

Università degli Studi di Padova



Facoltà di Ingegneria

Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali

Corso di Laurea in Ingegneria Meccanica

OTTIMIZZAZIONE DEL TRATTAMENTO TERMICO DI UN ACCIAIO X200Cr18

Relatore: Ch.mo Prof. Alberto Tiziani

Laureando: Nicola Caoduro

Matricola n.: 596870

Anno Accademico 2010-2011

A mamma, papà,
Andrea e Giulia.

Indice

SOMMARIO	1
RINGRAZIAMENTI	1
INTRODUZIONE.....	1
1. CAPITOLO	3
 LEGHE FE-C	3
1.1 Generalità	3
1.2 Il diagramma Fe-C.....	3
1.2.1 Le forme allotropiche del ferro.....	5
1.2.2 Punti critici, fasi e costituenti microstrutturali.....	6
1.2.3 Classificazione delle leghe Fe-C	8
1.3 Effetto degli elementi leganti.....	8
1.4 L'acciaio	11
1.4.1 Classificazione degli acciai	11
1.5 La ghisa	13
1.5.1 Classificazione delle ghise	13
1.6 Lega X200Cr18	14
1.6.1 Funzioni del cromo.....	15
2. CAPITOLO	17
 TRATTAMENTI TERMICI	17
2.1 Premessa	17
2.2 Curve TTT e CCT	18
2.2.1 La trasformazione perlitica.....	20
2.2.2 La trasformazione bainitica	20
2.2.3 La trasformazione martensitica	21
2.2.4 Fattori che influenzano le curve TTT e CCT.....	22
2.3 La tempra di durezza	23
2.3.1 Ciclo termico e temprabilità	23
2.3.2 Liquidi di tempra.....	24
2.3.3 Tensioni residue ed austenite residua	26
2.4 Il rinvenimento	26
2.4.1 Il ciclo termico	27
2.5 Trattamento termico della lega X200Cr18	28
2.5.1 Curve TTT per leghe analoghe a quella in oggetto.....	28
2.5.2 Microstrutture e durezza attese.....	31

3. CAPITOLO	33
“SAFAS S.P.A.” E IL PROCESSO DI PRODUZIONE DELLE SFERE DI ACCIAIO X200Cr18	33
3.1 Il processo di produzione delle sfere	33
3.1.1 Procedimento fusorio	33
3.1.2 Stampi e terre da fonderia.....	36
3.1.3 Il processo di colata.....	37
3.2 Distaffatura dei pezzi.....	37
4. CAPITOLO	39
PROVE DI LABORATORIO	39
4.1 Modalità di trattamento termico	39
4.2 Taglio delle sfere	41
4.2.1 Inglobatura	43
4.2.2 Lucidatura	44
4.2.3 Attacco chimico.....	44
4.3 Prove di durezza	45
4.4 Analisi micrografiche e macrografiche.....	45
4.5 Analisi diffrattometrica ai raggi X.....	46
4.6 Analisi chimica	47
5. CAPITOLO	49
RISULTATI DELLE PROVE DI LABORATORIO	49
5.1 Premessa.....	49
5.2 Sfera A.....	50
5.2.1 Micrografie e Analisi d’immagine	50
5.2.2 Durezze e Microdurezze.....	51
5.2.3 Analisi diffrattometrica	52
5.3 Sfera B	53
5.3.1 Micrografie e Analisi d’immagine	53
5.3.2 Durezze e Microdurezze.....	54
5.3.3 Analisi diffrattometrica	55
5.4 Sfera C.....	56
5.4.1 Micrografie e Analisi d’immagine	56
5.4.2 Durezze e Microdurezze.....	57
5.4.3 Analisi diffrattometrica	57
5.5 Sfera D.....	58
5.5.1 Micrografie e Analisi d’immagine	58
5.5.2 Durezze e Microdurezze.....	59
5.5.3 Analisi diffrattometrica	59
5.6 Campione T2A	60
5.6.1 Micrografie e Analisi d’immagine	60
5.6.2 Durezze e Microdurezze.....	61
5.6.3 Analisi diffrattometrica	61
5.7 Campione T2B.....	62
5.7.1 Micrografie e Analisi d’immagine	62
5.7.2 Durezze e Microdurezze.....	63
5.7.3 Analisi diffrattometrica	63
5.8 Campione T3A	64
5.8.1 Micrografie e Analisi d’immagine	64

5.8.2	Durezze e Microdurezze.....	65
5.8.3	Analisi diffrattometrica	65
5.9	Campione T4A	66
5.9.1	Micrografie e Analisi d'immagine	66
5.9.2	Durezze e Microdurezze.....	67
5.10	Campione T6A	68
5.10.1	Micrografie e Analisi d'immagine	68
5.10.2	Durezze e Microdurezze.....	69
5.11	Campione T7A	70
5.11.1	Micrografie e Analisi d'immagine	70
5.11.2	Durezze e Microdurezze.....	71
5.11.3	Analisi diffrattometrica	71
5.12	Campione T8A	72
5.12.1	Micrografie e Analisi d'immagine	72
5.12.2	Durezze e Microdurezze.....	73
5.12.3	Analisi diffrattometrica	73
5.13	Osservazioni preliminari.....	74
5.14	Sfera OL	75
5.14.1	Micrografie e Analisi d'immagine	75
5.14.2	Durezze e Microdurezze.....	76
5.14.3	Analisi diffrattometrica	76
5.15	Sfera OL1	77
5.15.1	Micrografie e Analisi d'immagine	77
5.15.2	Durezze e Microdurezze.....	78
5.15.3	Analisi diffrattometrica	79
5.16	Sfera A1.....	80
5.16.1	Micrografie e Analisi d'immagine	80
5.16.2	Durezze e Microdurezze.....	81
5.17	Sfera OL3	83
5.17.1	Micrografie e Analisi d'immagine	83
5.17.2	Durezze e Microdurezze.....	84
5.17.3	Analisi diffrattometrica	85
5.18	Sfera A3.....	86
5.18.1	Micrografie e Analisi d'immagine	86
5.18.2	Durezze e Microdurezze.....	87
5.19	Sfera OL1D	88
5.19.1	Micrografie e Analisi d'immagine	88
5.19.2	Durezze e Microdurezze.....	89
5.19.3	Analisi diffrattometrica	89
5.20	Sfera A1D.....	90
5.20.1	Micrografie e Analisi d'immagine	90
5.20.2	Durezze e Microdurezze.....	91
5.21	Campione OL1RA.....	92
5.21.1	Micrografie e Analisi d'immagine	92
5.21.2	Durezze e Microdurezze.....	93
5.21.3	Analisi diffrattometrica	93
5.22	Sfera OL1RB	94
5.22.1	Micrografie e Analisi d'immagine	94
5.22.2	Durezze e Microdurezze.....	95
5.22.3	Analisi diffrattometrica	95
5.23	Sfera Q1R.....	96
5.23.1	Micrografie e Analisi d'immagine	96
5.23.2	Durezze	97
5.23.3	Analisi diffrattometrica	97
5.24	Osservazioni intermedie	98
5.25	Sfera 1E.....	99
5.25.1	Micrografie e Analisi d'immagine	99
5.25.2	Durezze	100
5.25.3	Analisi diffrattometrica	100
5.26	Sfera 1D.....	101
5.26.1	Micrografie e Analisi d'immagine	101
5.26.2	Durezze	102

5.26.3	Analisi diffrattometrica	102
5.27	Sfera 9E	103
5.27.1	Micrografie e Analisi d'immagine	103
5.27.2	Durezze	104
5.27.3	Analisi diffrattometrica	104
5.28	Sfera 9D.....	105
5.28.1	Micrografie e Analisi d'immagine	105
5.28.2	Durezze	106
5.28.3	Analisi diffrattometrica	106
5.29	Riepilogo e discussione dei risultati	107
5.29.1	Micrografie e Analisi d'immagine	108
5.29.2	Durezze e Microdurezze.....	108
5.29.3	Analisi diffrattometrica	110
CONCLUSIONE		111
BIBLIOGRAFIA		113

SOMMARIO

Il lavoro svolto in questa tesi è basato sull'esigenza tecnica di un'azienda, la "Safas S.p.A." con sede a Tavernelle di Altavilla Vicentina (VI), di ottimizzare il ciclo di trattamento termico da effettuare su dei componenti (sfere del diametro di 90 mm) da loro prodotti con la lega X200Cr18.

Attraverso la collaborazione tra l'impresa e il Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali dell'Università di Padova si è proceduto allo studio del problema e allo svolgimento di prove ed analisi di laboratorio per individuare il trattamento adeguato a garantire le caratteristiche tecniche da loro richieste.

RINGRAZIAMENTI

Desidero ringraziare il Prof. A. Tiziani per avermi concesso la possibilità di svolgere un lavoro così interessante, che mi ha permesso di mettere in pratica gli studi fatti durante questi tre anni di carriera universitaria su un'esigenza concreta di un'azienda esterna e per la disponibilità con cui ha sempre seguito il lavoro, dall'inizio delle prove di laboratorio sino alla fine della stesura della tesi.

Voglio, inoltre, ringraziare i tecnici dei laboratori di Metallurgia G. Mazzacavallo e l'Ing. E. Della Rovere per la disponibilità e l'aiuto che mi hanno sempre offerto durante il periodo di lavoro in laboratorio.

Ringrazio l'Ing. G. Benetti e l'Ing. D. Dalla Motta della Safas S.p.A. per il coinvolgimento, la disponibilità e la gentilezza dimostratami durante lo svolgimento del lavoro.

Un ringraziamento doveroso va a tutta la mia famiglia e alla mia fidanzata Giulia per la l'affetto, la vicinanza e l'appoggio che mi hanno sempre dimostrato durante il cammino universitario e non solo.

INTRODUZIONE

Il presente lavoro è stato svolto nell'ambito di una collaborazione tra il Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali dell'Università di Padova e la Safas S.p.A., noto gruppo industriale, con sede ad Tavernelle di Altavilla Vicentina (VI), leader nella produzione per colata in forma di acciai e ghise. Lo scopo della ricerca è stato quello di individuare il trattamento termico più adeguato per trattare sfere del diametro di 90 mm prodotte con la lega X200Cr18 mediante colata in forma di terra da fonderia, utilizzate come organi macinanti in "mulini a palle" per la produzione di cemento. I pezzi essendo quindi sottoposti ad un impiego gravoso, a continui urti e sfregamenti, richiedono un'elevata durezza che ne garantisca una sufficiente durata ed, allo stesso tempo, una buona tenacità per non danneggiarsi in maniera fragile in seguito agli urti. Attualmente queste sfere vengono trattate in grossi lotti con un ciclo molto lungo, della durata complessiva di circa 48 ore; il fine dello studio è perciò quello di dare indicazioni all'azienda per migliorare il prodotto finale con il vantaggio di una riduzione dei costi.

Gli obiettivi da raggiungere richiesti dall'azienda consistevano nell'ottenere una durezza, a 2.5 mm dalla superficie, di almeno 60 HRC ed un limitato contenuto di austenite residua (al massimo il 6-7%); inoltre era richiesto di valutare l'influenza della temperatura di distaffatura, cioè il tempo che intercorre dalla colata all'estrazione dei pezzi dalle forme, sulle proprietà strutturali dopo il trattamento.

La tesi è articolata in cinque capitoli, i primi due di introduzione teorica, il terzo di presentazione del processo produttivo, mentre gli ultimi due descrivono il lavoro in laboratorio.

Nel primo capitolo vengono esposte le leghe ferro-carbonio, con particolare attenzione all'esposizione delle microstrutture previste dai diagrammi di stato, alla descrizione della distinzione tra acciai e ghise e degli effetti degli elementi leganti, ed infine, si introducono le peculiarità della lega utilizzata per la produzione delle sfere (X200Cr18), spiegando il motivo per cui la si può classificare come acciaio ed infine esponendo l'utilità del suo principale elemento legante: il cromo.

Nel secondo capitolo si passa alla trattazione della teoria alla base dei trattamenti termici, partendo dalle curve di Bain (TTT) e delle CCT, spiegando anche le possibili trasformazioni dell'austenite e dell'influenza degli elementi leganti. Quindi fornire le definizioni, secondo le normative vigenti, dei due trattamenti a cui molto probabilmente verranno sottoposti i pezzi (tempra e rinvenimento) ed infine incentrarsi sui requisiti del trattamento della lega X200Cr18, partendo dallo studio di ricerche fatte da prestigiosi autori su leghe di composizione vicina a quella in questione e con rapporti Cromo/Carbonio molti simili.

Nel terzo capitolo si procede ad esporre le tappe del processo produttivo delle sfere, dalla carica del forno fino al pezzo "as cast" finito, soffermandosi sugli aspetti delicati su cui è necessario porre attenzione per ottenere una buona qualità della produzione; particolare risalto sarà data alla fase di distaffatura, la cui valutazione dell'influenza sulle proprietà finali è stata esplicitamente richiesta dall'azienda.

Il quarto capitolo descrive le attrezzature utilizzate per il trattamento termico, le fasi di preparazione dei campioni e le procedure di analisi utilizzate in laboratorio, la cui scrupolosità è necessaria per garantire l'attendibilità degli studi svolti.

Infine nell'ultimo capitolo, il quinto, vengono esposte le analisi per campione tutte le analisi effettuate su di esso; nell'ultimo paragrafo, infine, vengono estrapolate le conclusioni svolgendo un confronto dei dati ottenuti dai vari campioni analizzati.

1. CAPITOLO

LEGHE FE-C

1.1 Generalità

Le leghe Fe-C rappresentano, nella loro varietà, i materiali metallici tra i più utilizzati e studiati; questo perché tra tutti gli elementi in grado di creare legami con il ferro, il carbonio è il più utilizzato sia per questioni tecniche che produttive:

- piccole variazioni di concentrazione di carbonio nella lega producono significative variazioni delle proprietà meccaniche;
- risentono dei trattamenti termici ed è quindi possibile modularne le proprietà;
- presenza di carbonio nella lega dovuta al processo produttivo del ferro ottenuto nell'altoforno per riduzione del suo minerale (magnetite Fe_3O_4 ed ematite Fe_2O_3) con carbone (coke);

In lega saranno sempre presenti altri elementi chimici, seppur in modesta quantità, dovuti a residui di produzione della lega.

L'importanza di queste leghe ne rende necessario lo studio delle trasformazioni termodinamiche, della solubilità e del legame tra i due elementi principali (ferro e carbonio) attraverso il loro diagramma di stato.

In funzione della percentuale di carbonio le leghe Fe-C vengono denominate acciai o ghise, come vedremo meglio in seguito.

1.2 Il diagramma Fe-C

Il diagramma ferro carbonio è il diagramma di stato delle leghe Fe-C. Permette infatti di rappresentare le strutture di equilibrio e le variazioni allotropiche del ferro in funzione della temperatura e della percentuale di carbonio. Dato che il ferro ed il carbonio si combinano tra loro formando Fe_3C (detta cementite), contenente il 6.67% in peso di

carbonio, è di interesse pratico solo il diagramma con concentrazione di carbonio compresa tra 0 e 6.67%.

Sotto certe condizioni, quali alte percentuali di carbonio e velocità di raffreddamento molto lente, nella lega il carbonio può precipitare allo stato elementare di grafite; questo comporta l'esistenza in realtà di due diagrammi di stato ferro-carbonio:

- il diagramma *ferro-cementite*, detto metastabile;
- il diagramma *ferro-grafite*, detto stabile.

Nello studio di acciai e ghise bianche si utilizza esclusivamente il diagramma metastabile, mentre per le ghise grigie è necessario l'utilizzo di entrambi i diagrammi (e si possono avere anche strutture miste grafite-cementite).

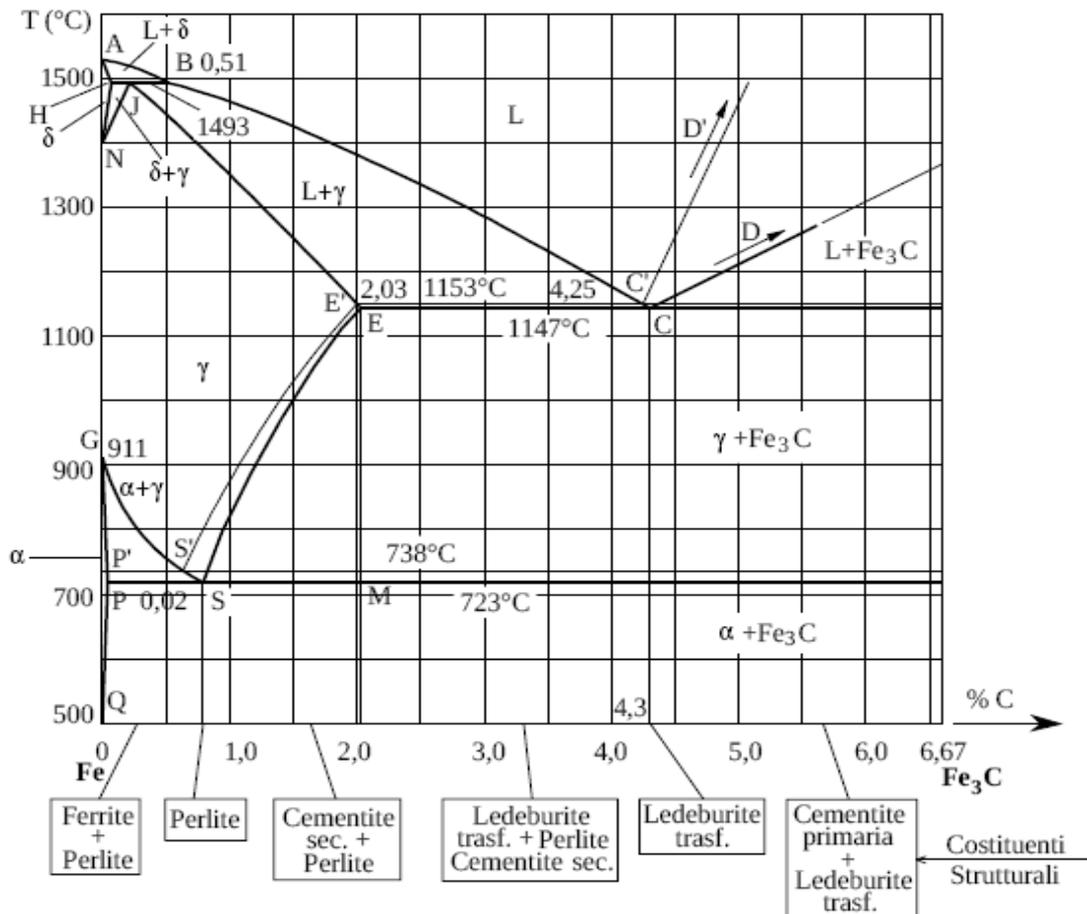


Figura 1.1 – Diagramma ferro cementite (linea grossa) e ferro grafite (linea fine) con indicate nel grafico le fasi, mentre nella parte bassa i componenti strutturali.[1]

È importante precisare in questa fase la distinzione tra i termini *fase e costituente strutturale* (detti anche microstrutturali): le fasi¹ servono per esaminare la lega dal punto di vista termodinamico, mentre, i costituenti microstrutturali determinano le proprietà macroscopiche medie della lega.

1.2.1 Le forme allotropiche del ferro

Il ferro puro, rispetto ad altri elementi metallici, è polimorfo ed assume cioè varie strutture cristalline tra la temperatura ambiente e la sua temperatura di fusione (1536°C), la variazione di struttura cristallina è detta *modificazione allotropica*; queste trasformazioni comportano variazioni delle costanti reticolari che vanno ad incidere sulla capacità di disciogliere il carbonio od altri elementi in lega.

Le tre forme allotropiche del ferro sono:

- Ferro α , cubico a corpo centrato (CCC) stabile fino a 911°C
- Ferro γ , cubico a facce centrato (CFC) stabile tra 911°C e 1392°C
- Ferro δ , cubico a corpo centrato (CCC) stabile tra 1392°C e 1536°C (punto di fusione)

Le variazioni allotropiche sono dovute al dover minimizzare l'energia libera della struttura alle diverse temperature.

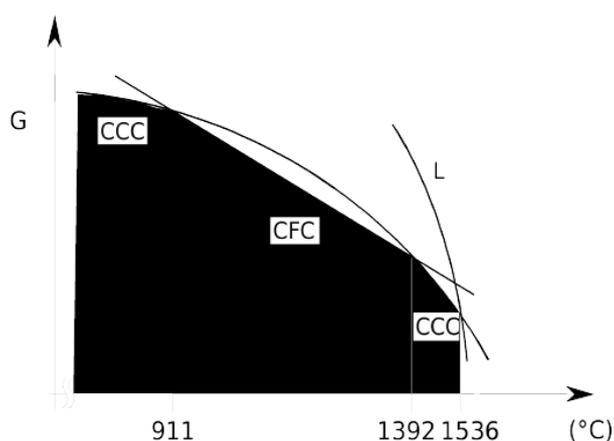


Figura 1.2 – Energia libera del ferro al variare della temperatura.

¹ Una fase è un sistema chimico-fisico omogeneo

Le costanti reticolari mantengono un andamento lineare di dilatazione con l'aumentare della temperatura, ma variano fortemente in corrispondenza delle variazioni allotropiche: a 1932°C passa da 2.93 Å (Fe- δ) a 3.63 Å (Fe- γ) e da questo valore scende a 2.86 Å (Fe- α) a 911°C.

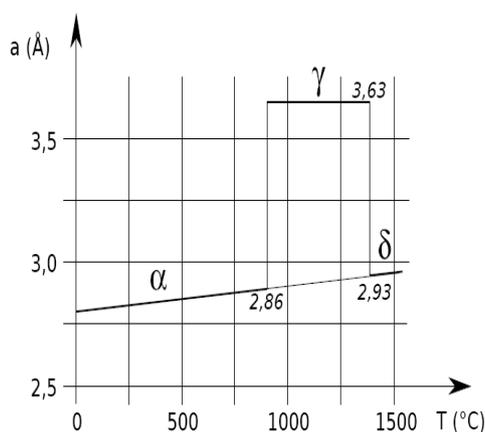


Figura 1.3 - Variazione termica della costante reticolare con la temperatura

In sostanza Fe- α e Fe- δ possono essere considerate come la stessa forma allotropica, soggetta a dilatazione termica all'aumentare della temperatura.

La solubilità del carbonio è massima (2.14%) nel Fe- γ a 1147°C mentre è praticamente insolubile nel Fe- α (0.02%).

Il Ferro alla temperatura di 768°C (*punto di Curie*) passa da magnetico a non magnetico, senza tuttavia creare alterazioni al diagramma ferro-carbonio.

1.2.2 Punti critici, fasi e costituenti microstrutturali

Passando ora al comportamento della lega Fe-C si possono individuare dal diagramma di Figura 1.1 le fasi, i costituenti strutturali ed i relativi punti critici.

Dato che la lega studiata ha, come vedremo meglio nel seguito, un contenuto di carbonio tra 2.1 e 2.2%, si può lavorare solamente sul diagramma metastabile (ferro-cementite).

Le fasi presenti possono essere:

- *fase liquida*, soluzione di carbonio nel ferro liquidi;
- *fase α* , cristalli di ferro alfa;
- *fase γ* , cristalli di ferro gamma;
- *fase δ* , cristalli di ferro delta;
- *fase Fe_3C* , cristalli di carburo di ferro.

I costituenti strutturali sono invece i seguenti:

- *ferrite α* , detta anche semplicemente ferrite, soluzione solida interstiziale di carbonio nel ferro alfa, con concentrazione massima dello 0.02% (e quasi nulla a temperatura ambiente); fino al punto di Curie è ferromagnetica, è molto tenera e duttile.
- *ferrite δ* , soluzione solida interstiziale del carbonio nel ferro delta, con concentrazione massima dello 0.09% (maggiore della ferrite alfa perché il reticolo è più dilatato); non è magnetica.
- *austenite*, soluzione solida interstiziale del carbonio nel ferro gamma, con concentrazione massima del 2.14% (dovuta ai siti ottaedrici più ampi); è non magnetica, plastica e resiliente.
- *cementite*, cristalli di carburo di ferro contenenti il 6.67% di carbonio (in peso); presenta elevata durezza, dovuta alla forza del legame (parzialmente covalente), ma per contro è fragile (reticolo molto complesso che non permette scorrimento plastico); viene distinta in cementite primaria se cristallizza dalla fase liquida, secondaria se deriva dall'austenite primaria, terziaria se proviene dalla ferrite.
- *perlite*, eutettoide formato da ferrite e cementite eutettoidica derivante dall'austenite e contenente a temperatura ambiente lo 0.8% di carbonio; può essere lamellare o globulare.
- *ledeburite*, eutettico formato da austenite e cementite eutettica derivante direttamente dal liquido e contiene il 4.8% di carbonio; è stabile fino a 727°C, temperatura sotto cui resta simile ma l'austenite viene sostituita dalla perlite; tipicamente è di tipo lamellare o alveolare.

