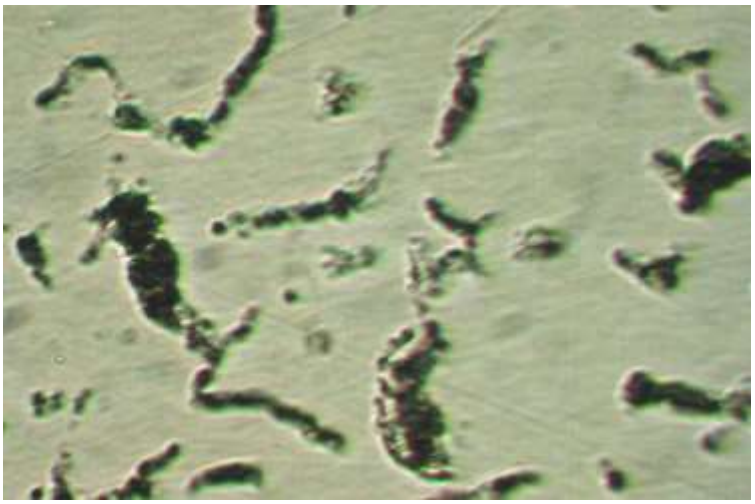


Figura 8.49: Campione 8CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

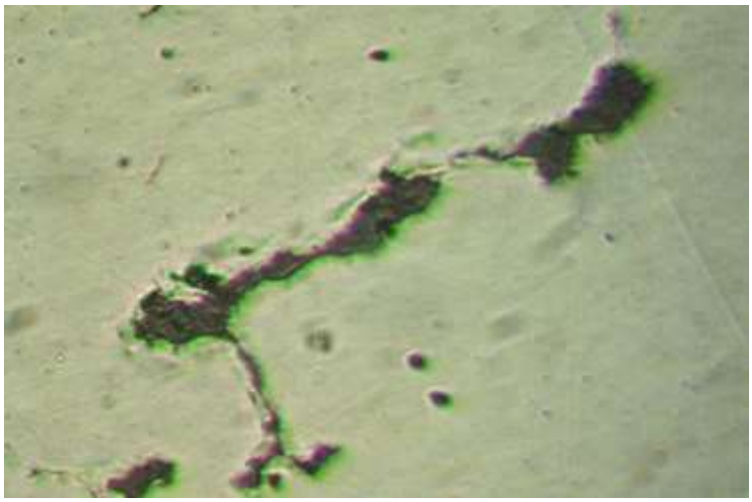


Figura 8.50: Campione 8CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 450x.

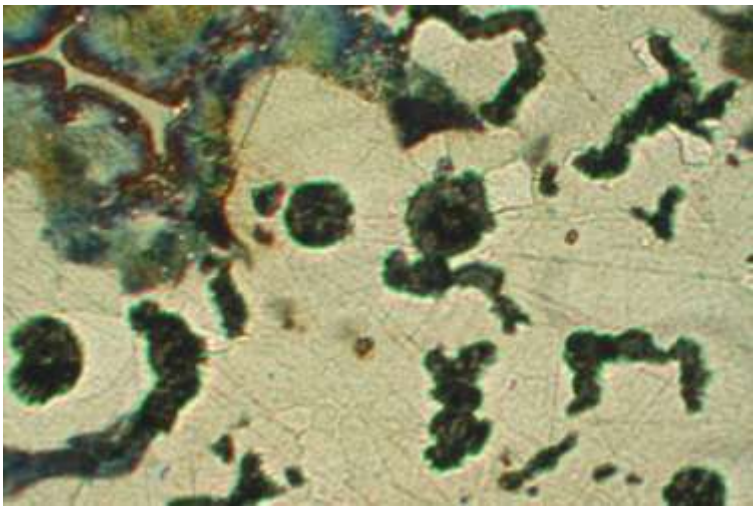


Figura 8.51: Campione 8CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

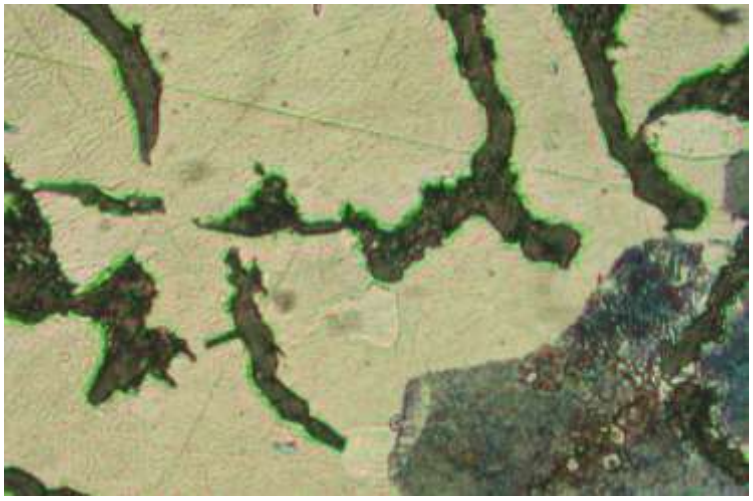


Figura 8.52: Campione 8CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

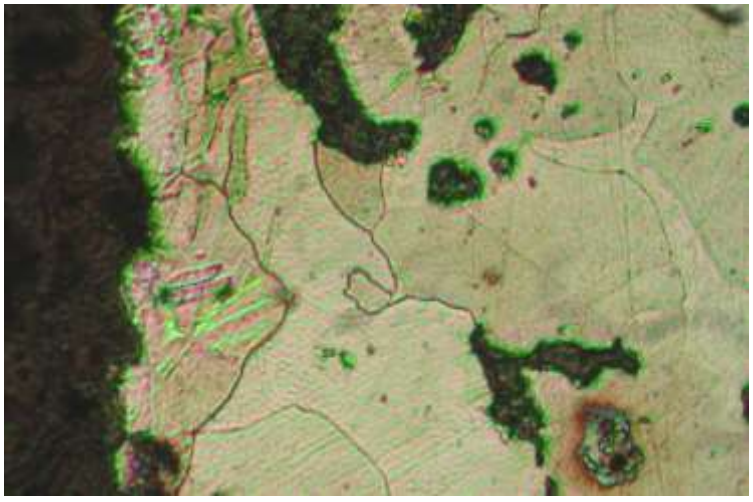


Figura 8.53: Campione 8CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.



Figura 8.54: Campione 9CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.



Figura 8.55: Campione 9CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

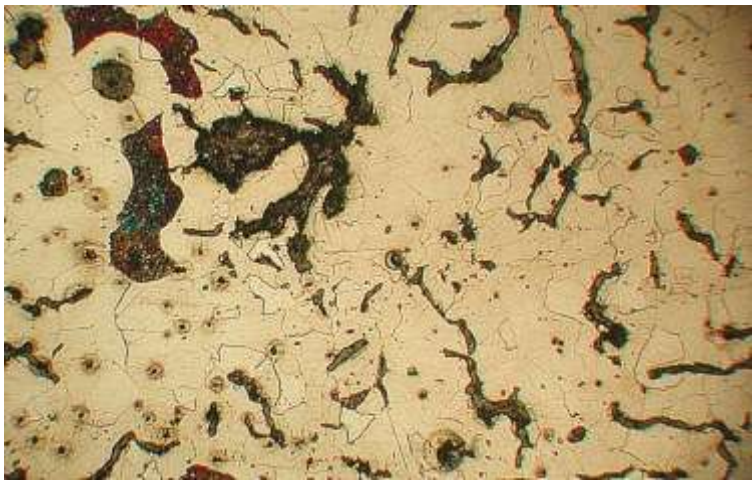


Figura 8.56: Campione 9CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x.

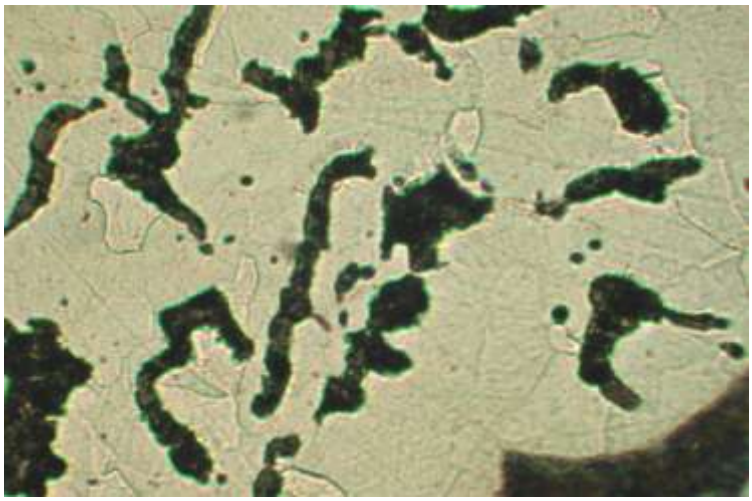


Figura 8.57: Campione 9CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

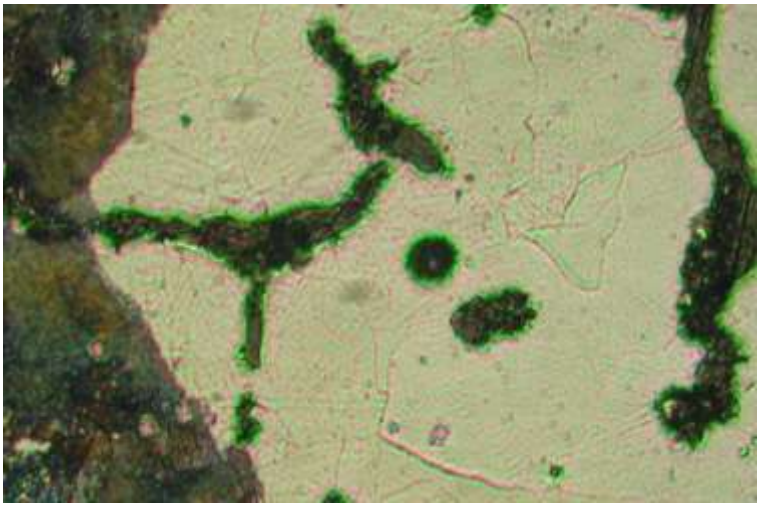


Figura 8.58: Campione 9CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

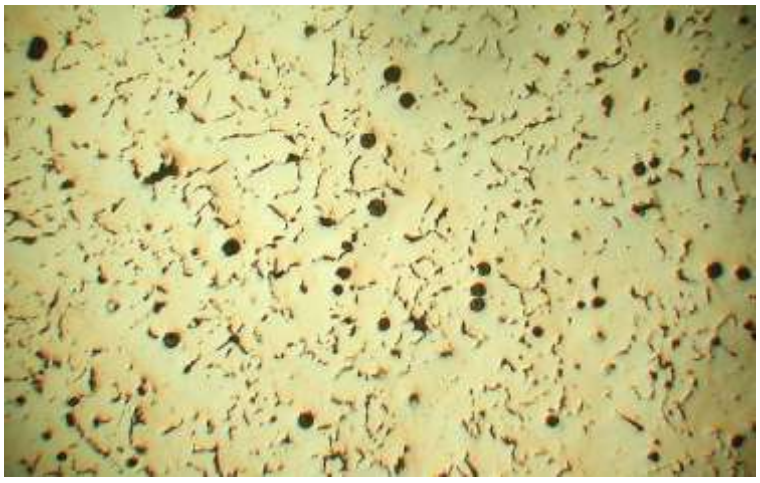


Figura 8.59: Campione 10CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

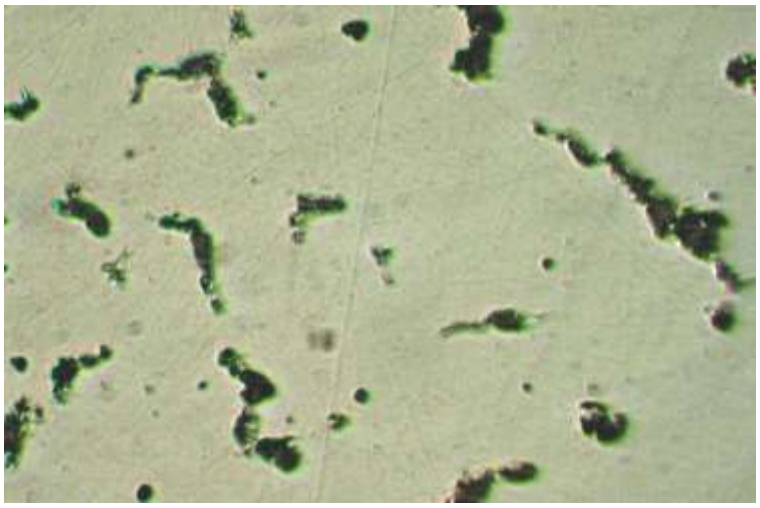


Figura 8.60: Campione 10CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

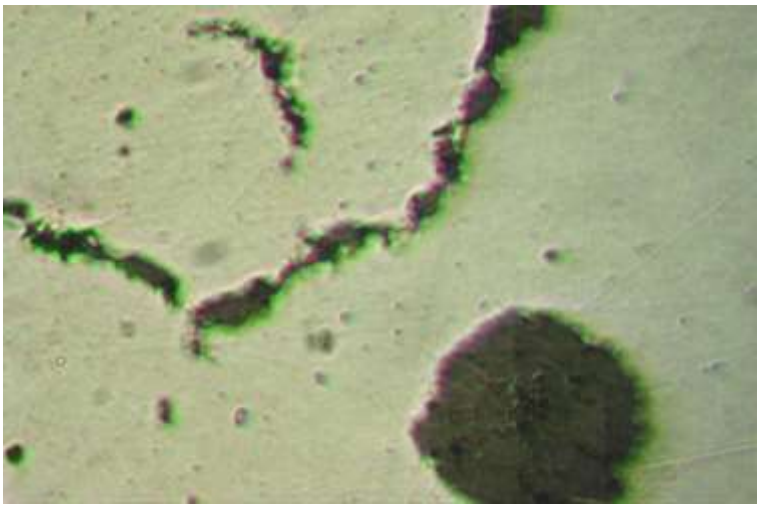


Figura 8.61: Campione 10CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 450x.

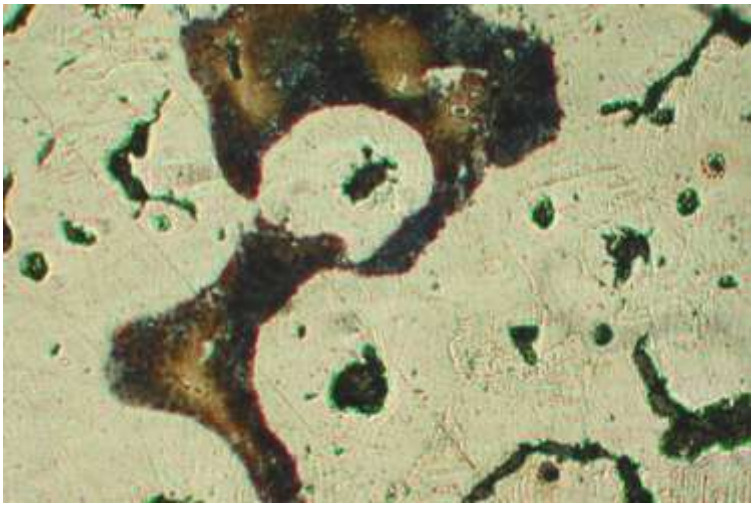


Figura 8.62: Campione 10CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

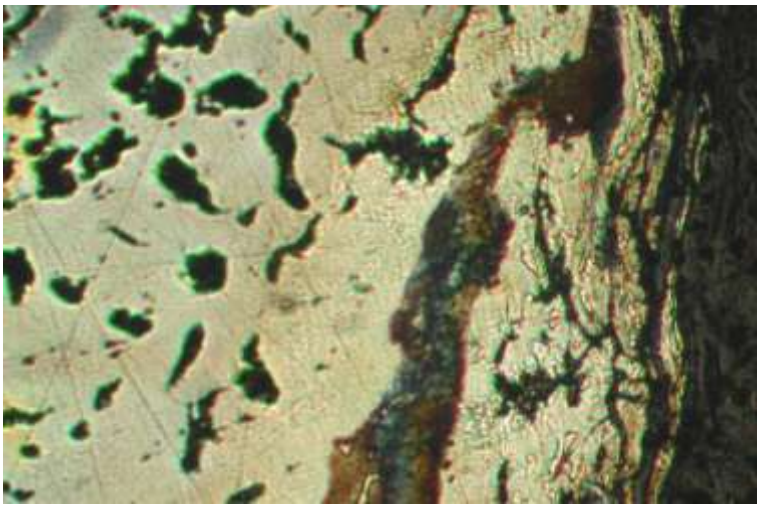


Figura 8.63: Campione 10CGI dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

8.1.3 Campioni in ghisa sferoidale

Sono stati osservati al microscopio 20 campioni in ghisa sferoidale, 2 per ciascuna delle 10 siviere di colata, il primo corrispondente all'inizio della colata ed il secondo alla fine come ampiamente discusso al paragrafo 5.2.1. In linea generale possiamo dire che per quanto riguarda la morfologia della fase grafitica questa è associabile alla forma VI della norma UNI EN ISO 945 ma di dimensioni variabili da campione a campione e con irregolarità più o meno accentuate secondo i campioni. In quasi tutti si può osservare, al bordo, un velo di grafite degenerata in lamellare o vermiculare frequente nei getti in ghisa sferoidale a causa della reazione della ghisa liquida con i componenti della terra di formatura che sottraggono magnesio attivo alla sferoidizzazione della grafite. La matrice metallica, è costituita principalmente da ferrite con tracce di perlite lievemente superiori a quelle presenti nella ghisa compatta e comunque non superiori al 20%. La struttura della matrice conferma i valori di resistenza a trazione dei provini esaminati. In alcuni dei campioni prelevati alla fine della colata, e precisamente nei campioni 2/11 e 2/14, si denota la presenza di grafite degenerata in vermiculi e lamelle; il fenomeno è da attribuirsi all'evanescenza del magnesio favorita da un intervallo di solidificazione più lungo rispetto ai campioni colati per primi. Il fenomeno conferma appieno quanto già visto con l'analisi delle proprietà meccaniche in cui proprio i campioni 2/11 e 2/14 avevano dato risultati inferiori rispetto agli altri (Figura 7.5Cap.7). In alcune immagini ad elevati ingrandimenti si può distinguere la fase di nucleazione ed accrescimento, attraverso la diffusione del carbonio nel guscio di austenite, dei noduli di grafite.

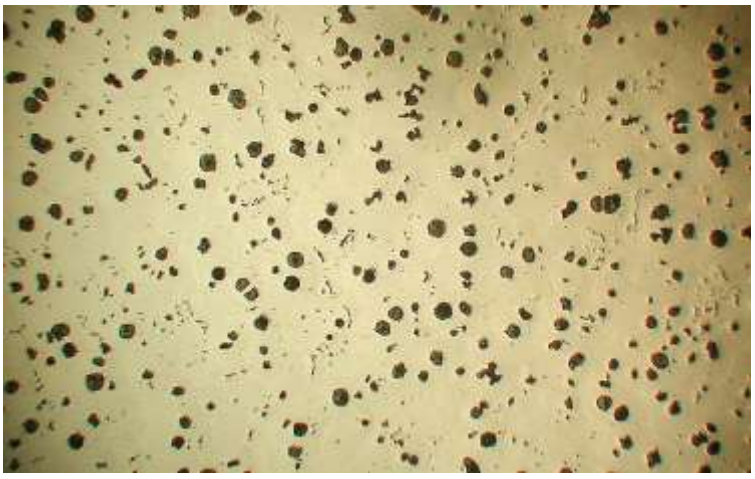


Figura 8.64: Campione GS400 1/9 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

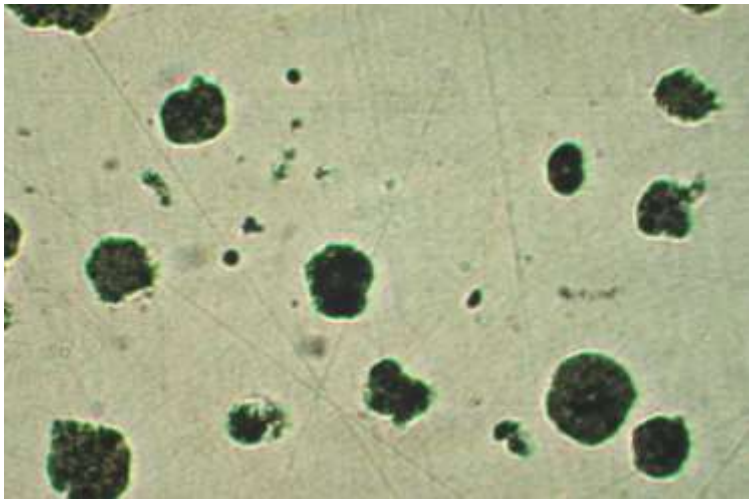


Figura 8.65: Campione GS400 1/9 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

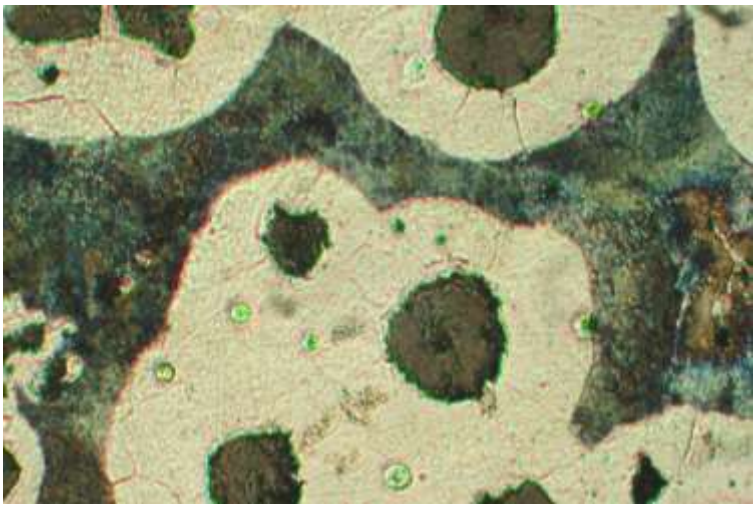


Figura 8.66: Campione GS400 1/9 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

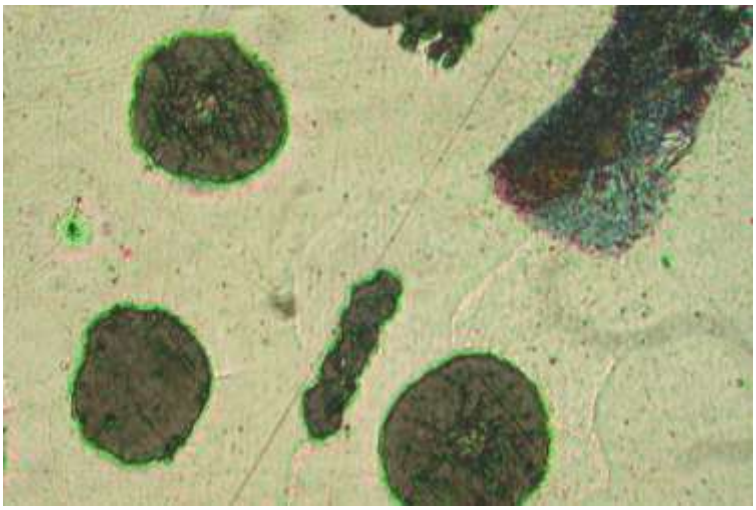


Figura 8.67: Campione GS400 1/9 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

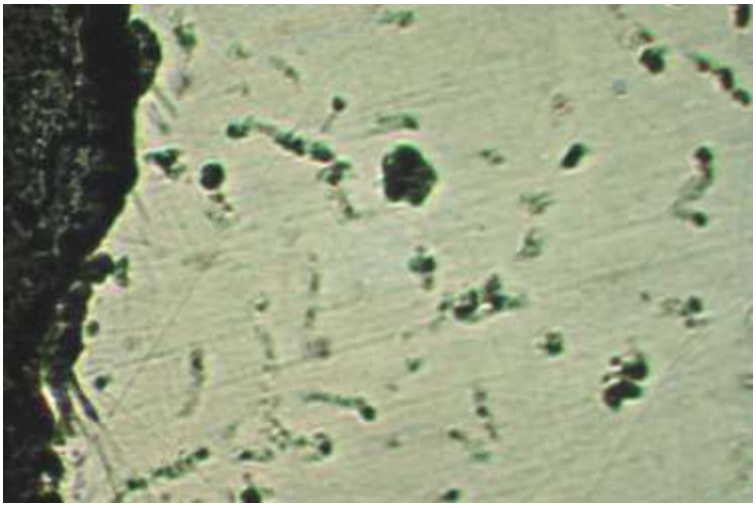


Figura 8.68: Campione GS400 2/9 senza attacco chimico al bordo. Ingrandimento 225x.

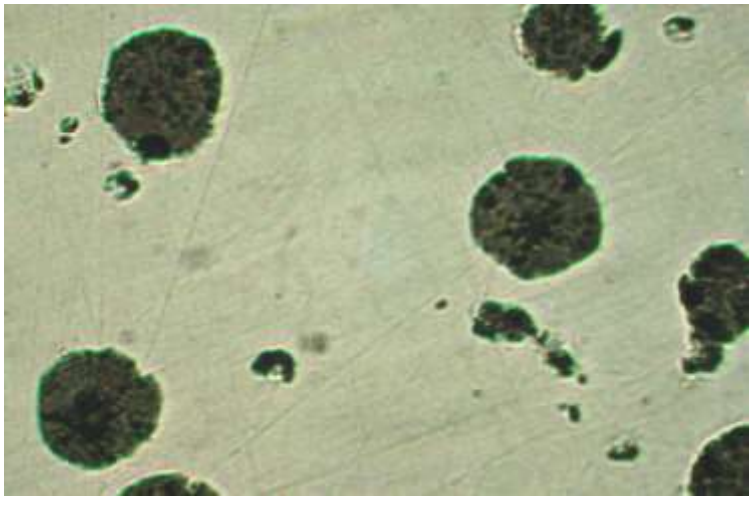


Figura 8.69: Campione GS400 2/9 senza attacco chimico al cuore. Ingrandimento 225x.

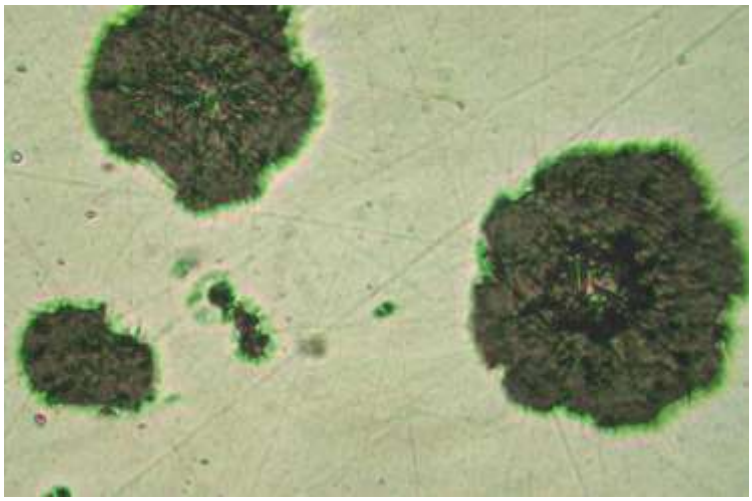


Figura 8.70: Campione GS400 2/9 senza attacco chimico al cuore. Ingrandimento 450x.

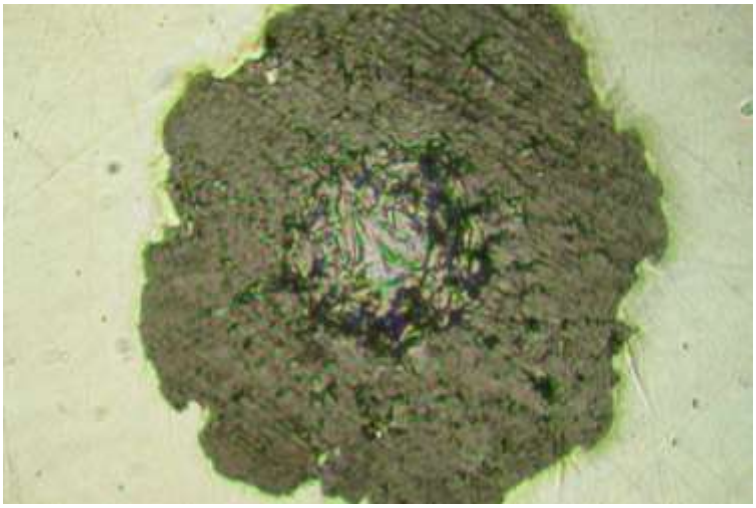


Figura 8.71: Campione GS400 2/9 senza attacco chimico. Ingrandimento 900x.

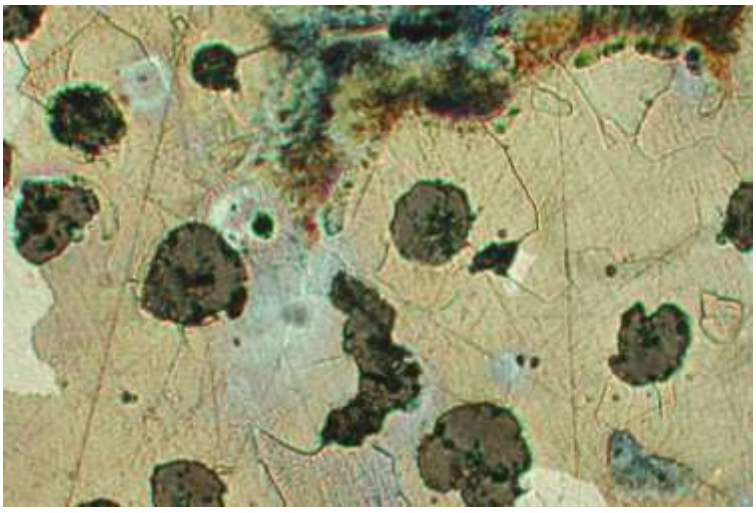


Figura 8.72: Campione GS400 2/9 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

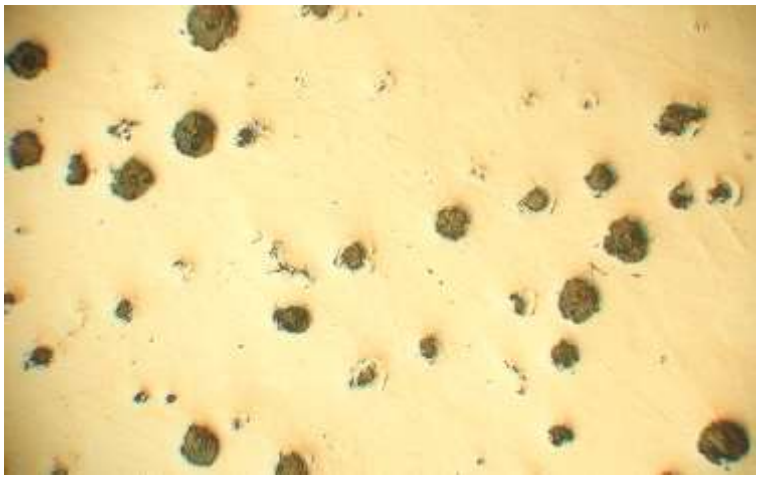


Figura 8.73: Campione GS400 1/10 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

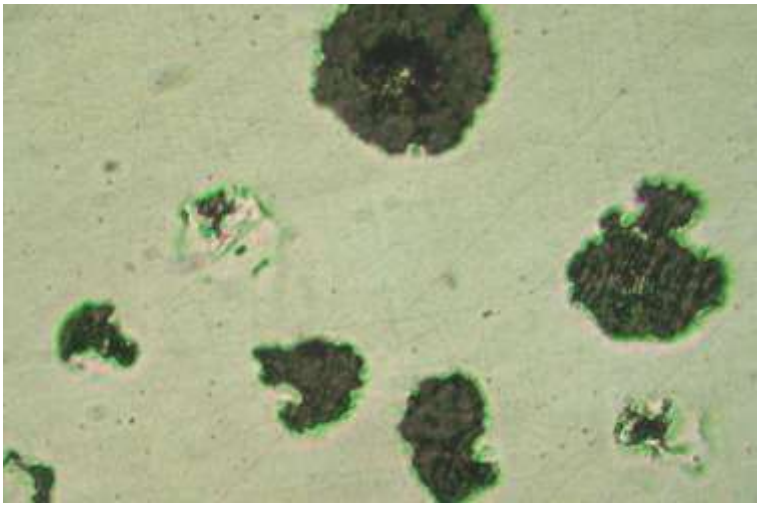


Figura 8.74: Campione GS400 1/10 senza attacco chimico. Ingrandimento 450x.