I relativi punti critici di passaggio di fase e anche di costituenti microstrutturali sono:

- A_4 , in figura 1.1 è costituita dalla linea NJ, corrisponde all'equilibrio tra fase delta e fase gamma;
- A_3 , in figura 1.1 è costituita dalla linea spezzata GSM, corrisponde all'equilibrio tra fase gamma e fase alfa, la conoscenza di questa temperatura è molto importante per i trattamenti termici;
- A_1 , in figura 1.1 è costituita dalla linea PM, corrisponde all'equilibrio tra austenite eutettoidica e perlite;
- A_{cm} , in figura 1.1 è costituita dalla linea SE, corrisponde all'equilibrio tra austenite e cementite;

1.2.3 Classificazione delle leghe Fe-C

Le leghe ferro carbonio vengono distinte principalmente in base alla percentuale di carbonio che contengono. Il maggior discriminante è dato dal tenore massimo di carbonio che può essere disciolto dall'austenite, cioè il 2.14%; le leghe con tenore di carbonio inferiore vengono definite acciai, al di sopra invece (cioè percentuale di carbonio superiore alla massima solubilità del carbonio nel ferro) vengono denominate ghise.

Viene utilizzata questa distinzione perché gli acciai non contengono costituenti strutturali fragili (come cementite primaria, ledeburite o grafite) a causa del tenore di carbonio inferiore alla massima solubilità.

1.3 Effetto degli elementi leganti

Alla lega ferro carbonio vengono spesso aggiunti altri elementi leganti per poter modulare le proprietà e adattare alle più svariate esigenze tecniche, vengono così denominati acciai legati o ghise legate; tuttavia piccole quantità di altri elementi sono sempre presenti in lega, ma al di sotto di determinate soglie può essere trascurata la loro presenza e vengono quindi definiti semplicemente acciai o ghise al carbonio.[2]

Ogni elemento aggiunto comporta determinate variazioni microstrutturali e termodinamiche della lega in funzione della sua percentuale.

Gli elementi leganti possono essere distinti in due principali famiglie:

- Elementi gammageni : contemporaneamente innalzano la temperatura A_4 e riducono la A_3 ampliando quindi il campo di esistenza del ferro gamma, rendendo eventualmente possibile l'esistenza di austenite a temperatura ambiente (*lega austenitica*). Elementi di questo tipo sono *nicel, manganese, cobalto*, che ampliano illimitatamente il campo del ferro γ , e *carbonio, azoto, rame e zinco* che ampliano limitatamente il campo di esistenza del ferro γ ;

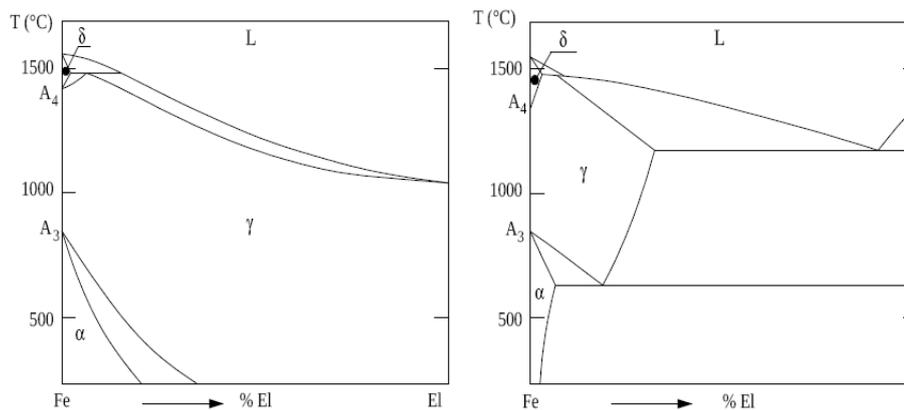


Figura 1.4 Elementi gammageni, a sinistra elementi che ampliano illimitatamente il campo del ferro γ , mentre a destra quelli che ampliano limitatamente il campo di esistenza del ferro γ .

- Elementi alfageni : contemporaneamente riducono la temperatura A_4 e alzano la A_3 ampliando quindi il campo di esistenza del ferro alfa, rendendo eventualmente stabile la struttura ferritica anche a temperature elevate (*lega ferritica*). Elementi di questa categoria sono *cromo, molibdeno, tungsteno, alluminio e fosforo* che ampliano il campo del ferro α con collegamento diretto con il ferro δ , ed e *zolfo e tantalio* che ampliano il campo α in maniera separata da quello δ .

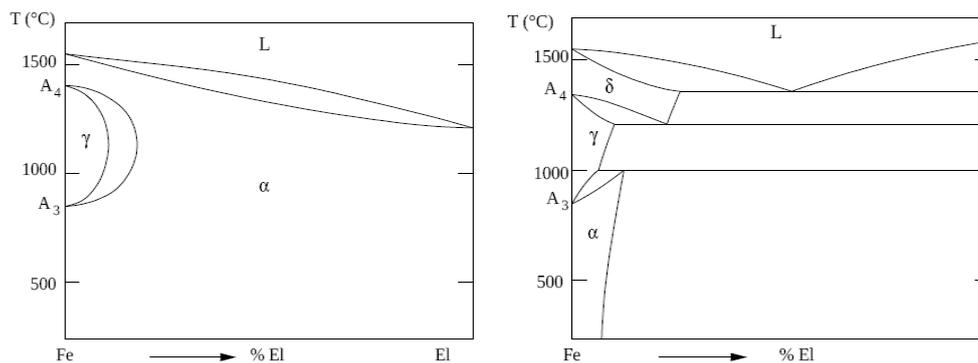


Figura 1.5 Elementi alfa, a sinistra elementi che ampliano il campo del ferro α con collegamento diretto con il ferro δ , mentre a destra quelli che ampliano il campo α in maniera separata da quello δ .

Nel caso siano presenti vari elementi in lega con effetti simili o contrari, si riportano le varie concentrazioni ad una equivalente del capostipite (cromo per gli alfa e nichel per i gamma) per poterne valutare più comodamente le proprietà, le relazioni sono le seguenti²:

$$Cr_{eq} = Cr + 1.5 \cdot Si + Mo + 0.5 \cdot Nb + 2 \cdot Ti + 5 \cdot V + 3 \cdot Al$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30 \cdot C + 0.87 \cdot Mn + a \cdot (N - 0.045)$$

Nella seconda relazione il coefficiente a vale 0.30 per $N < 0.2\%$, 22 per $0.21\% < N < 0.25\%$, 20 $0.26\% < N < 0.35\%$. [3]

Molti elementi leganti poi, oltre a variare la stabilità termodinamica ed i punti critici della lega, hanno affinità con il carbonio maggiore del ferro, e tendono quindi a formare carburi la cui forma, natura e dimensione può influenzare molto le proprietà del materiale (durezza, lavorabilità, resistenza a corrosione); ne sono esempi manganese, cromo, molibdeno, tungsteno, vanadio e niobio (scritti in ordine di affinità crescente col carbonio).

² G.M. Paolucci, "Lezioni di Metallurgia", volume 2, pag.241

1.4 L'acciaio

L'acciaio è definito come una lega Fe-C con tenore di carbonio inferiore al 2.14% (limite di solubilità del carbonio nell'austenite); può essere eventualmente legato con altri elementi oltre al carbonio. Non contiene costituenti strutturali particolarmente fragili ed è quindi adatto, generalmente, a lavorazioni di deformazione sia a caldo che a freddo. Ha una temperatura di fusione più alta delle ghise, tipicamente intorno ai 1500°C.

A temperatura ambiente, senza elementi leganti, la struttura sarà formata da ferrite, perlite e cementite.

La produzione classica di acciaio avviene in altoforno la cui carica è composta in parte da ossidi di ferro (minerale di partenza) ed in parte da rottame, oltre che dal coke; per ridurre il contenuto di carbonio è necessario il passaggio attraverso un convertitore che per riduzione drastica abbassa la percentuale di carbonio presente. Gli acciai speciali invece (con elementi leganti) vengono prodotti prevalentemente a partire da rottame in forni elettrici ad arco che fonde il materiale per effetto Joule.

1.4.1 Classificazione degli acciai

È possibile classificare in maniera più accurata gli acciai sempre sulla base del loro contenuto di carbonio, facendo questa volta riferimento al massimo contenuto di carbonio della perlite (0.8%) :

- *acciai ipoeutettoïdici*, hanno contenuto di carbonio minore dello 0.8%, le fasi presenti sono α e cementite, mentre la microstruttura sarà costituita da ferrite e perlite.

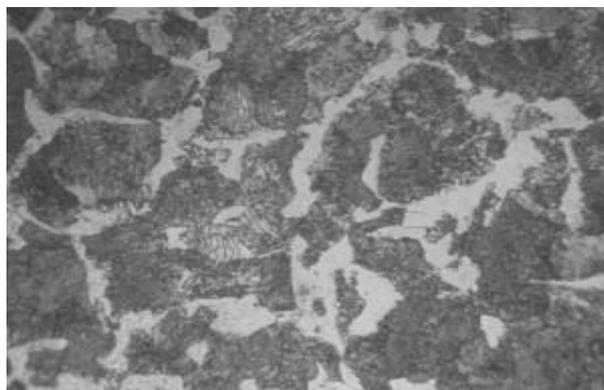


Figura 1.6 – Micrografia 500x acciaio C40 ipoeutettoïdico

- *acciai eutetoidici*, hanno contenuto di carbonio pari allo 0.8%, le fasi presenti sono α e cementite, mentre la microstruttura sarà costituita esclusivamente da perlite.

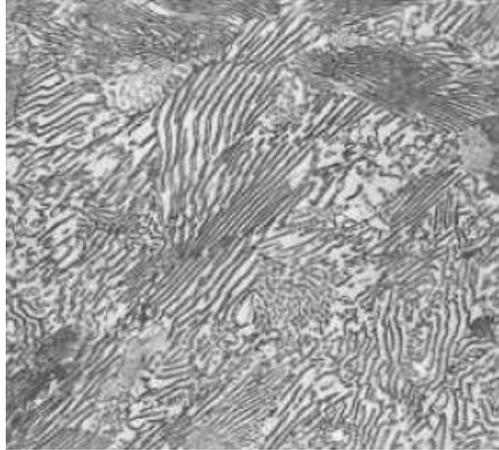


Figura 1.7 - Micrografia 1000x acciaio C80 eutetoidico.[4]

- *acciai ipereutetoidici*, hanno contenuto di carbonio maggiore dello 0.8%, le fasi presenti sono α e cementite, mentre la microstruttura sarà costituita da perlite e cementite secondaria.



Figura 1.8 - Micrografia 1000x acciaio C = 1.5%, ipereutetoidico.

1.5 La ghisa

La ghisa è definita come una lega Fe-C con tenore di carbonio superiore al 2.14% (limite di solubilità del carbonio nell'austenite). Ha proprietà totalmente diverse dall'acciaio: l'alto contenuto di carbonio fa sì che nella microstruttura siano presenti composti fragili come la cementite primaria ed eventualmente grafite; questo comporta una maggior fragilità della lega e ne preclude la possibilità di successive lavorazioni per deformazione a caldo o a freddo. La ghisa ha però il vantaggio di avere una temperatura di fusione inferiore a quella degli acciai (attorno a 1500°C) e una maggior fluidità il che le rende molto più adatte ad operazioni di colata in forma, anche complesse. Sono spesso legate con altri elementi, soprattutto silicio (per il suo effetto graffitizzante) e magnesio (per il suo effetto sferoidizzante).

La ghisa per produrre getti è detta di seconda fusione, perché viene prodotta in forni elettrici (tipicamente ad induzione) impiegando come materiali di carica pani di ghisa di prima fusione e rottami; la ghisa primaria derivante dell'altoforno non viene, tranne rari casi, utilizzata direttamente per la colata in stampi.

1.5.1 Classificazione delle ghise

Nello studio delle ghise è necessario considerare entrambi i diagrammi di stato, cioè sia quello metastabile (ferro-cementite) che quello stabile (ferro-grafite), e questo comporta una doppia classificazione delle ghise in base a quale dei due diagrammi ci si riferisce.

Una prima classificazione si può fare attraverso il diagramma metastabile in funzione del contenuto in carbonio della lega, questa volta rispetto alla concentrazione eutettica di 4.3% (massima concentrazione del carbonio nella ledeburite):

- *ghisa ipoeutettica*, contenuto di carbonio tra 2.14 e 4.8%, le fasi presenti (a temperatura ambiente) sono ferrite e cementite e la microstruttura composta da ledeburite trasformata e cementite secondaria;
- *ghisa eutettica*, contenuto di carbonio del 4.8%, le fasi presenti sono ferrite e cementite e la microstruttura composta da ledeburite trasformata;
- *ghisa ipereutettica*, contenuto di carbonio tra 4.8 e 6.67%, le fasi presenti sono ferrite e cementite e la microstruttura formata da ledeburite trasformata e cementite primaria.

Ricorrendo, invece, al diagramma stabile (ferro-grafite) è possibile effettuare una seconda classificazione, sulla base della presenza o meno della grafite:

- *ghisa bianca*, il carbonio si presenta combinato con il ferro a formare cementite, quindi senza la presenza di grafite.
- *ghisa grigia*, in questa struttura il carbonio precipita a formare grafite, la cui comparsa dipende sia dal contenuto di carbonio della lega che dalla velocità di raffreddamento.

1.6 Lega X200Cr18

Il materiale oggetto dello studio è la lega X200Cr18. La sigla deriva dalla classificazione secondo la UNI EN 10027 gruppo 2, che classifica gli acciai in base alla loro composizione chimica, e sottogruppo 3 perché la lega contiene un elemento legante in tenore di massa superiore al 5%; da questa norma deriva la designazione utilizzata in cui le cifre dopo il simbolo “X” indicano la percentuale di carbonio moltiplicata per cento volte, seguita dall’elemento contenuto in percentuale maggiore del 5% (solo il cromo), seguito dalla sua concentrazione.[5]

La lega è nominalmente composta, principalmente, dal 2% di carbonio e dal 18% di cromo, gli altri elementi sono tutti presenti in percentuale inferiore all’1% (residui presenti nella fusione), quindi, il loro effetto è trascurabile; tuttavia, la composizione non è esattamente la stessa da colata a colata e le forchette di concentrazione rilevate dei due elementi principali sono di 0.1% per il carbonio e 2.2% per cromo (esprese in valore assoluto).

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
78,6	2,14	0,43	0,55	0,0015	0,033	17,9	0,035	0,12	0,078

Tabella 1.1 - Analisi campione A (media di 3 separate) effettuata con quantometro WAS Foundry-Master Pro

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
77,1	2,24	0,39	0,60	0,0034	0,039	19,3	0,0404	0,095	0,056

Tabella 1.2- Analisi campione B (media di 3 separate) effettuata con quantometro WAS Foundry-Master Pro

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
78,5	2,23	0,42	0,50	0,010	0,020	17,12	0,01	0,15	0,15

Tabella 1.3 – Analisi partita di sfere (media di 7 separate) effettuata con quantometro WAS Foundry-Master Pro

Classificare questa lega con la classica divisione delle leghe ferro carbonio non è del tutto scontato, la percentuale di carbonio (come intervallo rilevato) è proprio centrata nella soglia di separazione tra acciai e ghise (che tuttavia non è univocamente definita da tutti gli autori); tuttavia visto si è proprio sul limite di composizione degli acciai, il silicio è presente in basse quantità (elemento tipicamente presente nelle ghise), e l'elevata temperatura di fusione (dai dati fornitici dalla “Safas Spa” la temperatura in siveira è di 1508°C) possiamo definire questa lega come un acciaio alto legato.

Le peculiarità di questa lega sono date dall'elevata percentuale di cromo e di carbonio che, con la loro interazione, generano una struttura con spiccate doti di durezza e resistenza all'usura.[6]

1.6.1 Funzioni del cromo

L'aggiunta in lega di cromo (elemento alfa-geno), spesso utilizzato come legante negli acciai, se accompagnata da sufficienti concentrazioni di carbonio (come è in questo caso), è utile per guadagnare durezza, infatti il cromo possiede buona affinità sia con il ferro che con il carbonio con i quali può formare carburi, anche doppi, di elevata durezza ($Cr_{23}C_6$ o Cr_7C_3 o $(Fe,Cr)_3C$), stabilità e complessità, tale da renderne difficoltosa la solubilizzazione nell'austenite.[7] Il cromo agisce sulle temperature critiche alzando A_3 e allo stesso tempo riducendo A_4 , in questo modo amplia e rende più stabile la ferrite alfa rispetto all'austenite, il cui campo viene chiuso (vedi Figura 1.5, parte di sinistra);

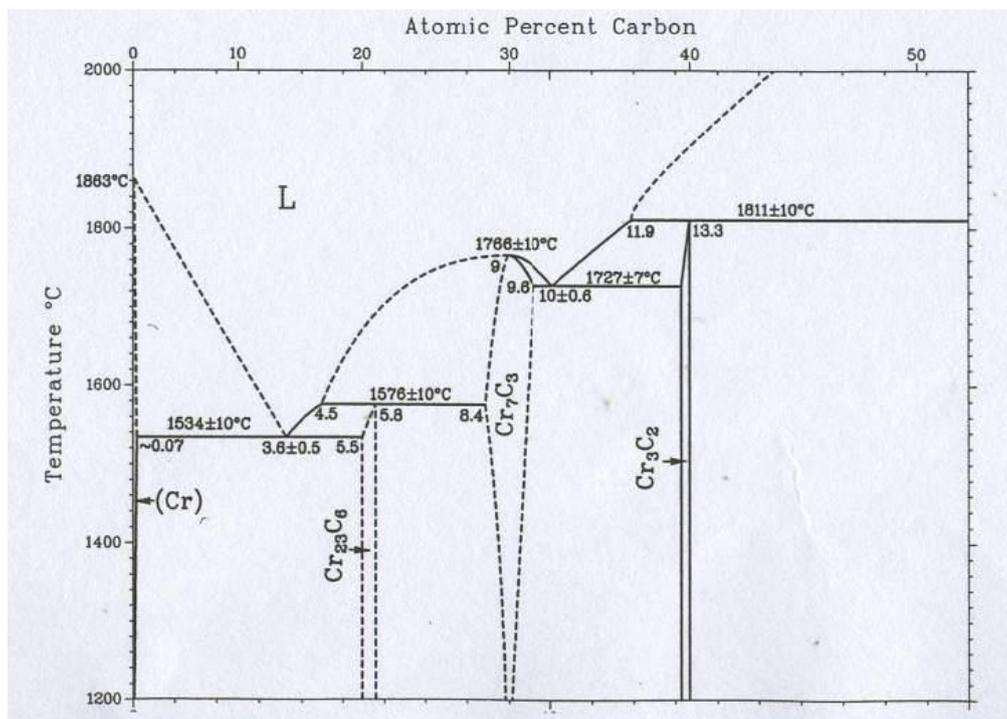


Figura 1.9 – Diagramma di stato binario carbonio cromo.[8]

Il principale svantaggio del cromo è però la tendenza a formare una struttura a grana grossa con conseguente aumento della fragilità.

Le caratteristiche meccaniche aumentano con l'incremento di cromo in lega (l'1% di cromo accresce di circa 80-100 MPa la resistenza a rottura), mentre la duttilità diminuisce; elevate percentuali di cromo provocano un elevato aumento della resistività elettrica e termica.[2]

2. CAPITOLO

TRATTAMENTI TERMICI

2.1 Premessa

Per definizione secondo la norma UNI 3354/70 i trattamenti termici sono operazioni o successioni di operazioni termiche (al di sotto della temperatura di fusione) alle quali vengono sottoposti i metalli, allo scopo di ottenere determinate strutture e proprietà (sia fisiche che meccaniche); sono effettuati su materiali allo stato solido e sono, quindi, un mezzo per ottenere le caratteristiche tecniche richieste dal materiale. Le parti essenziali di cui è composto un trattamento sono riscaldamento, mantenimento e raffreddamento, secondo leggi di variazione adeguate. I trattamenti termici vengono suddivisi tra massivi e superficiali a seconda che venga trattato l'intero pezzo o solo una sua porzione.

Per lo studio dei trattamenti termici non sono più sufficienti i diagrammi di stato, perché descrivono situazioni di equilibrio tra fasi o costituenti strutturali prescindendo dal tempo. Si deve introdurre un nuovo parametro (in aggiunta a composizione e temperatura): il tempo. Da questa necessità derivano i diagrammi temperatura, tempo e struttura:

- *Curve TTT o curve di Bain*, diagrammi delle trasformazioni a temperatura costante.
- *Curve CCT (Continuous Cooling Transformation)*, rispetto alle precedenti sono ricavate tenendo conto del reale gradiente di raffreddamento di un mezzo.

2.2 Curve TTT e CCT

Come detto per lo studio dei trattamenti termici è necessario conoscere le curve TTT e CCT della lega.

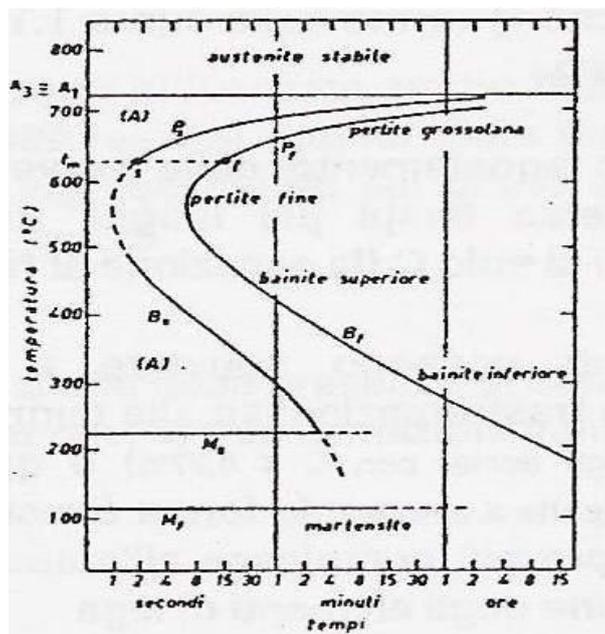


Figura 2.1 – Curva TTT di un acciaio eutettoidico

In figura 2.1 è riportata la curva TTT di un acciaio eutettoidico; il grafico va letto ipotizzando di partire da una completa struttura austenitica (austenitizzazione completa), e sotto-raffreddarla in un bagno a temperatura costante prefissata. La linea orizzontale in alto corrisponde alla temperatura A_{c3} e A_{c1} ³, coincidenti nelle leghe eutettoidiche, la curva di sinistra rappresenta invece la curva di inizio trasformazione, nella microstruttura relativa a quella temperatura, quella di destra è invece la curva di fine trasformazione (in cui la struttura è completamente trasformata); tra le due intercorre un certo tempo rilevabile dal grafico. Le due linee orizzontali in basso sono due nuovi punti critici: se il sottoraffreddamento cade in questo intervallo si può formare martensite, struttura di elevata durezza.

Nella maggior parte dei trattamenti termici la trasformazione dell'austenite non avviene ad una temperatura costante, ma nel corso di un raffreddamento continuo. Si deve perciò far riferimento alle curve CCT, le curve di trasformazione anisoterme dell'austenite.