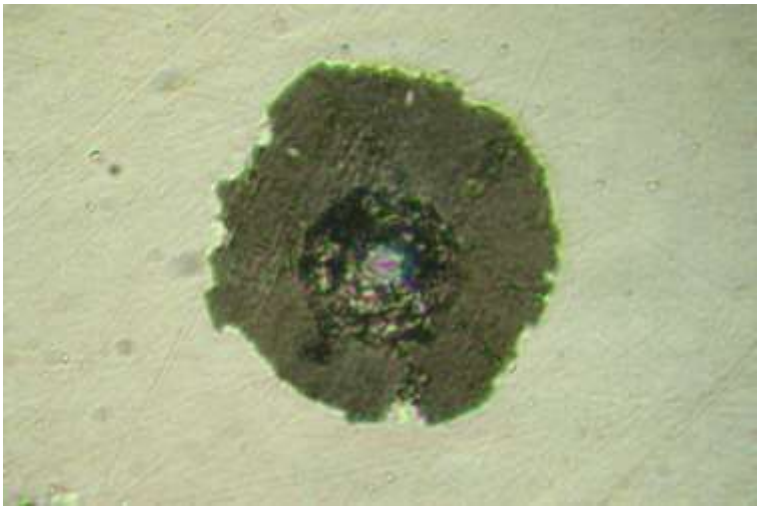


Figura 8.75: Campione GS400 1/10 senza attacco chimico. Ingrandimento 900x.

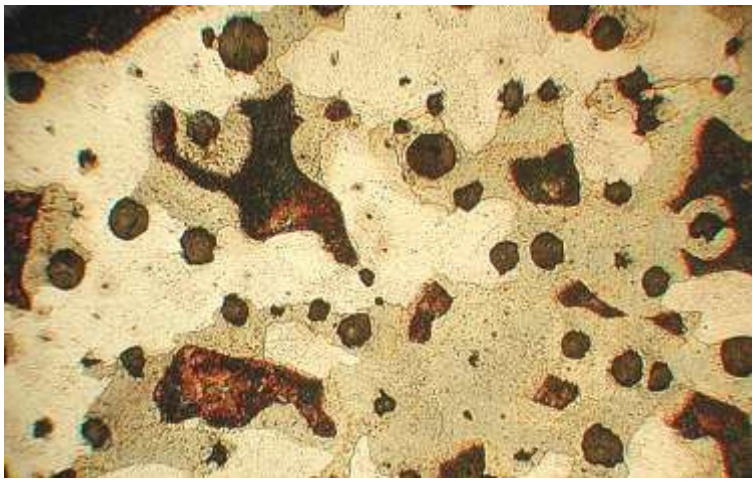


Figura 8.76: Campione GS400 1/10 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x.

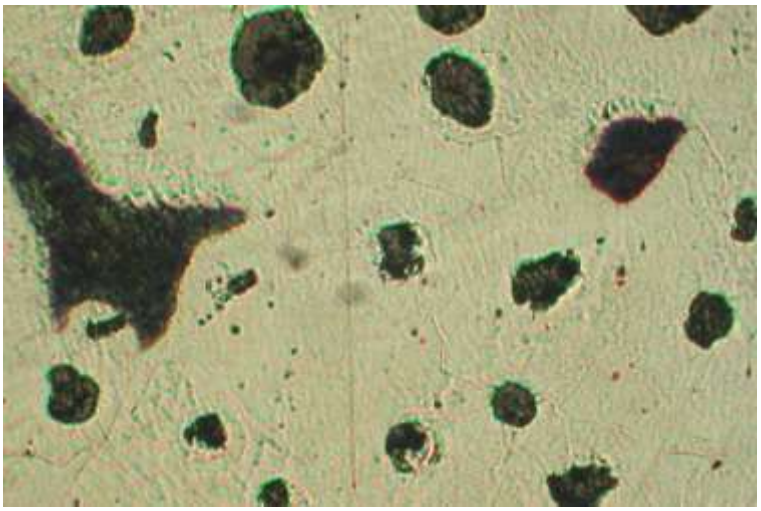


Figura 8.77: Campione GS400 1/10 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

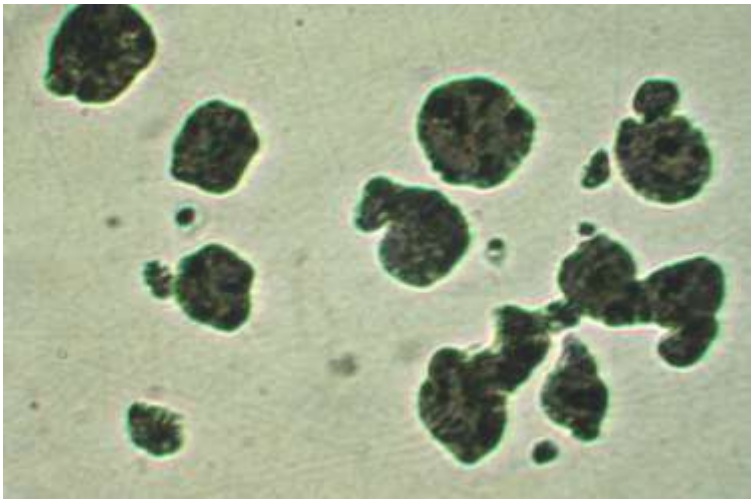


Figura 8.78: Campione GS400 2/10 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

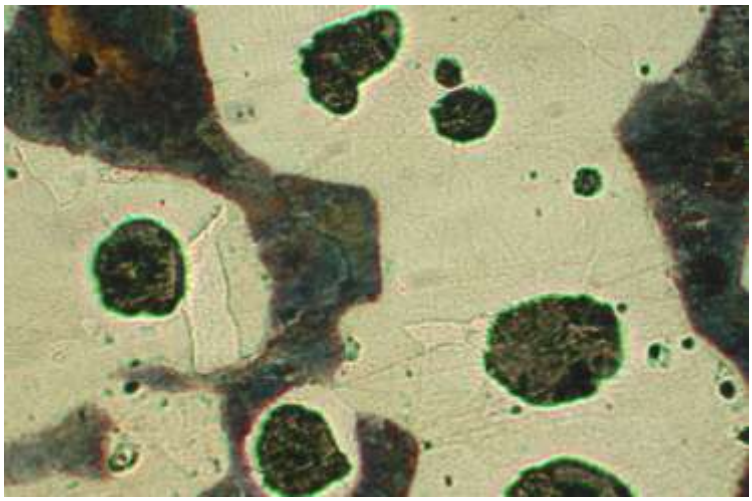


Figura 8.79: Campione GS400 2/10 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

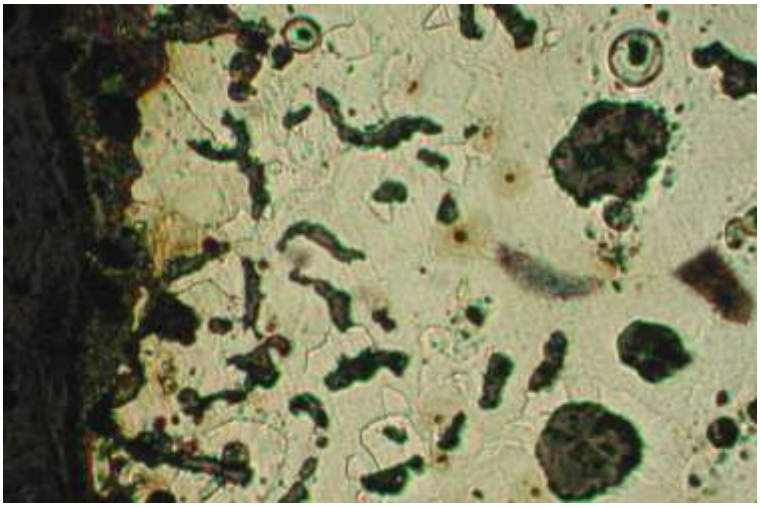


Figura 8.80: Campione GS400 2/10 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

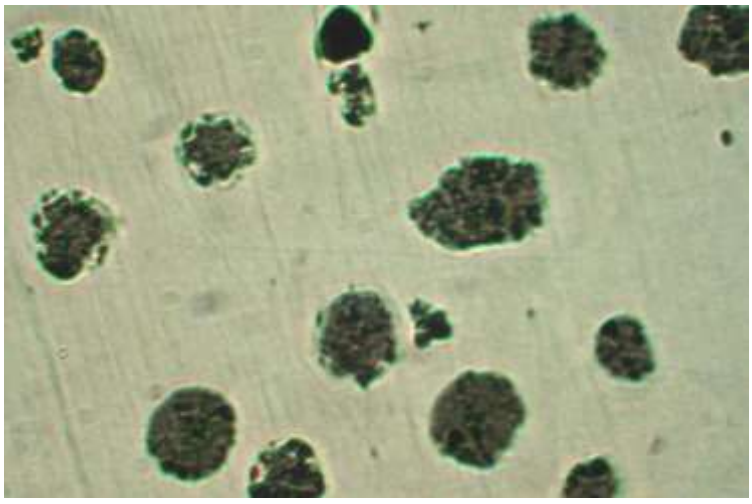


Figura 8.81: Campione GS400 1/11 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

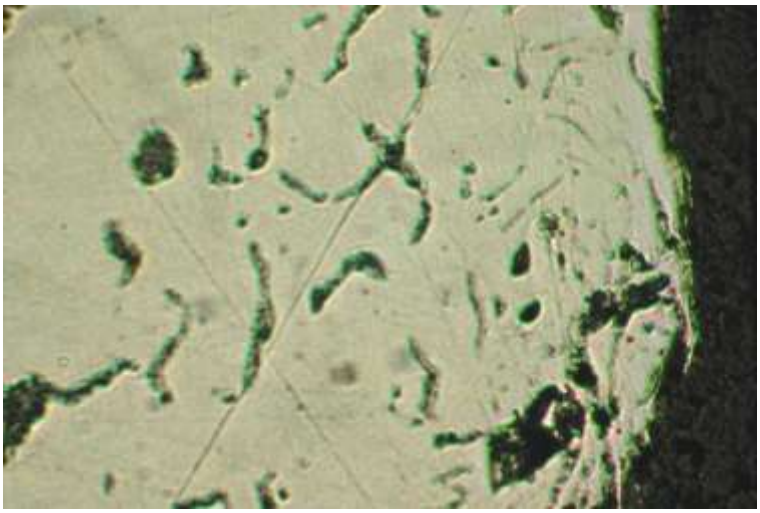


Figura 8.82: Campione GS400 1/11 senza attacco chimico al bordo. Ingrandimento 225x.

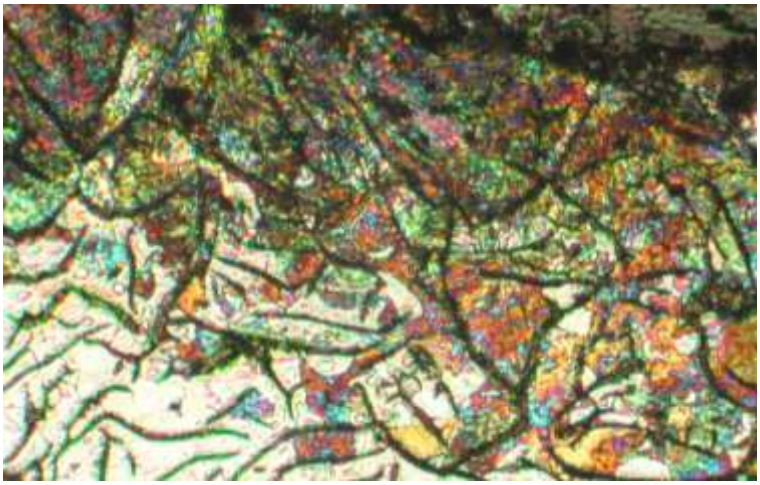


Figura 8.83: Campione GS400 1/11 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

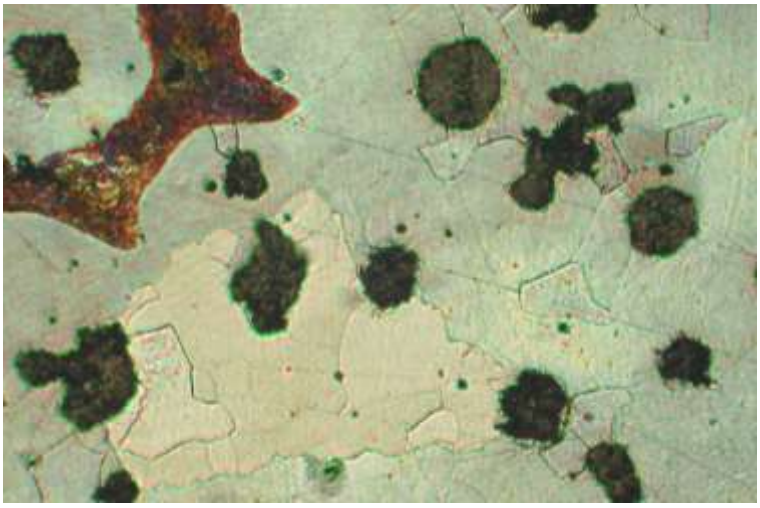


Figura 8.84: Campione GS400 1/11 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

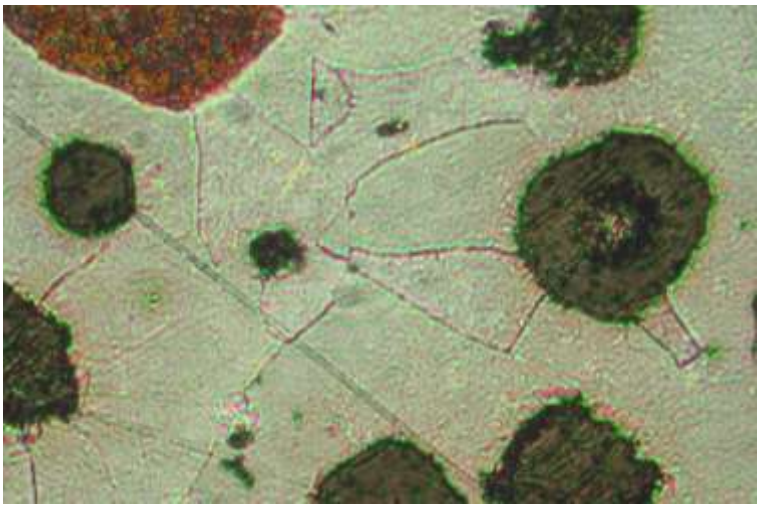


Figura 8.85: Campione GS400 1/11 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

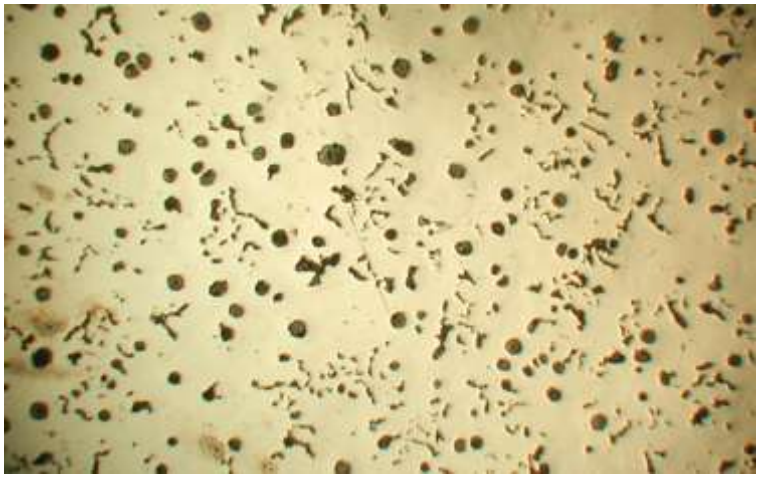


Figura 8.86: Campione GS400 2/11 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

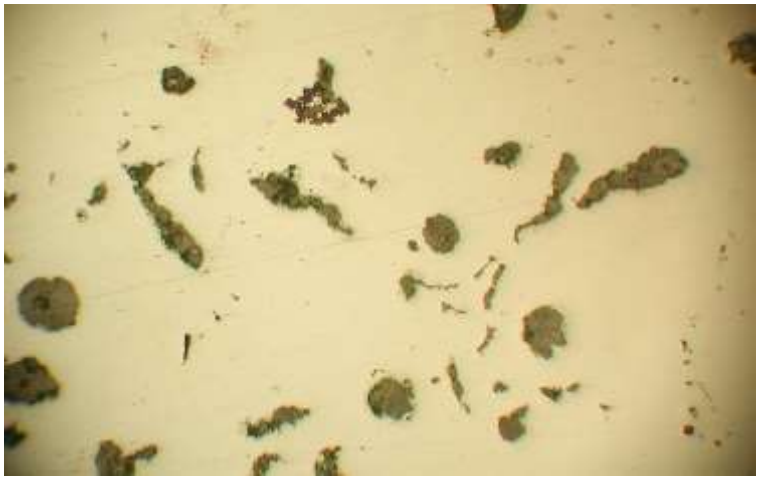


Figura 8.87: Campione GS400 2/11 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

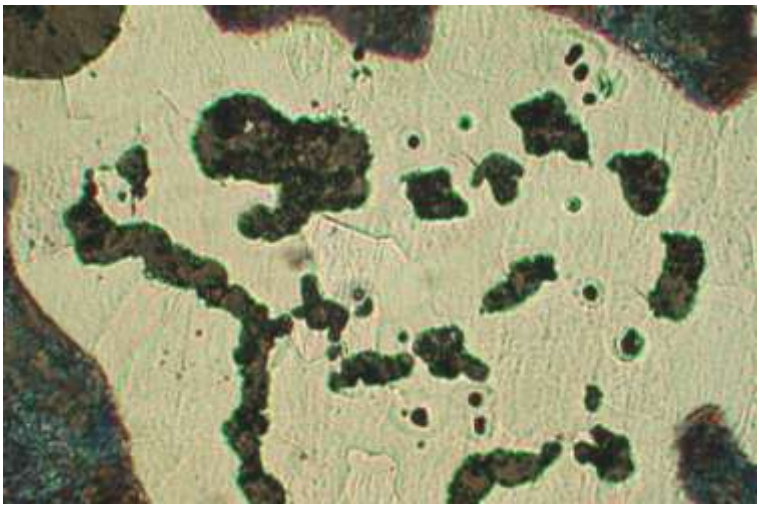


Figura 8.88: Campione GS400 2/11 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

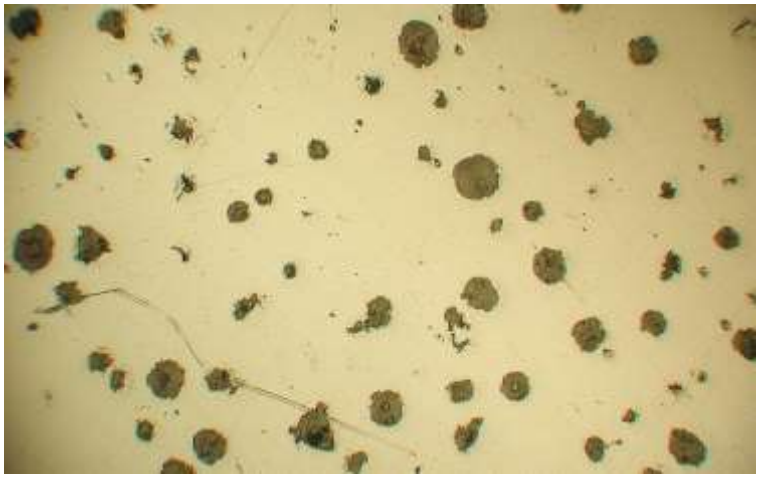


Figura 8.89: Campione GS400 1/12 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

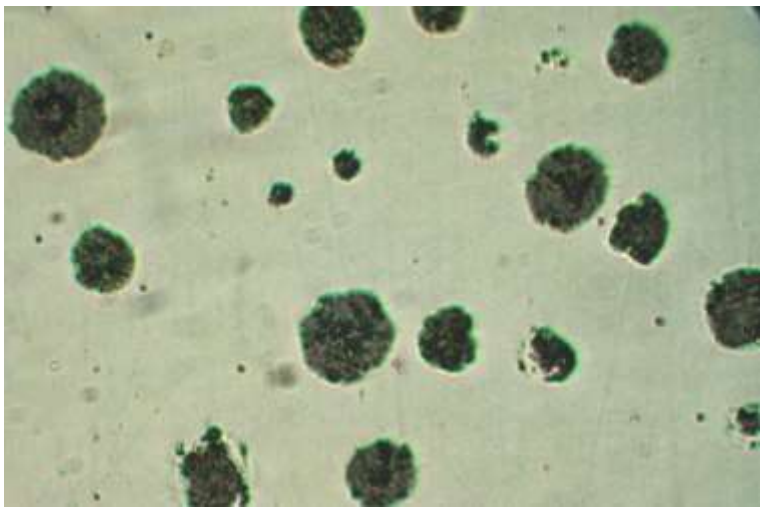


Figura 8.90: Campione GS400 1/12 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

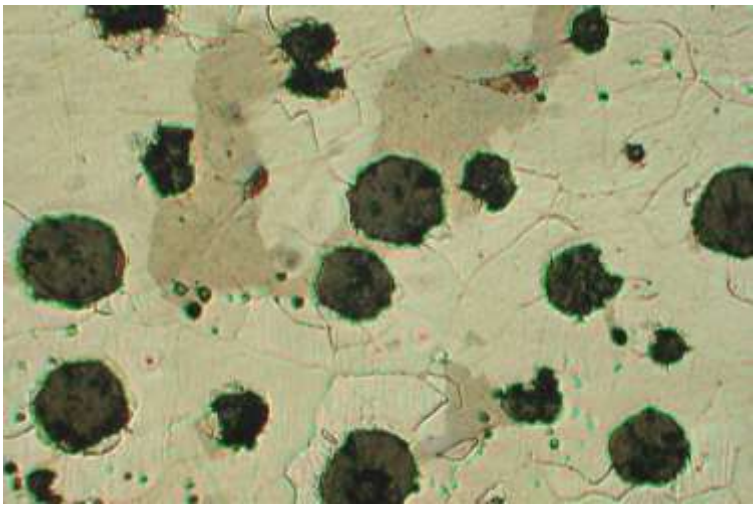


Figura 8.91: Campione GS400 1/12 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

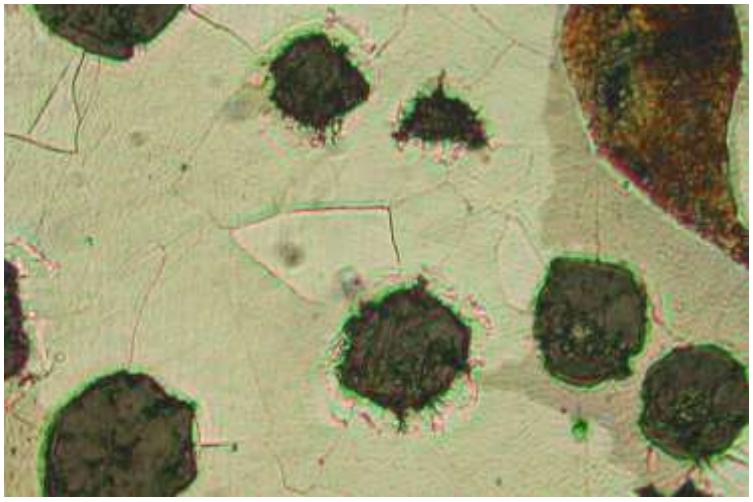


Figura 8.92: Campione GS400 1/12 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

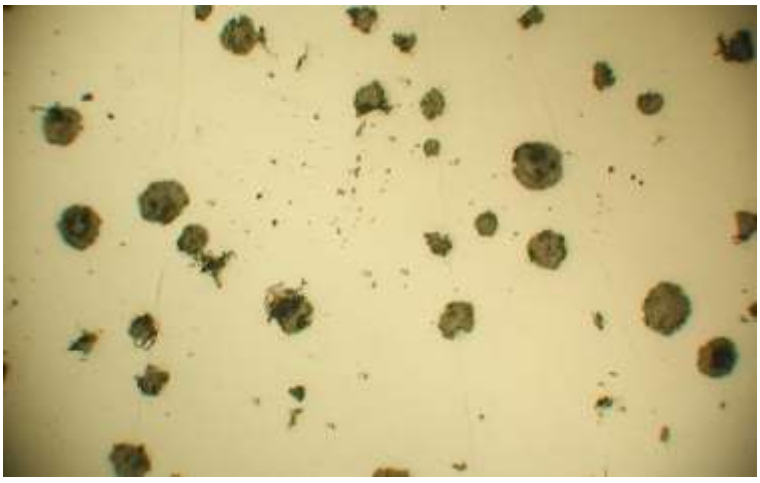


Figura 8.93: Campione GS400 2/12 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

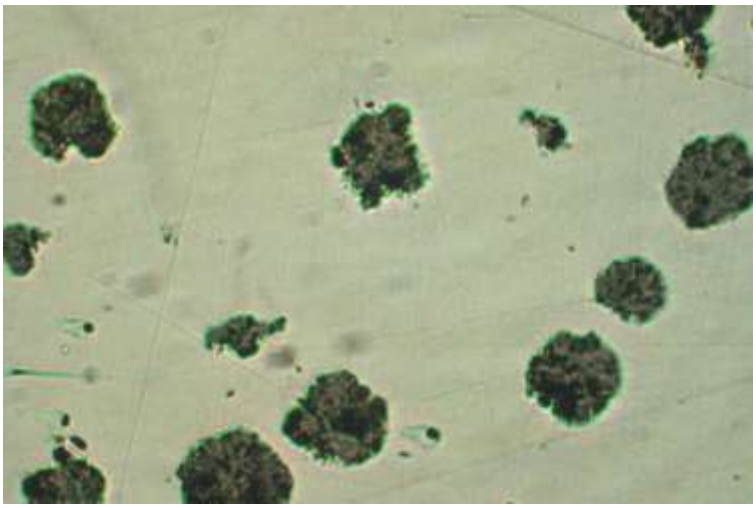


Figura 8.94: Campione GS400 2/12 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

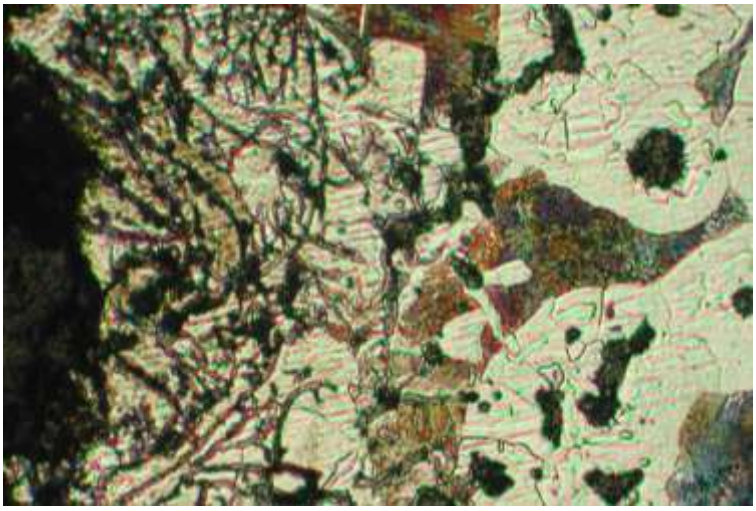


Figura 8.95: Campione GS400 2/12 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

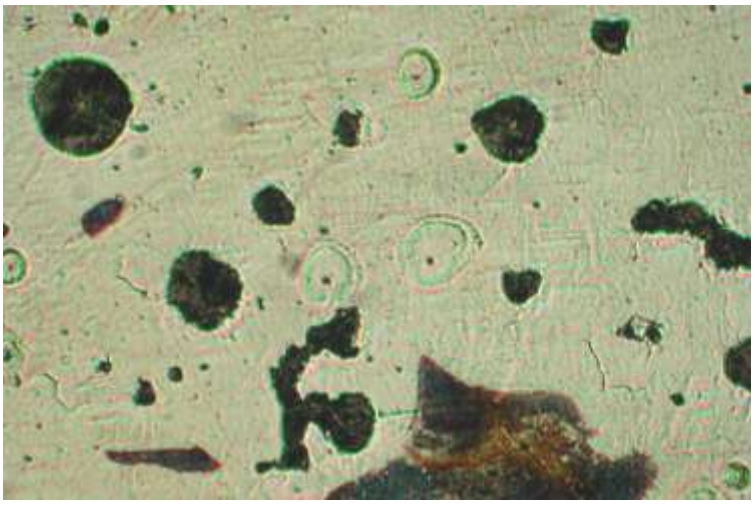


Figura 8.96: Campione GS400 2/12 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

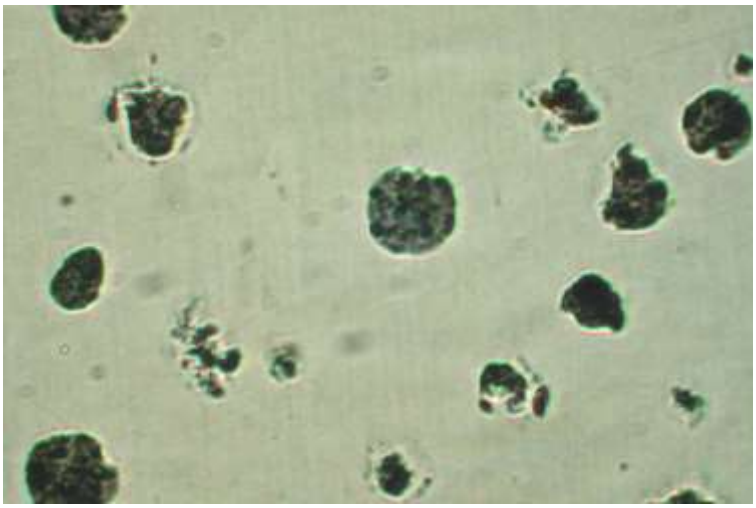


Figura 8.97: Campione GS400 1/13 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

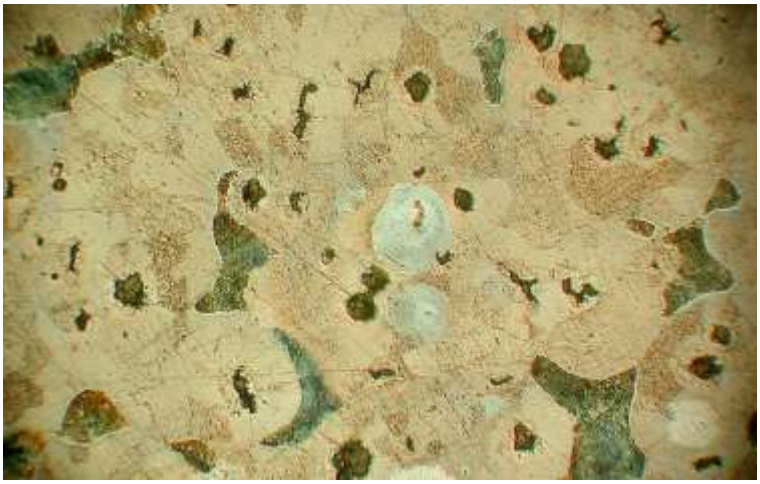


Figura 8.98: Campione GS400 1/13 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x.