³ A_{c3} A_{c1} sono rispettivamente A_3 e A_1 ricavate però in fase di riscaldamento, e quindi risentono dell'inerzia termica

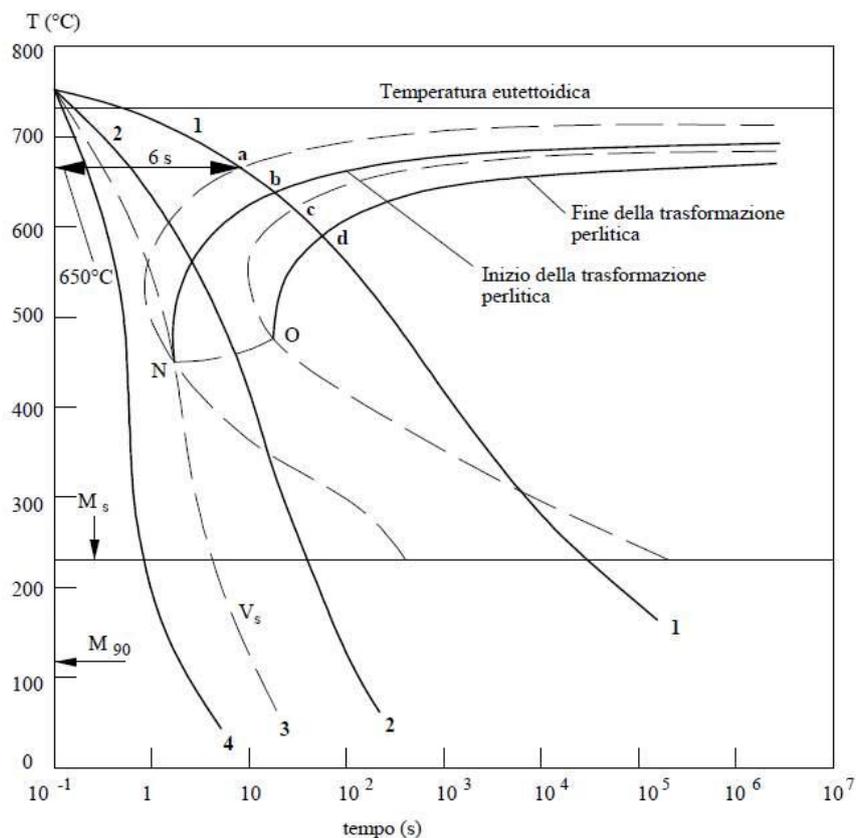


Figura 2.2 – Curve CCT di un acciaio eutettoidico (linea continua), e correlazione con le TTT (a tratti)

In Figura 2.2 è riportato il diagramma CCT di un acciaio eutettoidico, confrontato con il relativo diagramma TTT (linea tratteggiata). Dato che con il raffreddamento continuo il pezzo rimane, a parità di tempo, a temperature superiori rispetto al trattamento isoteramico, le curve di trasformazione risultano spostate più a destra e più in basso delle corrispondenti TTT.

Nel diagramma si possono riportare anche le curve di raffreddamento utilizzate per verificare la struttura ottenibile; come in questo caso le curve 1, 2, 3 e 4 hanno drasticità diverse e porteranno all'ottenimento di diverse microstrutture:

- la curva 1 ha velocità di raffreddamento modesta, porterà ad una struttura perlitica.
- la curva 2 ha una velocità intermedia e darà luogo ad una struttura mista perlite – martensite.
- la curva 3 è la velocità critica, cioè la minima per ottenere una struttura totalmente martensitica.

- la curva 4, è una velocità di spegnimento ancora maggiore della curva 3, per evitare di entrare nelle curve ed ottenere totalmente martensite.

Nella lega eutettoidica di Figura 2.2, come in molte altre, raffreddamenti continui fanno perdere la possibilità di formazione della bainite (nel raffreddamento), a causa della incompleta sovrapposizione delle curve TTT e CCT nella zona di trasformazione bainitica.

2.2.1 La trasformazione perlitica

Riferendosi alla Figura 2.1, sottoraffreddando l'austenite tra 700 e 550°C (in corrispondenza del naso delle curve), si forma perlite, costituente microstrutturale, composto da ferrite e cementite. La trasformazione completa non è istantanea, ma richiede un certo tempo; la nucleazione ha luogo nei bordi grano dell'austenite, dove è favorita dalla maggior presenza di difetti. La prima a formarsi è da ritenere sia la cementite⁴, si creano così nelle vicinanze zone impoverite di carbonio dove può, a questo punto, nucleare la ferrite (il cui reticolo può solubilizzare poco carbonio); il processo procederà alternativamente in questo modo. Più il sottoraffreddamento è forte, più fine sarà la struttura risultante e maggiore sarà la durezza.

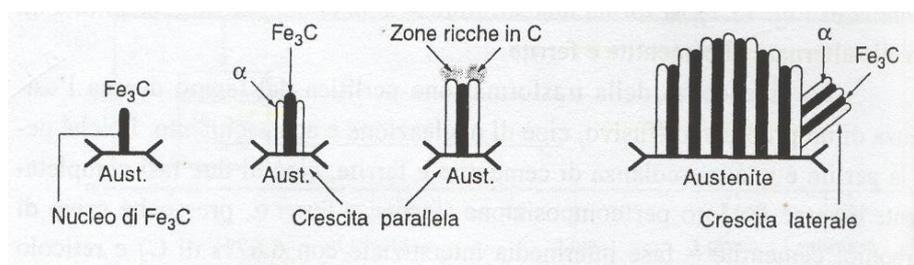


Figura 2.3 – Schema della nucleazione e sviluppo della perlite

2.2.2 La trasformazione bainitica

Riferendosi alla figura 2.1, con un sottoraffreddamento inferiore a 550°C ma superiore a M_s, si blocca l'autodiffusione del ferro (elemento di dimensioni maggiori), mentre può

⁴ R.F. MEHL, *Trans. ASM*, 29, 19411 pag. 813

ancora dar luogo a diffusione il carbonio (date le ridotte dimensioni); si forma così per prima la ferrite, con un meccanismo a scatti, seguita dalla formazione di piccoli aghi di cementite finemente dispersi al bordo del grano ferritico; questa struttura è denominata bainite, può essere di tipo superiore, se la cementite è più grossolana, o inferiore se i carburi sono molto fini, inclinate di 55° e aciculari; quest'ultimo tipo di bainite ha migliori caratteristiche di durezza e resistenza.

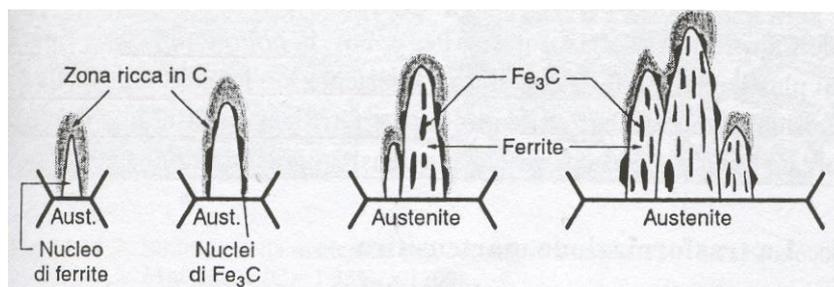


Figura 2.4 - Schema della nucleazione e sviluppo della bainite superiore

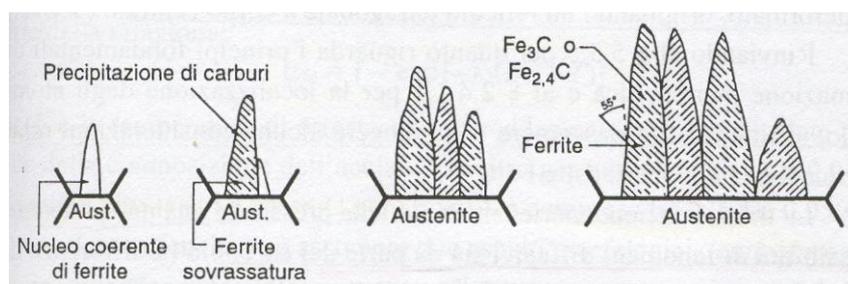


Figura 2.5 - Schema della nucleazione e sviluppo della bainite inferiore

2.2.3 La trasformazione martensitica

Sempre riferendosi alla figura 2.1, se il sottoraffreddamento è molto elevato e compreso nell'intervallo tra M_s ed M_f si forma martensite, soluzione solida soprassatura del carbonio nel reticolo della ferrite alfa ($Fe-\alpha$); il reticolo risulta così tensionato e deformato, assumendo così una forma non più CCC ma TCC (tetragonale a corpo centrato). La trasformazione avviene senza diffusione (né di carbonio né di ferro) e proprio per questo motivo è istantanea (a scatti). Una grossa differenza rispetto alle precedenti trasformazioni è data dal fatto che la martensite nuclea preferibilmente all'interno del grano austenitico, e non più dal bordo. La quantità di martensite che si forma è sola funzione della temperatura di sottoraffreddamento. La struttura risultante è di elevata durezza,

dovuta alle notevoli deformazioni reticolari che ostacolano con efficacia il movimento delle dislocazioni; maggiore è la percentuale di carbonio della lega e maggiore sarà la durezza della martensite, raggiungendo però un massimo attorno allo 0.9% di carbonio dovuto al fatto che percentuali maggiori fanno sì ci sia la presenza di austenite residua a temperatura ambiente che, data la sua plasticità, riduce la durezza del materiale.

Le dimensioni dei cristalli martensitici dipendono dalla dimensione dei grani austenitici di partenza. La trasformazione avviene con aumento di volume (aumenta con il tenore di carbonio) e crea pericolose tensioni interne che possono portare alla comparsa delle cricche di tempra.

La martensite può assumere due forme:

- *massiva*, tipica di temperature M_s relativamente elevate (cioè acciai con carbonio inferiore allo 0.6%), ha microstruttura a placchette, è la meno fragile delle due.
- *lenticolare (aciculare)*, tipica di temperature di trasformazione più basse (cioè acciai con carbonio maggiore dell'1%), ha microstruttura ad aghi, tra i cui spazi spesso rimane l'austenite residua (favorita dall'elevato contenuto di carbonio).

Uno dei maggiori rischi nella trasformazione martensitica è proprio la comparsa di austenite residua, che teoricamente è metastabile e dovrebbe col tempo trasformarsi da sola in bainite inferiore, ma se la temperatura ambiente è compresa tra M_s ed M_f , la diffusione del carbonio a 20°C è bassa e difficilmente si trasformerà.

La percentuale di austenite residua può essere abbassata riducendo la temperatura di austenitizzazione o aumentando la drasticità del bagno di tempra.

La presenza di austenite residua è pericolosa perché, essendo metastabile, può trasformarsi in esercizio a causa di stress termici o elevate tensioni producendo un aumento di volume nella trasformazione che può provocare cricche nei pezzi.

2.2.4 Fattori che influenzano le curve TTT e CCT

La posizione, la forma ed i punti critici delle curve (sia TTT che CCT) sono fortemente influenzati dal contenuto in carbonio e di altri elementi leganti nella lega, dalle dimensioni della grana austenitica e dalla presenza di eterogeneità chimiche e strutturali.

L'influenza della composizione è prevalentemente quello di spostare a destra le curve, far variare le temperature critiche (a seconda si tratti di un elemento alfa-geno o gamma-geno) e abbassare M_s , rendendo così più stabile l'austenite e facendo aumentare la possibilità di incorrere nella presenza di austenite residua.

La grana incide sul tempo di trasformazione: maggiori sono le dimensioni e più le curve si spostano a destra perché ci sono meno siti di nucleazione disponibili.

Eventuali disomogeneità, invece, giocano a favore della trasformazione perché aumentano i possibili siti di innesco della trasformazione e spostano, quindi, le curva più verso sinistra.

Il cromo in particolar modo (visto è l'elemento dominante nella lega studiata) crea carburi molto complessi, difficili da disciogliere nell'austenite e quindi sposta verso destra le curve e la lega acquista maggior insensibilità al riscaldamento; questo si ripercuote favorevolmente sulla profondità di tempra. La stabilizzazione dell'austenite deve far porre attenzione perché può portare ad avere elevati tenori di austenite residua in seguito a processi di tempra. Questa elevata stabilità genera anche una forte stabilità al rinvenimento della struttura.

2.3 La tempra di durezza

La tempra è definita dalla norma UNI 3345 come *" un riscaldamento ad una temperatura superiore ad A_{c3} per gli ipoeutetoidici, e ad A_{c1} e talora A_{cm} per gli acciai ipereutetoidici; la permanenza a tale temperatura per un tempo sufficiente a ottenere, nelle zone interessate, l'equilibrio della struttura; il successivo raffreddamento fino a temperatura ambiente con velocità maggiore a quella critica di tempra"*.

L'intento è quello di generare una struttura martensitica di elevata durezza. La riuscita del processo è legata a diverse variabili: natura e condizione del bagno di tempra, natura dell'acciaio e condizioni del pezzo.

2.3.1 Ciclo termico e temprabilità

Il processo prevede un riscaldamento in forno, tipicamente elettrico o a fiamma, eventualmente con adeguati ambienti protettivi per prevenire eccessivi fenomeni di ossida-

zione; si porta quindi alla temperatura di austenitizzazione, al di sopra di A_{c3} o A_{c1} , a seconda della lega, operando eventuali soste per uniformare la temperatura ed evitare cricche da riscaldamento a causa di dilatazioni termiche; a questo punto si mantiene per il tempo adeguato per un sufficiente grado di austenitizzazione.

Si devono evitare eccessive temperature di austenitizzazione ed eccessivi tempi di mantenimento per evitare da un lato una eccessiva formazione di austenite residua, e dall'altro di ingrossare troppo la grana ed evitarne il surriscaldamento.

Dopo un adeguato mantenimento si può procedere con il raffreddamento, con la drasticità adatta.

2.3.2 Liquidi di tempra

Se l'obiettivo è l'ottenimento della struttura martensitica, il mezzo di spegnimento deve garantire elevata velocità di raffreddamento tra A_1 ed M_s , per evitare la formazione di perlite o bainite, una drasticità non troppo elevata nell'intervallo tra M_s e M_f , per non stabilizzare troppo l'austenite, e infine non decomporsi o infiammarsi date le elevate temperature dei pezzi. La quantità di liquido usato deve essere proporzionata al volume dei pezzi da trattare per evitare surriscaldamenti, specialmente se utilizzato più volte consecutivamente, e per non alterare le condizioni di tempra da un lotto a quello successivo.

I fluidi di tempra vengono classificati, secondo *Grossmann*, attraverso l'indice di drasticità H , ricavato attraverso la valutazione delle profondità di tempra.

Condizioni del mezzo di spegnimento	Aria	Olio	Soluzioni acquose	Acqua
Nessuna circolazione del liquido (o agitazione del pezzo)	0,02	0,25÷0,30	2	0,9÷1,0
Leggera circolazione (o agitazione)	–	0,30÷0,35	2÷2,2	1,0÷1,1
Circolazione moderata	–	0,35÷0,40	–	1,2÷1,3
Buona circolazione	–	0,40÷0,50	–	1,4÷1,5
Circolazione forte	0,05	0,50÷0,80	–	1,6÷2,0
Circolazione violenta	–	0,80÷1,10	5	4

Figura 2.6 – Valori tipici dell'indice di drasticità

Dalla Figura 2.6 si può notare come il ricorso all'agitazione del bagno aumenti notevolmente la drasticità del bagno, perché si favorisce un efficace scambio termico evitando che il liquido in prossimità del pezzo vada in ebollizione, formando bolle d'aria che riducono notevolmente il raffreddamento.

Nelle varie prove effettuate sui campioni (successivamente esposte) sono stati utilizzati vari mezzi di spegnimento per poterne confrontare gli esiti, se ne riportano qui le proprietà generali :

- *Acqua agitata*, liquido dall'elevata drasticità, il difetto principale è l'alta velocità di spegnimento tra M_s ed M_f ; ha però il pregio di essere più sicuro perché non soggetto al rischio di incendio del bagno.
- *Olio agitato*, è adatto per acciai legati che, avendo curve di trasformazioni spostate a destra, non necessitano di liquidi eccessivamente drastici, favorisce una più uniforme profondità di tempra, ed evita la presenza di tensioni e cricche di tempra; il maggior rischio è dato dal pericolo di combustione, che può essere ridotto con elevate quantità di olio ed elevata agitazione per evitarne il surriscaldamento, un altro problema è dato dal suo smaltimento una volta esausto (costo elevato).
- *Acqua quenched*, soluzione di acqua e polimeri per modulare le proprietà dell'acqua e ottenere un liquido con caratteristiche intermedie con l'olio così da sfruttare le peculiarità di entrambi; tuttavia il limite è il costo elevato del polimero.

- *Aria*, in acciai alto legati la drasticità dell'aria forzata o anche dell'aria calma⁵ può essere sufficiente a temprare il pezzo, evitando il rischio di distorsione del pezzo; se si utilizza aria forzata, se ne deve garantire una uniforme distribuzione su tutto il componente prevedendo adeguati getti, dato che in questo caso non è più immerso in un fluido.

2.3.3 Tensioni residue ed austenite residua

I due principali inconvenienti del trattamento di tempra sono:

- *Tensioni residue*, dovute sia a tensioni termiche, dovute alla contrazione con la temperatura che a tensioni strutturali dovute a variazioni volumetriche legate alla trasformazione dell'austenite. Entrambi i fenomeni sono legati alla differenza nel tempo di raffreddamento tra gli strati più esterni e quelli interni. La somma dei due effetti può creare tensioni tanto elevate da generare cricche di tempra sui pezzi; queste nascono preferenzialmente dal bordo, perché nella maggior parte dei casi risente di tensioni residue di trazione⁶.
- *Austenite residua*, la cui formazione è stata trattata nel paragrafo 2.2.3, è molto pericolosa perché può trasformarsi in esercizio portando a rottura il componente. Il limite massimo ammesso dipende dall'applicazione, tuttavia, se ne deve ridurre al massimo la comparsa.

2.4 Il rinvenimento

La necessità di ridurre le tensioni interne e la presenza di austenite residua porta alla necessità di far seguire alla tempra un altro trattamento termico : il rinvenimento o distensione. Secondo la norma UNI EN 10052 è definito come : *“Trattamento termico che comporta un riscaldamento ed una permanenza ad una temperatura sufficiente, seguito da permanenza ad una temperatura sufficiente, seguito da un raffreddamento appropriato, allo scopo di diminuire le tensioni interne, senza modificare sensibilmente la struttura”*.

⁵ Se è sufficiente l'aria calma per temprare il pezzo, l'acciaio viene detto autotemperante.

⁶ Tensioni residue di trazione sono le più critiche per l'insorgenza delle cricche perché ne favoriscono l'apertura in corrispondenza di microdifetti interni o superficiali.

Nel caso in oggetto si cercherà dunque di mantenere elevate durezze, data dalla struttura martensitica, ma riducendo le tensioni interne e trasformando il più possibile l'austenite residua in strutture più stabili.

2.4.1 Il ciclo termico

Il trattamento prevede un riscaldamento a temperatura adeguata, a seconda dei risultati voluti, ma comunque sempre inferiore ad A_1 (senza avvicinarsi all'austenitizzazione); a seguire un mantenimento adeguato per permettere le trasformazioni nel pezzo, in relazione però alla durezza voluta, infatti maggiore è il tempo di mantenimento e maggiore sarà la riduzione di durezza (Vedi figura 2.7).

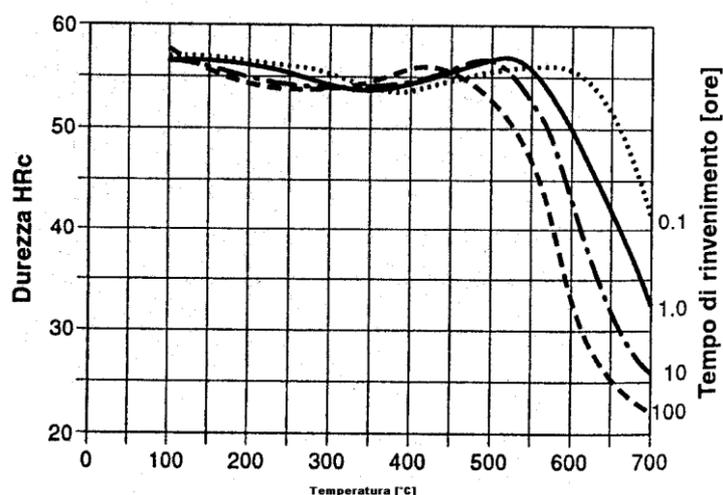


Figura 2.7 – Curva di rinvenimento per diverse temperature e diversi tempi di un acciaio X40CrMoV5

Dopo l'adeguato mantenimento si può estrarre il pezzo dal forno e raffreddarlo con velocità bassa in modo da evitare una ricomparsa di tensione; di solito il raffreddamento avviene in aria calma.

I forni utilizzati per il trattamento sono normali forni a muffola e, viste le basse temperature di trattamento, non servono particolari ambienti protettivi.

2.5 Trattamento termico della lega X200Cr18

Gli obiettivi del trattamento su queste sfere di acciaio X200Cr18 di diametro 90mm sono quelli di ottenere una durezza a 2.5mm dalla superficie di almeno 60 HRc , che questa si mantenga il più possibile nel pezzo, e una quantità di austenite residua minore possibile; il tutto lo si deve cercare di ottenere con un tempo totale di trattamento contenuto in modo da renderlo economicamente vantaggioso e garantire un'elevata produzione. Sarà, inoltre, da valutare l'influenza della metodologia di distaffatura sulle proprietà dopo trattamento dei pezzi.

I pezzi necessitano di elevata durezza perché questa è il principale parametro che comanda la resistenza ad usura, che, vista l'applicazione delle sfere come organi macinanti, dovrà essere la maggiore possibile.

Il trattamento finale, viste le durezze in gioco, sarà composto da una tempra, seguita, se necessario da una distensione, cercando di non far calare troppo la durezza.

Il materiale in oggetto, avendo un alto tenore di carbonio e di cromo, avrà le curve di trasformazioni molto più spostate a destra (tempi maggiori) rispetto al diagramma dell'acciaio eutettoidico visto in precedenza: sarà quindi sufficiente un mezzo di spegnimento non troppo drastico per temprare il pezzo e la profondità di tempra dovrebbe risultare elevata; si potrà, tuttavia, fare varie prove con mezzi diversi (a parità di tempi e temperature di mantenimento) per poterne confrontare la resa in termini di durezza, percentuale di austenite residua e osservare eventuali formazioni di cricche di tempra dovute alle tensioni interne.

Della lega X200Cr18 non sono note le curve TTT e CCT esatte, però, in fase preliminare si possono valutare i trattamenti a cui sottoporre i pezzi, per arrivare al processo definitivo, utilizzando i diagrammi, studiati da vari autori, di leghe di composizione simile a quella di interesse.

2.5.1 Curve TTT per leghe analoghe a quella in oggetto

Dalla consultazione bibliografica, nel libro "*Transformation Characteristics of Chromium and Chromium-Molybdenum White Irons*", Atlas 1970, degli autori F.Maratray e R.Usseglio-Nanot, è stato trovato un consistente studio dei diagrammi di trasformazioni di acciai e ghise bianche legate con cromo e cromo molibdeno; la lega più simile a quel-

la in oggetto è la “IBX” di composizione dichiarata di : 2.08% di carbonio, 15.85% di cromo e tracce di molibdeno.

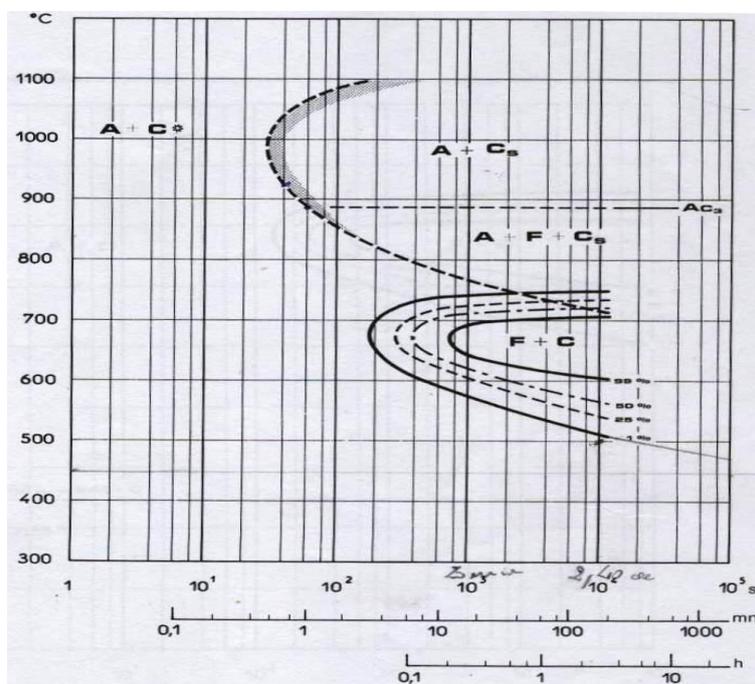


Figura 2.8 – Diagramma TTT lega IBX con austenite non destabilizzata.[9]

In figura 2.8 è riportato il diagramma TTT della lega “IBX”, senza pre trattamenti di destabilizzazione dell’austenite. Il naso delle curve di formazione dell’austenite (cioè dove il tempo di trasformazione è inferiore) è tra i 930°C e 1000°C; tra queste temperature dovrà essere individuata la più adatta per l’austenitizzazione; si dovrà evitare la formazione di ferrite (quindi evitare quella parte di diagramma) perché le durezze derivanti sarebbero troppo basse. Il tempo di mantenimento non dovrà essere eccessivo per non rendere troppo stabile l’austenite e ingrossare molto la grana tanto comunque, vista la stabilità dei carburi di cromo, non potranno essere totalmente disciolti.

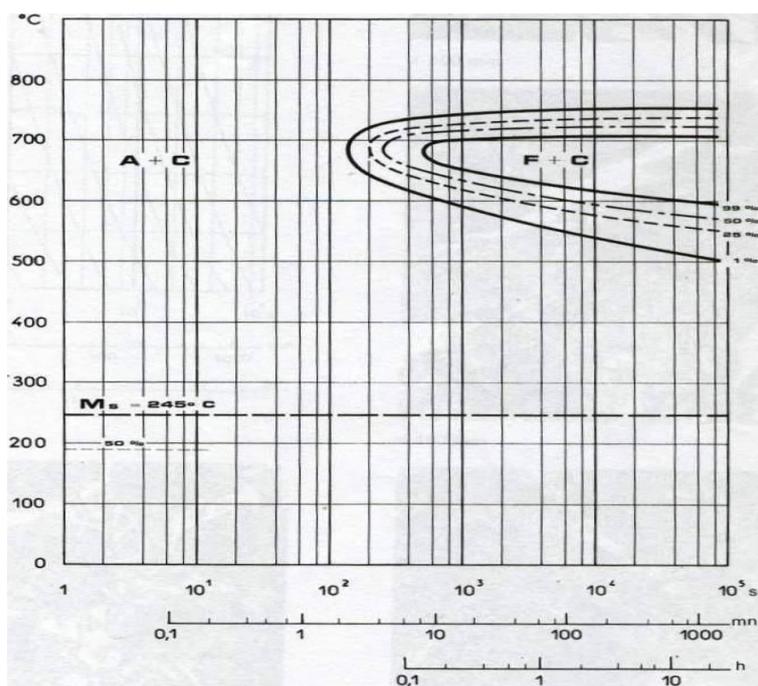


Figura 2.9 – Diagramma TTT lega 1BX con austenite destabilizzata 20' a 1000°C.[9]

In Figura 2.9 è riportato, invece, il diagramma TTT della lega “1BX” dopo destabilizzazione dell’austenite per 20’ a 1000°C, si vede da questo grafico come dopo soli venti minuti di mantenimento a quella temperatura si dovrebbe temprare, altrimenti, pochi minuti ad una seconda temperatura più bassa darebbero luogo alla formazione di ferrite. I punti critici ricavati, dagli autori, di questa lega “1BX” sono : Ac1 pari a 814°C, Ac3 di 882°C e Ms di 245°C.

Il trattamento a cui sottoporremo i pezzi, fino ad ottenere il processo più adeguato, dovrà, secondo quanto visto in questi studi, avere come principi fondamentali:

- un riscaldamento a temperatura maggiore di Ac_3 per austenitizzare la matrice e sciogliere, se possibile, parte dei carburi primari di cromo evitando nel contempo l'ingrossamento del grano ed un'eccessiva stabilizzazione della fase gamma col rischio di elevato tenore di austenite residua; sarà da valutare quindi la temperatura più adeguata (indicativamente nel range 930-1000°C), il tempo di mantenimento e capire se è possibile inserire il pezzo nel forno già in temperatura o fargli seguire la rampa di riscaldamento del forno, con eventuali soste di assestamento.
- spegnimento in un mezzo adeguato ad ottenere martensite di elevata durezza ma evitando la comparsa di eccessive tensioni nel pezzo; sarà utile quindi un confronto tra acqua o acqua quench, olio agitato e aria forzata.
- valutare la necessità di un successivo rinvenimento, la cui temperatura e permanenza dovrà far in modo non avvenga formazione di ferrite a partire dalla martensite, incompatibile con il vincolo di durezza, ma solo aiutare la trasformazione dell'austenite residua (in bainite o perlite) e ridurre le tensioni interne; dovrà attestarsi quindi attorno all'intervallo 400-500°C, come compromesso tra durata e rischio di caduta della durezza; il raffreddamento dopo questo trattamento dovrà essere effettuato in aria calma.

2.5.2 Microstrutture e durezze attese

Dopo il trattamento di tempra si dovrebbe ottenere, ai fini di soddisfare il vincolo tecnico della durezza, una struttura con matrice di martensite con dispersi carburi di cromo secondari, e a bordo grano carburi di cromo primari di maggiori dimensioni. Sarà importante la presenza dei piccoli carburi secondari, perché rafforzano ed induriscono molto la matrice. L'individuazione della presenza di austenite residua non è possibile attraverso la microscopia ottica, sarà quindi necessaria un'indagine mediante diffrattometro a raggi X.

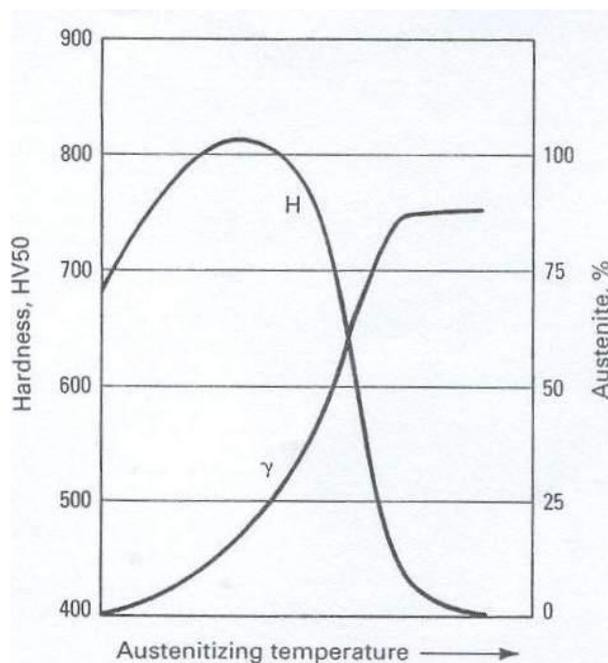


Figura 2.10 – Influenza della temperatura di austenitizzazione sulla durezza (H) e sull'austenite residua (γ) in acciaio alto legati al cromo.[10]

Il legame tra temperatura di austenitizzazione con la durezza dopo tempra e la percentuale di austenite residua, più volte fin qui rimarcato, è ben rappresentato in Figura 2.10; si nota infatti come aumentando la temperatura si riduce la durezza (curva H) ed aumenta la presenza di austenite residua (curva γ), questo perché i due fenomeni sono legati: più austenite residua, duttile, abbassa la durezza del pezzo.

La durezza, dopo tempra, dovrà attestarsi attorno a 64-65 HRc, per far in modo che, dopo un eventuale rinvenimento con perdita indicativa di qualche punto di durezza (nella scala Rockwell C), si rispetti il vincolo di 60 HRc; il valore atteso è presumibile perché rilevato anche nello studio della lega “IBX”.

Si può quindi procedere con vari trattamenti, prima su porzioni di pezzi e poi sulle sfere intere fino ad individuare il miglior trattamento che garantisca le proprietà volute.

3. CAPITOLO

“SAFAS S.P.A.” E IL PROCESSO DI PRODUZIONE DELLE SFERE DI ACCIAIO X200CR18

3.1 Il processo di produzione delle sfere

La lega in oggetto, X200Cr18, è prodotta dalla “Safas Spa”, gruppo industriale con sede a Tavernelle di Altavilla Vic.na (VI), che conta cinque diversi stabilimenti produttivi (con sedi sia in Italia che all'estero), specializzato nella produzione di acciai e ghise speciali.

Con la lega X200Cr18 vengono prodotte sfere, mediante colata in forma, utilizzate come organi macinanti in mulini; l'intero processo, compreso il trattamento termico, viene effettuato internamente all'azienda.

La fase di produzione è sempre delicata perché difetti o problemi di colata possono compromettere irrimediabilmente i pezzi.

Il processo produttivo deve infatti essere scrupolosamente controllato in ogni sua parte, con un monitoraggio e test di qualità per garantire uniformità delle caratteristiche tecniche dei lotti.

Passiamo quindi in rassegna le principali tappe necessarie per la produzione delle sfere.

3.1.1 Procedimento fusorio

La prima fase, necessaria, è la parte fusoria per produrre la lega da colare nelle forme. Per questa produzione la ditta utilizza forni elettrici ad induzione, a media frequenza senza nucleo magnetico: è sostanzialmente un crogiolo (pressoché cilindrico) circondato da una bobina di rame, raffreddata ad acqua, nella quale passa corrente ad alta frequenza; il limite tecnico è dato dalla necessità che, per un buon funzionamento elettrico, è

necessario minimizzare la distanza tra il metallo in fusione e la bobina di rame, quindi il rivestimento refrattario deve essere il più sottile possibile, ma deve garantire al tempo stesso sicurezza e durata per un buon numero di colate.

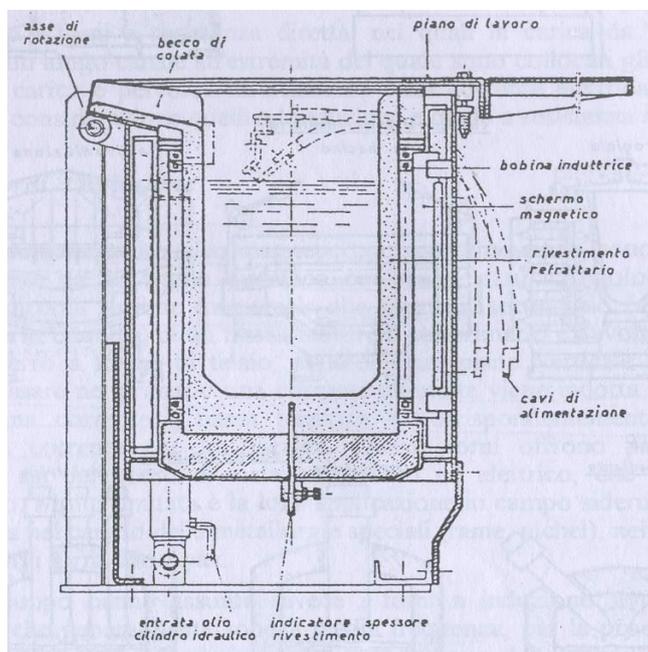


Figura 3.1 – Sezione trasversale di un forno ad induzione a media frequenza.[11]

In Figura 3.1 è riportata la sezione trasversale di un forno ad induzione, un utile particolare costruttivo è lo svuotamento direttamente effettuato con il ribaltamento del forno attorno all'asse indicato in figura. Le caratteristiche del refrattario devono essere tali da ridurre al minimo lo sgretolamento, che produce dannose inclusioni nel bagno; l'attuale tendenza è l'utilizzo di refrattari basici.



Figura 3.2 – Forni utilizzati dalla “Safas S.p.A.”

L’induzione magnetica provoca elevata agitazione del bagno e ne favorisce, quindi, il mescolamento nelle fasi di aggiunta di elementi leganti e di nuova carica del metallo. Garantisce composizioni chimiche delle colate molto controllate, ed è per questo molto utilizzato per la produzione di leghe alto legate con cromo (come in questo caso), molibdeno, tungsteno, vanadio o altri elementi.

La carica del forno, come si può vedere in Figura 3.3, è composta principalmente da rottame, come tipicamente accade per la produzione di acciai speciali; si può quindi parlare di *ciclo da rottame*⁷. Per modularne la composizione vengono poi aggiunte cariche di legante, se l’apporto dato dal rottame non è sufficiente.[12]



Figura 3.3 – Momento di carica del forno

⁷ In contrapposizione al il ciclo integrale quando si parte direttamente dal minerale.

Il materiale fuso viene trasferito dal forno, mediante il suo ribaltamento, in una siviera per essere trasportato nel reparto di colata; la temperatura nella siviera, vicino alla linea è di 1508°C.

3.1.2 Stampi e terre da fonderia

La produzione delle sfere avviene mediante processo di colata con forma a perdere e modello permanente; sostanzialmente si riempiono le staffe metalliche con terra da fonderia su cui, mediante i modelli vengono ricavate le cavità per la colata dei pezzi.

Le cavità ricavate con i modelli non sono solamente le impronte dei pezzi, ma anche tutte le parti necessarie alla colata : canali, bacini di colata e materozze per compensare i ritiri. Vengono realizzate cavità speculari in due diverse staffe, poi unite e chiuse per poter procedere con la colata.[13]

Per la colata delle sfere viene utilizzata, come mostrato in Figura 3.4, un'architettura della forma che prevede un bacino di colata centrale da cui si diramano quattro canali che portano il fuso ciascuno ad una materozza comune a sei sfere, per ogni forma vengono quindi prodotte 24 sfere.

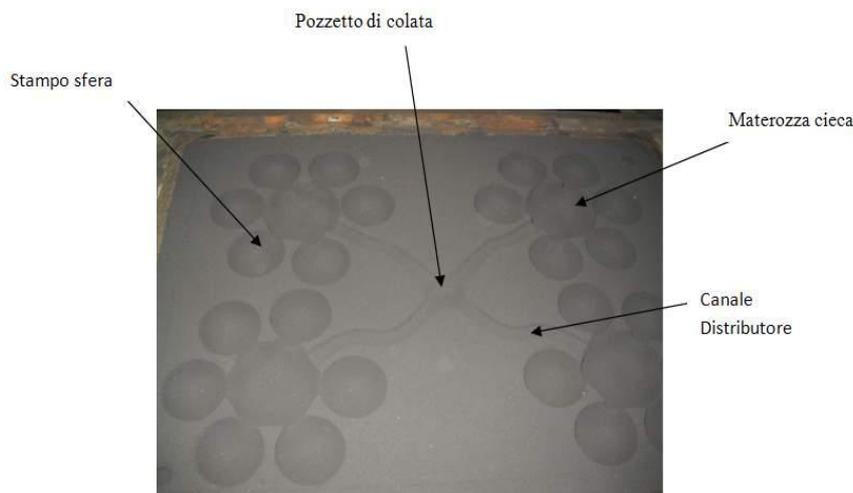


Figura 3.4 – Staffa inferiore per la colata delle sfere

La terra da fonderia deve garantire permeabilità ai gas e al vapore che si sviluppano durante la colata, per evitare inconvenienti di incompleto riempimento delle cavità; per

questo motivo la granulometria non deve essere troppo fine perché permette una minore evacuazione dei gas.

3.1.3 Il processo di colata

Il processo di produzione inizia, quindi, con la carica del forno per ottenere la lega allo stato liquido; nel frattempo nel reparto di formatura si preparano gli stampi per la colata. Quando il fuso è pronto, viene prelevato con la siviera dal forno e portato alla linea di colata dove viene versato nelle forme per ottenere le sfere. Il tempo di svuotamento della siviera deve essere adeguato alla quantità caricata : si deve evitare di lasciare troppo tempo il materiale in essa onde evitare un eccessivo raffreddamento, che pregiudichi la qualità della colata, e l'ossidazione del bagno con conseguente diminuzione del contenuto di carbonio.

Dopo un adeguato tempo di permanenza nelle forme si può procedere nella distaffatura e, a seguire, le operazioni di rifinitura dei pezzi.

3.2 Distaffatura dei pezzi

La fase di distaffatura consiste nella riapertura delle staffe e nell'estrazione della colata dalla terra di fonderia, mediante separazione meccanica (attraverso il nastro vibrante in Figura 3.5).



Figura 3.5 – Separazione dei pezzi dalla terra da fonderia

Dopo l'eliminazione della terra si può procedere con la separazione dei pezzi dalle materozze e dai sistemi di alimentazione mediante tranciatura. Le sfere necessitano ora solo di una sbavatura e rifinitura.

L'importanza del processo di distaffatura sta nella scelta del tempo tra colata e distaffatura, cioè sostanzialmente della temperatura del metallo al momento dell'apertura delle staffe. La scelta di questo parametro va ad incidere su due principali fattori :

- la microstruttura, più o meno soggetta ad ingrossamento della grana (sia della matrice che dei carburi) ed omogeneizzazione tra bordo e cuore dei pezzi; potrebbe portare a diversi esiti del trattamento termico successivo, data la diversa struttura di partenza, in termini di durezza, uniformità della struttura e di austenite residua.
- elevate tensioni interne, con rischio di cricatura dei pezzi nel caso di distaffatura a temperatura ancora troppo alta e conseguenti shock termici.

Una distaffatura anticipata, senza compromettere la qualità dei pezzi, è un vantaggio per l'azienda perché vede ridursi il tempo di inattività delle staffe, e a parità di produzione ne servono meno e lo spazio necessario per le colate può essere ridotto, producendo così notevoli vantaggi economici.

Per questi motivi, dei campioni sottoposti ad analisi, una parte è stata distaffata dopo un'ora e mezza dalla colata, le altre invece, il giorno successivo; si potrà così valutare, a parità di trattamento termico, l'influenza del momento di distaffatura.

4. CAPITOLO

PROVE DI LABORATORIO

4.1 Modalità di trattamento termico

I trattamenti termici sulle sfere, o parti di esse, forniteci dalla “Safas S.p.A.” sono stati effettuati in parte presso il laboratorio di materiali dell’università e in parte presso la sede di Tavernelle di Altavilla Vic.na (Vi) dell’azienda.

I primi trattamenti di tempra, su porzioni delle sfere, sono stati effettuati in laboratorio, dato che, vista la dimensione dei pezzi, era possibile trattare vari campioni simultaneamente.



Figura 4.1 – Forno LH 15/13

Il forno utilizzato è stato un “Nabertherm” modello “Labotherm LH 15/13” (Figura 4.1), a camera cubica di 15 litri di volume disponibile; può arrivare ad una temperatura massima di 1300°C, con resistenze in tutte le facce del cubo tranne in quella inferiore, dove vengono posizionati i pezzi, che garantiscono tempi di riscaldamento ridotti ed elevata uniformità della temperatura nella camera, requisito fondamentale per la buona riuscita del trattamento termico. L’isolamento è in mattoni refrattari che garantiscono basse dispersioni, a vantaggio di un notevole risparmio energetico. Il forno richiede alimentazione elettrica trifase (380V), con potenza massima assorbita di 7 kW. Il control-

lo della temperatura del forno (riportato nel display) è stato effettuato mediante termocoppia di tipo K⁸.

In laboratorio, per la tempra, come mezzi di spegnimento si è utilizzata : acqua agitata, contenuta in un secchio da 15 litri rispetto a pezzi di qualche centimetro cubo di dimensione (volume idoneo), aria forzata, mediante utilizzo della rete ad aria compressa, e, per verifica della temprabilità, aria calma (temperatura ambiente sempre sui 25°C).

Con questo forno sono stati effettuati, invece, tutti i trattamenti di rinvenimento, anche sui pezzi trattati presso l'azienda.

La seconda parte dei trattamenti di tempra, questa volta sulle sfere intere, è stata effettuata presso la "Safas S.p.A." per vari motivi, tra cui le maggiori dimensioni del forno che permetteva di trattare molte sfere contemporaneamente, poter effettuare la tempra in olio (con adeguata vasca ed agitatore) e riportarsi a condizioni più simili al processo industriale, con notevoli dimensioni dei forni e minore uniformità rispetto ai dispositivi da laboratorio.



Figura 4.2 – Forno per trattamenti presso "Safas S.p.A.", e relativo pannello di controllo

⁸ Termocoppie Chromel (Ni-Cr) e Alumel (Ni-Al), sono termocoppie di uso generale, economiche e disponibili in una grande varietà di formati. Il loro intervallo di misura va da -200°C a 1260°C.

È stato utilizzato un forno “*Felind*” (Figura 4.2), a resistenza elettrica, capacità di circa 2 m³; dispone per il controllo della temperatura di varie termocoppie di tipo K, collegate ad un monitor per l’osservazione simultanea degli andamenti nel tempo (Figura 4.2).

In questi trattamenti sono stati utilizzati come mezzi di spegnimento acqua quench (secchio da 20 litri), olio agitato (vasca con agitatore ad elica, Figura 4.3), e aria forzata (pedistallo con getto di aria compressa).

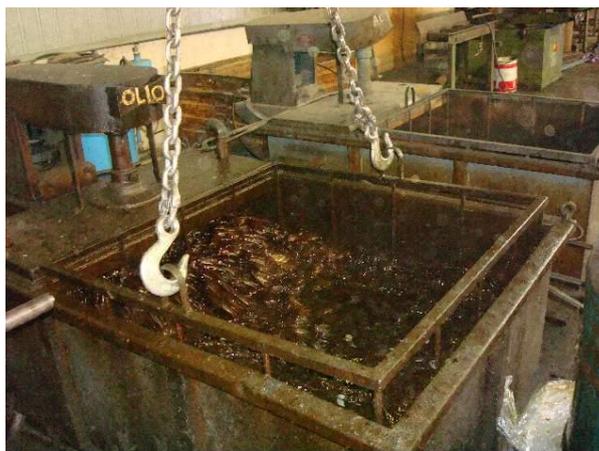


Figura 4.3 – Vasca per tempra in olio, con agitatore in funzione

4.2 Taglio delle sfere

Una fase fondamentale per l’analisi di ogni sfera, sia per ricavare porzioni da trattare che per l’analisi di quelle trattate interamente, è il taglio.

Questa operazione deve essere condotta in maniera accorta perché riscaldamenti eccessivi dovuti all’attrito, nel caso di taglio mediante lame, potrebbero portare a trasformazioni della microstruttura interna e falsare, quindi, le successive analisi.

L’utilizzo di troncatrici a disco abrasivo, come quella utilizzata in laboratorio, è vincolato ad un adeguato apporto di fluido lubrorefrigerante che mantenga basse le temperature nella zona di taglio.

Il taglio mediante la troncatrice da laboratorio è risultato complesso per la notevole dimensione dei pezzi, unita ad una geometria sferica che ne rende difficoltoso il fissaggio e all’elevata durezza dei pezzi temprati.

Per evitare inconvenienti le prime due sfere temprate sono state tagliate, ottenendo porzioni più piccole, mediante water-jet, cioè taglio con acqua ad alta pressione, che non produce calore e non altera la microstruttura del pezzo.

Nel frattempo sono state procurate adeguate lame per il taglio di pezzi temprati, e realizzata un'apposita morsa, per la troncatrice, che ha permesso il taglio di tutti i successivi campioni direttamente in laboratorio.

È sempre stato garantito un elevato apporto di refrigerante, mediante gli ugelli di cui è dotata la troncatrice, per evitare di surriscaldare i pezzi.

Il procedimento di taglio seguito è stato di tagliare a metà la sfera, da una delle due (quella non collegata alla materozza) se ne ricavava un quarto che a sua volta serviva per ricavare le sezioni adatte alle varie prove di laboratorio. In Figura 4.4 è possibile osservare le parti prodotte dal taglio delle sfere, le due superiori sono state tagliate alla troncatrice, mentre le due inferiori sono quelle tagliate ad acqua.



Figura 4.4 – Sfere dopo il taglio



Figura 4.5 – Troncatrice da laboratorio

Dopo il taglio delle sfere in porzioni grossolane, è necessario ricavare campioni adatti alle varie prove e prepararli con un adeguato procedimento.

Nei trattamenti preliminari si è lavorato direttamente su porzioni di sfere (dimensione qualche centimetro cubo) mentre nei trattamenti sulle sfere intere si è privilegiato ricavare sezioni che andassero da bordo a cuore per poter valutare eventuali differenze strutturali tra le due regioni, soggette a diversi tempi di raffreddamento.

Ogni tipo di analisi prevede un procedimento di preparazione diverso:

- Le prove di durezza non necessitano di particolari preparazioni, è sufficiente una superficie il più possibile piana e lucidata con una carta a grana grossa (180 grit); è

possibile realizzare anche profili di durezza segnando con un pennarello delle tacche in corrispondenza del punto in cui effettuare l'impronta.