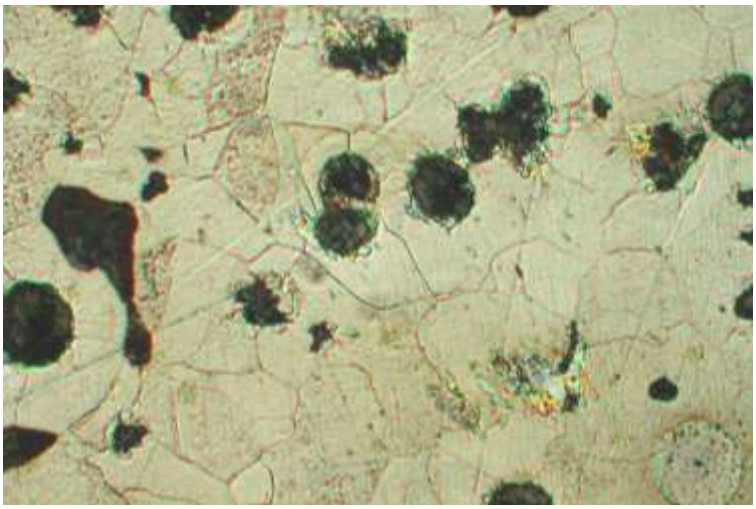


Figura 8.99: Campione GS400 1/13 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

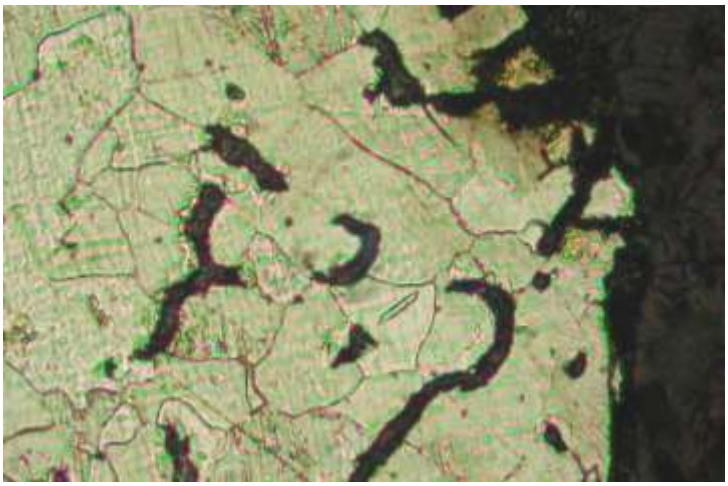


Figura 8.100: Campione GS400 1/13 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

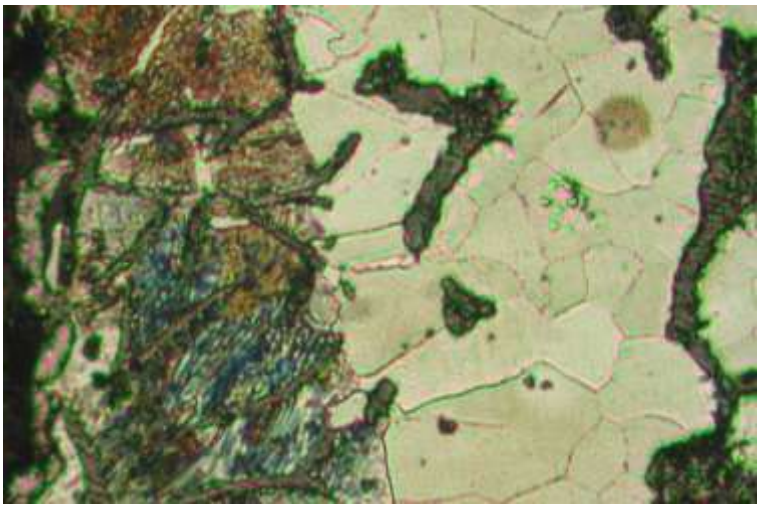


Figura 8.101: Campione GS400 1/13 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 450x.

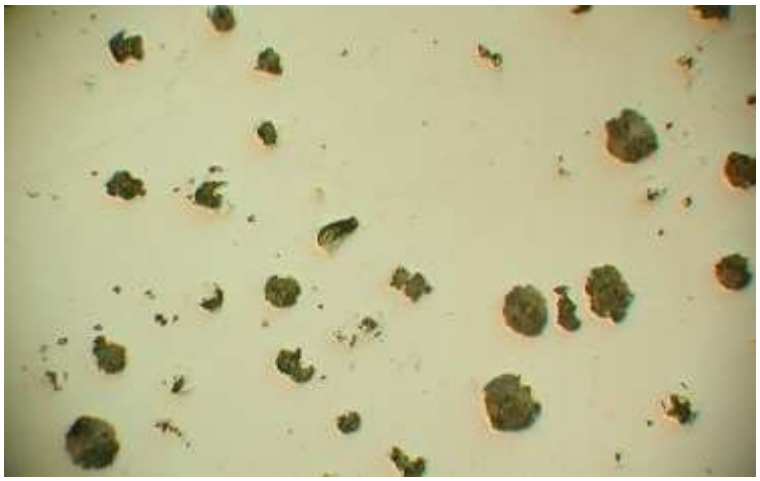


Figura 8.102: Campione GS400 2/13 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

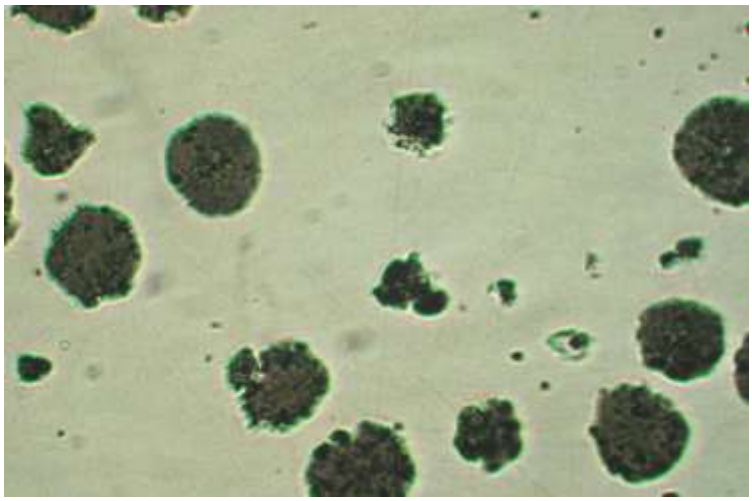


Figura 8.103: Campione GS400 2/13 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

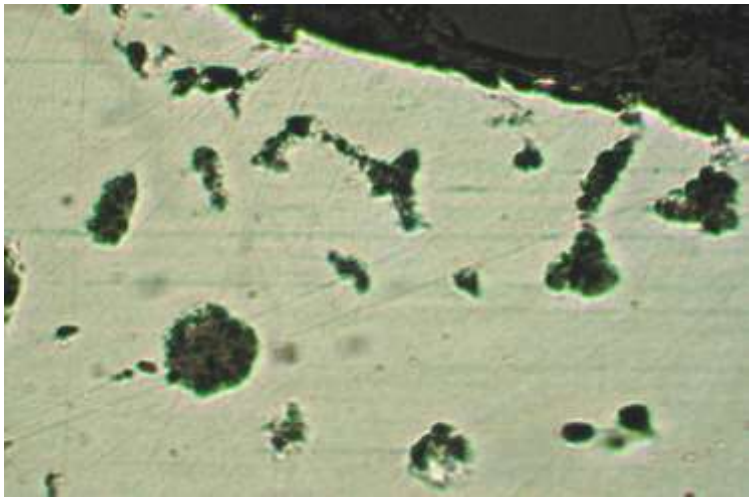


Figura 8.104: Campione GS400 2/13 senza attacco chimico al bordo. Ingrandimento 225x.

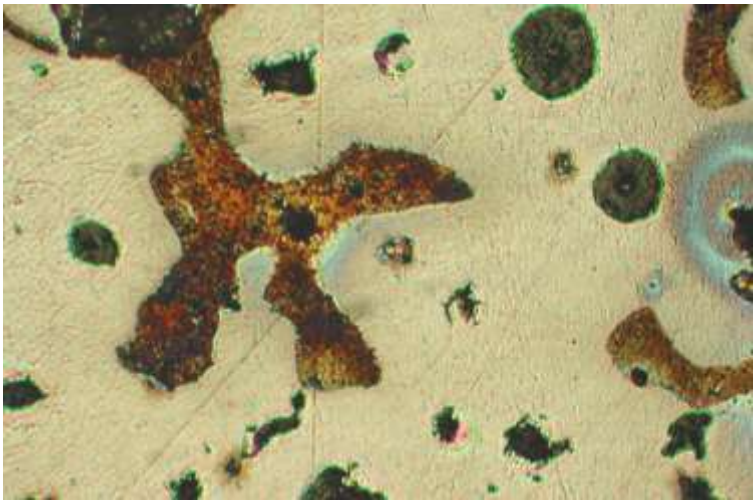


Figura 8.105: Campione GS400 2/13 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

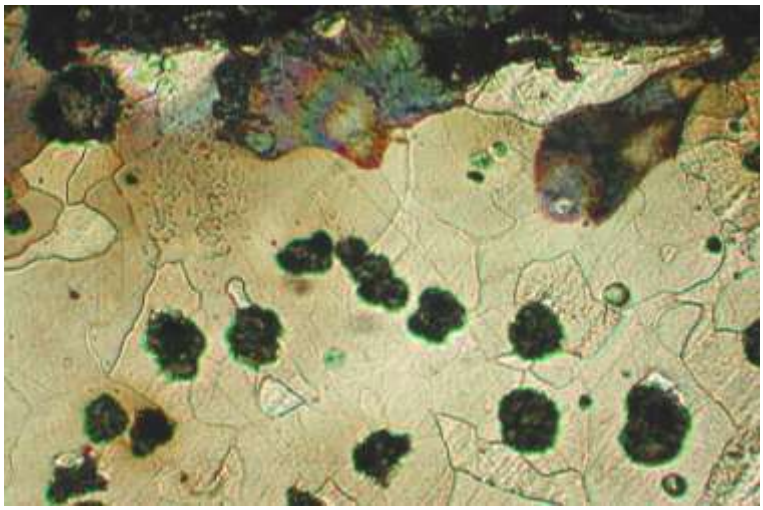


Figura 8.106: Campione GS400 2/13 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

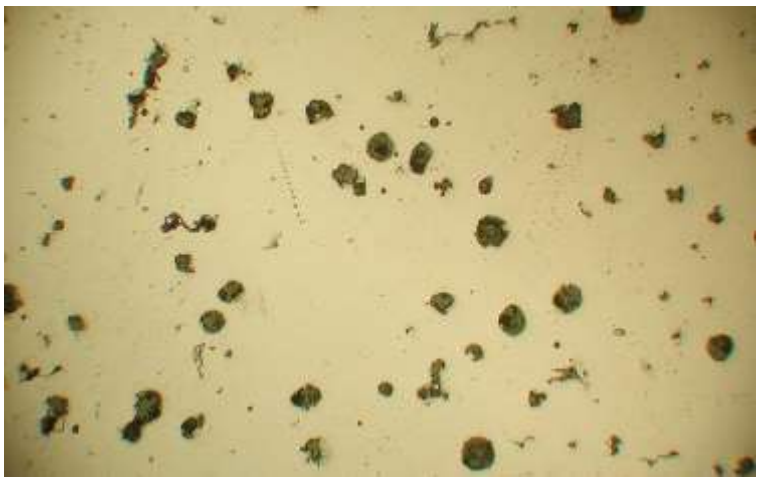


Figura 8.107: Campione GS400 1/14 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

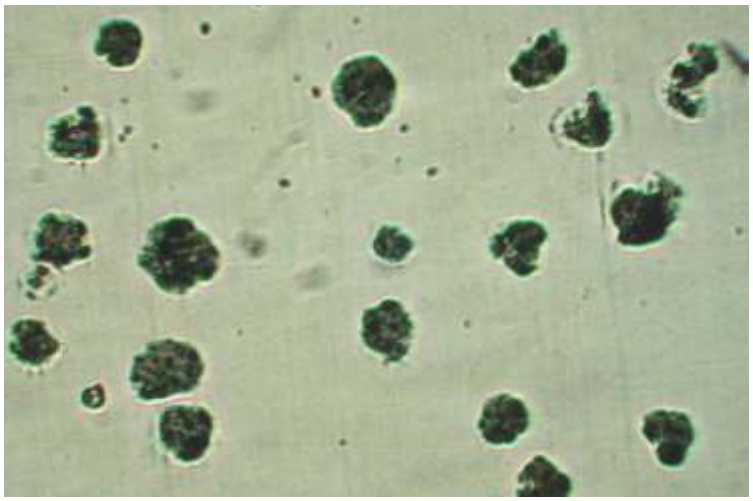


Figura 8.108: Campione GS400 1/14 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

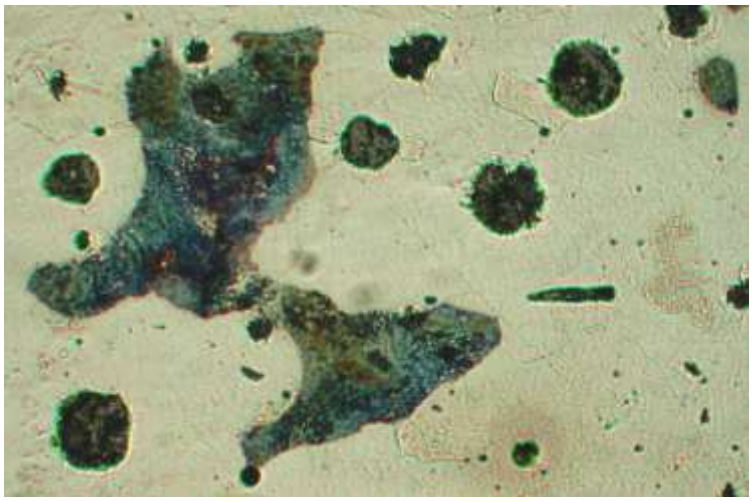


Figura 8.109: Campione GS400 1/14 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

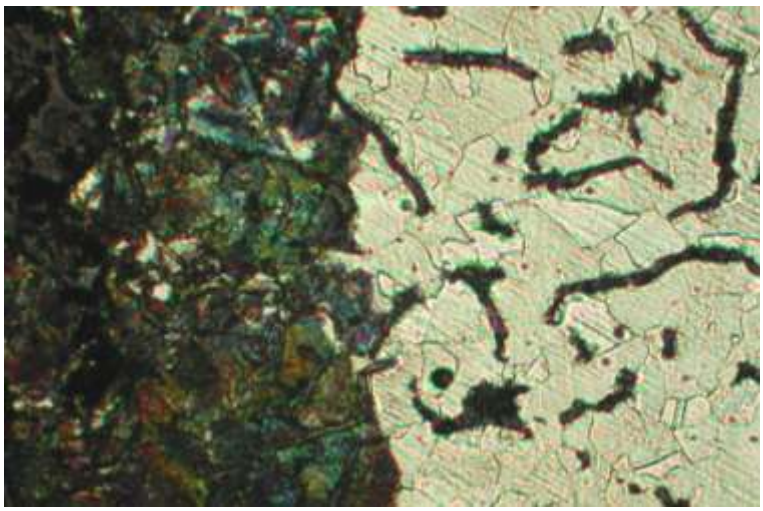


Figura 8.110: Campione GS400 1/14 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

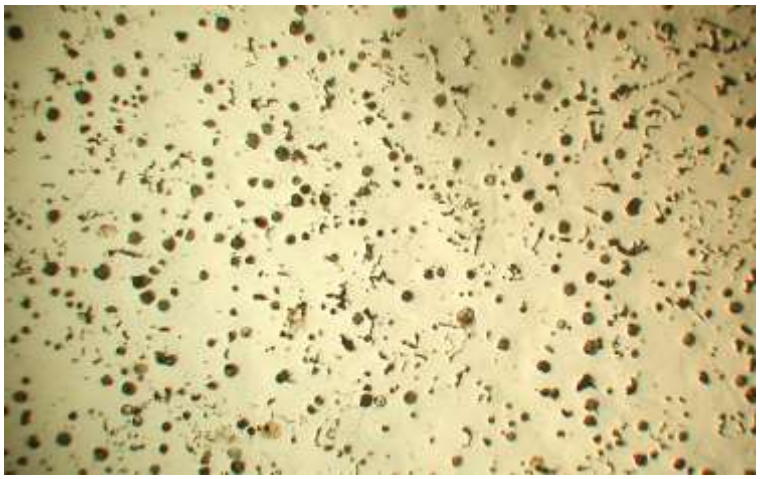


Figura 8.111: Campione GS400 2/14 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

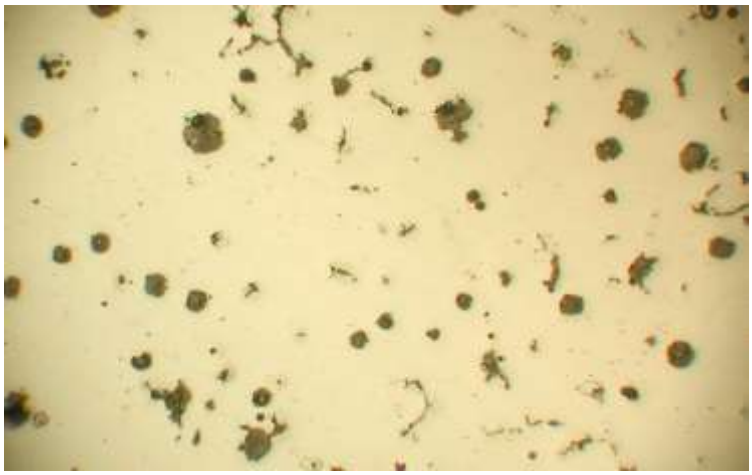


Figura 8.112: Campione GS400 2/14 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

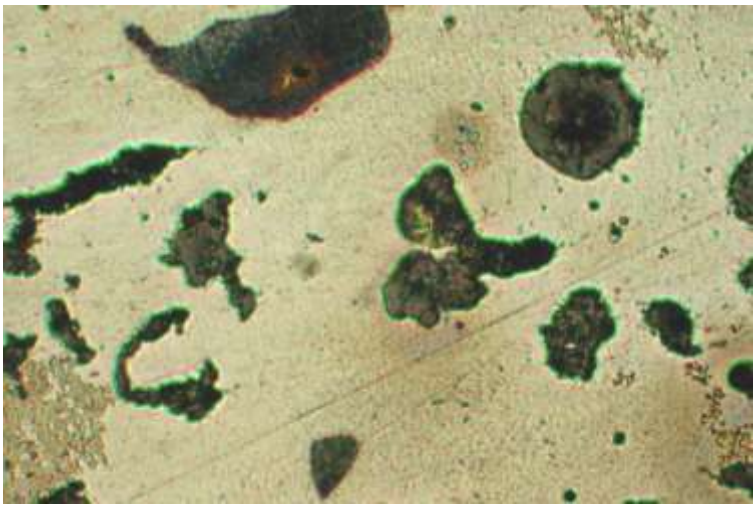


Figura 8.113: Campione GS400 2/14 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

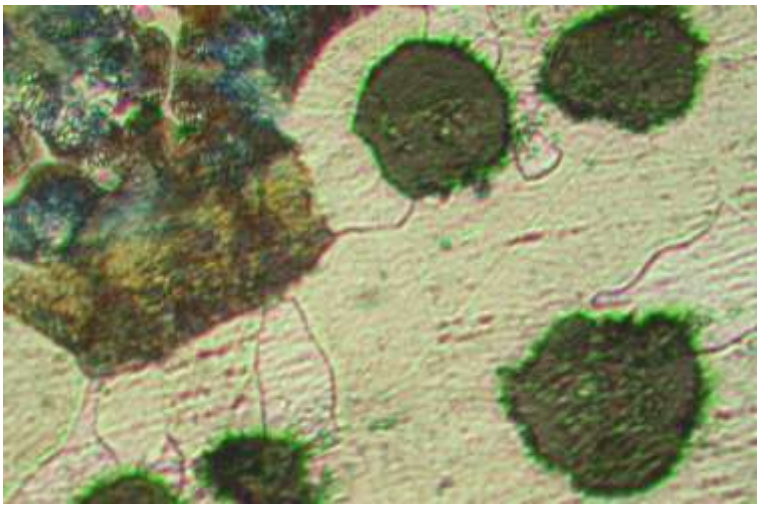


Figura 8.114: Campione GS400 2/14 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

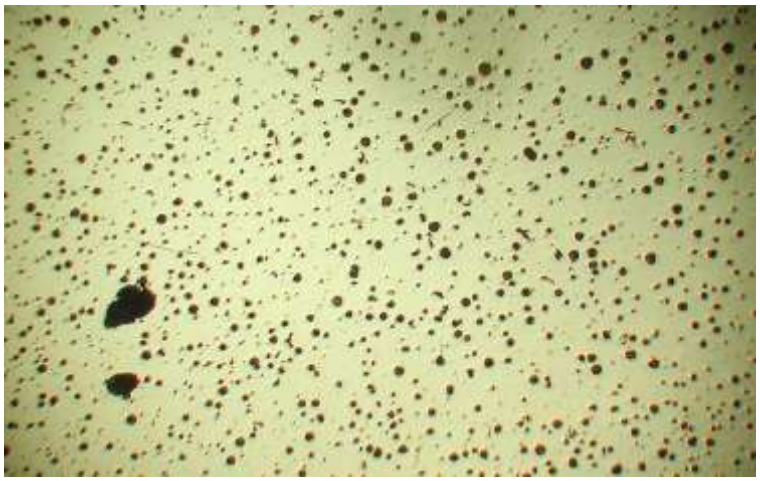


Figura 8.115: Campione GS400 1/15 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

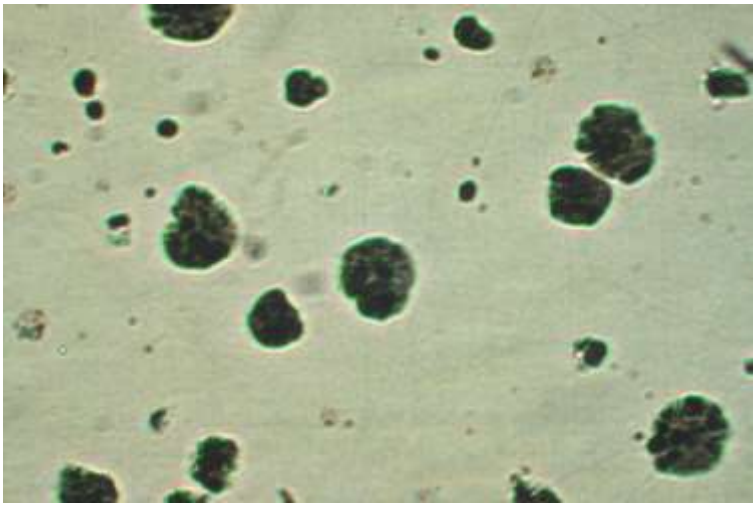


Figura 8.116: Campione GS400 1/15 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.



Figura 8.117: Campione GS400 1/15 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x.



Figura 8.118: Campione GS400 1/15 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 200x.

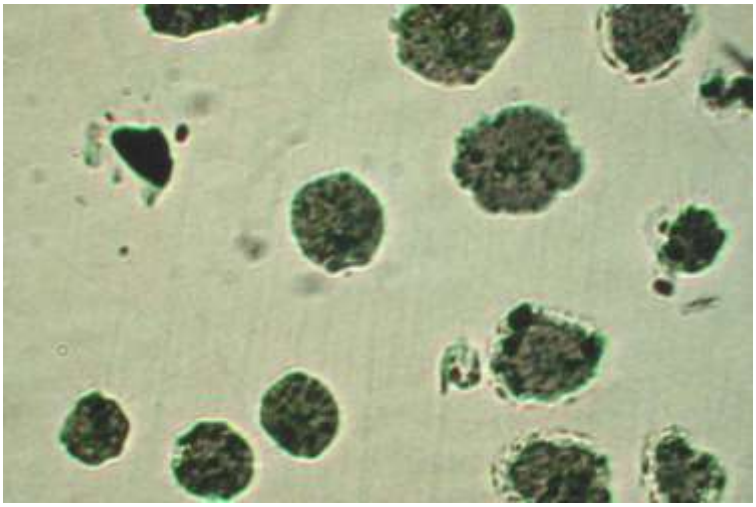


Figura 8.119: Campione GS400 2/15 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

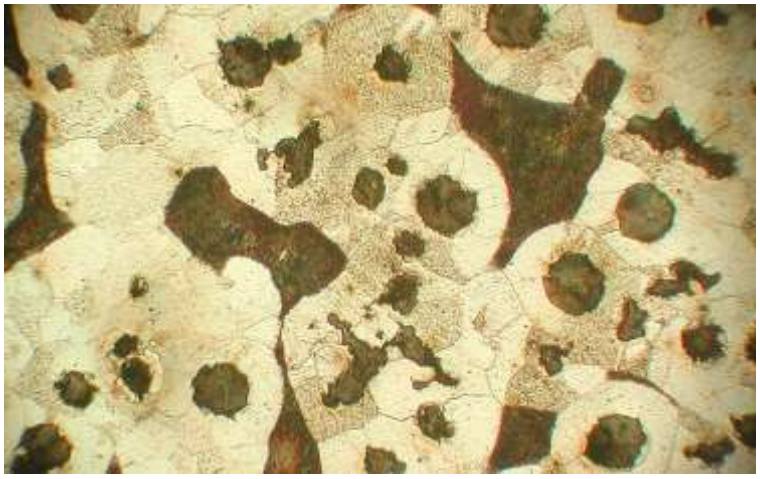


Figura 8.120: Campione GS400 2/15 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x.

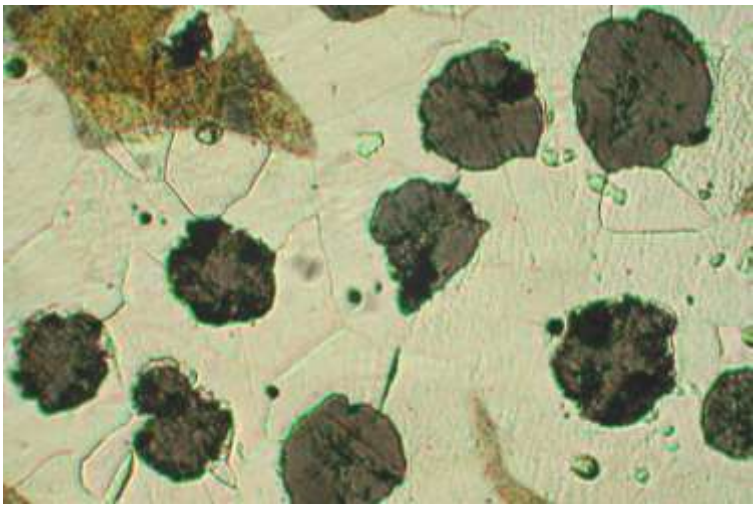


Figura 8.121: Campione GS400 2/15 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

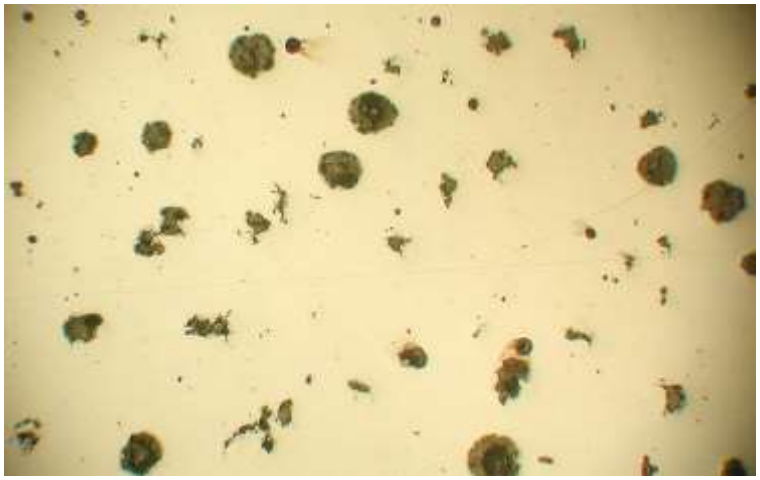


Figura 8.122: Campione GS400 1/16 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

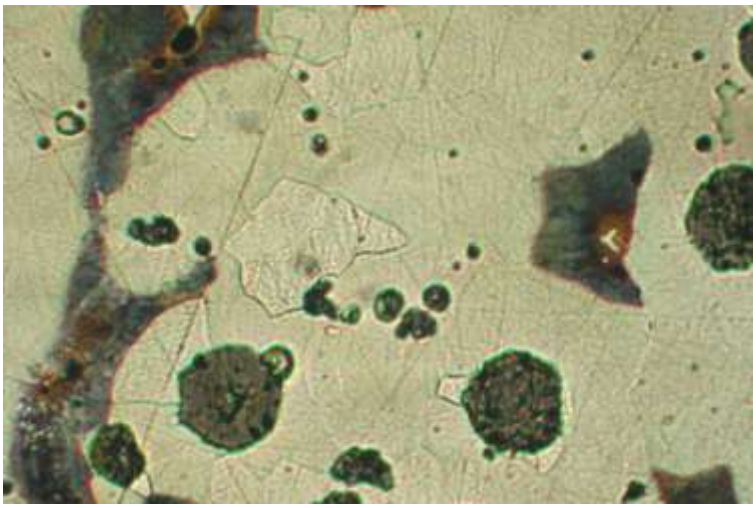


Figura 8.123: Campione GS400 1/16 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

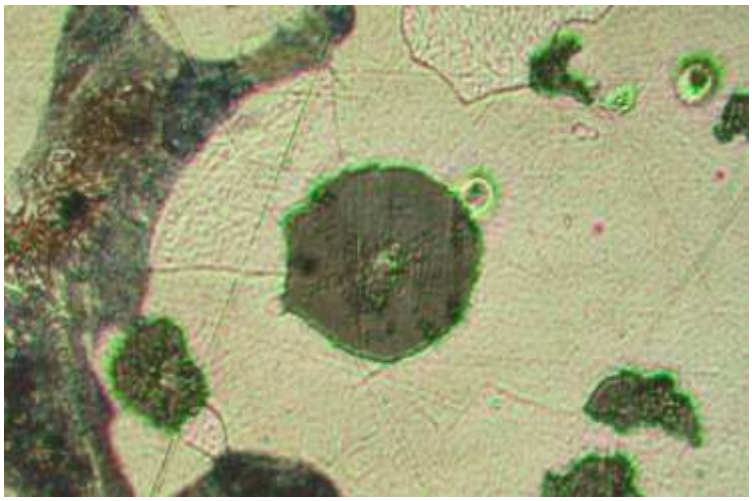


Figura 8.124: Campione GS400 1/16 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

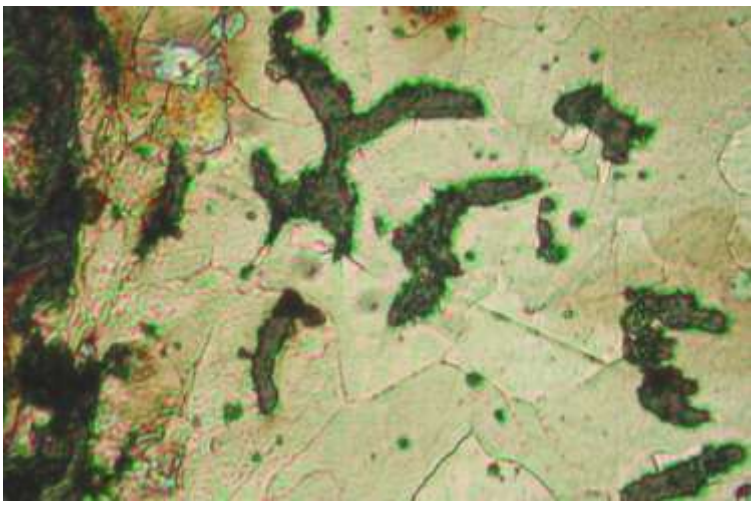


Figura 8.125: Campione GS400 1/16 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 450x.