- Le analisi micrografiche necessitano invece di una accurata lucidatura necessaria in quanto il funzionamento del microscopio è a riflessione, perciò serve una superficie più riflettente possibile; per far risaltare alcuni componenti strutturali rispetto ad altri si utilizza l'attacco chimico.
- L'analisi al rifrattometro necessita di un campione di altezza massima 6 mm, lucidato fino alla carta da 600 grit, e seguito da una lucidatura elettrochimica.

Nel caso i pezzi siano di piccole dimensioni, per una più comoda preparazione, si ricorre all'inglobatura.

Vediamo ora nel dettaglio le operazioni di lucidatura, inglobatura e di attacco chimico, necessarie per un buon risultato dello studio metallurgico.

4.2.1 Inglobatura

Per maneggiare più agevolmente i pezzi di dimensioni minori si è utilizzata l'inglobatura a caldo. Questa tecnica prevede di inserire il pezzo in una pressa inglobatrice (Figura 4.6) insieme ad una certa quantità di resine fenoliche termoindurenti; la macchina mette in pressione la resina e la porta alla temperatura di 160°C circa, così da fondere e compattare la resina attorno al pezzo; il tempo di permanenza è di circa 10 min, dopo cui si fa scorrere acqua nella macchina per raffreddare il tutto e poter estrarre il componente. La fase di raffreddamento è importante effettuarla in pressione per tener compattata la resina che tende a ritirarsi durante questa fase. La temperatura di 160°C raggiunta, per l'acciaio, è tale da non alterare la microstruttura.



Figura 4.6 – Inglobatrice a caldo



Figura 4.7 - Lucidatrice

4.2.2 Lucidatura

La lucidatura è la fase necessaria per rendere lucida la superficie dei campioni; viene effettuata con una macchina, detta lucidatrice (in Figura 4.7), con superficie rotante su cui vengono fissate le carte o i panni necessari. È fondamentale l'utilizzo di abbondante acqua per tener raffreddata la superficie che, altrimenti, a causa dell'elevato attrito potrebbe subire alterazioni.

Le fasi della lucidatura per un acciaio sono normalmente:

- sgrossatura con carta al carburo di silicio a grana 180 grit;
- lucidatura con carta al carburo di silicio a grana 600 grit;
- lucidatura con carta al carburo di silicio a grana 1200 grit;
- lucidatura con carta al carburo di silicio a grana 2400 grit;
- lucidatura con panno e pasta diamantata a grana a 6 μm ;
- lucidatura con panno e sospensione diamantata a grana 3 μm ;

In ogni fase si deve ruotare il campione di 90° in modo da incrociare il verso dei “solchi”. La lucidatura consente di ottenere una superficie a specchio in modo da permettere la riflessione della luce del microscopio e per rendere l'area libera da ossidi, lubrificanti e da qualsiasi altra sostanza estranea al pezzo.

4.2.3 Attacco chimico

L'attacco chimico è necessario per far risaltare le diverse fasi e microstrutture presenti; ogni materiale necessita di uno specifico attacco, in grado di far risaltare le strutture presenti.

Nel caso della lega in oggetto è stato utilizzato un attacco tipico per acciai ipereutettoi-dici o ghise bianche, composto da 80 ml di acqua (distillata), 20 ml di acido cloridrico (HCl) e 4 g di acido picrico ($\text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7$). La procedura prevede di preparare l'attacco sotto la cappa aspirante, riempire un becker in vetro pirex con l'attacco ed immergervi un pezzo per volta, mantenendolo immerso per circa una trentina di secondi; si deve poi risciacquare accuratamente il pezzo per arrestare la corrosione.

L'attacco permette di evidenziare la ferrite, che diventa nera a causa dell'ossidazione, rispetto ai carburi che non vengono ossidati e risulteranno quindi di colore bianco (al microscopio).

Dopo l'attacco, tranne il lavaggio, non servono altre operazioni di preparazione per l'osservazione microscopica.

4.3 Prove di durezza

Le prove di durezza possono essere condotte secondo varie metodologie, nelle prove effettuate nel nostro caso sono stati usati i metodi Vickers e Rockwell C.

Il metodo Vickers, molto versatile perché permette sia prove di macrodurezza che di microdurezza, prevede l'utilizzo di un penetratore a piramide di diamante, con angolo al vertice di 136° (che coincide con l'angolo di penetrazione); per le prove di durezza è stato utilizzato un carico di 100 Kg, mentre per quelle di microdurezza un carico di 100 g. La durezza è definita come il rapporto tra il carico applicato e la superficie dell'impronta, si rileva con un micrometro la misura delle diagonali e da tabelle predisposte si ricava la durezza. Il tempo di applicazione del carico è stato di 15 s circa.

Il metodo Rockwell C, invece, prevede l'utilizzo di un penetratore conico con angolo al vertice di 120° ed un carico di 150 Kg; la prova consiste nell'applicare un precarico ottenendo la penetrazione l_0 e la si prende come riferimento, si applica poi l'intero carico che porta la punta ad una profondità l_1 , si toglie a questo punto il precarico e per il ritorno elastico del materiale il penetratore si porta a quota l_2 , la differenza tra l_2 ed l_0 esprime la durezza del pezzo. È adatta solo per prove di macrodurezza, dato l'elevato carico applicato.

4.4 Analisi micrografiche e macrografiche

L'analisi micrografica è fondamentale per lo studio della struttura dei metalli, combinandola con adeguati attacchi chimici. Il microscopio in dotazione permette osservazioni a 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x, massimo ingrandimento reale possibile con un microscopio ottico. Con le micrografie è possibile identificare le microstrutture e le fasi

presenti nel pezzo, tranne alcune strutture complesse come l'austenite residua o la bainite.

Il software di cui è dotato il microscopio permette poi di effettuare accurate analisi di immagine: in questo caso è stata definita una routine che, basandosi sulle differenze cromatiche tra le microstrutture, ha permesso la rilevazione della percentuale di carburi primari su un campione di 16 rilevazioni, così da avere un buon dato statistico per il calcolo dell'errore. Sono state raccolte micrografie e calcolata la percentuale di carburi sia a bordo che a cuore dei pezzi ricavati dalle sfere trattate per intero per poter valutare l'omogeneità interna della sfera.

4.5 Analisi diffrattometrica ai raggi X

L'analisi diffrattometrica ai raggi X permette, in materiali con reticoli cristallini, di individuare le strutture presenti e di calcolarne il volume percentuale delle varie fasi.

È molto utilizzata in campo metallografico perché è sostanzialmente l'unico metodo di indagine capace di rilevare la presenza di austenite residua e di quantificarne la quantità presente.

Il funzionamento è basato sulla legge di Bragg ($n\lambda = 2d\sin\theta$) che permette di determinare il parametro reticolare d , cioè la distanza tra due reticoli cristallini, caratteristica di ogni struttura cristallina e quindi di conoscerne la struttura presente. Inoltre, dalla rilevazione dell'intensità dei raggi diffratti è possibile calcolare il volume della struttura presente nel campione analizzato.

L'utilizzo della diffrazione a raggi X per la determinazione della quantità di austenite residua è regolato dalla norma ASTM⁹ E 975 – 95 che descrive le procedure per un corretto utilizzo dello strumento; i punti chiave, prescritti nella norma, sono:

- Necessaria presenza di una struttura cristallografica casuale, senza orientazioni preferenziali delle strutture, che potrebbero alterare i risultati.
- Utilizzo di una sorgente di raggi X con anodo di Cromo (come nello strumento del laboratorio) per ottenere la massima risoluzione possibile.

⁹ American Section of the International Association for Testing Materials: organismo di normalizzazione internazionale

- Non è possibile distinguere tra martensite e ferrite, perché l'intensità di diffrazione è pressoché la stessa.
- Non è possibile rilevare con accuratezza percentuali di austenite residua inferiori all'1%; in generale l'errore sulla misura è del 2.5% (derivante da analisi statistiche).
- È necessario conoscere, con un altro metodo di indagine, la percentuale di eventuali carburi presenti (tipicamente effettuata con l'analisi d'immagine) per tenerne conto nei calcoli dell'austenite residua.
- I campioni da sottoporre ad analisi devono avere superficie di almeno 2 cm², lucidati fino alla carta da 600 grit al carburo di silicio e poi sottoposti ad una lucidatura elettrochimica per evitare la trasformazione dell'austenite residua e ridurre al minimo eventuali direzioni preferenziali generate dalla lucidatura meccanica.

Lo strumento effettua, mediante rilevatore, la scansione del campione rilevando i vari picchi di diffrazione attraverso cui è possibile calcolare, mediante le relazioni fornite dalla norma, la percentuale di austenite residua.[14]

È un controllo molto utile perché non distruttivo e può essere effettuato su pezzi che verranno poi utilizzati.

Lo strumento del laboratorio (in Figura 4.8), utilizzato per le analisi, è il modello "X'PERT PRO" equipaggiato con culla di Eulero aperta (OEC) della Philips/Panalytical.



Figura 4.8 – Diffrattometro a raggi X

4.6 Analisi chimica

Le analisi chimiche dei campioni, come quelle in Tabella 1.1, 1.2 e 1.3 sono state effettuate mediante Quantometro a fototubi "Was Foundry-Master Pro" : lo strumento me-

dianete una scarica elettrica (generata da un filo di tungsteno) vaporizza una piccola quantità di materiale e li analizza. Questo strumento permette analisi delle composizioni molto rapide, senza bisogno di particolari preparazioni dei pezzi; si deve però fare attenzione ed evitare di effettuare l'analisi in zone ossidate per non alterare i risultati.

Il limite dello strumento è la rilevazione del carbonio, elemento di piccole dimensioni, che risente dei maggiori errori sulla misura, specialmente se presente in basse percentuali.

Per analizzare un campione è necessario effettuare varie misurazioni (dette sparate) così da tenere come analisi finale il valore medio e conoscere l'errore dato dalla deviazione standard dovuta alle oscillazioni delle misure.

5. CAPITOLO

RISULTATI DELLE PROVE DI LABORATORIO

5.1 Premessa

Per determinare il trattamento termico adeguato alle sfere e valutare l'influenza dei vari parametri (tempi di permanenza, temperature, drasticità di tempra), è stato necessario effettuare svariate prove fino a giungere al trattamento più appropriato per garantire le proprietà tecniche richieste.

Si è cominciato analizzando le sfere di originali (prodotte per colata in forma), punto di partenza fondamentale per i successivi trattamenti, e due sfere già trattate dall'azienda. Si è passati poi ad effettuare dei trattamenti preliminari su porzioni delle sfere non trattate per capire le temperature ed i mezzi di tempra più adeguati. Infine, per svincolarsi dalle ridotte dimensioni dei pezzi sottoposti ai trattamenti preliminari, si è proceduto nel trattare intere sfere, così da avere dati pratici in relazione alle dimensioni dei pezzi.

La prima scelta dei trattamenti, effettuata sulle porzioni di sfera, è stata fatta ricorrendo alla consultazione delle curve di trasformazione di leghe simili a quella in oggetto (Paragrafo 2.5), verificando sperimentalmente gli esiti, e variando poi i parametri in maniera da capire un range di possibile cicli termici da valutare direttamente sulle sfere intere.

In questo capitolo verranno quindi esposte le analisi metallografiche effettuate sui vari campioni, ciascuno nominato con una diversa sigla seguendo il seguente ordine :

- Sfere di partenza e già trattate (sigle A, B, C, D);
- Trattamenti preliminari su porzioni di sfere (sigle T2A, T2B, T3A, T4A, T6A, T7A, T8A);
- Trattamenti effettuati sulle sfere intere (sigle OL, OL1, A1, OL3, A3, OL1D, A1D, OL1RA, OL1RB, Q1R, 1E, 1D, 9E, 9D).

5.2 Sfera A

Sfera prodotta per colata in forma, distaffata a freddo (circa 12 ore dopo la colata, cioè sotto i 600 °C) e non trattata termicamente.

L'analisi chimica effettuata al quantometro è la seguente :

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
78,6	2,14	0,425	0,551	0,0015	0,0331	17,9	0,0354	0,118	0,0777

Tabella 5.1 – Analisi chimica sfera A

5.2.1 Micrografie e Analisi d'immagine

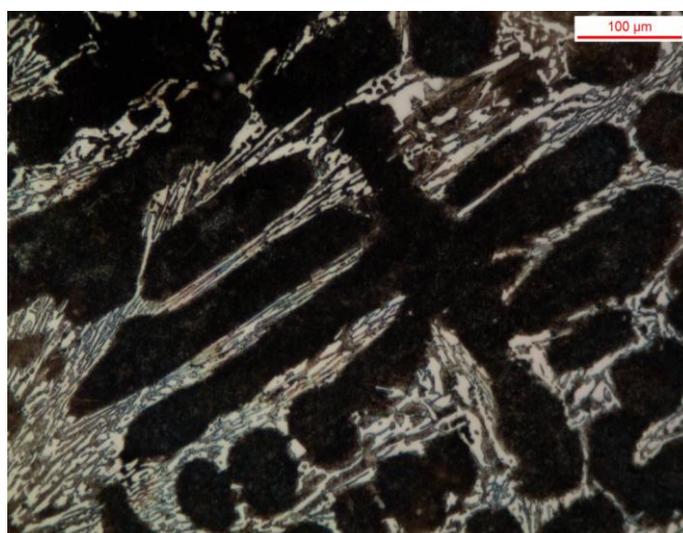


Figura 5.1 - Micrografia vista 100x

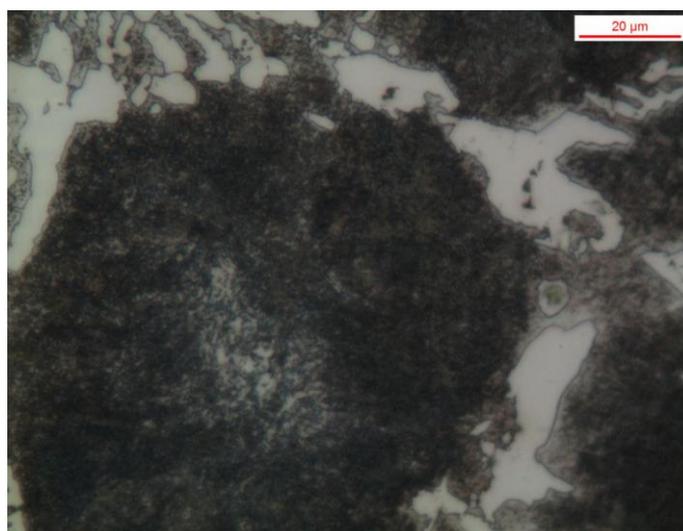


Figura 5.2 - Micrografia vista 500x

Dalle micrografie (dopo l'attacco chimico) delle Figure 5.1 e 5.2 si nota come la microstruttura sia composta da una matrice formata, a sua volta, da due fasi, una ossidata dall'attacco (di colore nero) con dispersi piccoli grani della seconda non attaccata (colore bianco), e un secondo costituente, ai suoi bordi, di tipo eutettico, composto dalle stesse due fasi del precedente. Con l'analisi d'immagine si è calcolata la percentuale della fase non attaccata dall'acido (colore bianco) del secondo costituente, che risulta del 16.85 %, con una deviazione standard del 3%.

La struttura risulta quindi essere composta da due costituenti diversi a loro volta formati da sole due fasi

Data la composizione della lega (con alto tenore di cromo, elemento alfa) e le condizioni di raffreddamento lento garantita dalla permanenza nella forma in terra da fonderia si dovrebbe trattare di una matrice costituita da ferrite ($Fe-\alpha$) con dispersi piccoli carburi secondari di cromo e, al bordo, un eutettico composto da ferrite, con carburi secondari, e carburi primari di cromo; tuttavia si dovrà procedere con prove di durezza e microdurezza per confermare questa ipotesi.

Si nota come la microstruttura finemente dispersa della matrice risulta di dimensioni maggiori al centro del ramo dendritico rispetto alla periferia.

5.2.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg a 2.5 mm dalla superficie, su una media di tre prove, è di 357 HV_{100} (corrispondenti a circa 36.5 HRC).

Per valutare l'uniformità strutturale nell'intera sezione della sfera sono stati eseguiti dei profili HRC (carico 150 kg) da bordo a cuore, riportando in un grafico i valori si ottiene:

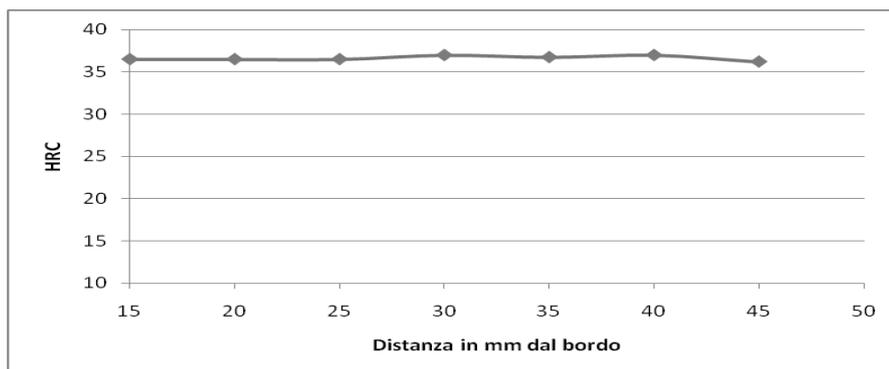


Grafico 5.1 – Profilo di durezza HRC da bordo a cuore

Si nota quindi come, grazie al raffreddamento lento, la struttura sia molto uniforme in tutta la sezione, garantendo un profilo di durezza pressoché costante.

Per caratterizzare meglio le strutture presenti si sono effettuate prove di microdurezza (con un carico di 100 g) ottenendo: 350 HV_{0.1} per la matrice (con uno scarto di 11.55) ed una durezza delle isole bianche (ipotizzato si tratti di carburi primari) di 1223 – 1350 HV_{0.1}.

Si può quindi confermare l'ipotesi fatta nel precedente sottoparagrafo: la matrice a bassa durezza è costituita da ferrite con dispersi piccoli carburi secondari (che innalzano la durezza tipica della sola ferrite che è di circa 80 HV) e l'eutettico formato da carburi primari di cromo di elevata durezza e ferrite, con dispersi piccoli carburi secondari.

5.2.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica, condotta secondo la norma ASTM E975-95 (Paragrafo 4.5), mediante diffrattometro X'PERT PRO equipaggiato con culla di Eulero aperta (O-EC) della Philips/Panalytical non risulta presente austenite residua (errore del 2.5%).

Ciò è coerente con il lento raffreddamento a cui è stato soggetto il campione esaminato.

5.3 Sfera B

Sfera prodotta per colata in forma, distaffata a caldo (circa un'ora e mezza dopo la colata) e non trattata termicamente.

L'analisi chimica al quantometro è la seguente:

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
77,1	2,24	0,392	0,599	0,0034	0,0392	19,3	0,0404	0,0948	0,0562

Tabella 5.2 – Analisi chimica sfera B

5.3.1 Micrografie e Analisi d'immagine

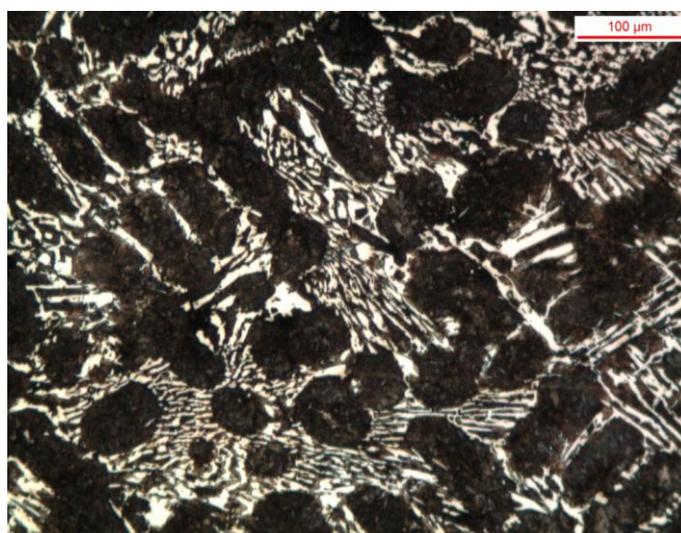


Figura 5.3 - Micrografia vista 100x

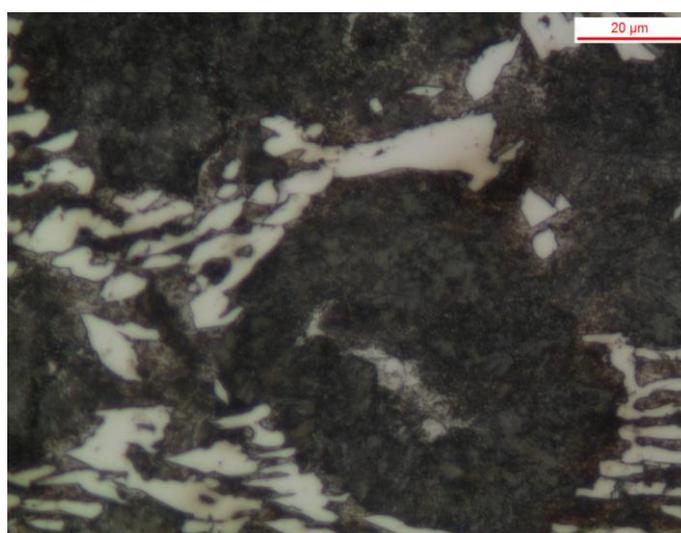


Figura 5.4 - Micrografia vista 500x

Dall'osservazione delle micrografie delle Figure 5.3 e 5.4 risulta una microstruttura molto simile a quella della sfera A con due costituenti strutturali presenti : matrice composta da due fasi ed il secondo, di tipo eutettico, al bordi del precedente, formato dalle medesime fasi, con la presenza inoltre di carburi primari. La percentuale delle isole non attaccate dall'acido (carburi primari) dell'eutettico (di colore bianco) rilevata con l'analisi d'immagine è del 20.44% (deviazione di 1.43%). Si nota un maggior ingrossamento a centro del bi bracci dendritici della matrice del costituente che non ha risentito dell'attacco (probabilmente carburi secondari), mentre nel resto della matrice risulta più finemente disperso. Le ipotesi sulle strutture presenti sono, come nella sfera A, di una matrice ferritica con dispersi carburi secondari ed un eutettico composto da ferrite, con carburi secondari, e carburi primari di cromo; si procede con le successive analisi per verificarne la veridicità.

5.3.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg a 2.5 mm dalla superficie, su una media di tre prove, è di 468 HV₁₀₀ (corrispondenti a circa 46.8 HRC).

Per valutare l'uniformità strutturale nell'intera sezione della sfera sono stati eseguiti dei profili HRC (carico 150 kg) da bordo a cuore, riportando in un grafico i valori si ottiene:

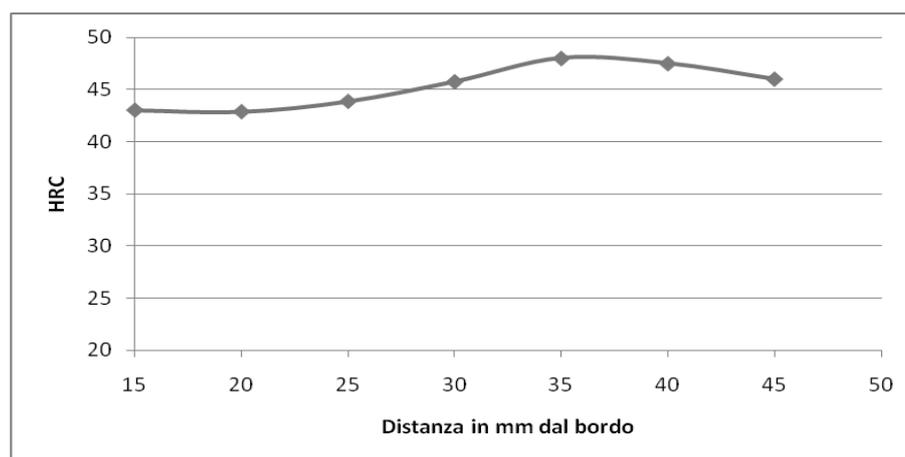


Grafico 5.2 - Profilo di durezza HRC da bordo a cuore

Si può notare come, in questo caso, a causa dell'estrazione anticipata dalla forma, l'omogeneità nella sfera sia inferiore e genera un profilo di durezza molto più variabile;

la sfera, infatti, è stata soggetta a diverse velocità di raffreddamento (un primo raffreddamento lento garantito dalla forma e poi una maggiore velocità a diretto contatto con l'aria).