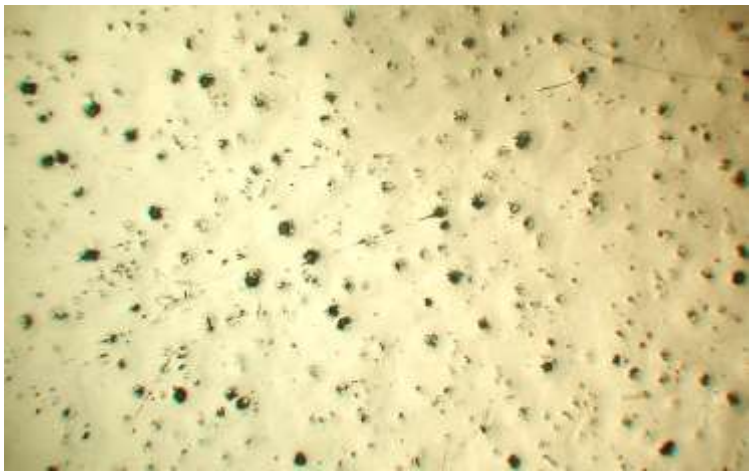


Figura 8.126: Campione GS400 2/16 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

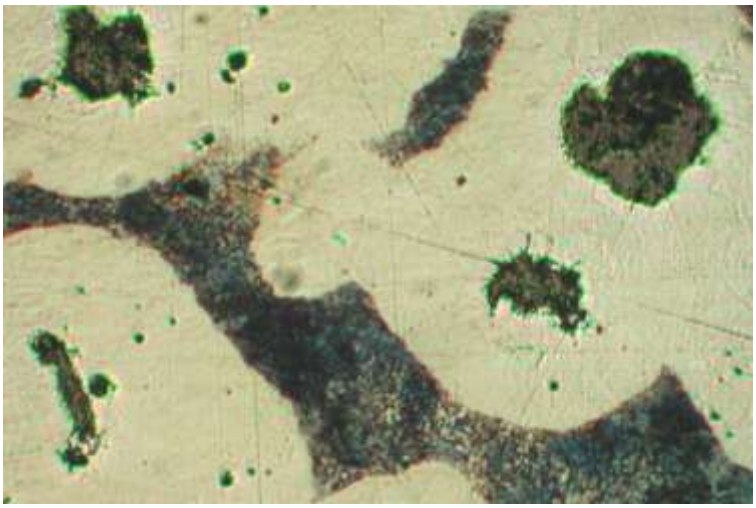


Figura 8.127: Campione GS400 2/16 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

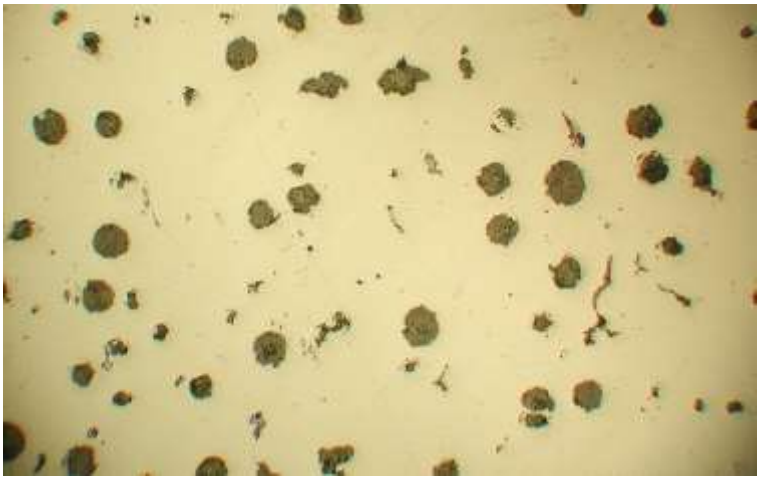


Figura 8.128: Campione GS400 1/17 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

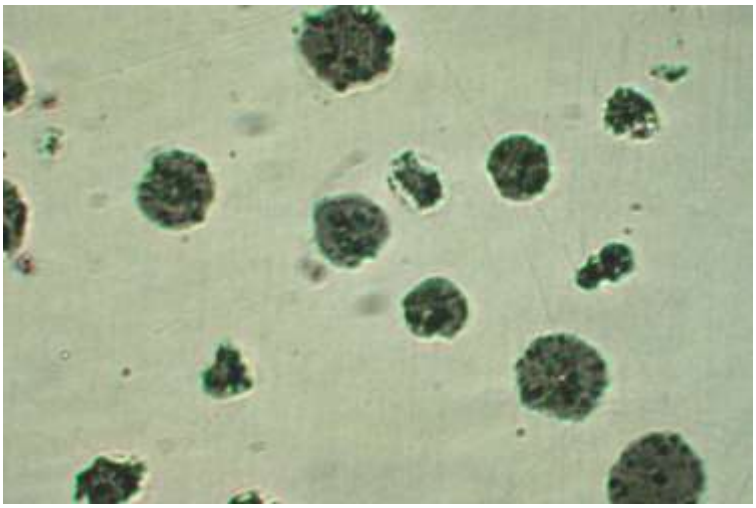


Figura 8.129: Campione GS400 1/17 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

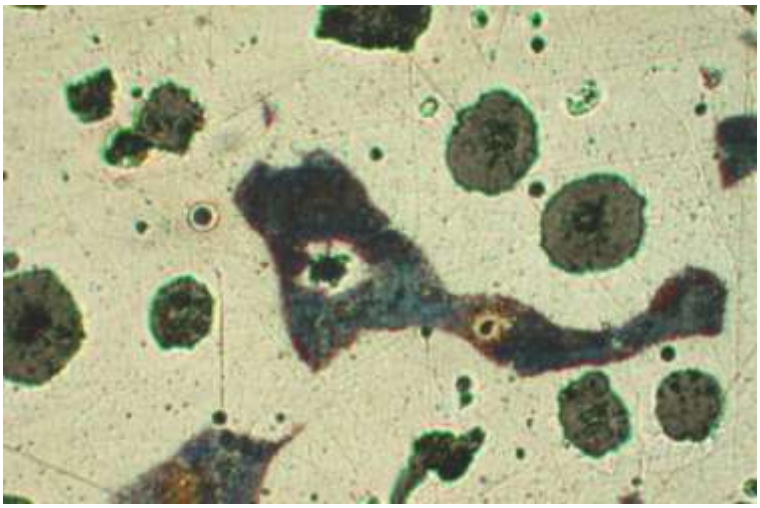


Figura 8.130: Campione GS400 1/17 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.



Figura 8.131: Campione GS400 1/17 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

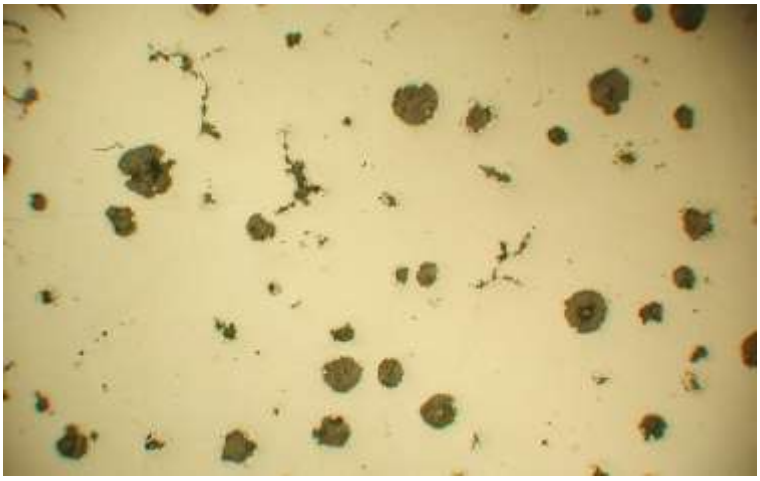


Figura 8.132: Campione GS400 2/17 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.



Figura 8.133: Campione GS400 2/17 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

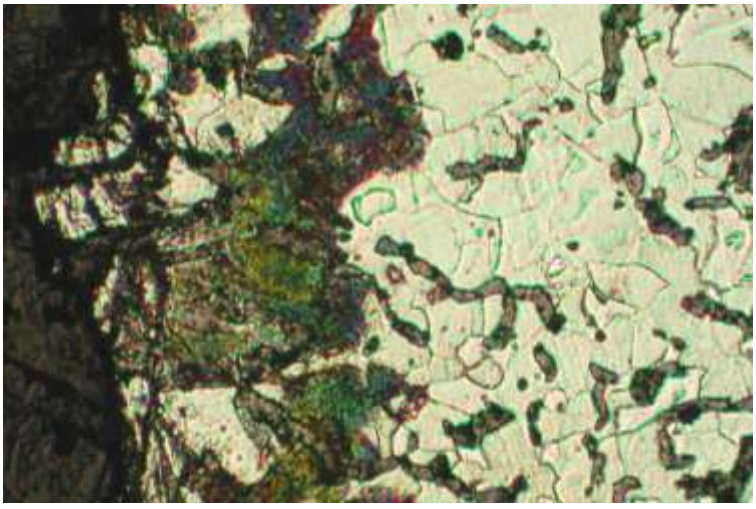


Figura 8.134: Campione GS400 2/17 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

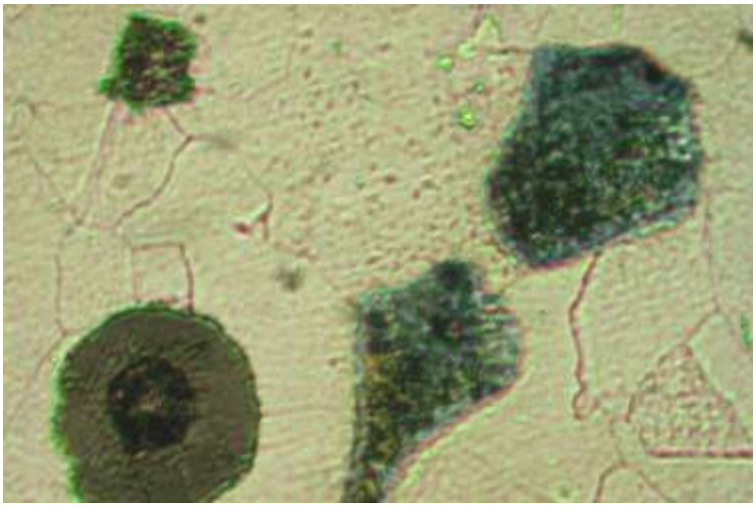


Figura 8.135: Campione GS400 2/17 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

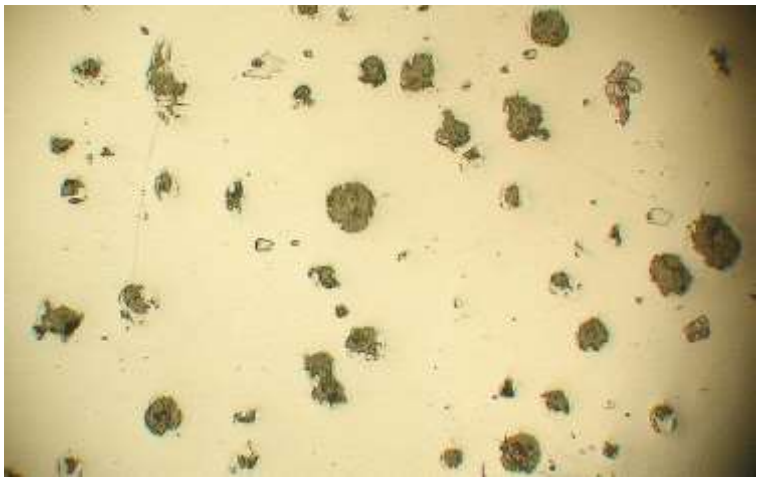


Figura 8.136: Campione GS400 1/18 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.

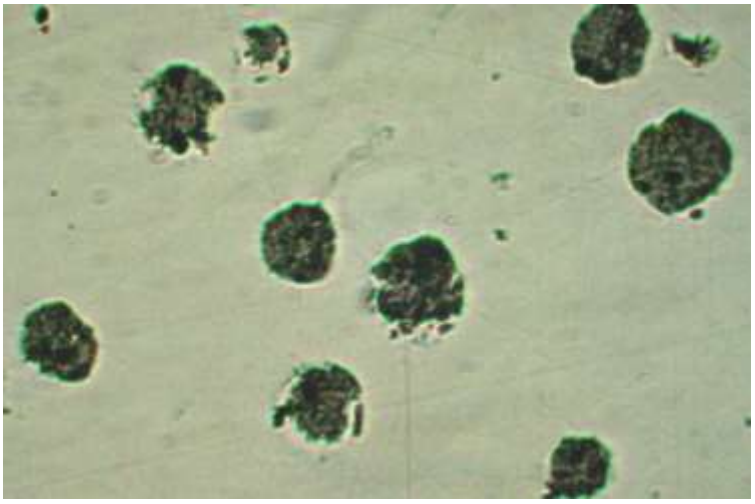


Figura 8.137: Campione GS400 1/18 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.

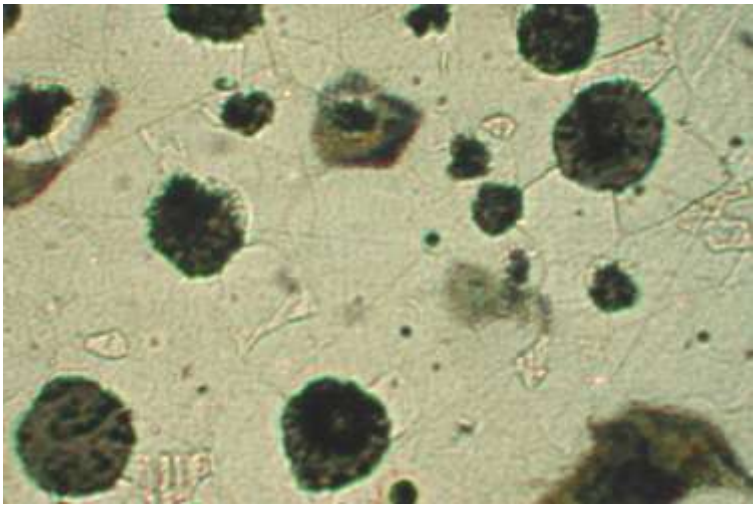


Figura 8.138: Campione GS400 1/18 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

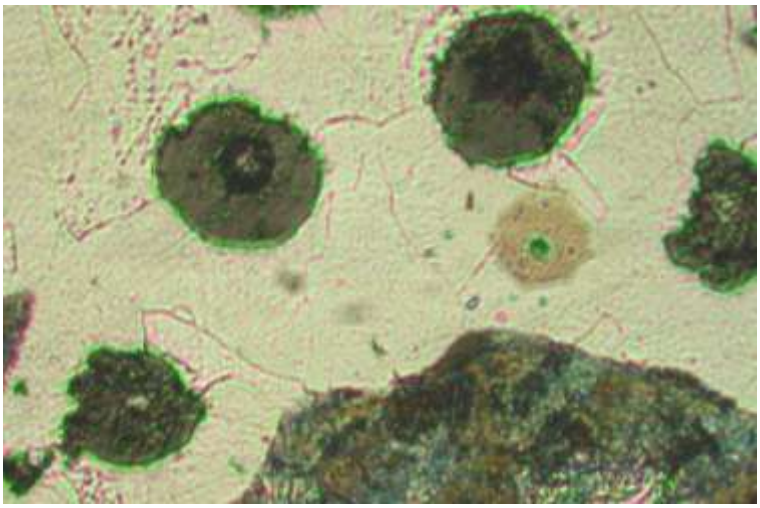


Figura 8.139: Campione GS400 1/18 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x.

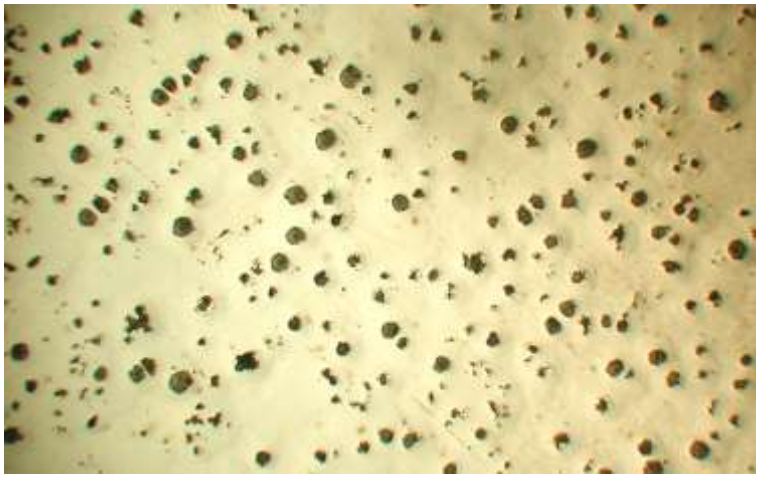


Figura 8.140: Campione GS400 2/18 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.

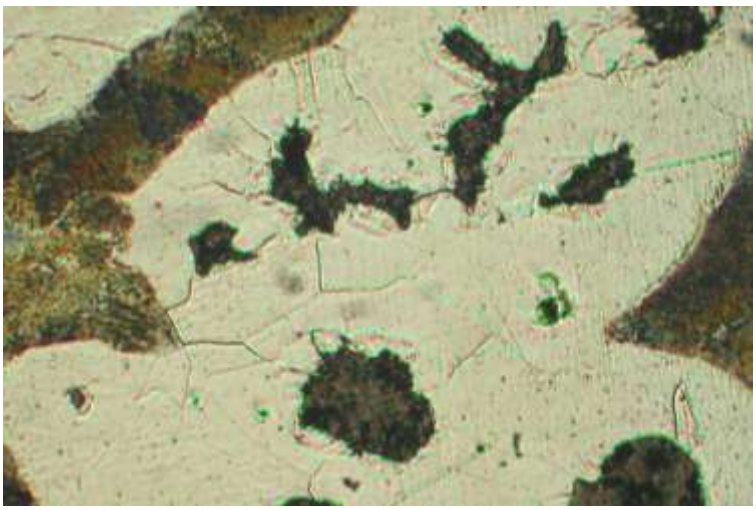


Figura 8.141: Campione GS400 2/18 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

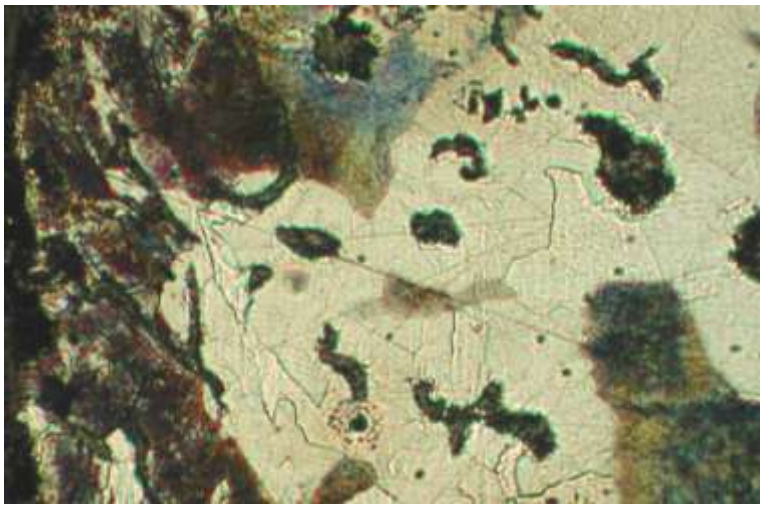


Figura 8.142: Campione GS400 2/18 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.

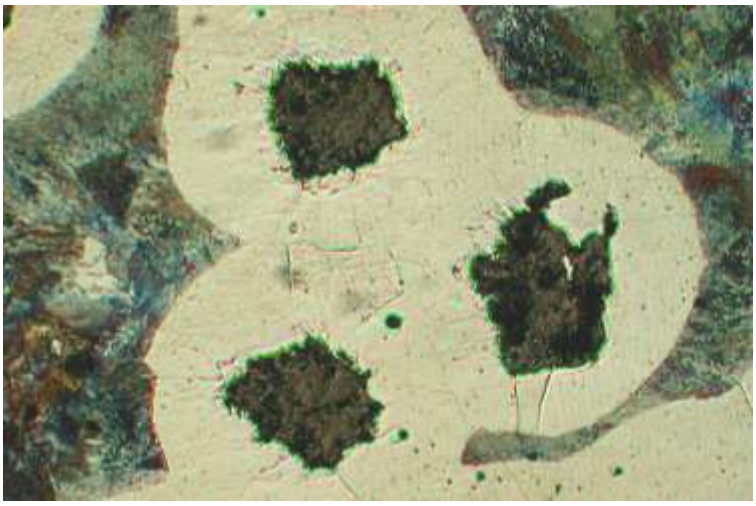


Figura 8.143: Campione GS400 2/18 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x.

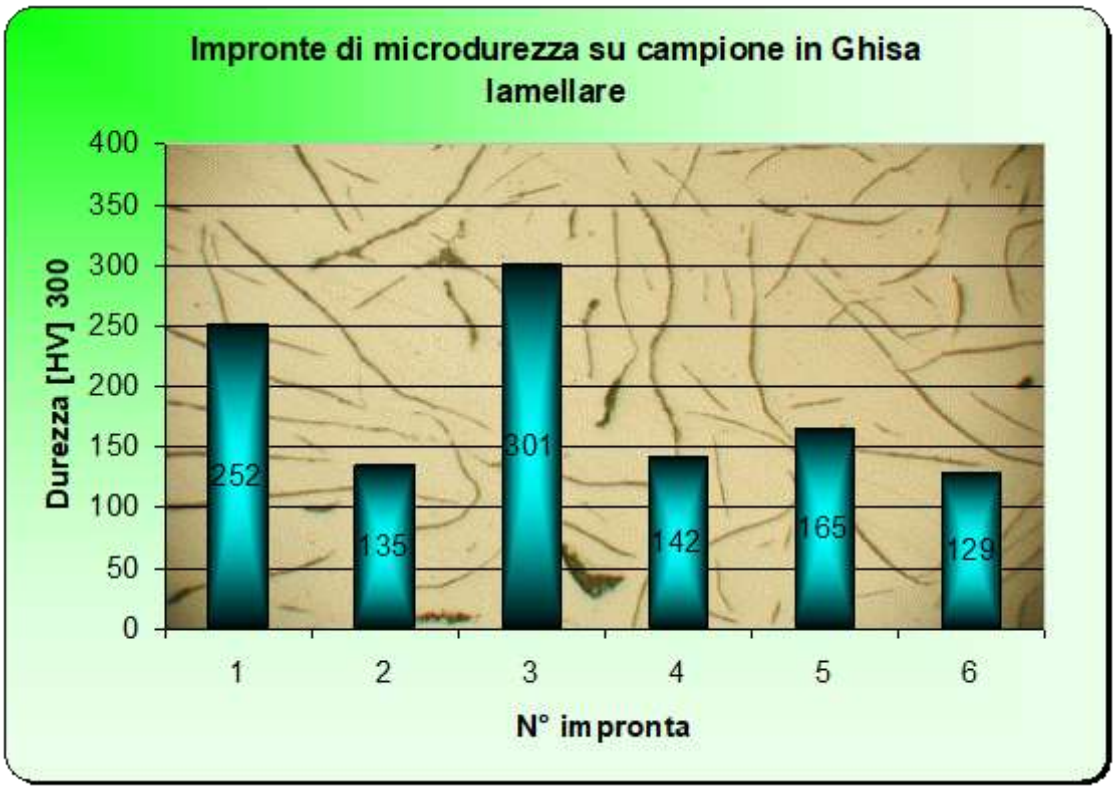
9 Risultati delle prove di microdurezza

In riferimento a quanto esposto al paragrafo 4.6, sono stati preparati 3 campioni, uno per ciascun tipo di ghisa da sottoporre a impronte di microdurezza. Oltre alla fase di lucidatura, su ogni campione è stato effettuato anche un attacco chimico con soluzione Nital al 3% al fine di determinare con esattezza i microcostituenti della matrice metallica. Il carico applicato è stato di 2,94 [N] pari a 300 [gf] per una durata di 20 [s]. Il microdurometro utilizzato è riportato in Figura 9.1. Successivamente riportiamo i risultati ottenuti.



Figura 9.1: Microdurometro.

9.1 Impronte di microdurezza su campione in GL



N° impronta	Diametro medio dell'impronta [µm]	Durezza [HV]	Punto di applicazione
1	47	252	Zona chiara intercalata da sottili lamelle scure
2	64,25	135	Lamella di grafite
3	43	301	Zona scura
4	62,75	142	Zona chiara
5	58	165	Lamella di grafite su zona scura
6	65,75	129	Lamella di grafite su zona chiara

Tabella 10: Microdurezze su campione in ghisa lamellare

Dai risultati è facile osservare una notevole variabilità di valori dovuta alla disomogeneità della matrice metallica della ghisa lamellare. Possiamo però identificare le zone chiare come ferrite, quelle scure compatte come perlite fine, e quelle chiare intercalate da sottili lamelle scure come perlite grossolana che è tipica delle ghise lamellari come già visto nell'analisi metallografica al microscopio ottico.

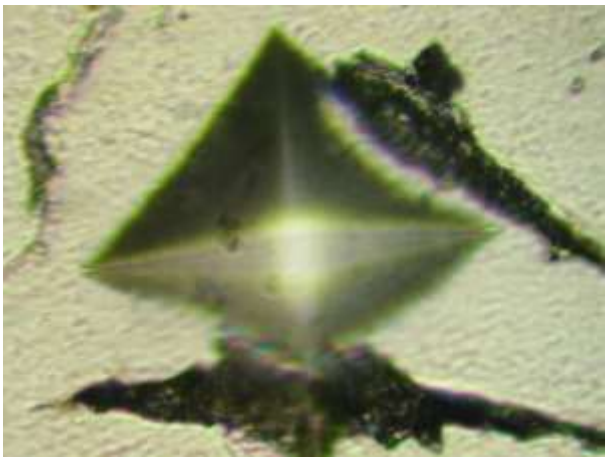


Figura 9.2: Impronta Vickers irregolare su fondo ferritico con tracce di grafite. Campione GL. Ingrandimento 900x.

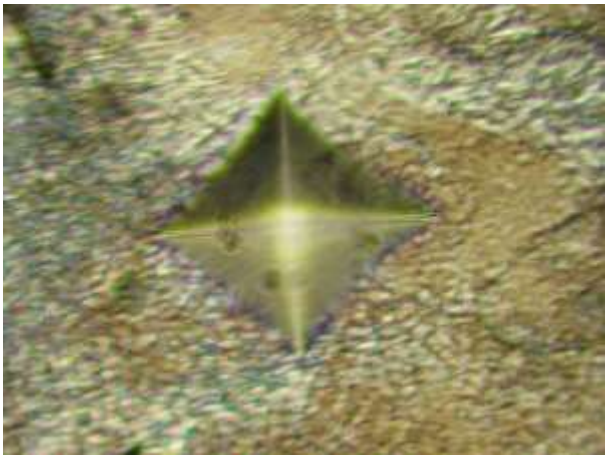
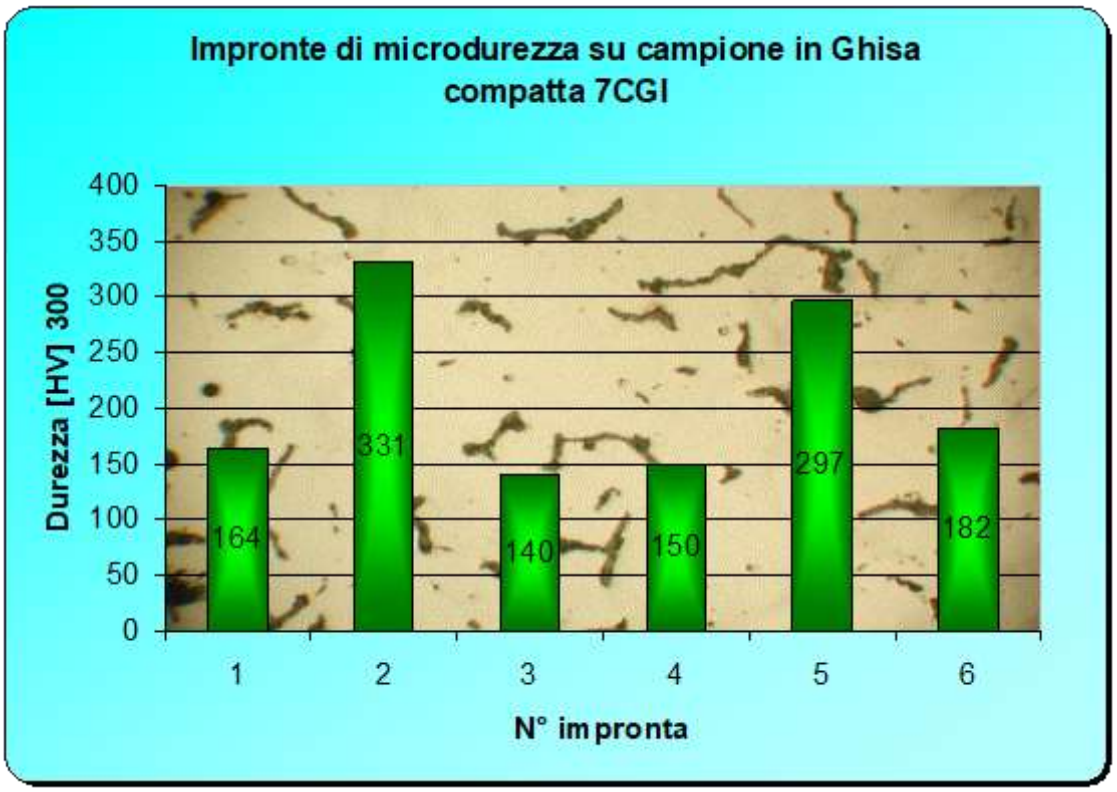


Figura 9.3: Impronta Vickers regolare su fondo di perlite fine. Campione GL. Ingrandimento 900x.

9.2 Impronte di microdurezza su campione in CGI



N° impronta	Diametro medio dell'impronta [µm]	Durezza [HV]	Punto di applicazione
1	58,25	164	Zona chiara
2	41	331	Zona scura
3	63	140	Zona chiara con grafite
4	61	150	Zona chiara
5	43,25	297	Zona scura
6	55,25	182	Zona chiara vicino a zona scura

Tabella 11: Microdurezze su campione in Ghisa compatta (7CGI).

In questo caso i valori di durezza si attestano intorno a due valori: 150 [HV] e 300 [HV]. La matrice della ghisa compatta risulta infatti più omogenea e i due costituenti principali sono chiaramente ferrite e perlite fine non risolvibile al microscopio ottico. Ovviamente le impronte del microdurometro che cadono in prossimità o sopra elementi di grafite danno valori poco attendibili.

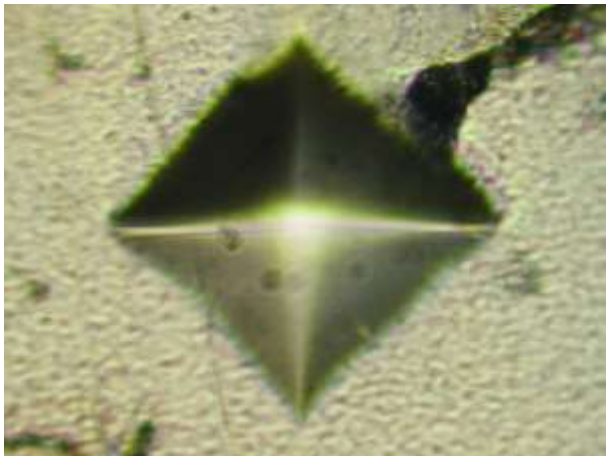


Figura 9.4: Impronta Vickers su fondo ferritico. Campione 7CGI. Ingrandimento 900x.

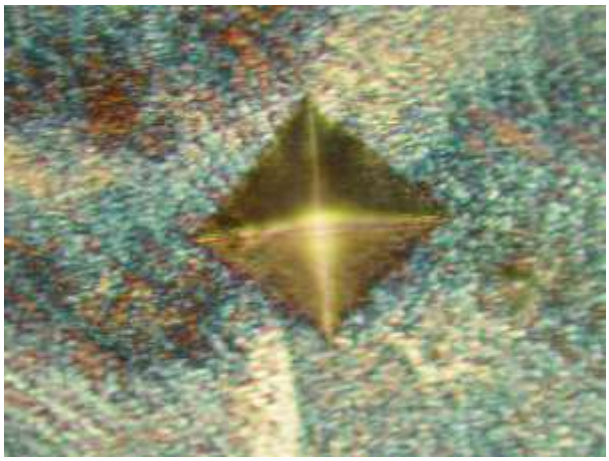
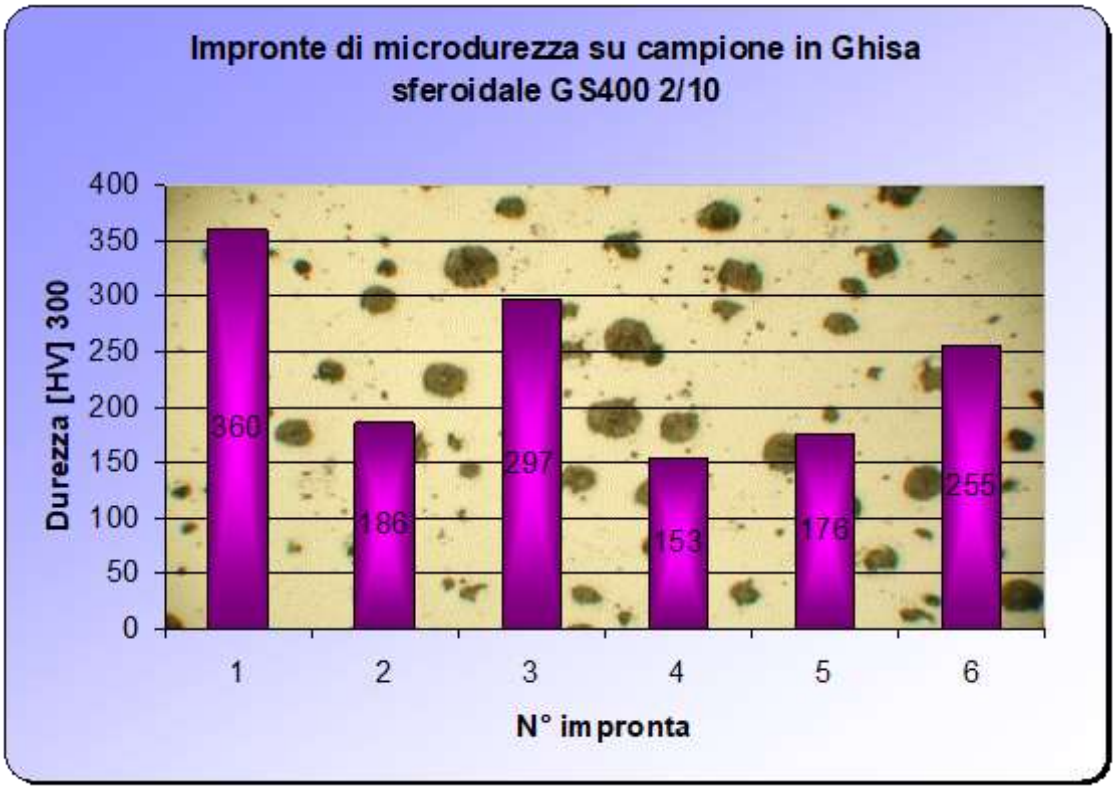


Figura 9.5: Impronta Vickers su perlite fine. Campione 7CGI. Ingrandimento 900x.

9.3 Impronte di microdurezza su campione in GS400



N° impronta	Diametro medio dell'impronta [µm]	Durezza [HV]	Punto di applicazione
1	39,25	360	Zona scura
2	54,75	186	Zona chiara
3	43,25	297	Zona scura
4	60,50	153	Zona chiara con grafite
5	56,25	176	Zona chiara
6	46,75	255	Zona scura al bordo

Tabella 12: Microdurezze su campione in Ghisa sferoidale (2/10).

Per quanto riguarda la ghisa sferoidale, essendo la sua matrice metallica molto simile a quella della ghisa compatta, anche i rispettivi valori di microdurezza sono simili e si attestano intorno ai tipici valori di ferrite e perlite corrispondenti rispettivamente alle zone chiare e scure del provino attaccato. Valori inferiori denotano la presenza di grafite nella zona sottostante l'impronta.

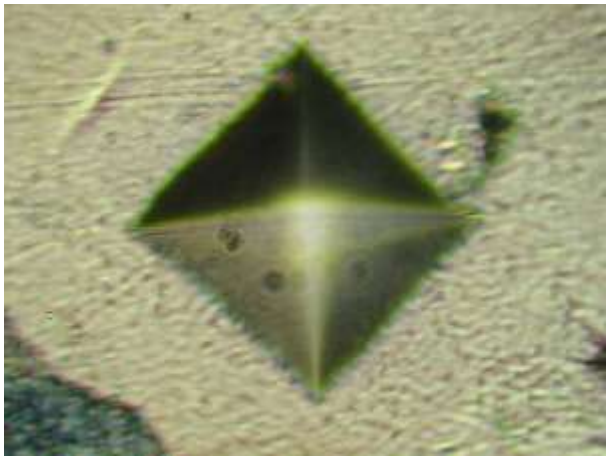


Figura 9.6: Impronta Vickers su fondo ferritico. Campione 2/10. Ingrandimento 900x.

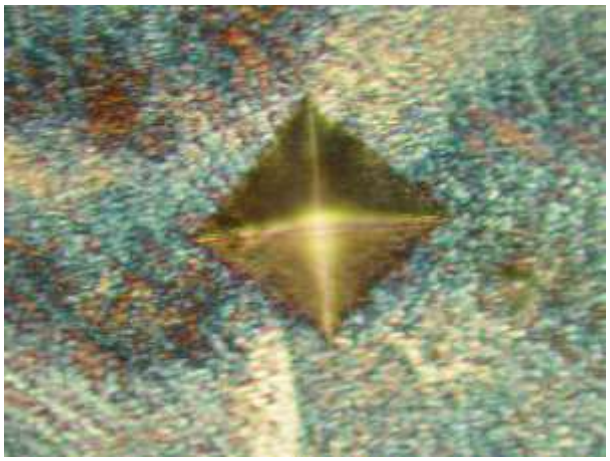


Figura 9.7: Impronta Vickers su perlite fine. Campione 2/10. Ingrandimento 900x.

10 Analisi dei campioni al SEM

L'analisi delle superfici di frattura condotta al SEM, ha permesso di classificare con esattezza il tipo di frattura avvenuto nei tre tipi diversi di ghise durante la prova di trazione[14]. Sono stati utilizzati sia gli elettroni secondari (SE) che gli elettroni retrodiffusi (BSE) entrambi con energia di 20 [KeV]. La notevole profondità di campo disponibile al SEM ha poi permesso di ottenere una serie di informazioni aggiuntive che ora andremo a vedere. Un primo esame macrografico a grandezza naturale delle superfici di rottura, ci ha permesso di affermare che la frattura è avvenuta senza apprezzabile strizione e in direzione ortogonale all'applicazione del carico. Nelle superfici di frattura dei campioni in GS400 si notano due zone tipiche della frattura mista: quella scura, probabilmente dovuta a frattura duttile per coalescenza di microvuoti, e l'altra lucente probabilmente dovuta a frattura fragile per clivaggio; da ciò si può già evincere che in questi campioni la frattura è partita duttile ed è poi transitata a fragile nella parte terminale. Nei campioni in ghisa compatta, come in quelli in ghisa lamellare, non si notano differenze rilevanti nell'area della superficie di frattura. Nella Figura 10.1 riportiamo le tre superfici di frattura, da sinistra quella del provino in GL, quella del provino in CGI e quella del provino in GS400.



Figura 10.1: Superfici di frattura rispettivamente dei campioni in GL, CGI, GS400.

Un primo raffronto di immagini scattate al SEM e al microscopio ottico ci ha consentito di correlare le superfici di frattura alla relativa microstruttura e quindi hanno facilitato l'analisi successiva. Si tenga conto che l'ingrandimento ottico è 100x, mentre quello al SEM è 133x.

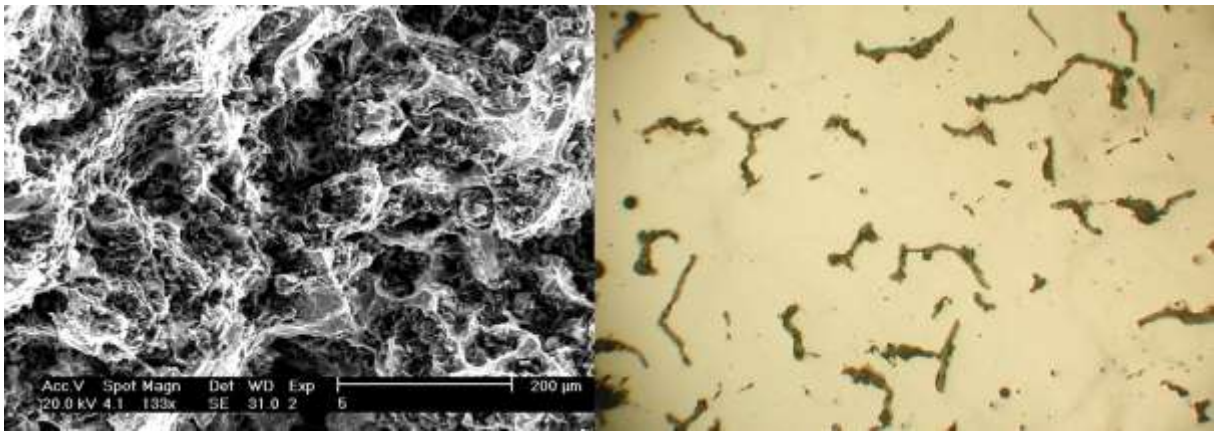


Figura 10.2: Immagine al SEM e al microscopio ottico di una ghisa compatta. Ingrandimento ottico 100x.

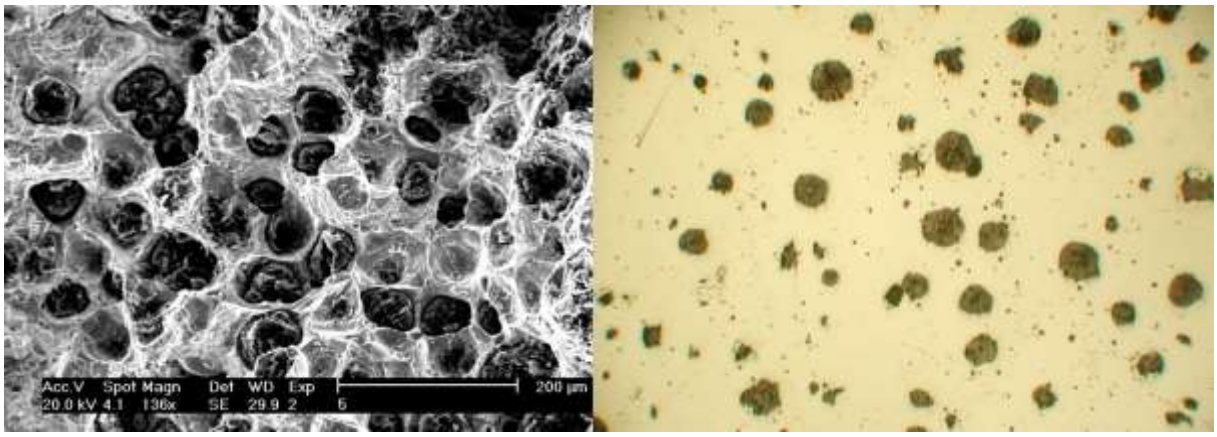


Figura 10.3: Immagine al SEM e al microscopio ottico di una ghisa sferoidale. Ingrandimento ottico 100x.

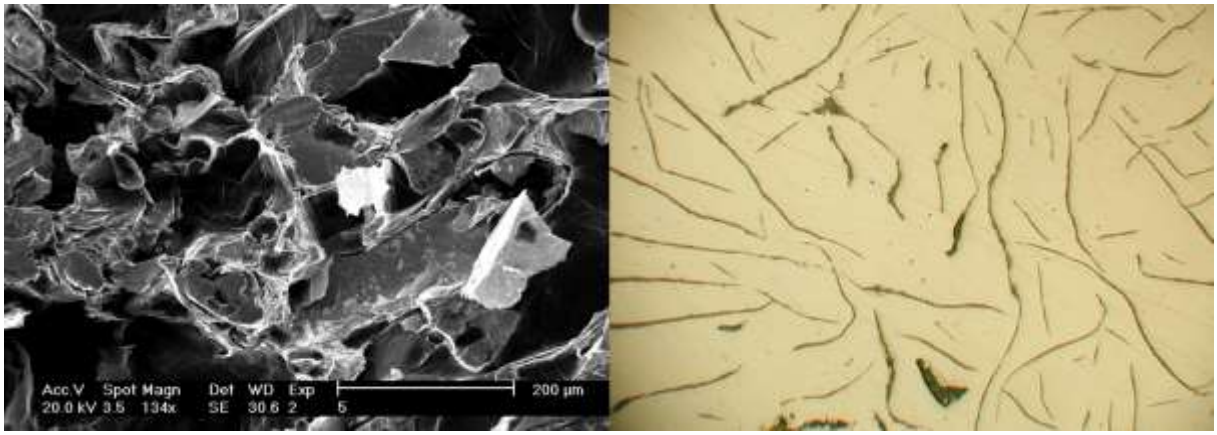


Figura 10.4: Immagine al SEM e al microscopio ottico di una ghisa lamellare. Ingrandimento ottico 100x.

10.1 Provini in ghisa grigia

Le immagini riportate in seguito si riferiscono alla superficie di frattura dello stesso campione in ghisa lamellare analizzato a diversi ingrandimenti.

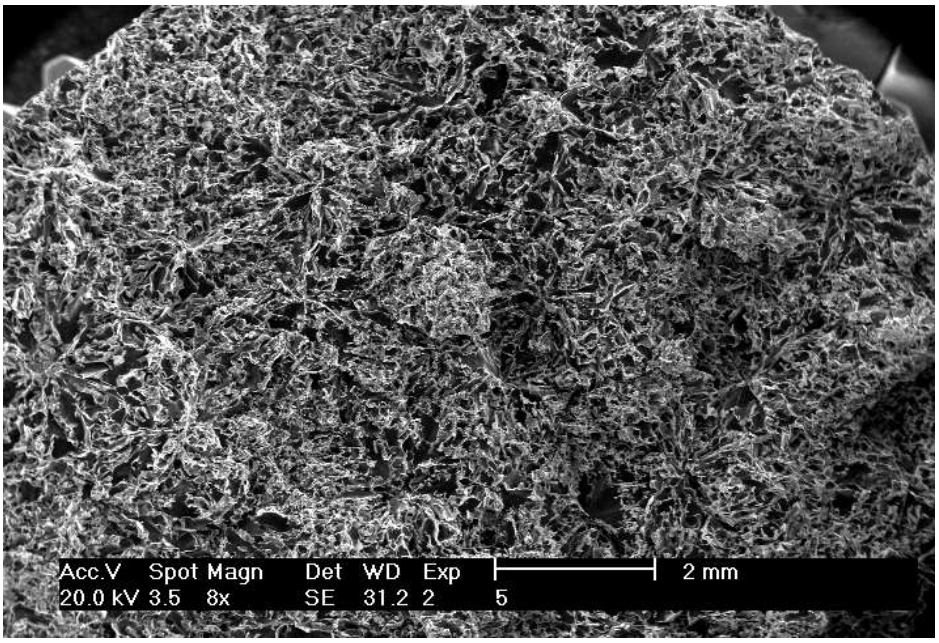


Figura 10.5: Campione in GL ingrandimento 8x.

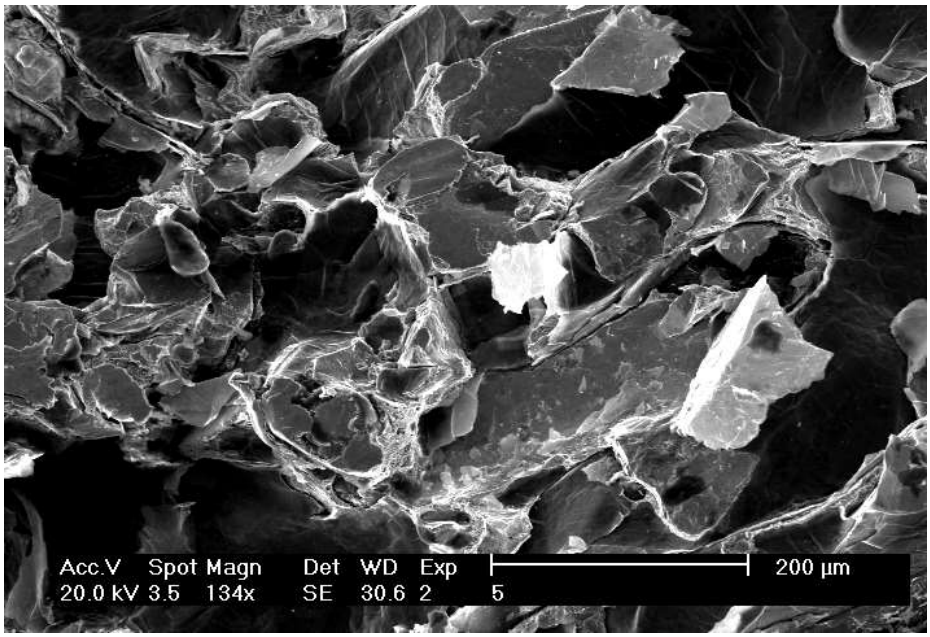


Figura 10.6: Campione in GL, ingrandimento 134x.

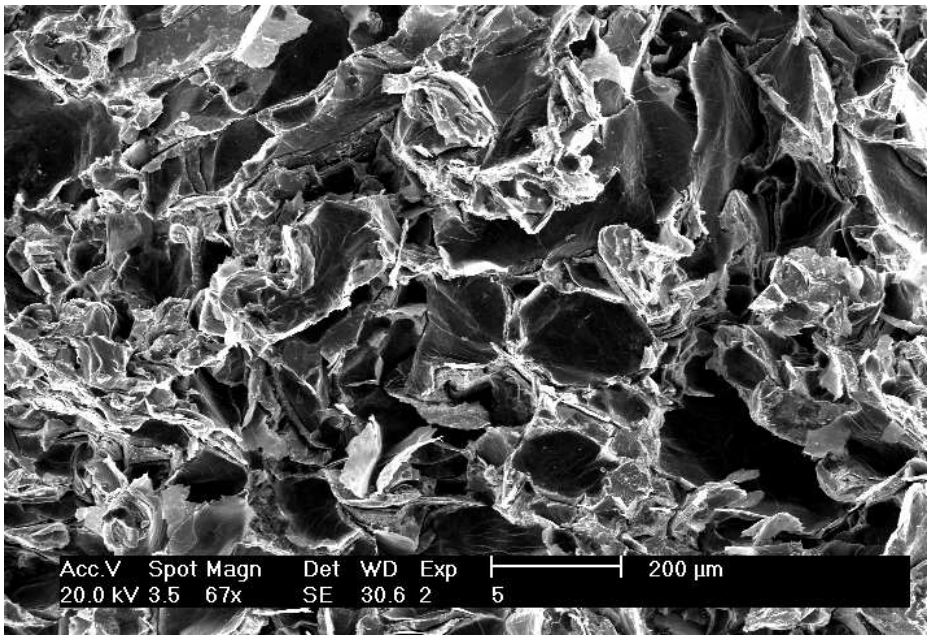


Figura 10.7: Campione in GL, ingrandimento 67x.

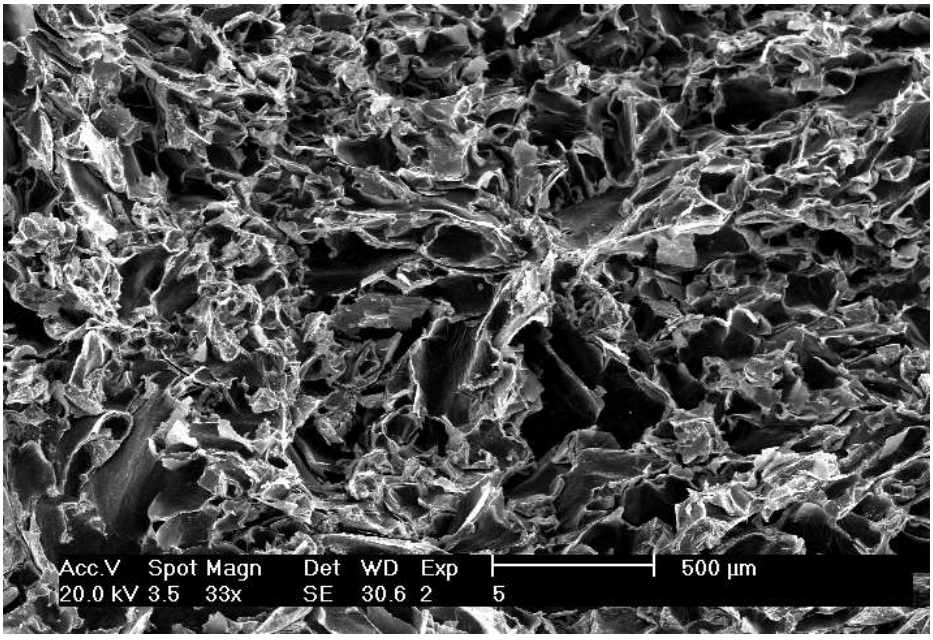


Figura 10.8: Campione in GL, ingrandimento 33x.

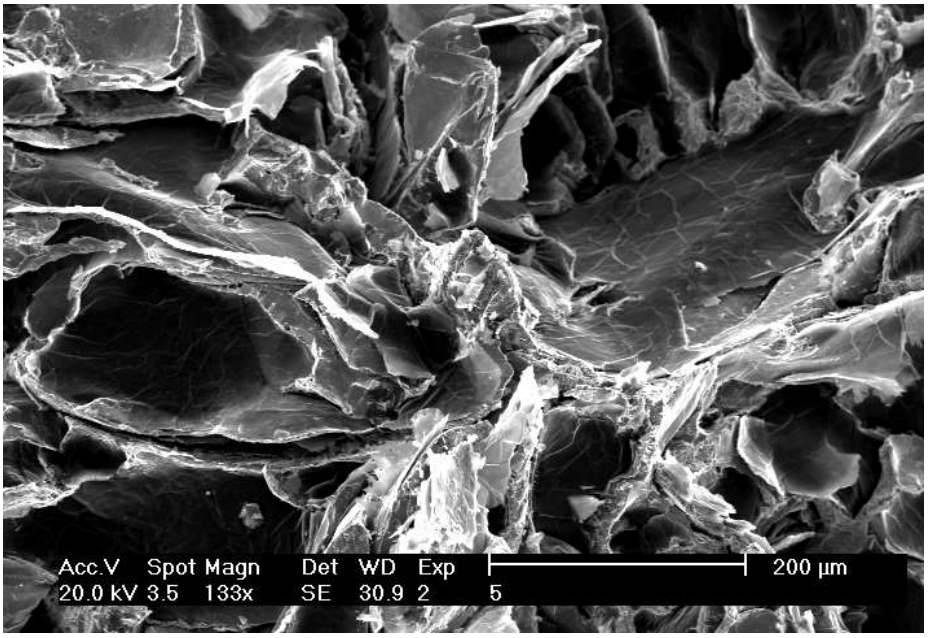


Figura 10.9: Campione in GL, ingrandimento 133x.

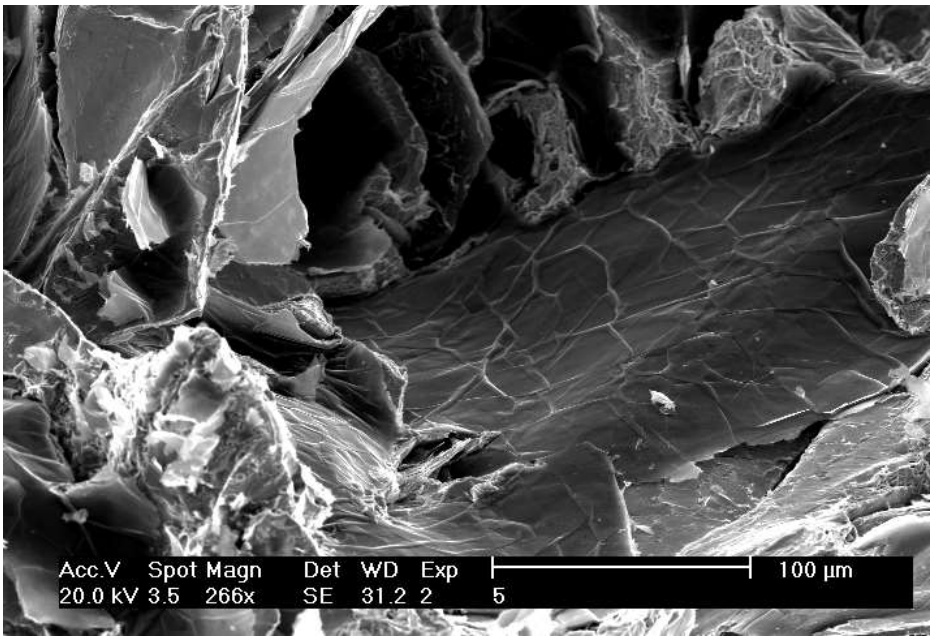


Figura 10.10: Campione in GL, ingrandimento 266x.

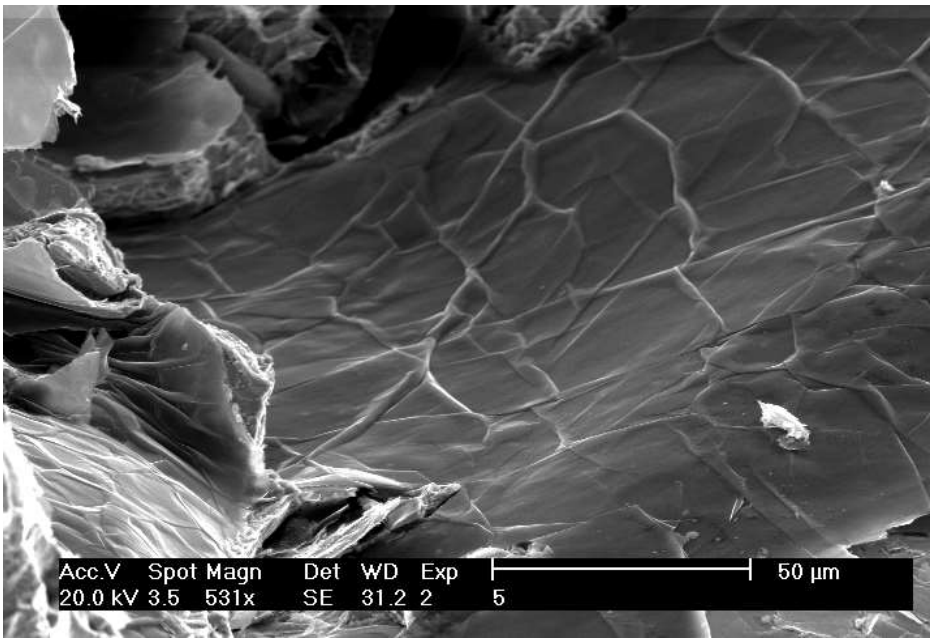


Figura 10.11: Campione in GL, ingrandimento 531x.