Per caratterizzare meglio le strutture presenti si sono effettuate prove di microdurezza (con un carico di 100 g) ottenendo: 421 HV_{0.1} per la matrice (con uno scarto di 51.18) ed una durezza delle isole bianche (ipotizzato si tratti di carburi primari) di 1234 – 1491 HV_{0.1}.

Si può quindi confermare l'ipotesi fatta nel precedente sottoparagrafo: la matrice a bassa durezza è costituita da ferrite con dispersi piccoli carburi secondari (che innalzano la durezza tipica della sola ferrite che è di circa 80 HV) e l'eutettico formato da carburi primari di cromo di elevata durezza e ferrite, con dispersi piccoli carburi secondari.

Tuttavia in questa sfera la maggior presenza di carburi primari, rispetto alla sfera A, ha innalzato la durezza globale sulla superficie; i carburi secondari più finemente dispersi hanno innalzato invece la durezza della matrice, ma la disomogeneità del profilo di durezza si rispecchia in una maggiore deviazione standard della durezza della matrice, a causa di maggiori segregazioni. La durezza dei carburi primari resta tuttavia quasi invariata.

5.3.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica, condotta secondo la norma ASTM E975-95 (Paragrafo 4.5), mediante diffrattometro X'PERT PRO equipaggiato con culla di Eulero aperta (O-EC) della Philips/Panalytical non risulta presente austenite residua (errore del 2.5%).

Ciò è coerente con il lento raffreddamento a cui è stato soggetto il campione esaminato.

5.4 Sfera C

Sfera prodotta per colata, sottoposta ad un trattamento di bonifica (tempra più rinvenimento).

5.4.1 Micrografie e Analisi d'immagine

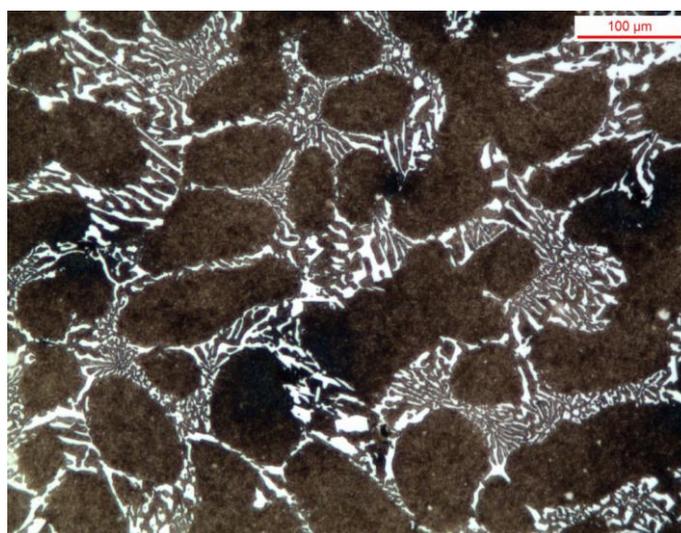


Figura 5.5 - Micrografia vista 100x

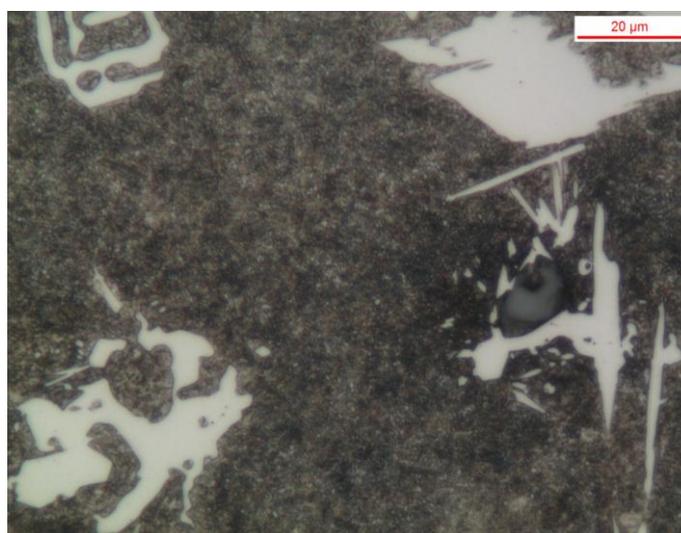


Figura 5.6 - Micrografia vista 500x

Dalle Figure 5.5 e 5.6 si nota una struttura molto più omogenea rispetto ai campioni non trattati, ma sono sempre presenti due costituenti: la matrice composta da due fasi, disperse tra loro in modo molto fine, senza ingrossamenti al centro del braccio dendritico,

ed un secondo costituente eutettico a bordo matrice, la cui fase non attaccata dal bagno chimico è presente nella quantità del 16.14% (con uno scarto del 1.6%), calcolata con l'analisi d'immagine.

Non conoscendo il ciclo termico non è possibile ipotizzare le strutture presenti; è quindi necessario procedere prima con altre analisi.

5.4.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg a 2.5 mm dalla superficie, su una media di tre prove, è di 713 HV₁₀₀ (corrispondenti a circa 59.2 HRC). La durezza del materiale è quindi notevolmente aumentata rispetto alle sfere di partenza.

Per caratterizzare le strutture presenti si sono effettuate prove di microdurezza (con un carico di 100 g) ottenendo: 713 HV_{0.1} per la matrice (con uno scarto di 51.18) ed una durezza delle isole bianche (ipotizzato si tratti di carburi primari) 1180 – 1397 HV_{0.1}.

Con il trattamento è quindi stata ottenuta una matrice di elevata durezza, riconducibile ad una martensite rinvenuta con dispersi piccoli carburi secondari (dimensione inferiore al micrometro); la durezza dei carburi primari (le isole bianche di grosse dimensioni nelle Figure 5.5 e 5.6) è rimasta sostanzialmente invariata.

5.4.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica, condotta secondo la norma ASTM E975-95 (Paragrafo 4.5), mediante diffrattometro X'PERT PRO equipaggiato con culla di Eulero aperta (O-EC) della Philips/Panalytical non risulta presente austenite residua (errore del 2.5%).

Il trattamento è quindi riuscito ad annullare la presenza di austenite residua.

5.5 Sfera D

Sfera prodotta per colata, sottoposta ad un trattamento di bonifica (tempra più rinvenimento) .

5.5.1 Micrografie e Analisi d'immagine

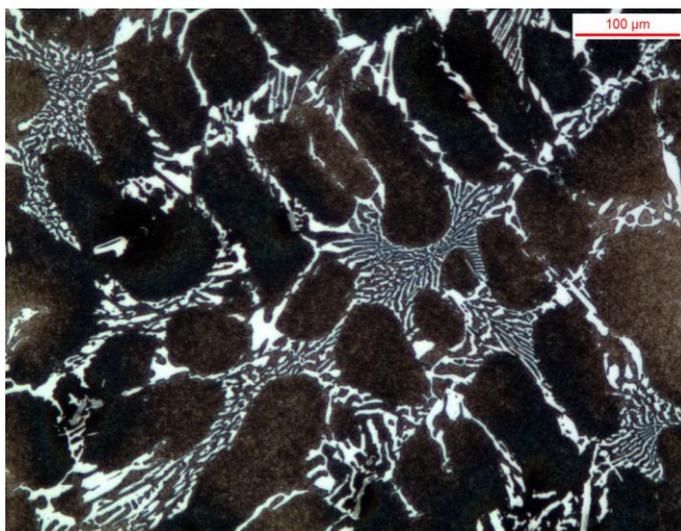


Figura 5.7 - Micrografia vista 100x

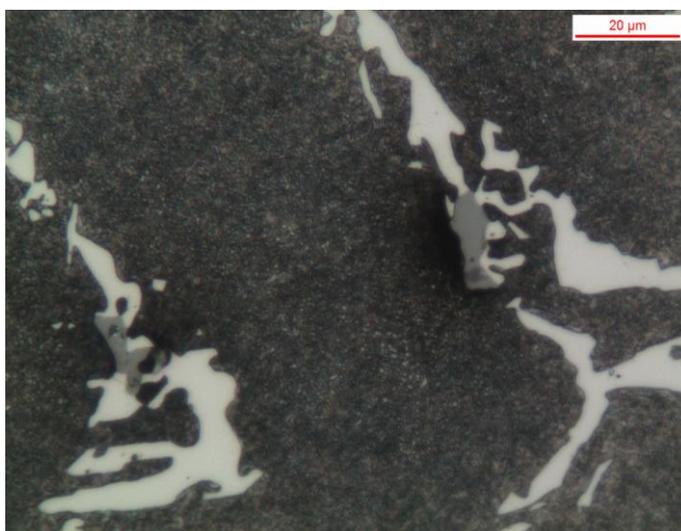


Figura 5.8 - Micrografia vista 500x

Dalle Figure 5.7 e 5.8 si nota una struttura molto più omogenea rispetto ai campioni non trattati, ma, sono sempre presenti due costituenti: la matrice composta da due fasi, di-

sperse tra loro in modo molto fine, senza ingrossamenti al centro dei bracci dendritici, ed una secondo costituente eutettico a bordo matrice, la cui fase non attaccata dal bagno chimico è presente nella quantità del 17.1% (con uno scarto del 1.71%), calcolata con l'analisi d'immagine.

A livello micrografico la struttura è molto simile a quella della sfera C precedentemente analizzata.

Non conoscendo il ciclo termico non è possibile ipotizzare le strutture presenti, è quindi necessario procedere prima con altre analisi.

5.5.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg a 2.5 mm dalla superficie, su una media di tre prove, è di 685 HV₁₀₀ (corrispondenti a circa 59.5 HRC). La durezza del materiale è quindi notevolmente aumentata rispetto alle sfere di partenza.

Per caratterizzare le strutture presenti si sono effettuate prove di microdurezza (con un carico di 100 g) ottenendo: 702 HV_{0.1} per la matrice (con uno scarto di 51.18) ed una durezza delle isole bianche (ipotizzato si tratti di carburi primari) 1281 – 1402 HV_{0.1}.

Con il trattamento è quindi stata ottenuta una matrice di elevata durezza, riconducibile ad una martensite rinvenuta con dispersi piccoli carburi secondari (dimensione inferiore al micrometro); la durezza dei carburi primari (le isole bianche di grosse dimensioni nelle Figure 5.5 e 5.6) è rimasta sostanzialmente invariata.

Il risultato, anche sotto il profilo delle durezze, è analogo a quello ottenuto sulla sfera C

5.5.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica, condotta secondo la norma ASTM E975-95 (Paragrafo 4.5), mediante diffrattometro X'PERT PRO equipaggiato con culla di Eulero aperta (O-EC) della Philips/Panalytical non risulta presente austenite residua (errore del 2.5%).

Il trattamento è quindi riuscito ad annullare la presenza di austenite residua.

5.6 Campione T2A

Il campione T2A è una porzione, di volume pari a circa 2 cm^3 , della sfera A (precedentemente analizzata, Paragrafo 5.2); la base di partenza è quindi una sfera distaffata a freddo, con buona uniformità strutturale.

Il campione è stato sottoposto ad un trattamento di tempra multiplo: mantenimento per un'ora a 980°C , trasferito (il più rapidamente possibile) in un secondo forno a 820°C per un'altra ora e quindi temprato in aria forzata.

5.6.1 Micrografie e Analisi d'immagine

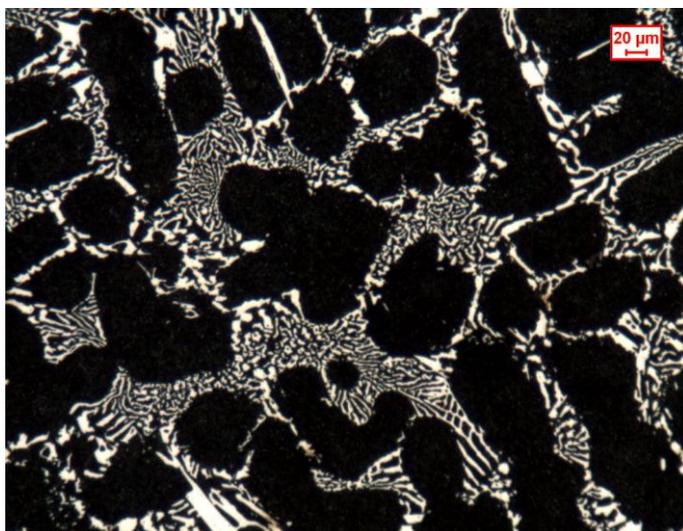


Figura 5.9 - Micrografia vista 100x

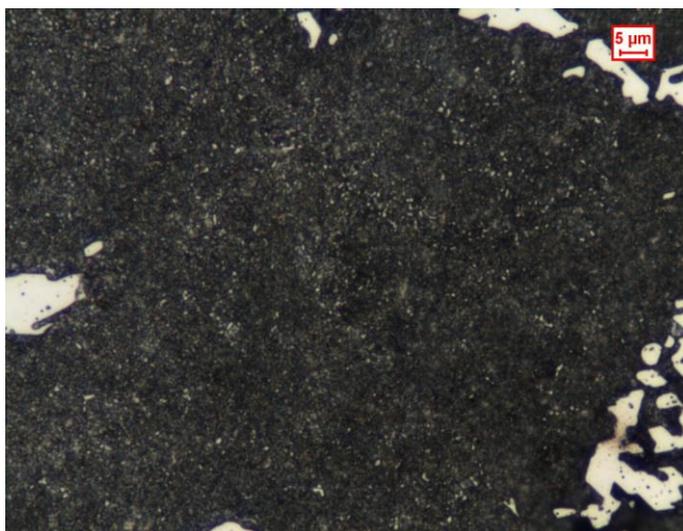


Figura 5.10 - Micrografia vista 500x

Dalle micrografie delle Figure 5.9 e 5.10 si conferma la presenza di una struttura bifasica: la matrice formata da entrambe (parte nera con dispersi piccoli carburi secondari di colore bianco) ed un eutettico, sempre composto da entrambe le fasi, ai bordi della matrice (visibile da grosse isole bianche e zone nere).

La percentuale dei carburi primari è del 19.9% (scarto dell' 1.29).

5.6.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg, su una media di tre prove, è di 618 HV₁₀₀ (corrispondenti a circa 56.3 HRC).

La durezza del materiale non è quindi sufficiente per soddisfare il vincolo tecnico (60 HRC).

La bassa durezza è associata alla nucleazione di ferrite, in piccola quantità, che riduce la durezza della matrice.

5.6.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica, condotta secondo la norma ASTM E975-95 (Paragrafo 4.5), mediante diffrattometro X'PERT PRO equipaggiato con culla di Eulero aperta (O-EC) della Philips/Panalytical non risulta presente austenite residua (errore del 2.5%).

5.7 Campione T2B

Il campione T2B è una porzione, di volume pari a circa 2 cm^3 , della sfera B (precedentemente analizzata, Paragrafo 5.3); la base di partenza è quindi una sfera distaffata a caldo, con elevata disomogeneità strutturale.

Il campione è stato sottoposto ad un trattamento di tempra multiplo, analogo al campione T2A: mantenimento per un'ora a 980°C , trasferito (il più rapidamente possibile) in un secondo forno a 820°C per un'altra ora e quindi temprato in aria forzata.

5.7.1 Micrografie e Analisi d'immagine

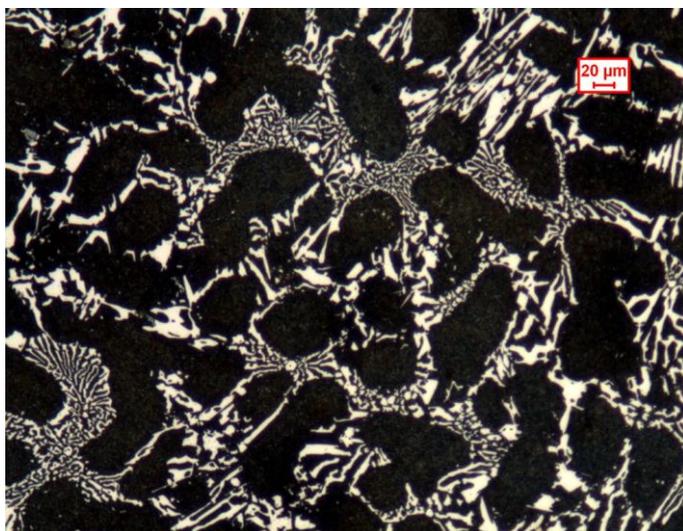


Figura 5.11 - Micrografia vista 100x

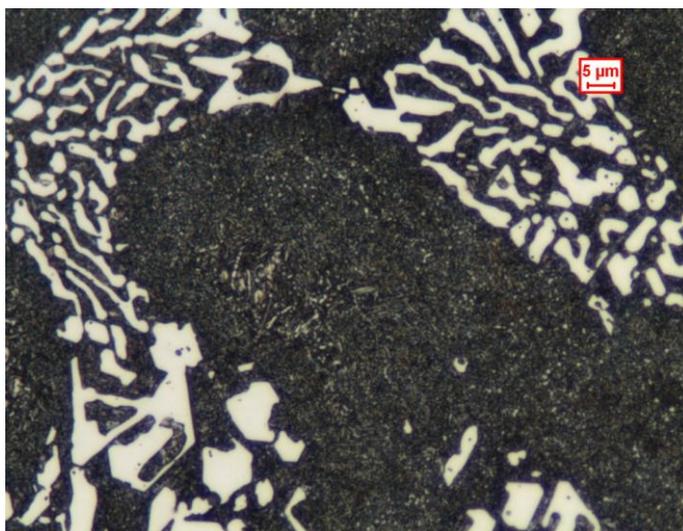


Figura 5.12 - Micrografia vista 500x

Dalle micrografie delle Figure 5.11 e 5.12 si conferma la presenza di una struttura bifasica: la matrice formata da entrambe (parte nera con dispersi piccoli carburi secondari di colore bianco) e l'eutettico, formato sempre da entrambe, ai bordi della matrice. Si nota, analogamente alla sfera B di partenza, la presenza di carburi secondari ingrossati al centro dei bracci dendritici della matrice; quindi il trattamento non è riuscito a rendere totalmente omogenea la struttura.

5.7.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg sulla superficie, su una media di tre prove, è di 656 HV₁₀₀ (corrispondenti a circa 58 HRC).

A parità di trattamento, quindi, la durezza ottenuta è maggiore partendo dalla sfera B (più disomogenea e con maggior durezza di partenza) rispetto alla sfera A (omogenea e con minor durezza). La durezza tuttavia è troppo bassa e rende inadeguato il trattamento.

Per caratterizzare le strutture presenti si sono effettuate prove di microdurezza (con un carico di 100 g) ottenendo: 593.46 HV_{0.1} per la matrice (con uno scarto di 51.18) ed una durezza della seconda fase di 1281 – 1402 HV_{0.1}.

Si conferma, anche in questo caso, che la durezza dei carburi primari rimane pressoché inalterata con il trattamento termico.

La durezza della matrice non molto elevata fa pensare alla formazione, in parte, di martensite ed, in parte, di una certa percentuale di ferrite che ne riduce la durezza.

5.7.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica, condotta secondo la norma ASTM E975-95 (Paragrafo 4.5), mediante diffrattometro X'PERT PRO equipaggiato con culla di Eulero aperta (O-EC) della Philips/Panalytical non risulta presente austenite residua (errore del 2.5%).

5.8 Campione T3A

Il campione T3A è una porzione, di volume pari a circa 2 cm^3 , della sfera A (precedentemente analizzata, Paragrafo 5.2); la base di partenza è quindi una sfera distaffata a freddo, con buona uniformità strutturale.

Il campione è stato sottoposto ad un trattamento di tempra: mantenimento per un'ora a 1000°C e poi temprato in acqua agitata.

5.8.1 Micrografie e Analisi d'immagine

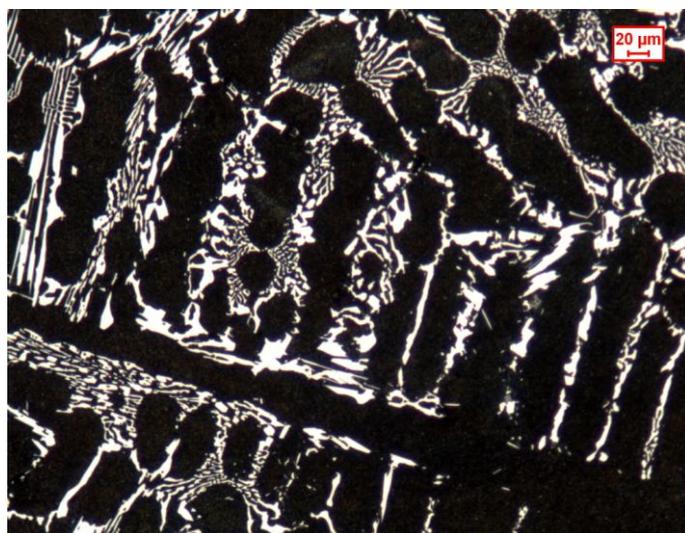


Figura 5.13 - Micrografia vista 100x

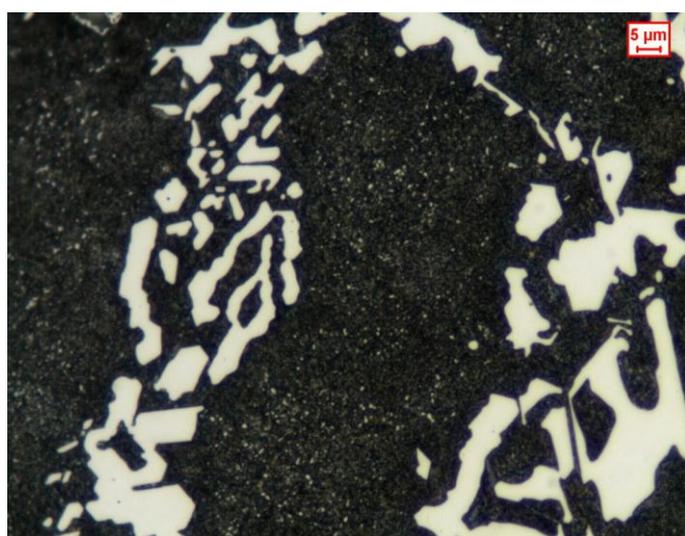


Figura 5.14 - Micrografia vista 500x

Dalle micrografie delle Figure 5.13 e 5.14 si conferma la presenza di una struttura bifasica: la matrice formata da entrambe (parte nera con dispersi piccoli carburi secondari di colore bianco) ed un eutettico, sempre composto da entrambe le fasi, ai bordi della matrice (visibile da grosse isole bianche e zone nere).

La percentuale dei carburi primari è del 20.05% (scarto dello 0.89).

5.8.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg sulla superficie, su una media di tre prove, è di 821 HV₁₀₀ (corrispondenti a circa 64.5 HRC).

Il trattamento è quindi riuscito perché garantisce una durezza maggiore di 60 HRC; sarà da valutare l'efficacia trattando una sfera intera, perché cambiano notevolmente i volumi in gioco.

Data l'elevata durezza riscontrata e tenendo conto che è stato verificato che quella dei carburi primari rimane inalterata con il trattamento termico si può affermare di essere in presenza di una struttura quasi interamente martensitica della matrice; il dato della durezza è analogo a quello ottenuto da Maratray e Usseglio-Nanot nel loro studio della lega 1BX (Paragrafo 2.5) nel caso di struttura completamente martensitica in aggiunta ai carburi di cromo (790 HV).

5.8.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica, condotta secondo la norma ASTM E975-95 (Paragrafo 4.5), mediante diffrattometro X'PERT PRO equipaggiato con culla di Eulero aperta (O-EC) della Philips/Panalytical non risulta presente austenite residua (errore del 2.5%).

5.9 Campione T4A

Il campione T4A è una porzione, di volume pari a circa 2 cm^3 , della sfera A (precedentemente analizzata, Paragrafo 5.2); la base di partenza è quindi una sfera distaffata a freddo, con buona uniformità strutturale.

Il campione è stato sottoposto ad un trattamento di tempra: mantenimento per un'ora a 1000°C e poi temprato in aria forzata.

5.9.1 Micrografie e Analisi d'immagine

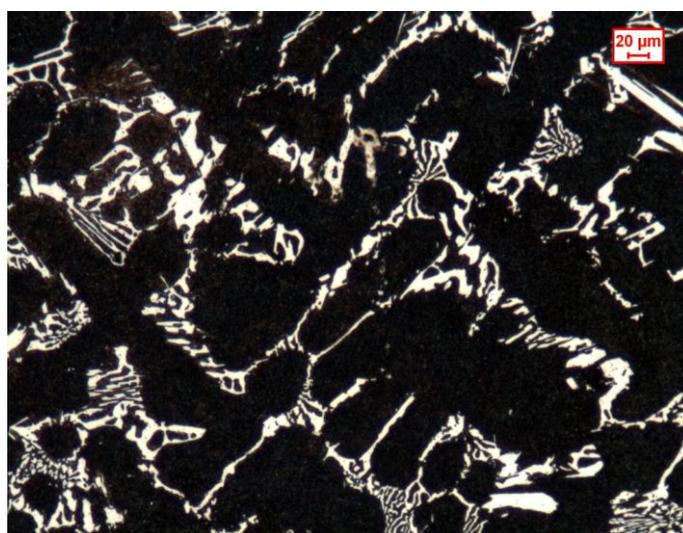


Figura 5.15 - Micrografia vista 100x



Figura 5.16 - Micrografia vista 500x

Dalle micrografie delle Figure 5.15 e 5.16 si conferma la presenza di una struttura bifasica: la matrice formata da entrambe (parte nera con dispersi piccoli carburi secondari di colore bianco) ed un eutettico, sempre composto da entrambe le fasi, ai bordi della matrice (visibile da grosse isole bianche e zone nere).

La percentuale dei carburi primari è del 18.99% (scarto del 2.91).

5.9.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg sulla superficie, su una media di tre prove, è di 766 HV₁₀₀ (corrispondenti a circa 63 HRC).

Il trattamento è quindi riuscito perché garantisce una durezza maggiore di 60 HRC; sarà da valutare l'efficacia trattando una sfera intera, perché cambiano notevolmente i volumi in gioco.

Data l'elevata durezza riscontrata e tenendo conto che è stato verificato che quella dei carburi primari rimane inalterata con il trattamento termico si può affermare di essere in presenza di una struttura fortemente martensitica.

5.10 Campione T6A

Il campione T6A è una porzione, di volume pari a circa 2 cm^3 , della sfera A (precedentemente analizzata, Paragrafo 5.2); la base di partenza è quindi una sfera distaffata a freddo, con buona uniformità strutturale.

Il campione è stato sottoposto ad un trattamento di tempra: mantenimento per mezz'ora a 940°C e poi temprato in aria forzata.

5.10.1 Micrografie e Analisi d'immagine

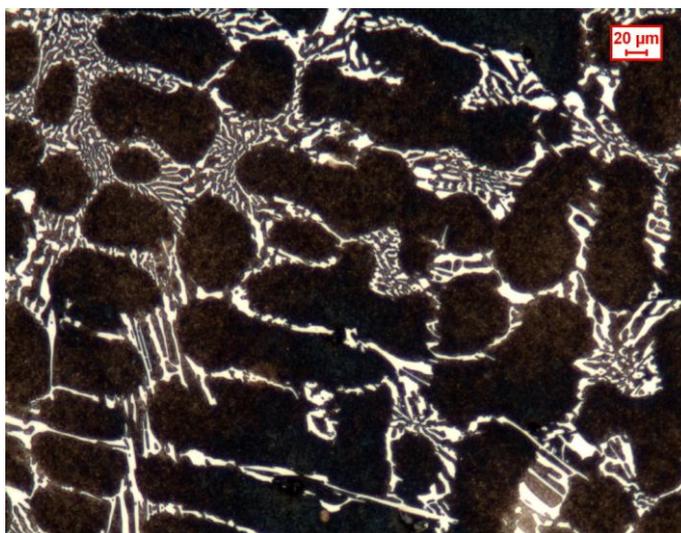


Figura 5.17 - Micrografia vista 100x

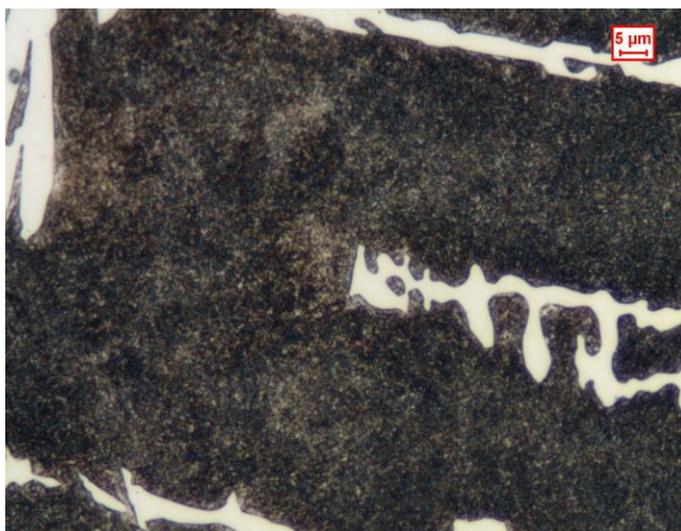


Figura 5.18 - Micrografia vista 500x

Dalle micrografie delle Figure 5.17 e 5.18 si conferma la presenza di una struttura bifasica: la matrice formata da entrambe (parte nera con dispersi piccoli carburi secondari di colore bianco) ed un eutettico, sempre composto da entrambe le fasi, ai bordi della matrice (visibile da grosse isole bianche e zone nere).

La percentuale dei carburi primari è del 18.02% (scarto dell'1.06).

5.10.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg sulla superficie, su una media di tre prove, è di 679 HV₁₀₀ (corrispondenti a circa 59.2 HRC).

Il trattamento è molto vicino al limite minimo di durezza, quindi con una temperatura ben inferiore a 1000°C, per metà tempo e ricorrendo all'aria forzata come mezzo di spegnimento ci si avvicina molto alla durezza cercata; si è così individuato un range di temperature compreso tra 940 °C e 1000 °C adatto per temprare i pezzi in maniera adeguata.

Data l'elevata durezza riscontrata e tenendo conto che è stato verificato che quella dei carburi primari rimane inalterata con il trattamento termico si può affermare di essere in presenza di una struttura martensitica ma, data la minore durezza rispetto al campione T3A, è possibile la presenza di una frazione di ferrite.

5.11 Campione T7A

Il campione T7A è una porzione, di volume pari a circa 2 cm^3 , della sfera A (precedentemente analizzata, Paragrafo 5.2); la base di partenza è quindi una sfera distaffata a freddo, con buona uniformità strutturale.

Il campione è stato sottoposto ad un trattamento di tempra: mantenimento per mezz'ora a 970°C e poi temprato in aria forzata.

5.11.1 Micrografie e Analisi d'immagine



Figura 5.19 - Micrografia vista 100x

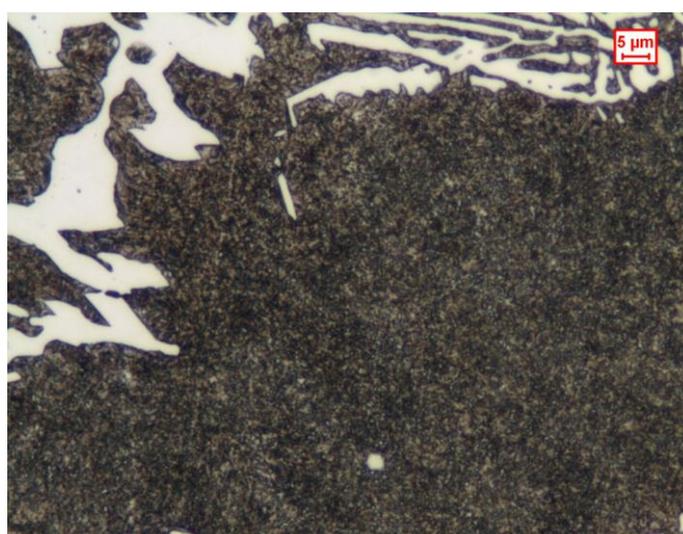


Figura 5.20 - Micrografia vista 500x

Dalle micrografie delle Figure 5.19 e 5.20 si conferma la presenza di una struttura bifasica: la matrice formata da entrambe (parte nera con dispersi piccoli carburi secondari di colore bianco) ed un eutettico, sempre composto da entrambe le fasi, ai bordi della matrice (visibile da grosse isole bianche e zone nere).

La percentuale dei carburi primari è del 20.9% (scarto del 0.7).

La struttura della matrice si mantiene molto fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (frazioni di micrometro).

5.11.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg sulla superficie, su una media di tre prove, è di 766 HV₁₀₀ (corrispondenti a circa 63 HRC).

Il trattamento è quindi riuscito perché garantisce una durezza maggiore di 60 HRC; sarà da valutare l'efficacia trattando una sfera intera, perché cambiano notevolmente i volumi in gioco.

Si ha un'ulteriore verifica che il range 940 °C – 1000°C è ottimale per temprare il pezzo.

Data l'elevata durezza riscontrata e tenendo conto che è stato verificato che quella dei carburi primari rimane inalterata con il trattamento termico si può affermare di essere in presenza di una struttura martensitica ma, data la minore durezza rispetto al campione T3A, è possibile la presenza di una piccola percentuale di ferrite.

5.11.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica, condotta secondo la norma ASTM E975-95 (Paragrafo 4.5), mediante diffrattometro X'PERT PRO equipaggiato con culla di Eulero aperta (O-EC) della Philips/Panalytical non risulta presente austenite residua (errore del 2.5%).

5.12 Campione T8A

Il campione T8A è una porzione, di volume pari a circa 2 cm^3 , della sfera A (precedentemente analizzata, Paragrafo 5.2); la base di partenza è quindi una sfera distaffata a freddo, con buona uniformità strutturale.

Il campione è stato sottoposto ad un trattamento di tempra: mantenimento per mezz'ora a 970°C e poi lasciato raffreddare in aria calma (temperatura dell'ambiente di circa 25°C), questo per verificare se la lega è autotemperante.

5.12.1 Micrografie e Analisi d'immagine

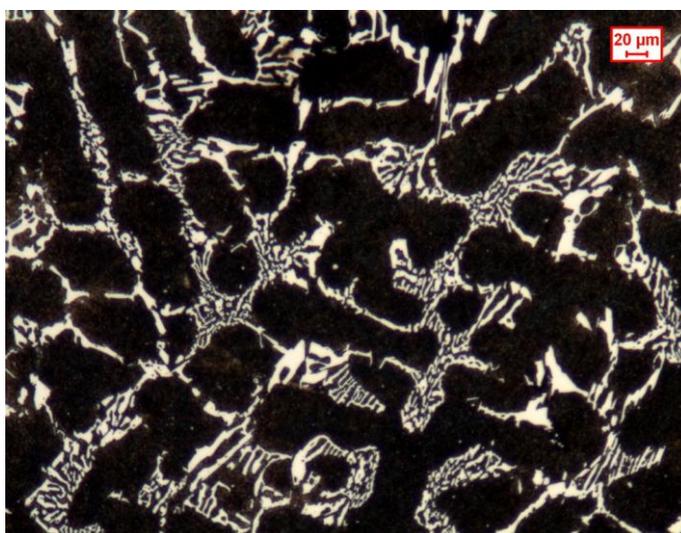


Figura 5.21 - Micrografia vista 100x

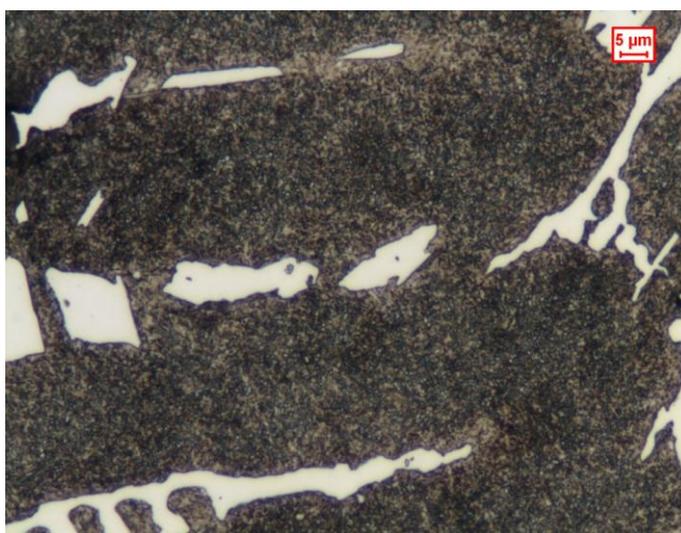


Figura 5.22 - Micrografia vista 500x

Dalle micrografie delle Figure 5.19 e 5.20 si conferma la presenza di una struttura bifasica: la matrice formata da entrambe (parte nera con dispersi piccoli carburi secondari di colore bianco) ed un eutettico, sempre composto da entrambe le fasi, ai bordi della matrice (visibile da grosse isole bianche e zone nere).

La percentuale dei carburi primari è del 19.9% (scarto del 1.8).

La microstruttura è molto simile a quella del campione T7A, temprato in aria forzata, e non si notano differenze microstrutturali (anche la percentuale di carburi primari è molto simile).

5.12.2 Durezze e Microdurezze

La durezza Vickers, rilevata con un carico di 100 kg sulla superficie, su una media di tre prove, è di 752 HV₁₀₀ (corrispondenti a circa 62 HRC).

Il trattamento è quindi riuscito perché garantisce una durezza maggiore di 60 HRC; sarà da valutare l'efficacia trattando una sfera intera, perché cambiano notevolmente i volumi in gioco e, quindi, l'inerzia termica.

Data l'elevata durezza riscontrata e tenendo conto che è stato verificato che quella dei carburi primari rimane inalterata con il trattamento termico si può affermare di essere in presenza di una struttura martensitica ma, data la minore durezza rispetto al campione T3A, è possibile la presenza in piccola percentuale di ferrite.

5.12.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica, condotta secondo la norma ASTM E975-95 (Paragrafo 4.5), mediante diffrattometro X'PERT PRO equipaggiato con culla di Eulero aperta (O-EC) della Philips/Panalytical non risulta presente austenite residua (errore del 2.5%).

5.13 Osservazioni preliminari

Al termine dell'analisi di questi primi trattamenti termici effettuati, su piccole porzioni di sfera, è possibile trarre alcune indicazioni utili per la scelta del trattamento:

- La temperatura di austenitizzazione dovrà essere compresa tra 940 °C e 1000°C;
- I mezzi di tempra adatti potranno essere aria forzata, olio o acqua quench; sola acqua sarebbe eccessivamente drastica, con rischio di eccessive tensioni, aria calma invece è un mezzo troppo rischioso perché su sfere intere potrebbe non garantire adeguata velocità di spegnimento, pregiudicando l'esito del trattamento;
- La durezza dei carburi primari rimane inalterata con il trattamento termico.

Sarà ora necessario trattare sfere intere per poter valutare l'influenza del volume del pezzo (di circa 381 cm³) e trovare gli adeguati tempi di trattamento.

Nei prossimi paragrafi verranno esposti gli esiti dei trattamenti effettuati sui pezzi interi.

Dato che tutte le sfere utilizzate nel seguito derivano da un'altra colata rispetto a quelle A e B usate fino adesso, se ne riporta l'analisi chimica della colata:

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
79,5	2,23	0,42	0,50	0,010	0,020	17,12	0,01	0,15

Tabella 5.3 – Analisi chimica della colata di produzione delle sfere

5.14 Sfera OL

Si tratta di una sfera distaffata a caldo (analoga alla sfera B, Paragrafo 5.3) sottoposta al trattamento: riscaldamento in forno, da temperatura ambiente, con rampa di 100°/h fino a 1000°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 70' e a seguire tempra in olio agitato.

5.14.1 Micrografie e Analisi d'immagine

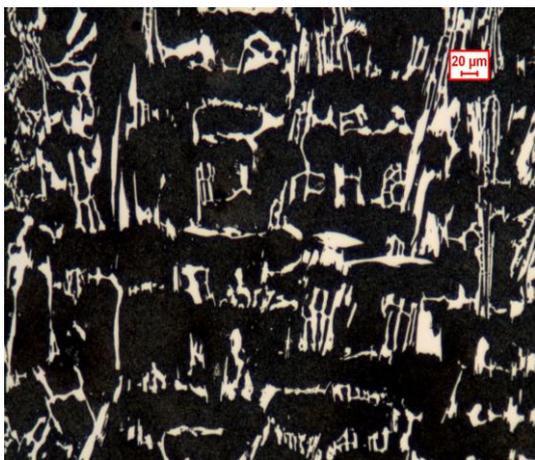


Figura 5.23 - Micrografia vista 100x bordo



Figura 5.24 - Micrografia vista 100x cuore



Figura 5.25 - Micrografia vista 500x bordo

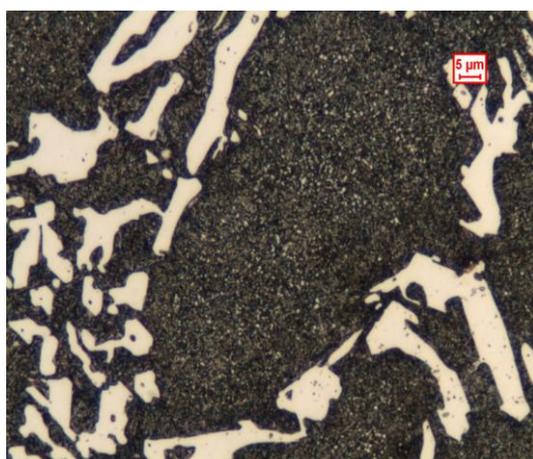


Figura 5.26 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.23, 5.24, 5.25, 5.26) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari esposti nei precedenti paragrafi. La struttura della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni ma maggiormente accresciuti (dimensione massima di un micrometro) a causa del maggior tempo di austenitizzazione. Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo, è del 23.3 % (scarto del 1.5).

5.14.2 Durezze e Microdurezze

La durezza del pezzo misurata a 2.5 mm dalla superficie, su una faccia spianata, è di 66 HRC (carico 150 kg); si è quindi in presenza di una struttura fortemente martensitica della matrice con dispersi carburi secondari di elevata durezza.

Per avere un riscontro dell'uniformità strutturale tra bordo e cuore, osservata al microscopio, sono stati effettuati dei profili di durezza Rockwell C (con carico di 150 kg) che dimostrano come la durezza rimanga molto costante in tutta la sezione (Figura 5.27), grazie ad una struttura molto uniforme da zona a zona.

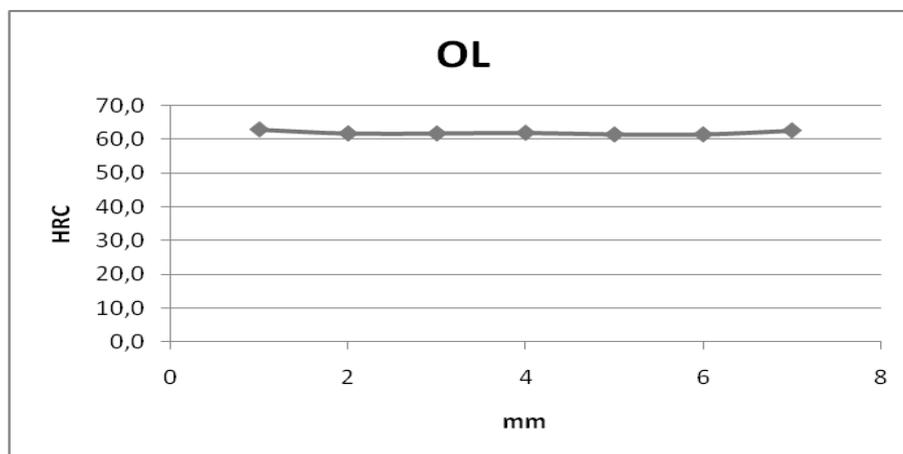


Figura 5.27 – Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.14.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 20% (errore del 2.5%). Il valore è troppo elevato per garantire sicurezza e durata al componente, sarà da valutare se un successivo rinvenimento può ridurlo efficacemente.

5.15 Sfera OL1

Si tratta di una sfera distaffata a caldo (analoga alla sfera B, Paragrafo 5.3) sottoposta al trattamento: riscaldamento in forno, da temperatura ambiente, con rampa di 100°/h fino a 1000°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 30' e a seguire tempra in olio agitato.

5.15.1 Micrografie e Analisi d'immagine



Figura 5.28 - Micrografia vista 100x bordo

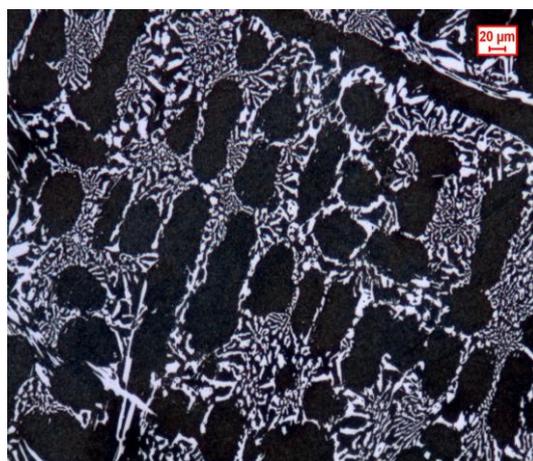


Figura 5.29 - Micrografia vista 100x cuore



Figura 5.30 - Micrografia vista 500x bordo



Figura 5.31 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.28, 5.29, 5.30, 5.31) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura della matrice emerge essere fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro); risulta più fine rispetto alla sfera OL, a causa del minor tempo di permanenza in temperatura. Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo, è del 21.44% (scarto del 1.8).

Da un'osservazione visiva della zona di taglio, e come si può ben vedere in Figura 5.32, si riscontra la comparsa di cricche il cui innesco avviene dai lati dove la sfera è stata sezionata ma non dal bordo esterno; sembra quindi non si tratti di cricche di tempra (che partono dal bordo), ma di cricche dovute alla trasformazione dell'austenite a causa del taglio alla troncatrice, nonostante l'utilizzo di abbondante fluido lubrorefrigerante.



Figura 5.32 – Immagine Stereoscopica per evidenziare la comparsa di cricche

5.15.2 Durezze e Microdurezze

La durezza del pezzo misurata a 2.5 mm dalla superficie, su una faccia spianata, è di 66.5 HRC (carico 150 kg); si è quindi in presenza di una struttura fortemente martensitica della matrice con dispersi carburi secondari di elevata durezza.

Per avere un riscontro dell'uniformità strutturale tra bordo e cuore, osservata al microscopio, sono stati effettuati dei profili di durezza Rockwell C (con carico di 150 kg) che dimostrano come la durezza rimanga molto costante in tutta la sezione (Figura 5.33), grazie ad una struttura molto uniforme da zona a zona.

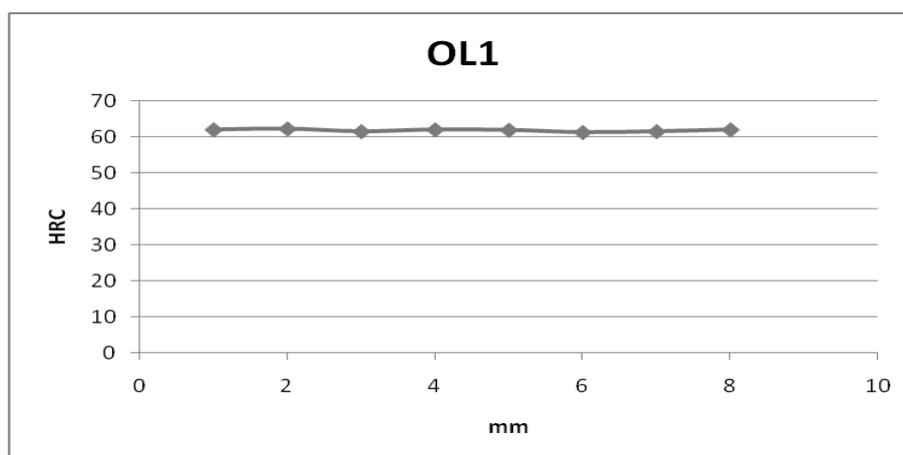


Figura 5.33 – Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.15.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 19% (errore del 2.5%). Il valore è troppo elevato per garantire sicurezza e durata al componente, sarà da valutare se un successivo rinvenimento può ridurlo efficacemente.