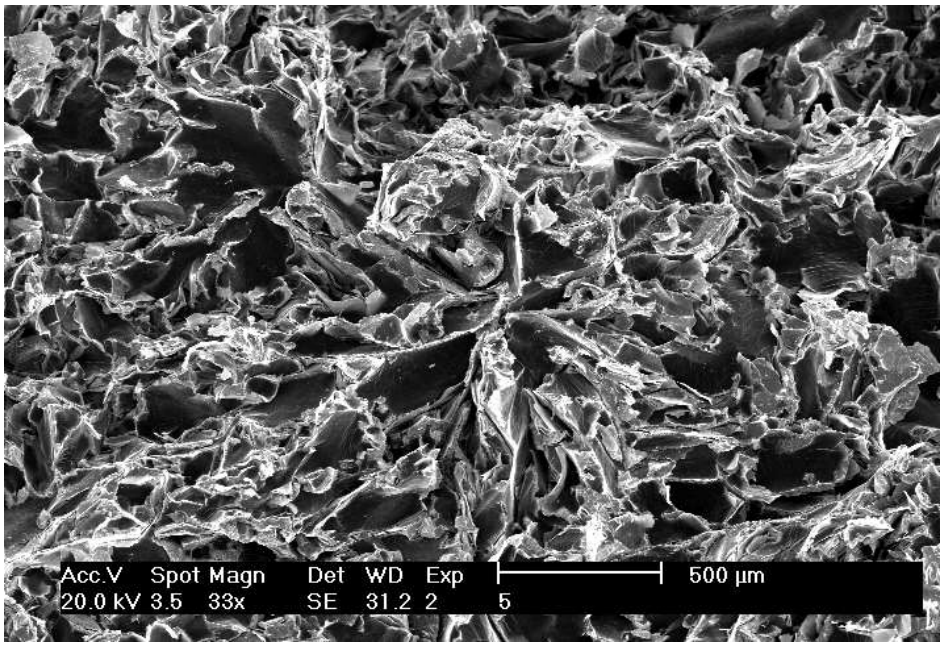


Figura 10.12: Campione in GL, ingrandimento 33x.

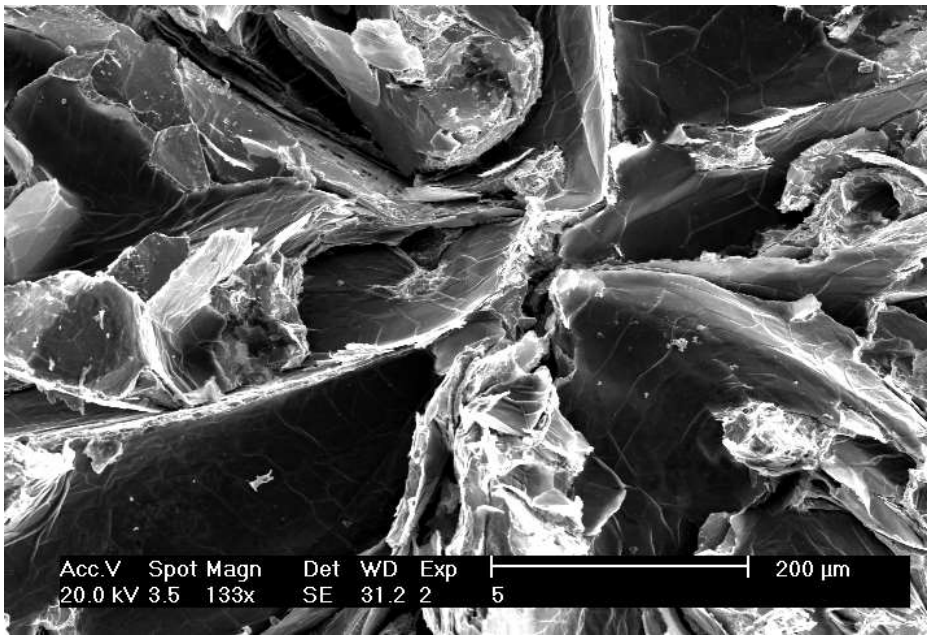


Figura 10.13: Campione in GL, ingrandimento 133x.

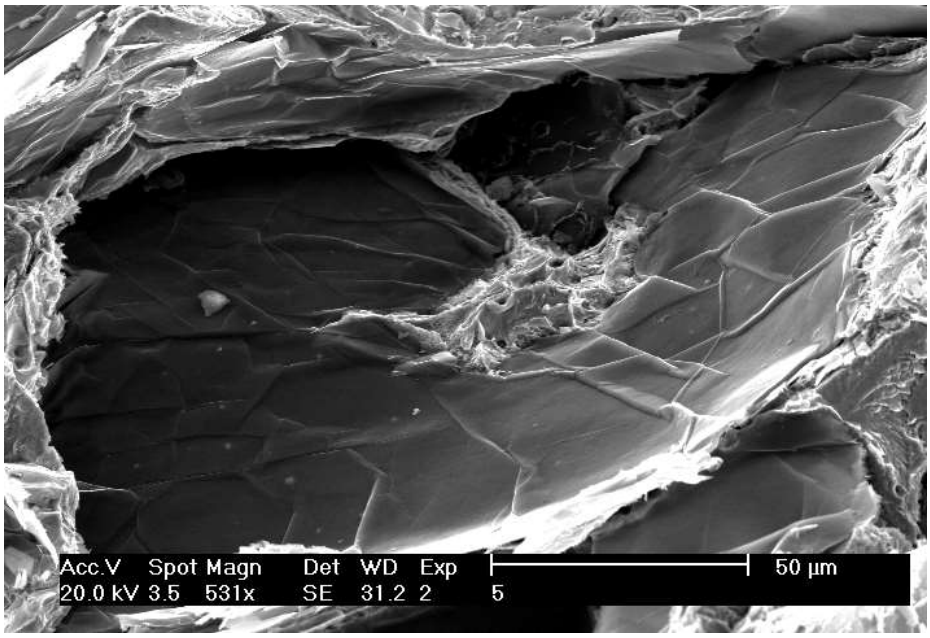


Figura 10.14: Campione in GL, ingrandimento 531x.

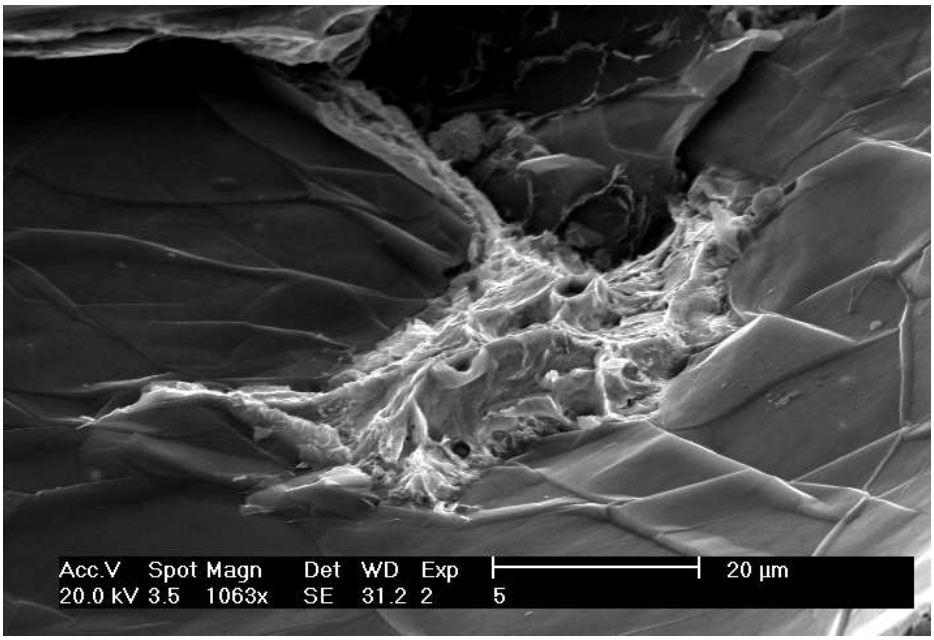


Figura 10.15: Campione in GL, ingrandimento 1063x.

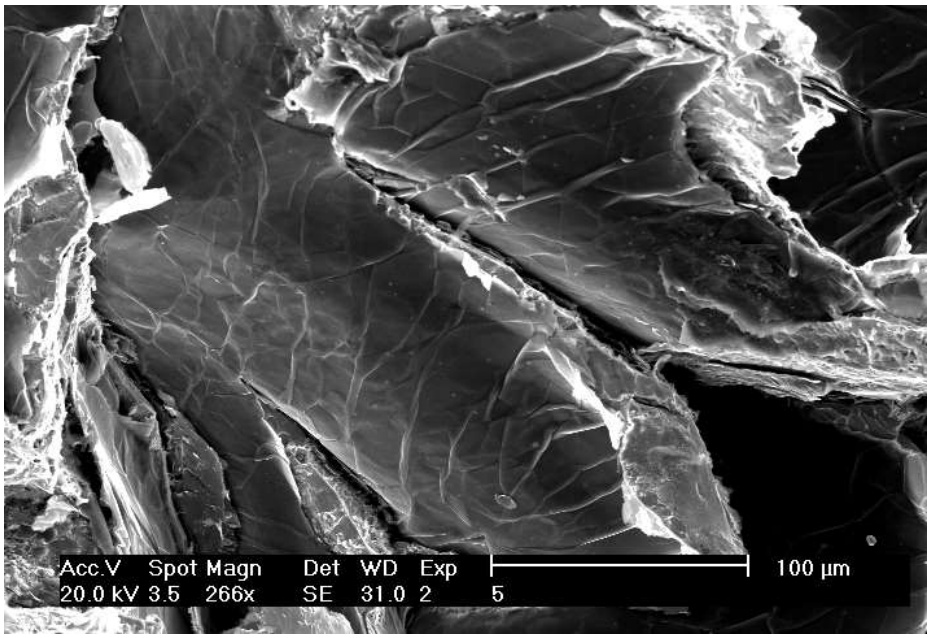


Figura 10.16: Campione in GL, ingrandimento 266x.

10.1.1 Osservazioni

La frattura della ghisa lamellare è una frattura transgranulare di tipo fragile per clivaggio. Nelle immagini si notano i gradini di clivaggio (River patterns). Essendo il clivaggio una decoesione che avviene all'interno del grano, non esistono infatti limitazioni al numero dei piani che possono essere interessati dalla frattura, e da qui i tipici gradini chiamati anche fiumi (Rif. Figure 10.11, 10.14, 10.15). Ai bassi ingrandimenti si osserva la tipica morfologia grafitica lamellare.

10.2 Provini in ghisa sferoidale

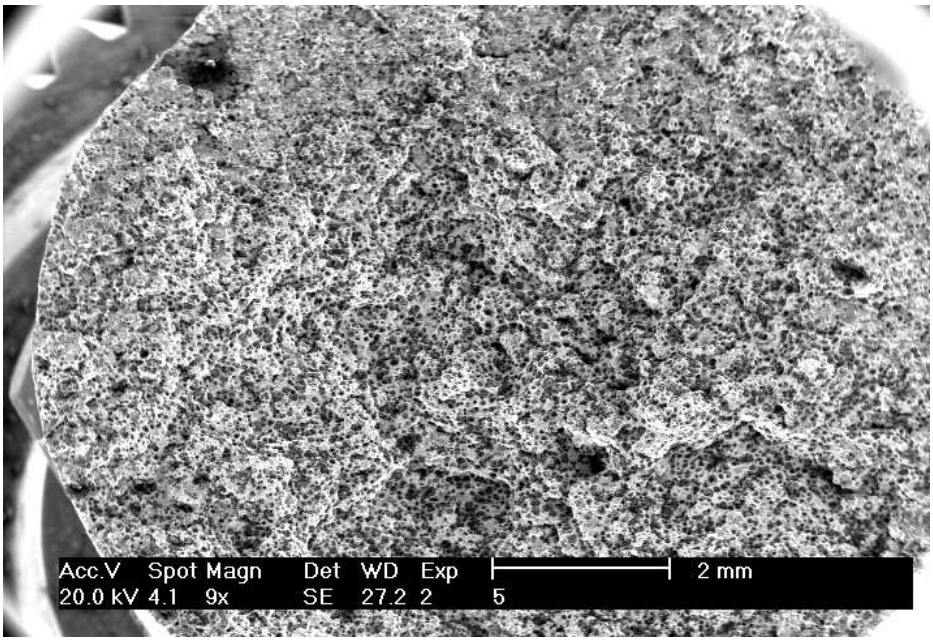


Figura 10.17: Campione in GS400, ingrandimento 9x.

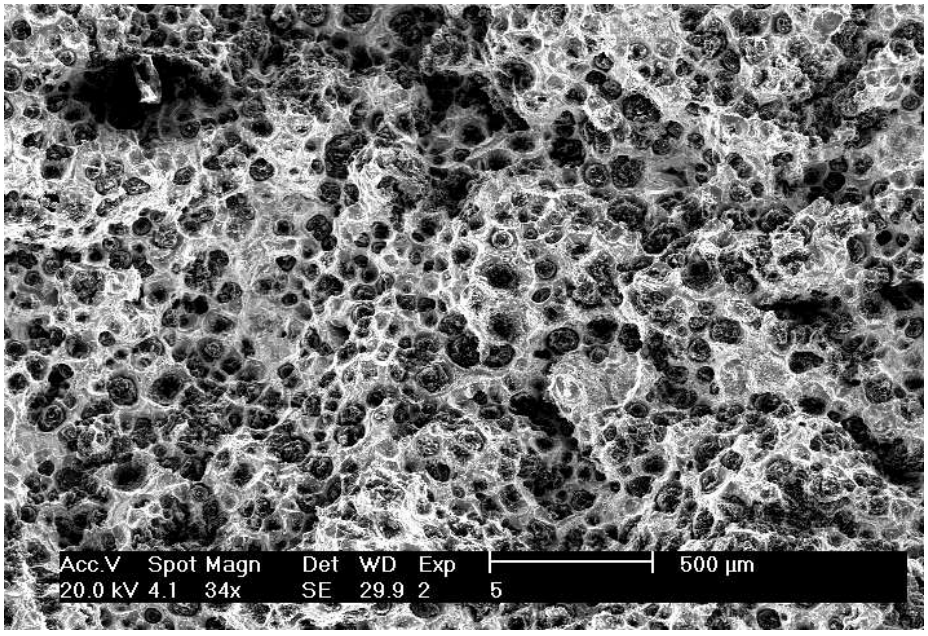


Figura 10.18: Campione in GS400, ingrandimento 34x.

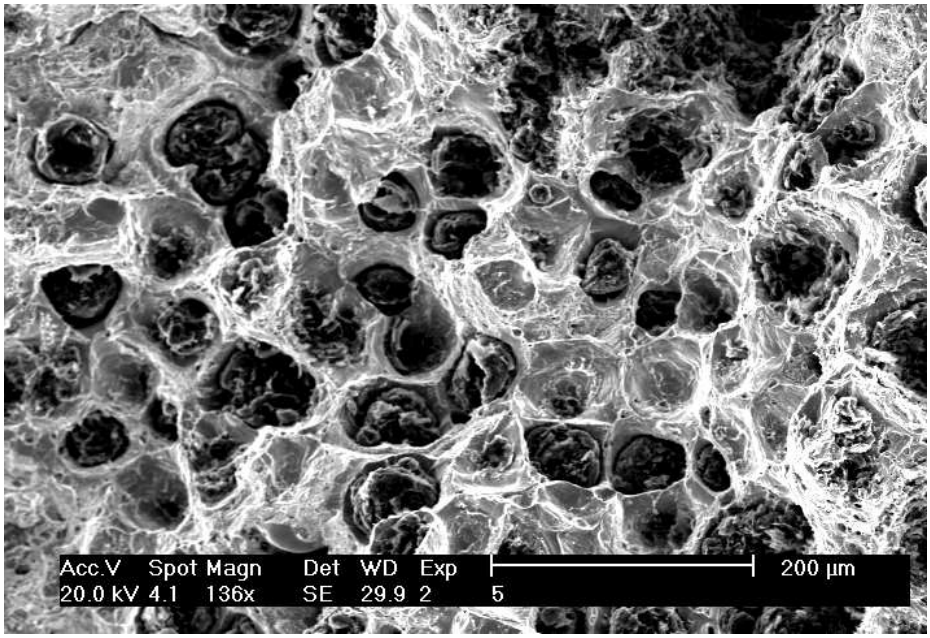


Figura 10.19: Campione in GS400, ingrandimento 136x.

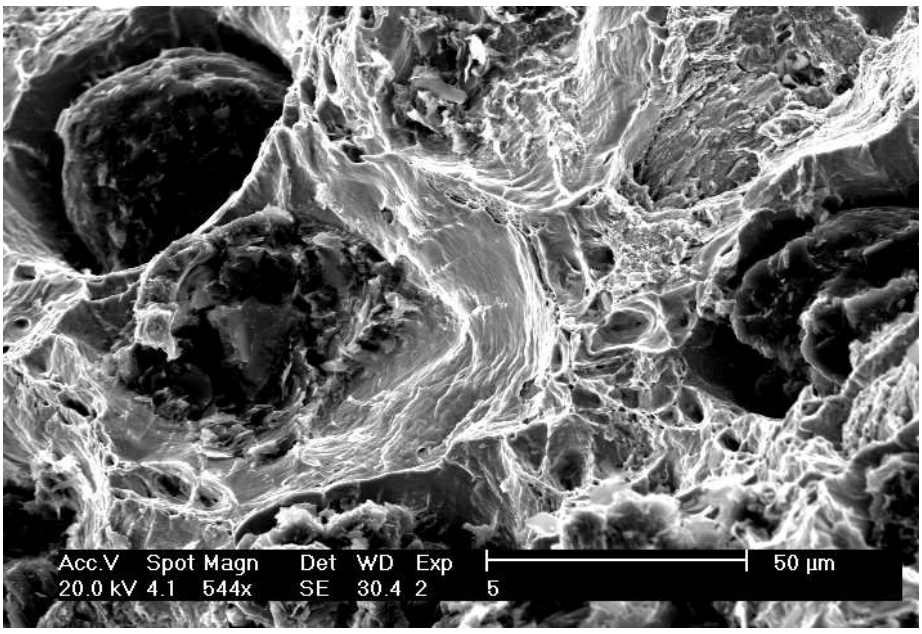


Figura 10.20: Campione in GS400, ingrandimento 544x.

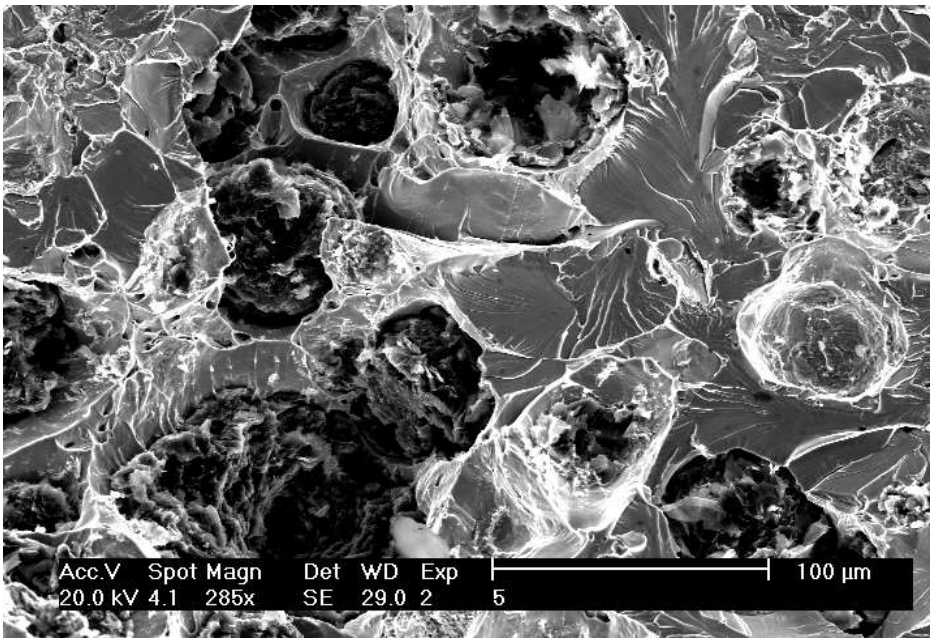


Figura 10.21: Campione in GS400, ingrandimento 285x.

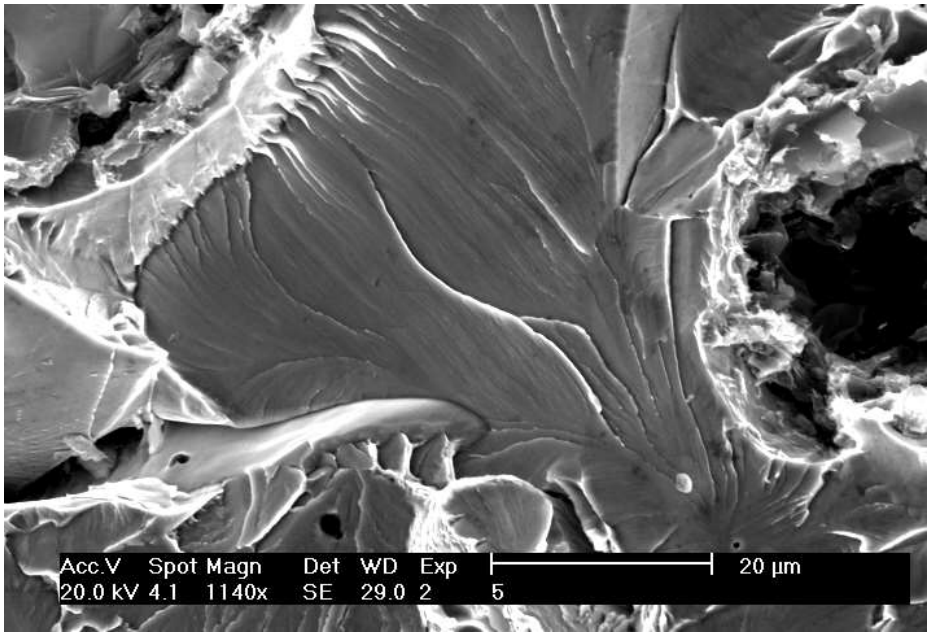


Figura 10.22: Campione in GS400, ingrandimento 1140x.

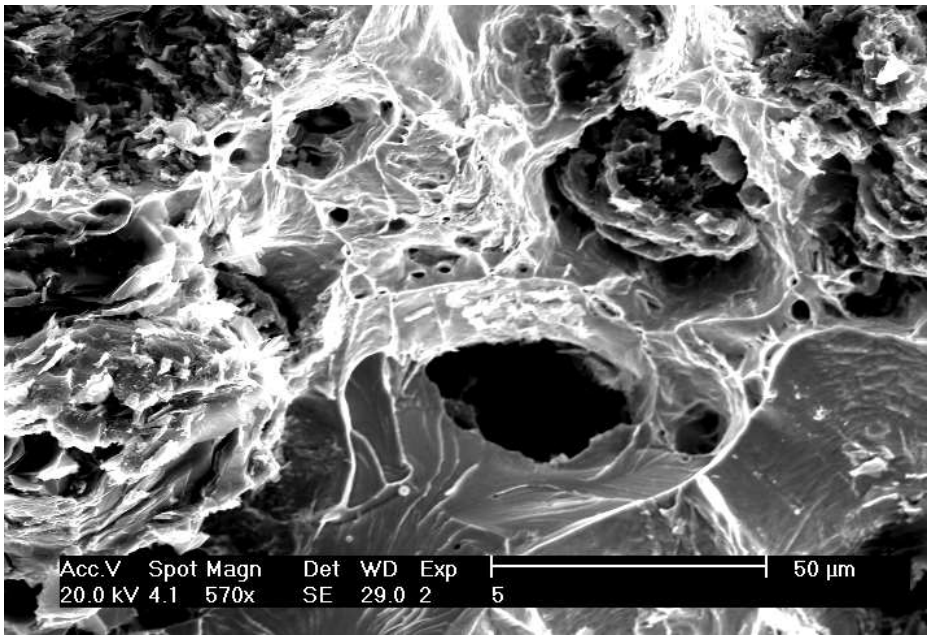


Figura 10.23: Campione in GS400, ingrandimento 570x.

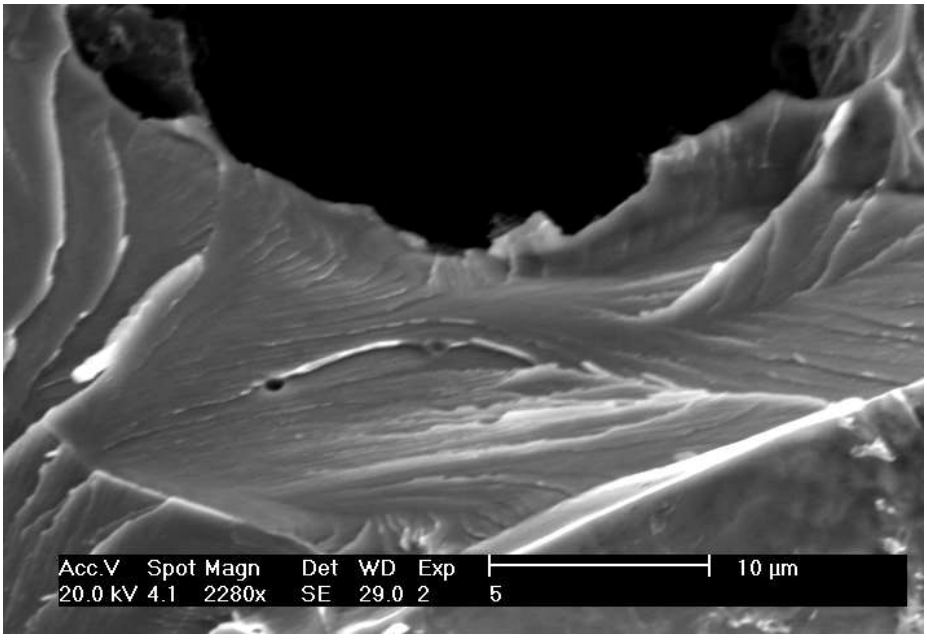


Figura 10.24: Campione in GS400, ingrandimento 2280x.

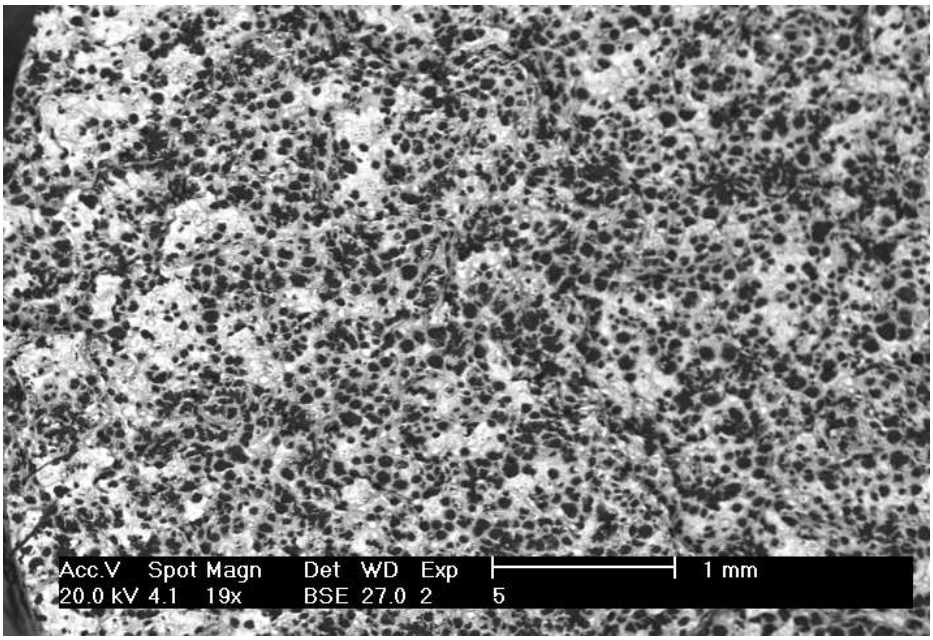


Figura 10.25: Campione in GS400, ingrandimento 19x.

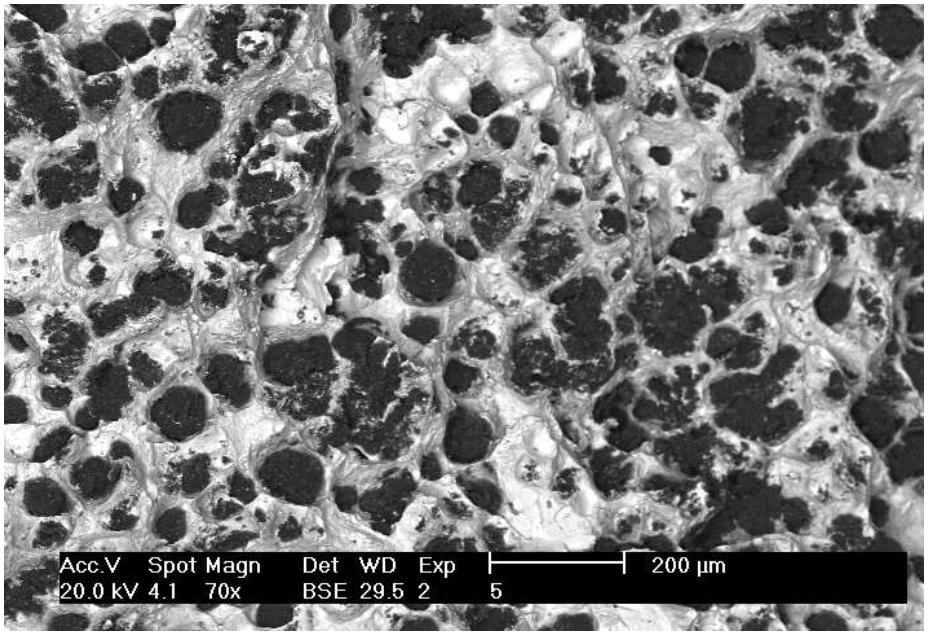


Figura 10.26: Campione in GS400, ingrandimento 70x. Immagine ottenuta con sonda BSE.

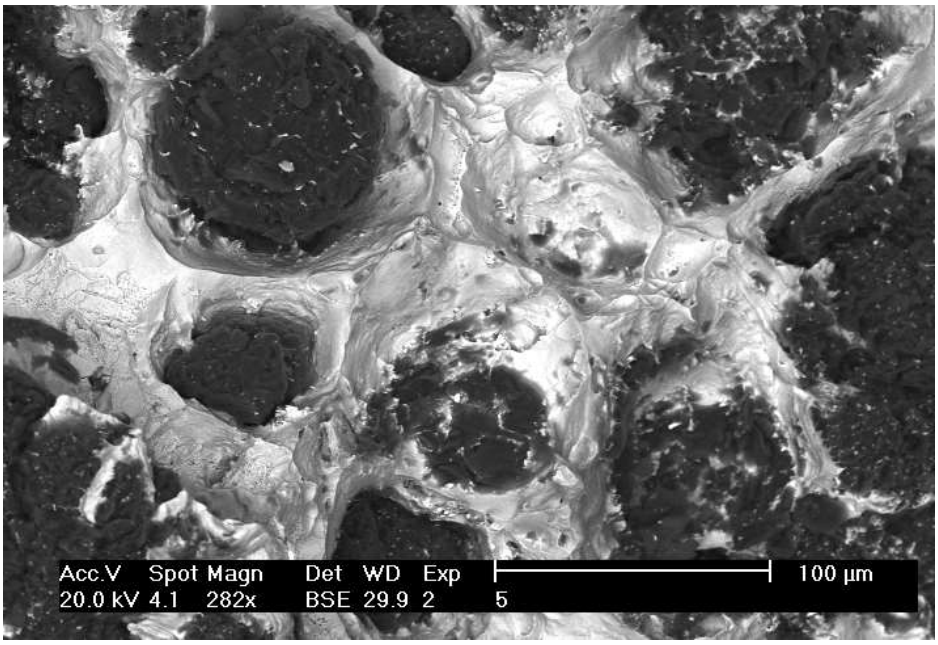


Figura 10.27: Campione in GS400, ingrandimento 70x. Immagine ottenuta con sonda BSE.

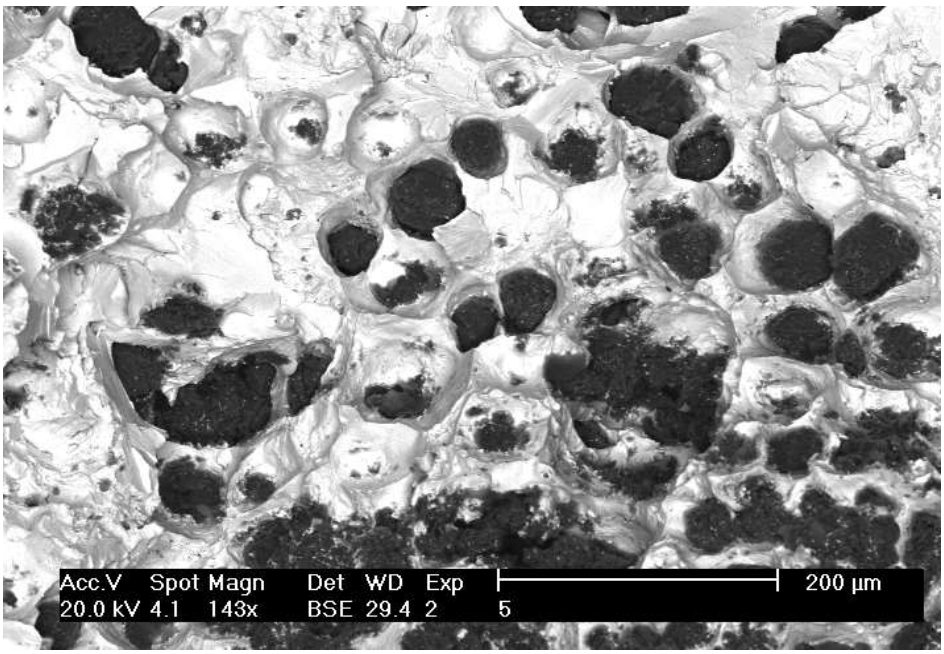


Figura 10.28: Campione in GS400, ingrandimento 143x. Immagine ottenuta con sonda BSE.

10.2.1 Osservazioni

Dall'analisi mediante SE si evince chiaramente che la frattura è prevalentemente di tipo duttile. Nella parte finale è di tipo misto: parte fragile per clivaggio e parte duttile per coalescenza di microvuoti. Si può dedurre come avevamo già supposto in seguito ad una prima analisi macro, che la frattura parte duttile e transita a fragile nella parte terminale quando la sezione resistente alla sollecitazione è notevolmente diminuita. Nelle figure 10.20 e 10.23 si osserva la presenza dei microvuoti caratteristici delle fratture duttili; nelle figure 10.24 e 10.22 si osservano chiaramente i gradini di clivaggio, misti a qualche microvuoti nella figura 10.22. Si può affermare inoltre che gli sferoidi rimangono inalterati durante l'innesco e la propagazione della frattura, come era prevedibile, visto che non costituiscono parte resistente del materiale (Rif. Figura 10.19,Figura 10.20).

Dalle immagini ottenute con gli elettroni retrodiffusi (BSE) (Figure 10.25, 10.26, 10.27, 10.28), si ottiene una distinzione tra la fase ferritica (zone chiare) e la fase perlitica indistinguibile da quella grafitica (zone scure) se non per la particolare conformazione dello sferoide. L'analisi conferma comunque quanto visto al microscopio ottico, cioè la predominanza nella matrice della fase ferritica.

10.3 Provini in ghisa compatta

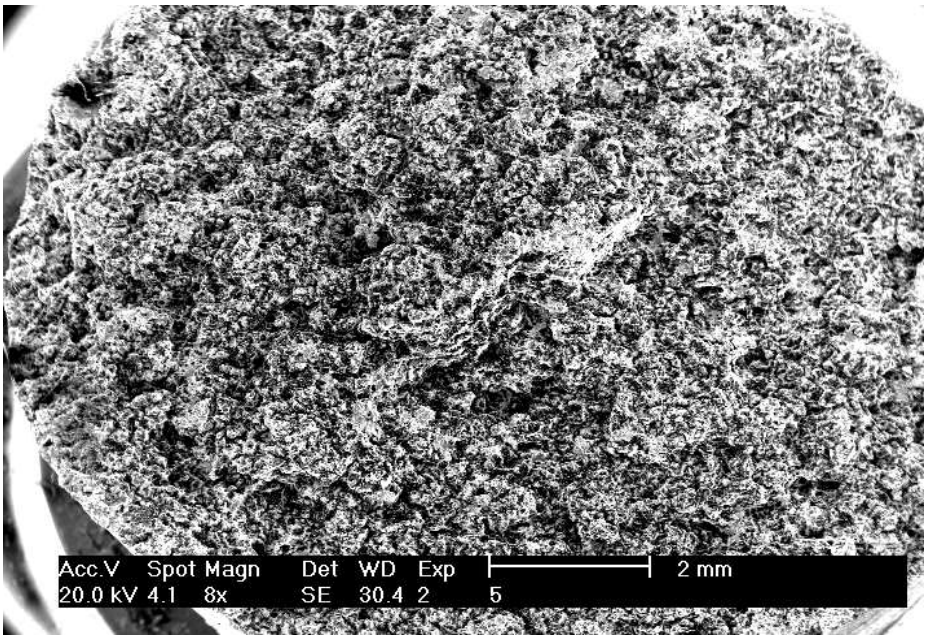


Figura 10.29: Campione in CGI, ingrandimento 8x.

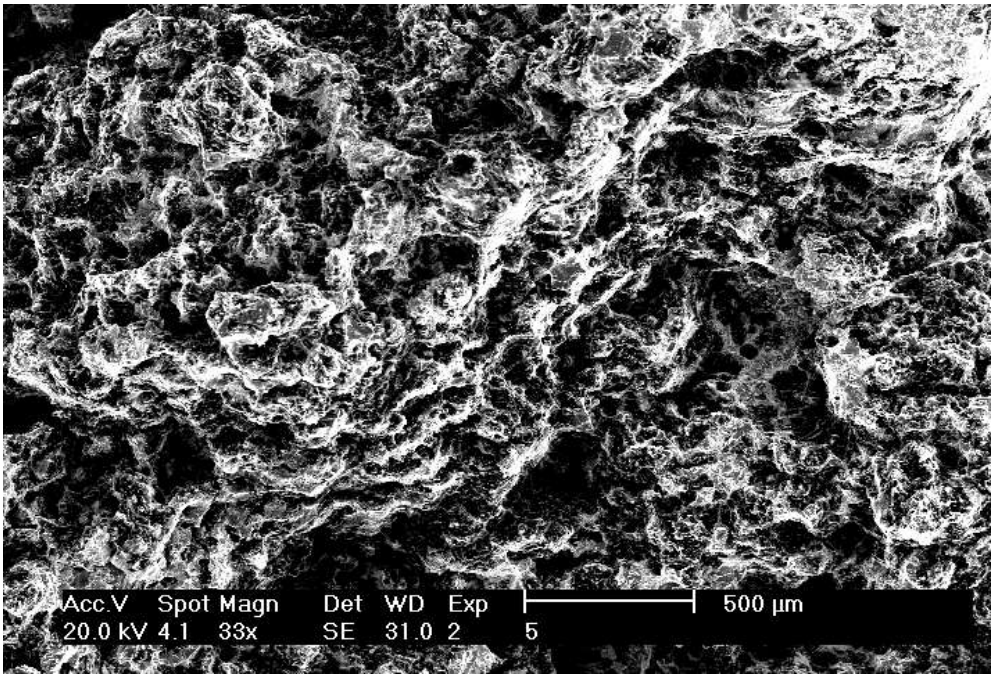


Figura 10.30: Campione in CGI, ingrandimento 33x.

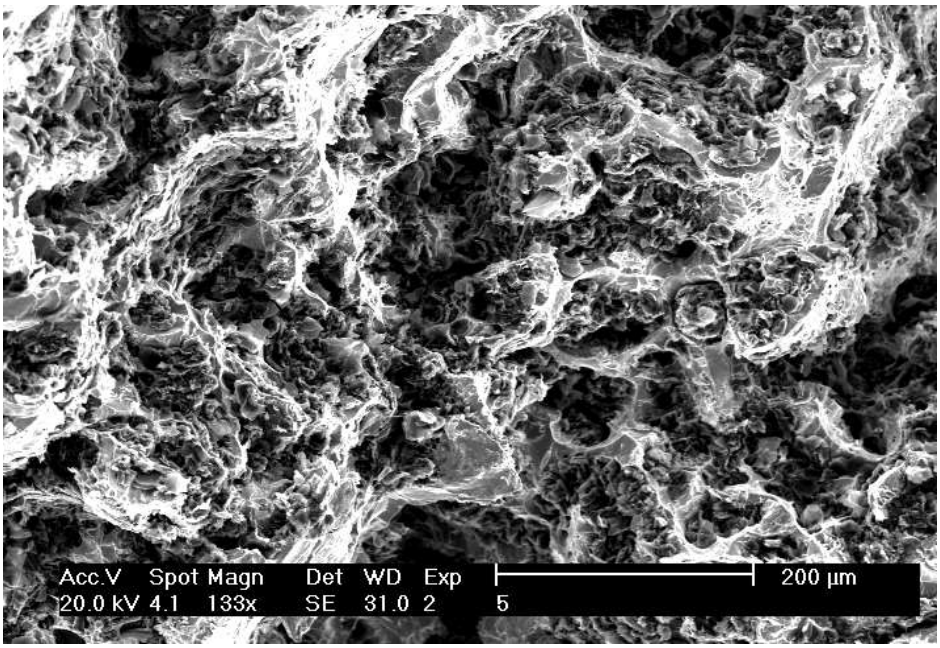


Figura 10.31: Campione in CGI, ingrandimento 133x.

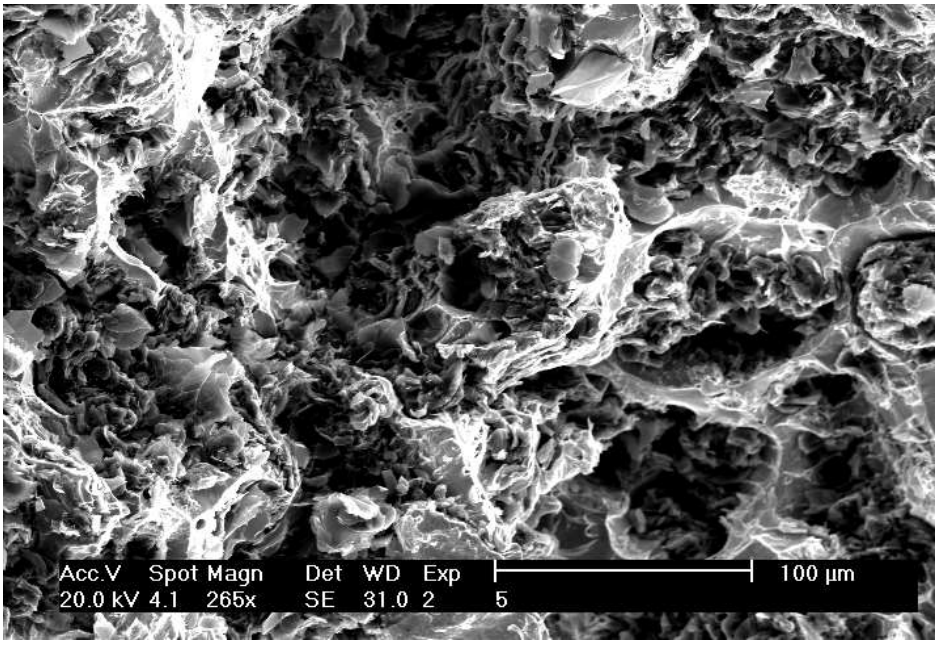


Figura 10.32: Campione in CGI, ingrandimento 265x.

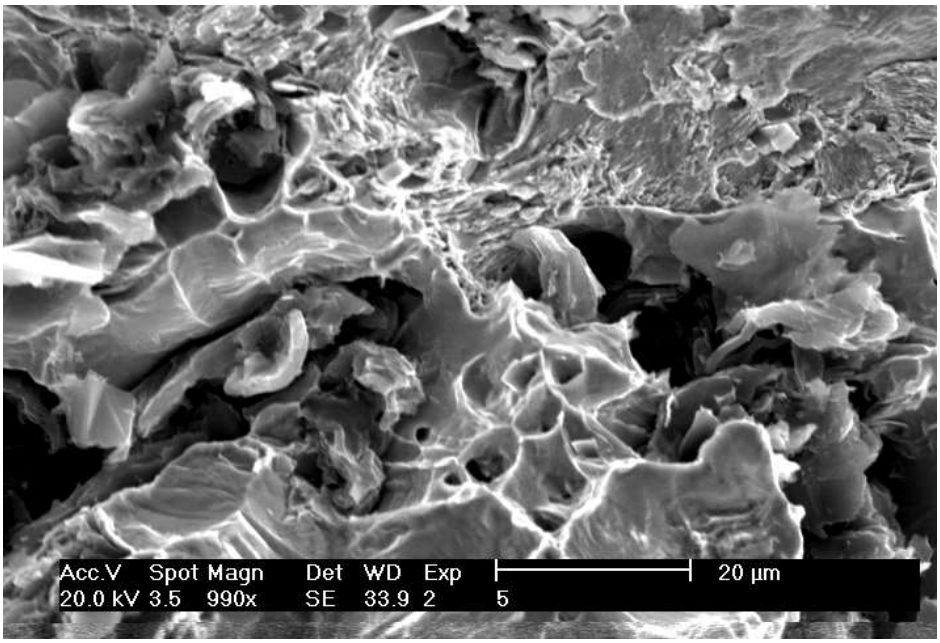


Figura 10.33: Campione in CGI, ingrandimento 990x.

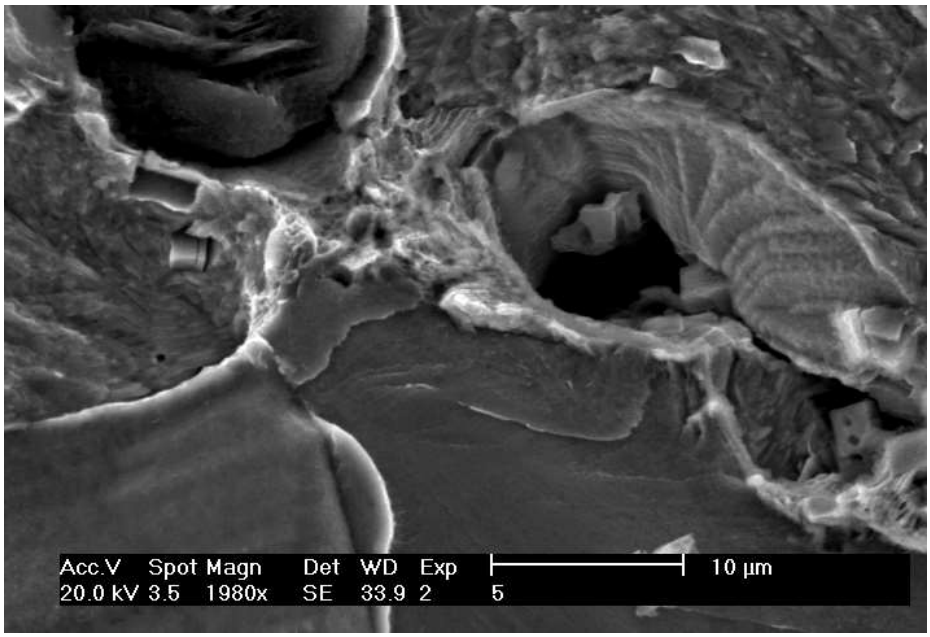


Figura 10.34: Campione in CGI, ingrandimento 1980x.

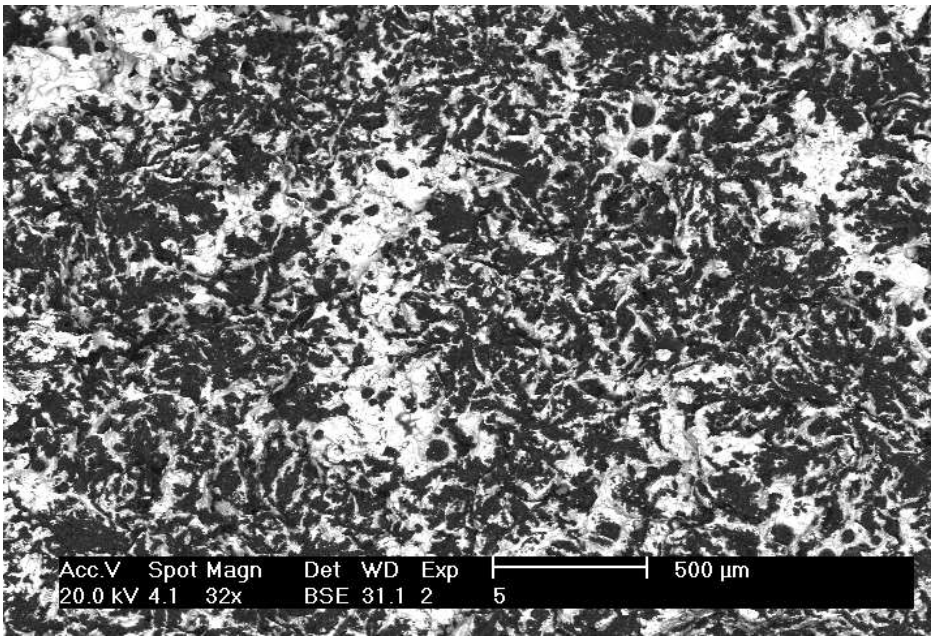


Figura 10.35: Campione in CGI, ingrandimento 32x. Immagine ottenuta con sonda BSE.

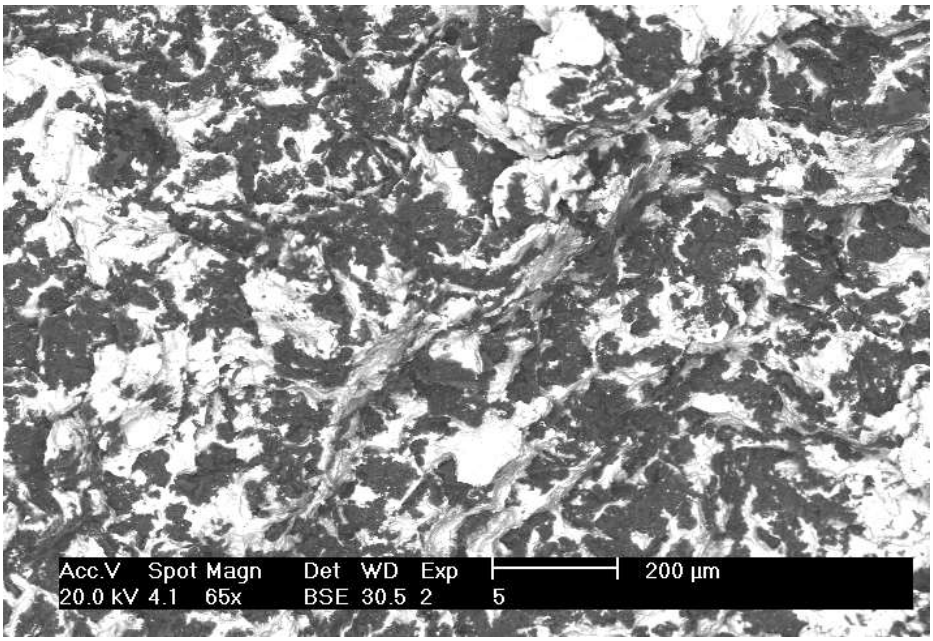


Figura 10.36: Campione in CGI, ingrandimento 65x. Immagine ottenuta con sonda BSE.

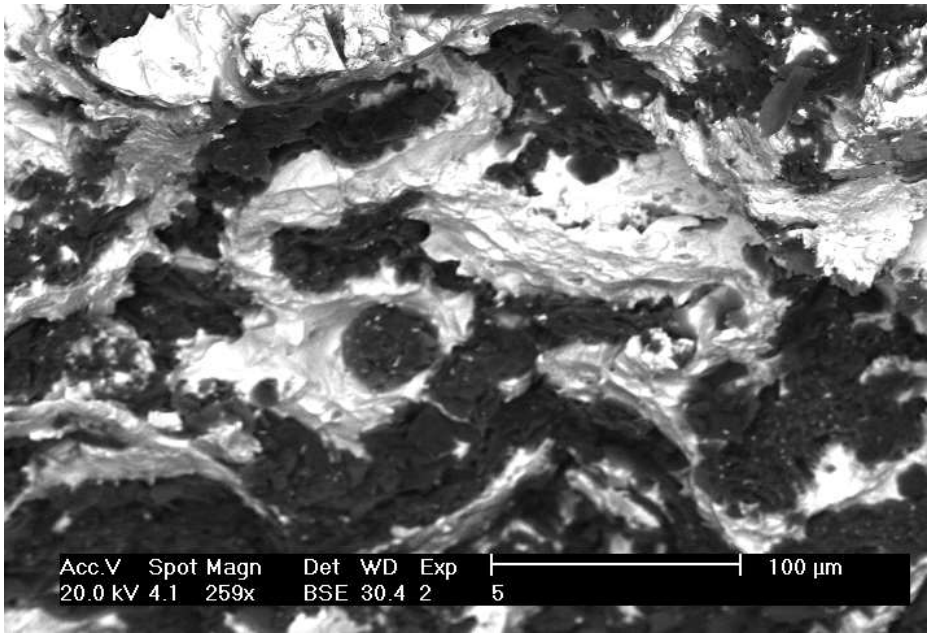


Figura 10.37: Campione in CGI, ingrandimento 259x. Immagine ottenuta con sonda BSE.

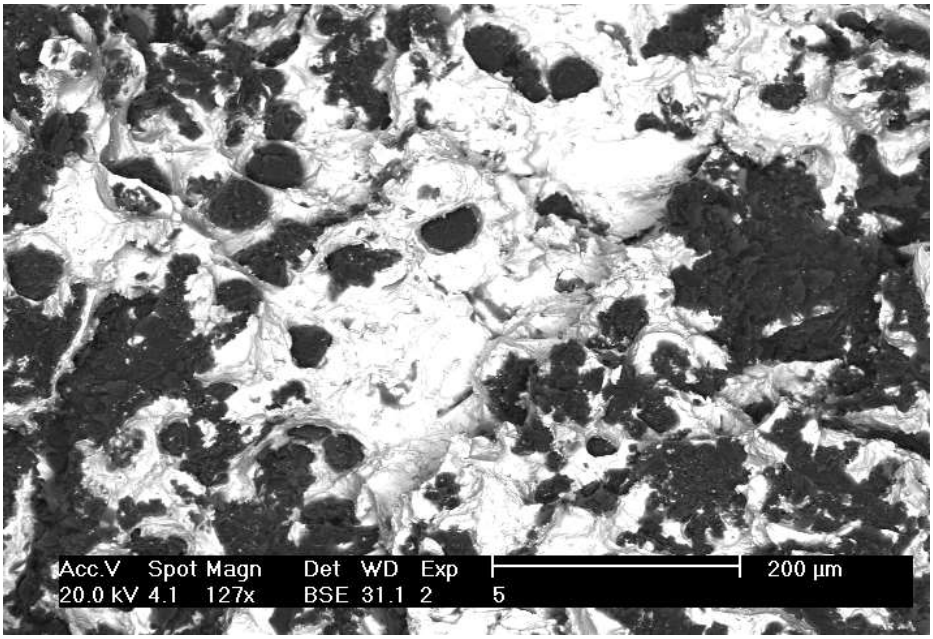


Figura 10.38: Campione in CGI, ingrandimento 127x. Immagine ottenuta con sonda BSE.

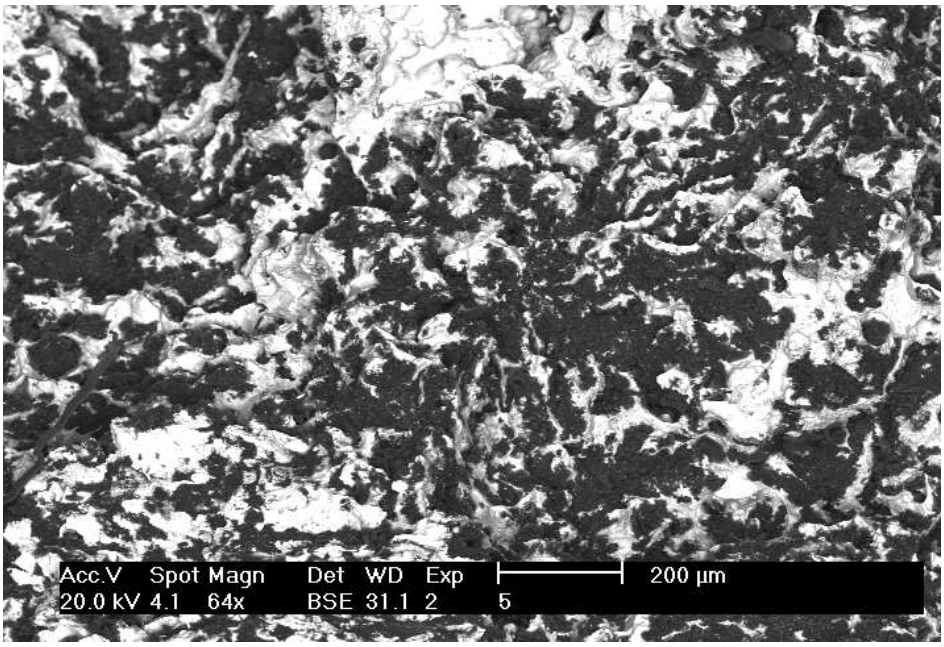


Figura 10.39: Campione in CGI, ingrandimento 64x. Immagine ottenuta con sonda BSE.

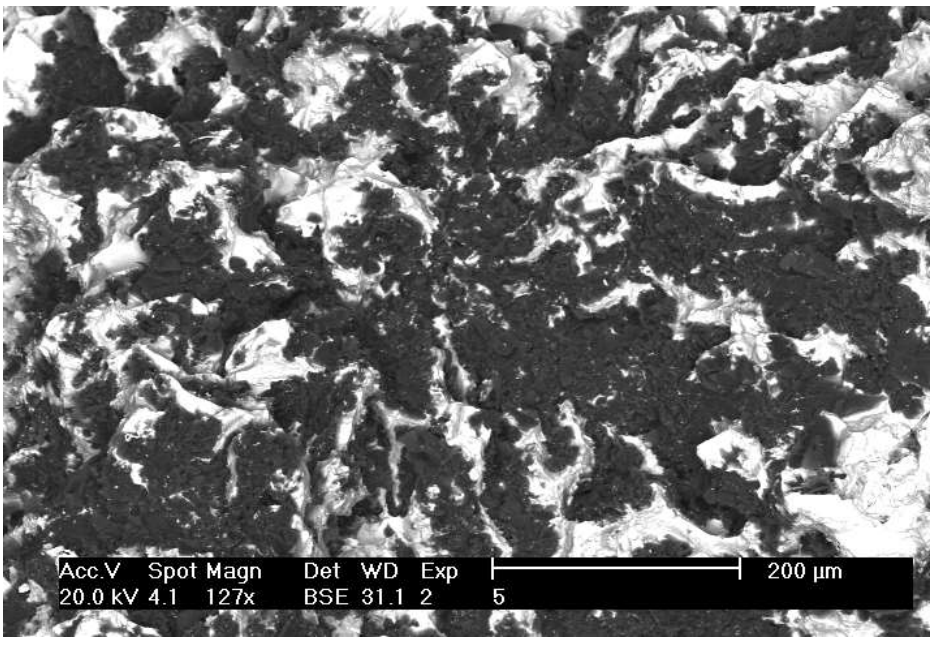


Figura 10.40: Campione in CGI, ingrandimento 127x. Immagine ottenuta con sonda BSE.

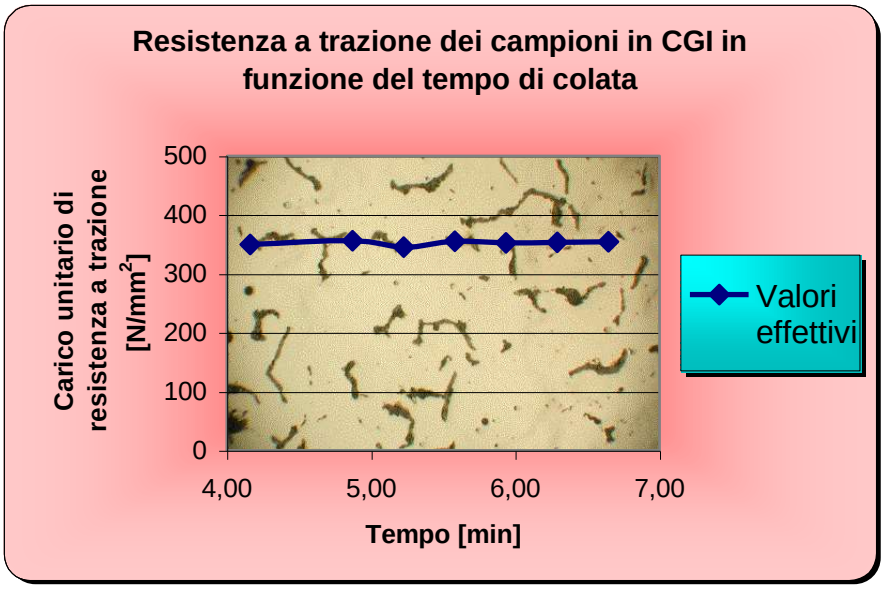
10.3.1 Osservazioni

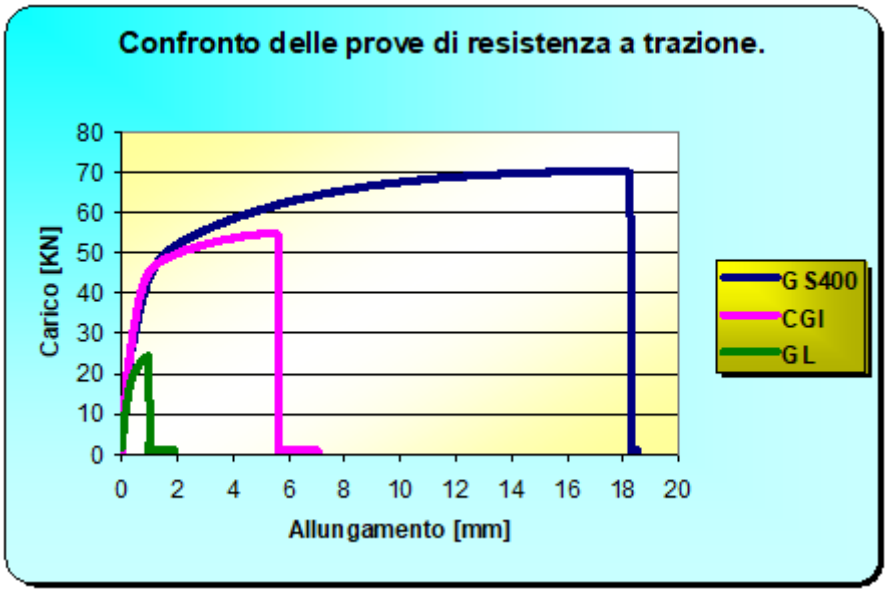
Dalle immagini ottenute con gli elettroni secondari (Figure 10.32, 10.33, 10.34) possiamo concludere che nel caso di ghise compatte la frattura è di tipo misto: parte duttile per coalescenza di microvuoti (figura 10.33) e parte fragile per clivaggio. Poiché a livello microscopico non si osservano zone diverse nella superficie di frattura, bensì una notevole uniformità, si può concludere che la frattura possiede numerosi punti d'innesco interni (dove si osservano i microvuoti) e da questi si propaga uniformemente per clivaggio. Anche in questo caso la fase grafitica rimane inalterata al propagarsi della frattura. Non essendo distinguibili le zone perlitiche e quelle composte da grafite, l'analisi con sonda BSE non ci consente di trarre informazioni aggiuntive sulla composizione della matrice anche se (Rif. Figura 10.35) si osserva una disomogeneità di questa come se l'effetto del titanio non fosse sentito in maniera uniforme in tutte le zone.

11 Conclusioni

Il lavoro di ricerca effettuato sulle ghise prodotte dalla ditta Fondar SpA di Ostra Vetere ci consente di affermare quanto segue:

- La ghisa compatta, oggetto primario di questo studio, presenta proprietà meccaniche e microstrutturali intermedie a quelle delle ghise sferoidali e lamellari; in particolare, la ghisa compatta analizzata ha mostrato la costanza delle proprietà meccaniche e microstrutturali al variare dei tempi di colata analizzati; il carico unitario di scostamento dalla proporzionalità 0,2% è molto simile a quello delle ghise sferoidali, mentre il carico unitario di rottura a trazione è inferiore del 20% (cfr. diagrammi Cap.7). L'analisi metallografia e le prove di microdurezza (cfr. capp. 8-9) ci permettono di affermare che la composizione della matrice metallica è prevalentemente a struttura ferritica con tracce di perlite, molto simile a quella della ghisa sferoidale qui analizzata. La morfologia di frattura è di tipo misto: parte duttile per coalescenza di microvuoti e parte fragile per clivaggio. Alla luce di quanto esposto, si può concludere che la ghisa compatta prodotta dalla Fondar SpA è classificabile come una ghisa grado 350 in conformità alla norma ASTM A842-85. Essendo questa la prima esperienza produttiva, il risultato ottenuto è notevole in quanto, tra le ghise compatte, la grado 350 si colloca in una posizione intermedia tra quelle contemplate nella norma.





- La ghisa sferoidale analizzata possiede buone proprietà meccaniche e microstrutturali, a patto di mantenere tempi di colata relativamente brevi; i campioni colati per primi hanno dato risultati migliori in termini di resistenza meccanica e microstruttura (morfologia grafitica) rispetto a quelli colati per ultimi (cfr. grafici cap.7). Possiamo concludere, alla luce dei risultati, che dopo dieci minuti dall'inoculazione con la lega contenente magnesio le proprietà della ghisa sferoidale cominciano a decadere a causa del progressivo degradarsi della grafite, la cui morfologia passa da sferoidale a vermiculare e successivamente a lamellare. Ciò è confermato anche dall'analisi chimica in cui si nota una progressiva diminuzione del tenore di magnesio residuo nel tempo (cfr. cap.6). La composizione della matrice metallica è anche in questo caso prevalentemente ferritica con tracce di perlite. Quasi tutti i campioni analizzati sono risultati conformi alle prescrizioni della norma UNI EN 1563 relativa alla produzione di getti in ghisa sferoidale.

- La ghisa lamellare analizzata, per quanto riguarda le proprietà meccaniche e la composizione microstrutturale, nonché il comportamento a frattura, ha dato risultati conformi a quanto ottenuto con la pratica industriale corrente.

Ulteriori sviluppi inerenti lo studio delle ghise compatte potrebbero essere ottenuti allungando i tempi di colata, fino a trovare il punto in cui si verifica il decadimento delle proprietà meccaniche e microstrutturali; tempi di colata dunque, e soprattutto analisi di conducibilità

termica, correlando i risultati ottenuti con forma, distribuzione e dimensioni della grafite. Future indagini potrebbero essere: l'analisi di resistenza a fatica meccanica e l'analisi di resistenza a fatica termica, che consentirebbero di caratterizzare ulteriormente la ghisa compatta.

Una volta definito poi con esattezza il campo d'impiego delle ghise compatte, si potranno individuare con maggior dettaglio le successive analisi da effettuare.

Per quanto riguarda le ghise sferoidali, migliorie al processo produttivo potrebbero essere apportate adottando la tecnologia d'inoculazione a filo animato che consente di effettuare un'inoculazione continua di magnesio. Il processo andrebbe comunque analizzato nel dettaglio al fine di ricavarne un'ottimizzazione effettiva. Tale sistema potrebbe inoltre essere adottato anche nella produzione di serie di ghise compatte con un criterio di controllo simile a quello messo a punto dalla compagnia "Sinter Cast".

12 Appendice

A.1 Norma ASTM A842-85

Ringraziamenti

Per il lavoro svolto in questa tesi, sento il dovere di ringraziare tutti quanti hanno contribuito in modo diretto e indiretto; in particolare il Prof. Enrico Quadrini che mi ha dato la possibilità di svolgere questo lavoro e mi ha messo a disposizione tutti i mezzi necessari. Un caloroso grazie all'Ing. Michele Marcantoni, per la sua disponibilità, e per i preziosi consigli datomi sia nelle fasi di sperimentazione sia nella redazione finale di questo lavoro. Ringraziamenti doverosi vanno al responsabile della produzione e della qualità Sig. Mancini Antonello e al titolare Dott. Mancini Matteo della Fondar SpA di Ostra Vetere (AN) per avermi messo a disposizione la struttura produttiva ed aver acconsentito ad ogni mia richiesta. Grazie agli addetti della Fondar, Graziano, Nando e Bruno per la cortese disponibilità. Un doveroso ringraziamento va ancora agli addetti della Modelleria G.R. snc di Ostra Vetere, nelle persone di Giancamilli Massimo, Renelli Vito, Lorenzini Bruno che hanno costruito il modello dei campioni ed hanno eseguito tutte le lavorazioni meccaniche necessarie. Un grazie doveroso all'Ing. Giovanni Ciccolini per le preziose consulenze di metallografia.

Essendo questo lavoro anche la conclusione della mia carriera universitaria, ringraziamenti calorosi vanno a quanti mi hanno sostenuto in questi anni. In particolare sento il dovere di ringraziare i miei genitori Vito e Vera che mi hanno sempre incoraggiato anche nei momenti più bui, mia sorella Lucia che talvolta è riuscita a trasmettermi la sua spensieratezza, la mia ragazza Catia alla quale devo davvero tanto per la pazienza infinita che ha avuto, specialmente in questi ultimi tempi, e perché in ogni caso mi è sempre stata vicina.

Infine non posso non citare i miei compagni di studio; Francesco con il quale ho preparato ben 14 esami e con il quale ho condiviso le più belle soddisfazioni universitarie, Mauro che oltre ad essere compagno di studio è stato anche prezioso consulente informatico in questi ultimi tempi, Simone e tutti coloro con i quali ho condiviso un'ora di studio o una pagina di appunti. A tutti grazie di vero cuore!

Indice delle figure

Figura 0.1 – Ghisa compatta senza attacco chimico. Ingrandimento 100x 4
Figura0.2 – Ghisa sferoidale senza attacco chimico. Ingrandimento 100x 4
Figura 0.3: Ghisa lamellare senza attacco chimico. Ingrandimento 100x 5
Figura 1.1: Diagramma Fe - C 1-2
Figura 1.2: forma della grafite 1-12
Figura 1.3: distribuzione della grafite 1-13
Figura 1.4: suddivisione delle diverse dimensioni delle particelle di grafite 1-14
Figura 1.5: Diagramma di Maurer 1-16
Figura 1.6: Struttura delle ghise in funzione del contenuto di C%, Si% e della velocità di raffreddamento 1-17
Figura 2.1: macrostruttura nella sezione di un lingotto 2-24
Figura 2.2: Distribuzione dei vari elementi nel fronte di solidificazione degli sferoidi di grafite 2-29
Figura 2.3: struttura dei cristalli di grafite con sequenza ABAB. La lunghezza AA' è di 0,146 nm 2-35
Figura 2.4: Crescita del gradino di dislocazione a vite che diviene una spirale 2-36
Figura 2.5: ramificazione di uno sferoide di grafite 2-36
Figura 3.1: Lamelle di grafite contenuta nella ghisa grigia. Ingrandimento 100x. 3-42
Figura 3.2: Morfologia grafitica di una ghisa compatta. Ingrandimento 100x 3-42
Figura 3.3: Morfologia grafitica di una ghisa sferoidale GS400. Ingrandimento 100x 3-42
Figura 3.4: Analisi al SEM della superficie di frattura di una ghisa lamellare. 3-43
Figura 3.5: Analisi al SEM della superficie di frattura di una ghisa compatta 3-43
Figura 3.6: Analisi al SEM della superficie di frattura di una ghisa sferoidale GS400. 3-44
Figura 3.7: Campo di stabilità della ghisa compatta in funzione del tenore di Mg 3-50
Figura 4.1: Conchiglia per provino in ghisa utilizzato nell'analisi chimica al quantometro. 4-52
Figura 4.2: Esempio di campioni analizzati al quantometro. 4-53
Figura 4.3: Provetta di trazione per ghisa sferoidale secondo la norma UNI EN 1563. 4-55
Figura 4.4: Schematizzazione del funzionamento del microscopio ottico. 4-57
Figura 4.5: Interazione del fascio elettronico incidente con gli atomi superficiali del campione [17] 4-62
Figura 4.6:Modalità di emissione dei raggi X da parte del nucleo atomico bombardato dagli elettroni. 4-64
Figura 4.7: Impronta Vickers 4-66
Figura 4.8: Schema di uno strumento per prove di microdurezza. 4-68
Figura 5.1: Saggi colati separatamente secondo la norma UNI EN 1563 5-69
Figura 5.2: Modello in legno per la realizzazione delle forme in Aschland 5-70
Figura 5.3: Forme in Aschland per la fusione dei campioni 5-70
Figura 5.4. Forme in Aschland per la fusione dei campioni 5-71
Figura 5.5: Certificato di analisi della lega sferoidizzante Sima 522. 5-72
Figura 5.6: Rappresentazione di una siviera con coperchio e pozzetto per lega 5-73
Figura 5.7: Apertura del forno rotativo e inizio della fase di spillamento 5-75
Figura 5.8: Fase di spillamento 5-75
Figura 5.9: Riempimento del forno di mantenimento. 5-76

Figura 5.10: Riempimento della siviera. 5-76
Figura 5.11: Riversamento della siviera nel crogiolo di fusione e inoculazione con SB5. ...5-77
Figura 5.12: Impianto automatico di colata.....5-77
Figura 5.13: Campioni in ghisa sferoidale GS400 ottenuti dalla fusione del 31-01-02 5-78
Figura 5.14: Certificato di analisi dell'inoculante per ghisa grigia Grafidin 64MZ. 5-79
Figura 5.15: Colata dei campioni in ghisa lamellare G 15. 5-79
Figura 5.16: Campioni G15 durante la solidificazione.....5-80
Figura 5.17: Certificato di analisi della lega Simaver 519 per ghise compatte. 5-81
Figura 5.18: Colata campioni in Ghisa compatta 5-81
Figura 5.19: Colata campioni in ghisa compatta 5-82
Figura 5.20: Raffreddamento dei campioni in ghisa compatta. 5-82
Figura 5.21: Campioni in ghisa compatta ottenuti dalla fusione del 15-05-2002 5-83
Figura 5.22. Lavorazione al tornio dei provini di trazione 5-84
Figura 5.23: Operazione di finitura dei provini al tornio (ø14mm, Lc=84mm). 5-84
Figura 5.24: Campioni pronti per la prova di trazione. 5-85
Figura 5.25: Macro dei campioni per la prova di trazione. 5-85
Figura 6.1: Classificazione dei campioni subito dopo la fusione 6-86
Figura 6.2: Campioni dopo la lavorazione e l'analisi al quantometro 6-87
Figura 6.3: Quantometro Baird a 16 elementi 6-87
Figura 6.4: Tenore di magnesio residuo in funzione della siviera e del tempo di colata. 6-91
Figura 6.5: Certificato di analisi campione in ghisa lamellare G15. 6-92
Figura 6.6: Certificato di analisi CGI ad inizio colata (dopo 3'49" dall'inoculazione). 6-93
Figura 6.7: Certificato di analisi CGI a fine colata (dopo 7'00" dall'inoculazione). 6-94
Figura 7.1: provino di trazione 7-95
Figura 7.2:Resistenza a trazione dei campioni in GS400. 7-103
Figura 7.3: Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità 0,2% dei campioni in GS400. 7-104
Figura 7.4: Valori di allungamento A% min. dei campioni in GS400. 7-104
Figura 7.5: Resistenza a trazione dei campioni in CGI. 7-105
Figura 7.6: Carico unitario di scostamento dalla proporzionalità 0,2% dei campioni in CGI. .7-105
Figura 7.7: Valori di allungamento A% min. dei campioni in CGI. 7-106
Figura 7.8: Resistenza a trazione dei campioni in GL. 7-106
Figura 7.9: Resistenza a trazione in funzione del tempo di colata dei campioni in GS400. 7-107
Figura 7.10: Resistenza a trazione dei campioni in CGI in funzione del tempo di colata. .7-107
Figura 8.1: Macro dei campioni usati per la prova di trazione. 8-109
Figura 8.2: Campione in GS400 (1/13) rotto in trazione. 8-109
Figura 8.3: Superficie di frattura del campione in GS400 - 1/13 8-110
Figura 8.4: Superficie di frattura del campione in GS400 - 2/12 8-110
Figura 8.5: Superficie di frattura del campione in CGI – 8. 8-110
Figura 8.6: Superficie di frattura del campione in GL 8-111
Figura 8.7: Campioni pronti per l'esame metallografico dopo l'attacco chimico. 8-112
Figura 8.8: Ghisa lamellare senza attacco chimico. Ingrandimento 50x 8-113
Figura 8.9: Ghisa lamellare senza attacco chimico. Ingrandimento 100x 8-113
Figura 8.10: Ghisa lamellare senza attacco chimico: Ingrandimento 450x. 8-113
Figura 8.11: Ghisa lamellare dopo attacco chimico con Nital 3%. Ingrandimento 100x....8-114
Figura 8.12: Ghisa lamellare dopo attacco chimico con Nital 3%. Ingrandimento 225x....8-114
Figura 8.13: Ghisa lamellare dopo attacco chimico con Nital 3%. Ingrandimento 450x....8-114
Figura 8.14: Ghisa lamellare dopo attacco chimico con Nital 3%. Ingrandimento 900x....8-115

Figura 8.15: Campione 1CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.....8-116
Figura 8.16: Campione 1CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.....8-116
Figura 8.17: Campione 1CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.....8-116
Figura 8.18: Campione 1CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x. ..8-117
Figura 8.19: Campione 1CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. ..8-117
Figura 8.20: Campione 1CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 900x. ..8-117
Figura 8.21: Campione 2CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.....8-118
Figura 8.22: Campione 2CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.....8-118
Figura 8.23: Campione 2CGI senza attacco chimico al bordo. Ingrandimento 225x. 8-118
Figura 8.24: Campione 2CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x. ..8-119
Figura 8.25: Campione 2CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 200x. ..8-119
Figura 8.26: Campione 3CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. ..8-119
Figura 8.27: Campione 3CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. ..8-120
Figura 8.28: Campione 4CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.....8-120
Figura 8.29: Campione 4CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.....8-120
Figura 8.30: Campione 4CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x. ..8-121
Figura 8.31: Campione 4CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 200x. ..8-121
Figura 8.32: Campione 5CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.....8-121
Figura 8.33: Campione 5CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.....8-122
Figura 8.34: Campione 5CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 450x.....8-122
Figura 8.35: Campione 5CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. ..8-122
Figura 8.36: Campione 5CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. ..8-123
Figura 8.37: Campione 6CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.....8-123
Figura 8.38: Campione 6CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.....8-123
Figura 8.39: Campione 6CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. ..8-124
Figura 8.40: Campione 6CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. ..8-124
Figura 8.41: Campione 6CGI dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x. 8-124
Figura 8.42: Campione 7CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.....8-125
Figura 8.43: Campione 7CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.....8-125
Figura 8.44: Campione 7CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. ..8-125
Figura 8.45: Campione 7CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. ..8-126
Figura 8.46: Campione 7CGI dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x. 8-126
Figura 8.47: Campione 7CGI dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 450x. 8-126
Figura 8.48: Campione 8CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.....8-127
Figura 8.49: Campione 8CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.....8-127
Figura 8.50: Campione 8CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 450x.....8-127
Figura 8.51: Campione 8CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. ..8-128
Figura 8.52: Campione 8CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. ..8-128
Figura 8.53: Campione 8CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. ..8-128
Figura 8.54: Campione 9CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.....8-129
Figura 8.55: Campione 9CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 100x.....8-129
Figura 8.56: Campione 9CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x. ..8-129
Figura 8.57: Campione 9CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. ..8-130
Figura 8.58: Campione 9CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. ..8-130
Figura 8.59: Campione 10CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 50x.....8-130
Figura 8.60: Campione 10CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 225x.....8-131
Figura 8.61: Campione 10CGI senza attacco chimico. Ingrandimento 450x.....8-131

Figura 8.62: Campione 10CGI dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-131
Figura 8.63: Campione 10CGI dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x. 8-132
Figura 8.64: Campione GS400 1/9 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x. 8-133
Figura 8.65: Campione GS400 1/9 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-133
Figura 8.66: Campione GS400 1/9 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-133
Figura 8.67: Campione GS400 1/9 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. 8-134
Figura 8.68: Campione GS400 2/9 senza attacco chimico al bordo. Ingrandimento 225x. 8-134
Figura 8.69: Campione GS400 2/9 senza attacco chimico al cuore. Ingrandimento 225x..8-134
Figura 8.70: Campione GS400 2/9 senza attacco chimico al cuore. Ingrandimento 450x..8-135
Figura 8.71: Campione GS400 2/9 senza attacco chimico. Ingrandimento 900x. 8-135
Figura 8.72: Campione GS400 2/9 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-135
Figura 8.73: Campione GS400 1/10 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-136
Figura 8.74: Campione GS400 1/10 senza attacco chimico. Ingrandimento 450x. 8-136
Figura 8.75: Campione GS400 1/10 senza attacco chimico. Ingrandimento 900x. 8-136
Figura 8.76: Campione GS400 1/10 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x. 8-137
Figura 8.77: Campione GS400 1/10 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-137
Figura 8.78: Campione GS400 2/10 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-137
Figura 8.79: Campione GS400 2/10 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-138
Figura 8.80: Campione GS400 2/10 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.....8-138
Figura 8.81: Campione GS400 1/11 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-138
Figura 8.82: Campione GS400 1/11 senza attacco chimico al bordo. Ingrandimento 225x. 8-139
Figura 8.83: Campione GS400 1/11 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.....8-139
Figura 8.84: Campione GS400 1/11 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-139
Figura 8.85: Campione GS400 1/11 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. 8-140
Figura 8.86: Campione GS400 2/11 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x. 8-140
Figura 8.87: Campione GS400 2/11 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-140
Figura 8.88: Campione GS400 2/11 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-141
Figura 8.89: Campione GS400 1/12 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-141
Figura 8.90: Campione GS400 1/12 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-141
Figura 8.91: Campione GS400 1/12 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-142
Figura 8.92: Campione GS400 1/12 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. 8-142
Figura 8.93: Campione GS400 2/12 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-142
Figura 8.94: Campione GS400 2/12 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-143
Figura 8.95: Campione GS400 2/12 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.....8-143

Figura 8.96: Campione GS400 2/12 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-143
Figura 8.97: Campione GS400 1/13 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-144
Figura 8.98: Campione GS400 1/13 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x. 8-144
Figura 8.99: Campione GS400 1/13 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-144
Figura 8.100: Campione GS400 1/13 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.....8-145
Figura 8.101: Campione GS400 1/13 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 450x.....8-145
Figura 8.102: Campione GS400 2/13 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-145
Figura 8.103: Campione GS400 2/13 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-146
Figura 8.104: Campione GS400 2/13 senza attacco chimico al bordo. Ingrandimento 225x. ..8-146
Figura 8.105: Campione GS400 2/13 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-146
Figura 8.106: Campione GS400 2/13 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.....8-147
Figura 8.107: Campione GS400 1/14 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-147
Figura 8.108: Campione GS400 1/14 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-147
Figura 8.109: Campione GS400 1/14 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-148
Figura 8.110: Campione GS400 1/14 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x.....8-148
Figura 8.111: Campione GS400 2/14 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x. 8-148
Figura 8.112: Campione GS400 2/14 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-149
Figura 8.113: Campione GS400 2/14 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-149
Figura 8.114: Campione GS400 2/14 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. 8-149
Figura 8.115: Campione GS400 1/15 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x. 8-150
Figura 8.116: Campione GS400 1/15 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-150
Figura 8.117: Campione GS400 1/15 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x. 8-150
Figura 8.118: Campione GS400 1/15 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 200x. 8-151
Figura 8.119: Campione GS400 2/15 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-151
Figura 8.120: Campione GS400 2/15 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 100x. 8-151
Figura 8.121: Campione GS400 2/15 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-152
Figura 8.122: Campione GS400 1/16 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-152
Figura 8.123: Campione GS400 1/16 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-152
Figura 8.124: Campione GS400 1/16 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. 8-153
Figura 8.125: Campione GS400 1/16 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 450x.....8-153
Figura 8.126: Campione GS400 2/16 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x. 8-153

Figura 8.127: Campione GS400 2/16 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-154
Figura 8.128: Campione GS400 1/17 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-154
Figura 8.129: Campione GS400 1/17 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-154
Figura 8.130: Campione GS400 1/17 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-155
Figura 8.131: Campione GS400 1/17 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x. 8-155
Figura 8.132: Campione GS400 2/17 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-155
Figura 8.133: Campione GS400 2/17 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-156
Figura 8.134: Campione GS400 2/17 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x. 8-156
Figura 8.135: Campione GS400 2/17 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. 8-156
Figura 8.136: Campione GS400 1/18 senza attacco chimico. Ingrandimento 100x. 8-157
Figura 8.137: Campione GS400 1/18 senza attacco chimico. Ingrandimento 225x. 8-157
Figura 8.138: Campione GS400 1/18 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-157
Figura 8.139: Campione GS400 1/18 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 450x. 8-158
Figura 8.140: Campione GS400 2/18 senza attacco chimico. Ingrandimento 50x. 8-158
Figura 8.141: Campione GS400 2/18 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-158
Figura 8.142: Campione GS400 2/18 dopo attacco chimico con nital 3% al bordo. Ingrandimento 225x. 8-159
Figura 8.143: Campione GS400 2/18 dopo attacco chimico con nital 3%. Ingrandimento 225x. 8-159
Figura 9.1: Microdurometro. 9-160
Figura 9.2: Impronta Vickers irregolare su fondo ferritico con tracce di grafite. Campione GL. Ingrandimento 900x. 9-162
Figura 9.3: Impronta Vickers regolare su fondo di perlite fine. Campione GL. Ingrandimento 900x. 9-162
Figura 9.4: Impronta Vickers su fondo ferritico. Campione 7CGI. Ingrandimento 900x. ..9-164
Figura 9.5: Impronta Vickers su perlite fine. Campione 7CGI. Ingrandimento 900x. 9-164
Figura 9.6: Impronta Vickers su fondo ferritico. Campione 2/10. Ingrandimento 900x. 9-166
Figura 9.7: Impronta Vickers su perlite fine. Campione 2/10. Ingrandimento 900x. 9-166
Figura 10.1: Superfici di frattura rispettivamente dei campioni in GL, CGI, GS400. 10-167
Figura 10.2: Immagine al SEM e al microscopio ottico di una ghisa compatta. Ingrandimento ottico 100x. 10-168
Figura 10.3: Immagine al SEM e al microscopio ottico di una ghisa sferoidale. Ingrandimento ottico 100x. 10-168
Figura 10.4: Immagine al SEM e al microscopio ottico di una ghisa lamellare. Ingrandimento ottico 100x. 10-168
Figura 10.5: Campione in GL ingrandimento 8x. 10-169
Figura 10.6: Campione in GL, ingrandimento 134x. 10-169
Figura 10.7: Campione in GL, ingrandimento 67x. 10-170
Figura 10.8: Campione in GL, ingrandimento 33x. 10-170
Figura 10.9: Campione in GL, ingrandimento 133x. 10-171
Figura 10.10: Campione in GL, ingrandimento 266x. 10-171

Figura 10.11: Campione in GL, ingrandimento 531x. 10-172
Figura 10.12: Campione in GL, ingrandimento 33x. 10-172
Figura 10.13: Campione in GL, ingrandimento 133x. 10-173
Figura 10.14: Campione in GL, ingrandimento 531x. 10-173
Figura 10.15: Campione in GL, ingrandimento 1063x. 10-174
Figura 10.16: Campione in GL, ingrandimento 266x. 10-174
Figura 10.17: Campione in GS400, ingrandimento 9x.....10-176
Figura 10.18: Campione in GS400, ingrandimento 34x.....10-176
Figura 10.19: Campione in GS400, ingrandimento 136x.....10-177
Figura 10.20: Campione in GS400, ingrandimento 544x.....10-177
Figura 10.21: Campione in GS400, ingrandimento 285x.....10-178
Figura 10.22: Campione in GS400, ingrandimento 1140x.....10-178
Figura 10.23: Campione in GS400, ingrandimento 570x.....10-179
Figura 10.24: Campione in GS400, ingrandimento 2280x.....10-179
Figura 10.25: Campione in GS400, ingrandimento 19x.....10-180
Figura 10.26: Campione in GS400, ingrandimento 70x. Immagine ottenuta con sonda BSE. 10-180
Figura 10.27: Campione in GS400, ingrandimento 70x. Immagine ottenuta con sonda BSE. 10-181
Figura 10.28: Campione in GS400, ingrandimento 143x. Immagine ottenuta con sonda BSE. 10-181
Figura 10.29: Campione in CGI, ingrandimento 8x.....10-183
Figura 10.30: Campione in CGI, ingrandimento 33x.....10-183
Figura 10.31: Campione in CGI, ingrandimento 133x.....10-184
Figura 10.32: Campione in CGI, ingrandimento 265x.....10-184
Figura 10.33: Campione in CGI, ingrandimento 990x.....10-185
Figura 10.34: Campione in CGI, ingrandimento 1980x.....10-185
Figura 10.35: Campione in CGI, ingrandimento 32x. Immagine ottenuta con sonda BSE. ...10-186
Figura 10.36: Campione in CGI, ingrandimento 65x. Immagine ottenuta con sonda BSE. ...10-186
Figura 10.37: Campione in CGI, ingrandimento 259x. Immagine ottenuta con sonda BSE. .10-187
Figura 10.38: Campione in CGI, ingrandimento 127x. Immagine ottenuta con sonda BSE. .10-187
Figura 10.39: Campione in CGI, ingrandimento 64x. Immagine ottenuta con sonda BSE. ...10-188
Figura 10.40: Campione in CGI, ingrandimento 127x. Immagine ottenuta con sonda BSE. .10-188

Bibliografia

1. W. NICODEMI, Metallurgia, Masson Italia editore
2. E. QUADRINI, Lezioni di tecnologie metallurgiche, Clua edizioni Ancona
3. AUTORI VARI, La metallurgia delle ghise VOL. 2° - 3° , Assofond
4. AUTORI VARI, Corso seminariale di metallurgia, Cassino 20-23 febbraio 2001
5. AUTORI VARI, XXV Congresso di fonderia, Sorrento 19-21 ottobre 2000
6. NORMA UNI EN ISO 945:1995/EC:2000
7. NORMA UNI EN 1563 :1998 Getti di ghisa a grafite sferoidale.
8. NORMA UNI EN 10002 – Parte 1° Prova di trazione, Metodo di prova.
9. NORMA ASTM A842-85 (revisione 1997).
10. P.APPENDINO, M.FIDECKI, M.MONTORSI, E.QUADRINI, Grafitizzazione in presenza di antimonio di ghise sferoidali elaborate con leghe contenenti cerio, La fonderia Italiana n.10 – 1982.
11. DR. STEVE DAWSON, Compacted Graphite iron: Mechanicak and phisical properties for Engine Design, SinterCast Ltd.
12. DR. STEVE DAWSON, Process control for the production of Compacted Graphite iron, SinterCast Ltd.
13. PERUCCI PAOLO, Tesi di laurea. Università degli studi di Ancona A.A.2000/2001
14. E. QUADRINI, Atlante frattografico delle leghe metalliche, Cusl.
15. GIANNI PIVETTI , Atlante metallografico delle ghise, Edimet.
16. SINTER CAST COMPANY INFO, Mechanical Properties of Cast Irons, Sinter Cast AB (publ).
17. FIORELLA MORONI, Tesi di laurea, Università degli studi di Ancona A.A.1999/00