5.16 Sfera A1

Si tratta di una sfera distaffata a caldo (analoga alla sfera B, Paragrafo 5.3) sottoposta al trattamento: riscaldamento in forno, da temperatura ambiente, con rampa di $100^{\circ}/h$ fino a $1000^{\circ}C (\pm 10^{\circ}C)$, mantenimento a questa temperatura per 30' e a seguire tempra in aria agitata.

5.16.1 Micrografie e Analisi d'immagine

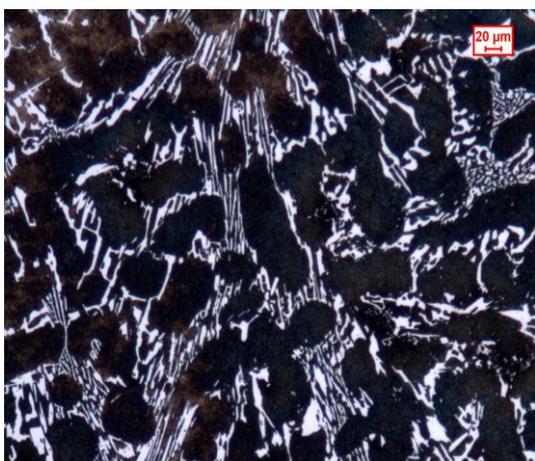


Figura 5.34 - Micrografia vista 100x bordo

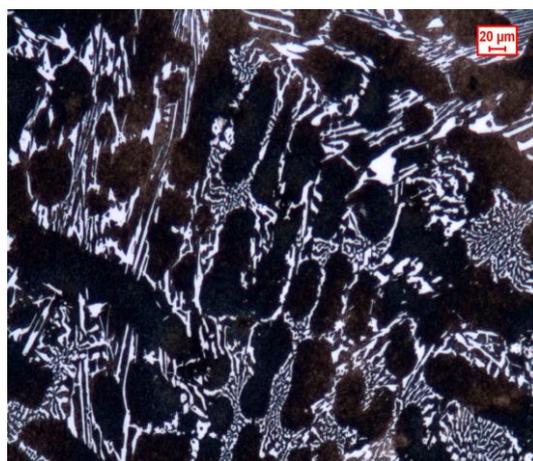


Figura 5.35 - Micrografia vista 100x cuore



Figura 5.36 - Micrografia vista 500x bordo

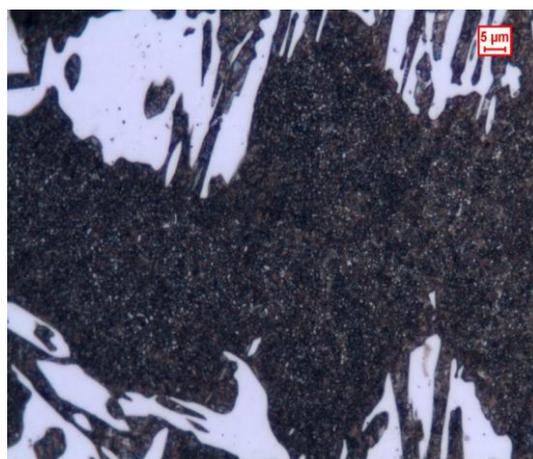


Figura 5.37 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.34, 5.35, 5.36, 5.37) si nota la presenza della struttura bifa-sica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura

della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro). Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo, è del 21.52% (scarto del 2.1).

Da un'osservazione visiva della zona di taglio, e come si può ben vedere in Figura 5.38, si riscontra la comparsa di cricche il cui innesco avviene dai lati dove la sfera è stata sezionata ma non dal bordo esterno; sembra quindi non si tratti di cricche di tempra (che partono dal bordo), ma di cricche dovute alla trasformazione dell'austenite a causa del taglio alla troncatrice, nonostante l'utilizzo di abbondante fluido lubrorefrigerante.



Figura 5.38 – Immagine Stereoscopio per evidenziare la comparsa di cricche

5.16.2 Durezze e Microdurezze

La durezza del pezzo misurata a 2.5 mm dalla superficie, su una faccia spianata, è di 65 HRC (carico 150 kg); si è quindi in presenza di una struttura fortemente martensitica della matrice con dispersi carburi secondari di elevata durezza.

Per avere un riscontro dell'uniformità strutturale tra bordo e cuore, osservata al microscopio, sono stati effettuati dei profili di durezza Rockwell C (con carico di 150 kg) che dimostrano come la durezza rimanga molto costante in tutta la sezione (Figura 5.39), grazie ad una struttura molto uniforme da zona a zona.

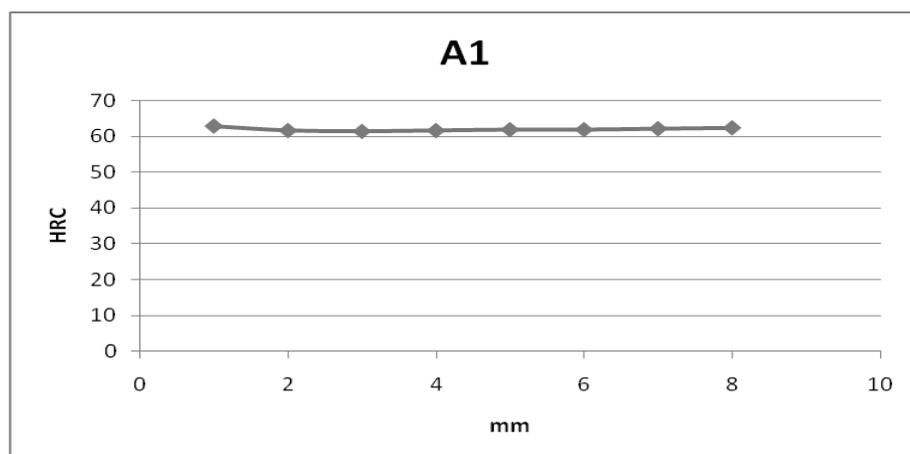


Figura 5.39 – Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

Su questo campione sono state effettuate prove di microdurezza Vickers, carico 100g, della matrice in 3 diverse zone, si è rilevato: al bordo 702 HV_{0.1} (deviazione 89.9), vicino alle cricche 661 HV_{0.1} (deviazione 78.7) e a cuore 714 HV_{0.1} (deviazione 77.6).

5.17 Sfera OL3

Si tratta di una sfera distaffata a caldo (analoga alla sfera B, Paragrafo 5.3) sottoposta al trattamento: inserimento nel forno direttamente alla temperatura di 1000°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 30' e a seguire tempra in olio agitato.

5.17.1 Micrografie e Analisi d'immagine

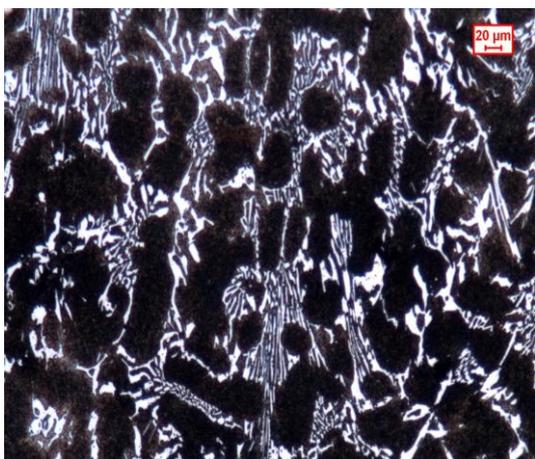


Figura 5.40 - Micrografia vista 100x bordo

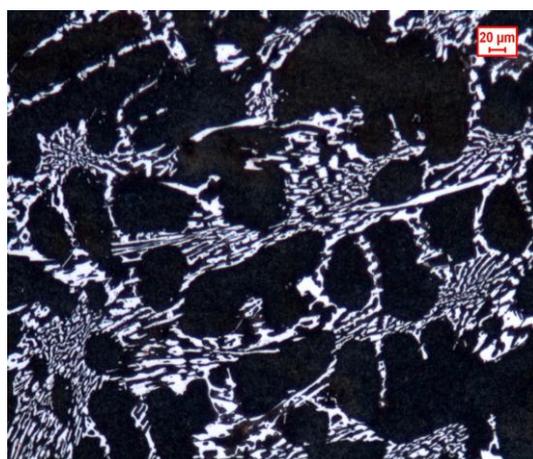


Figura 5.41 - Micrografia vista 100x cuore

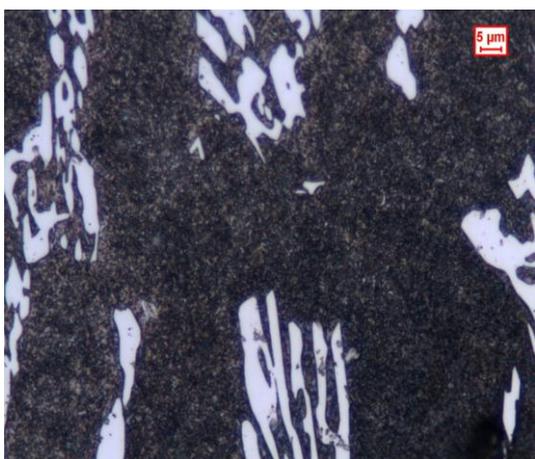


Figura 5.42 - Micrografia vista 500x bordo

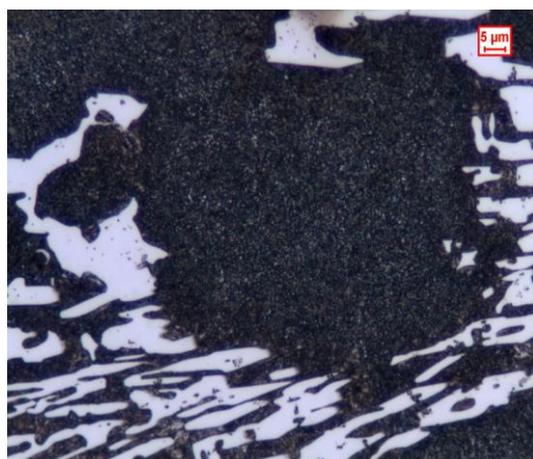


Figura 5.43 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.40, 5.41, 5.42, 5.43) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura della matrice emerge essere fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro); la struttura risulta più fine rispetto a quella delle sfere fin qui analizzate, questo per il minor tempo di permanenza in temperatura, dato che non ha seguito tutta la rampa di riscaldamento. Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo, è del 21.91% (scarto del 1.8).

Da un'osservazione visiva della zona di taglio, e come si può ben vedere in Figura 5.44, si riscontra la comparsa di cricche il cui innesco avviene dai lati dove la sfera è stata sezionata ma non dal bordo esterno; sembra quindi non si tratti di cricche di tempra (che partono dal bordo), ma di cricche dovute alla trasformazione dell'austenite a causa del taglio alla troncatrice, nonostante l'utilizzo di abbondante fluido lubrorefrigerante.

Le cricche in questo caso sono di dimensioni inferiori a quelle formatesi nelle sfere precedenti.

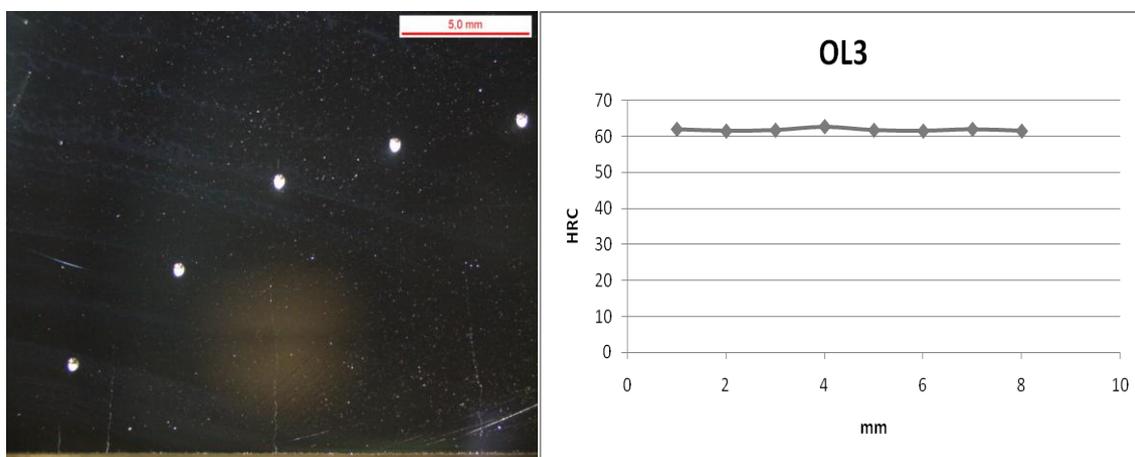


Figura 5.44 - Immagine Stereoscopio per evidenziare la comparsa di cricche

Figura 5.45 – Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.17.2 Durezze e Microdurezze

La durezza del pezzo misurata a 2.5 mm dalla superficie, su una faccia spianata, è di 67 HRC (carico 150 kg); si è quindi in presenza di una struttura fortemente martensitica della matrice con dispersi carburi secondari di elevata durezza.

Per avere un riscontro dell'uniformità strutturale tra bordo e cuore, osservata al microscopio, sono stati effettuati dei profili di durezza Rockwell C (con carico di 150 kg) che dimostrano come la durezza rimanga molto costante in tutta la sezione (Figura 5.45), grazie ad una struttura molto uniforme da zona a zona.

5.17.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 12% (errore del 2.5%). Il valore, nonostante sia ben inferiore alle precedenti analisi fatte, è ancora troppo elevato per garantire sicurezza e durata al componente, sarà da valutare se un successivo rinvenimento può ridurlo efficacemente.

5.18 Sfera A3

Si tratta di una sfera distaffata a caldo (analoga alla sfera B, Paragrafo 5.3) sottoposta al trattamento: inserimento nel forno direttamente alla temperatura di 1000°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 30' e a seguire tempra in aria agitata.

5.18.1 Micrografie e Analisi d'immagine

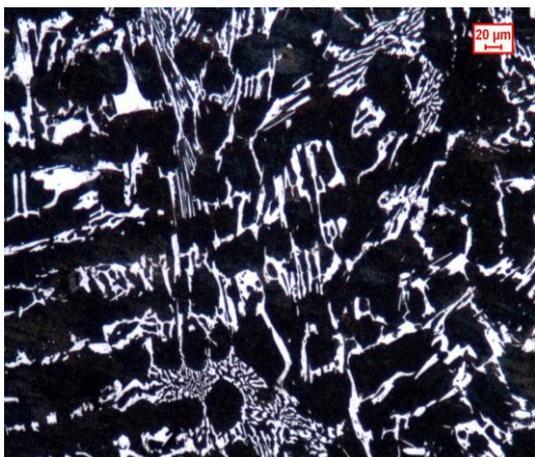


Figura 5.46 - Micrografia vista 100x bordo

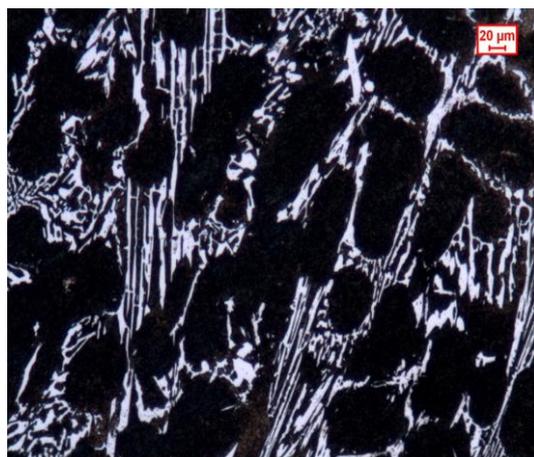


Figura 5.47 - Micrografia vista 100x bordo



Figura 5.48 - Micrografia vista 500x bordo



Figura 5.49 - Micrografia vista 500x bordo

Dalle micrografie (Figure 5.46, 5.47, 5.48, 5.49) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura della matrice emerge fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al mi-

crometro); la struttura risulta molto simile alla sfera OL3 (da cui differisce per il solo mezzo di spegnimento utilizzato). Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo, è del 23.11% (scarto del 1.6).

Da un'osservazione visiva della zona di taglio, e come si può ben vedere in Figura 5.50, si riscontra la comparsa di cricche il cui innesco avviene dai lati dove la sfera è stata sezionata ma non dal bordo esterno; sembra quindi non si tratti di cricche di tempra (che partono dal bordo), ma di cricche dovute alla trasformazione dell'austenite a causa del taglio alla troncatrice, nonostante l'utilizzo di abbondante fluido lubrorefrigerante.

Le cricche in questo caso sono di dimensioni inferiori rispetto agli altri campioni in cui sono comparse.



Figura 5.50 - Immagine Stereoscopio per evidenziare la comparsa di cricche

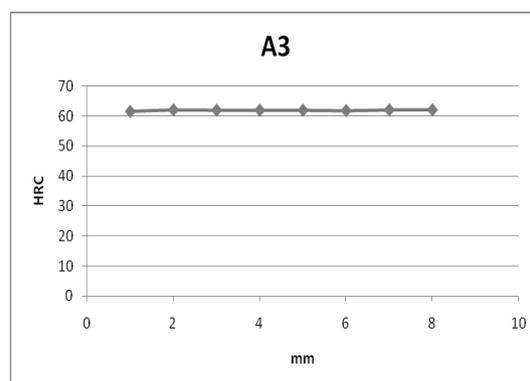


Figura 5.51 – Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.18.2 Durezze e Microdurezze

La durezza del pezzo misurata a 2.5 mm dalla superficie, su una faccia spianata, è di 66 HRC (carico 150 kg); si è quindi in presenza di una struttura fortemente martensitica della matrice con dispersi carburi secondari di elevata durezza.

Per avere un riscontro dell'uniformità strutturale tra bordo e cuore, osservata al microscopio, sono stati effettuati dei profili di durezza Rockwell C (con carico di 150 kg) che dimostrano come la durezza rimanga costante in tutta la sezione (Figura 5.51), grazie ad una struttura molto uniforme da zona a zona.

5.19 Sfera OL1D

Si tratta di una sfera distaffata a freddo (analoga alla sfera A, Paragrafo 5.2) sottoposta al trattamento: riscaldamento in forno, da temperatura ambiente, con rampa di 100°/h fino a 1000°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 30' e a seguire tempra in olio agitato.

5.19.1 Micrografie e Analisi d'immagine



Figura 5.52 - Micrografia vista 100x bordo

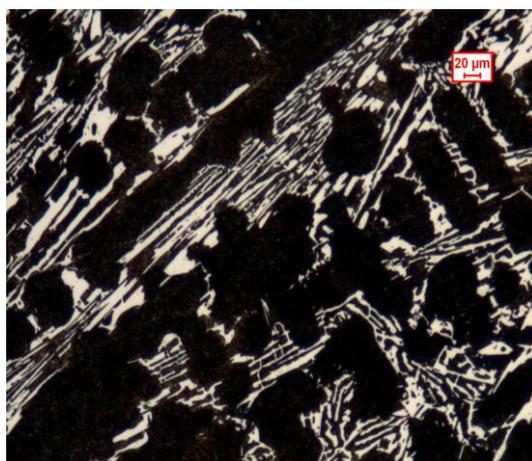


Figura 5.53 - Micrografia vista 100x cuore



Figura 5.54 - Micrografia vista 500x bordo



Figura 5.55 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.52, 5.53, 5.54, 5.55) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura

della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro).

Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo, è del 23.53% (scarto del 1.7).

Sia da un'osservazione visiva, che microscopica, non è stata notata la comparsa di cricche dopo il taglio.

5.19.2 Durezze e Microdurezze

La durezza del pezzo misurata a 2.5 mm dalla superficie, su una faccia spianata, è di 67 HRC (carico 150 kg); si è quindi in presenza di una struttura fortemente martensitica della matrice con dispersi carburi secondari di elevata durezza.

Per avere un riscontro dell'uniformità strutturale tra bordo e cuore, osservata al microscopio, sono stati effettuati dei profili di durezza Rockwell C (con carico di 150 kg) che dimostrano come la durezza rimanga molto costante in tutta la sezione (Figura 5.56), grazie ad una struttura molto uniforme da zona a zona.

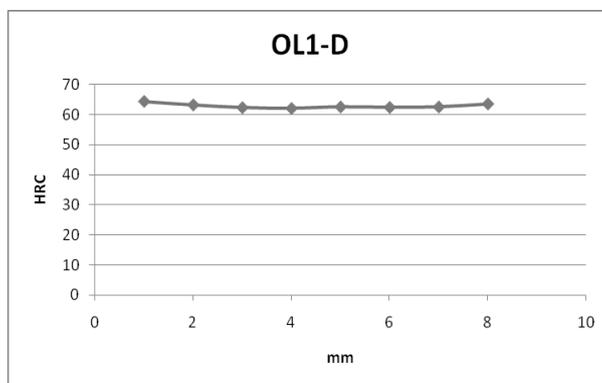


Figura 5.56 – Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.19.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 9% (errore del 2.5%). Il valore è inferiore a tutte le altre rilevazioni e mostra, nel confronto con la sfera OL1, che a parità di trattamento in quella distaffata a freddo rimane molto meno austenite residua (dal 19% al 9%).

5.20 Sfera A1D

Si tratta di una sfera distaffata a freddo (analoga alla sfera A, Paragrafo 5.2) sottoposta al trattamento: riscaldamento in forno, da temperatura ambiente, con rampa di 100°/h fino a 1000°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 30' e a seguire tempra in aria agitata.

5.20.1 Micrografie e Analisi d'immagine

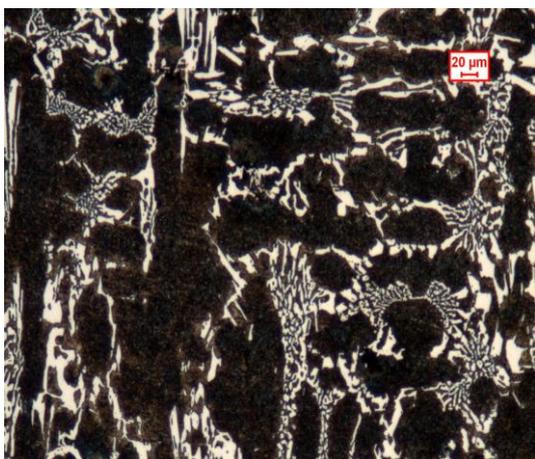


Figura 5.57 - Micrografia vista 100x bordo

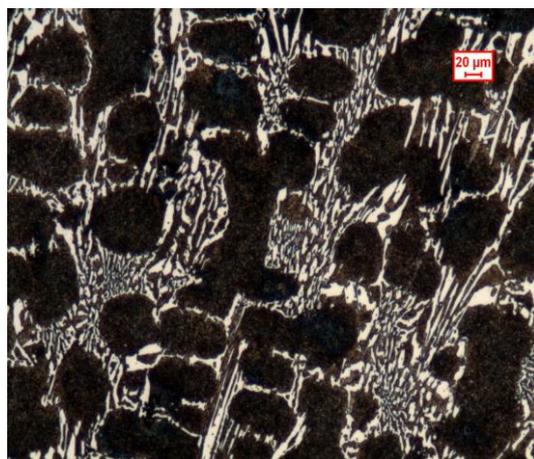


Figura 5.58 - Micrografia vista 100x cuore

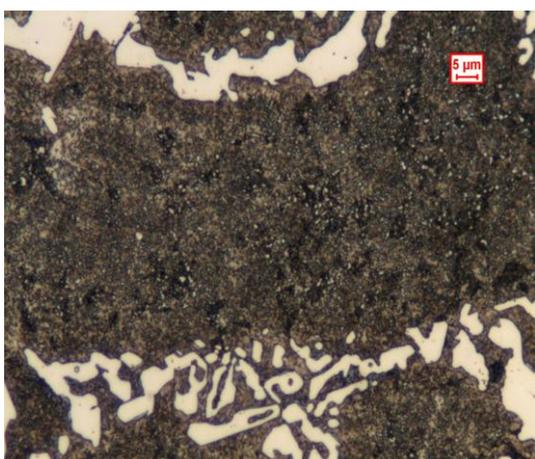


Figura 5.59 - Micrografia vista 500x bordo



Figura 5.60 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.57, 5.58, 5.59, 5.60) si nota la presenza della struttura bifa-sica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura

della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro).

Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo, è del 22.33% (scarto del 2.46).

Sia da un'osservazione visiva che microscopica non è stata notata la comparsa di cricche dopo il taglio.

5.20.2 Durezze e Microdurezze

La durezza del pezzo misurata a 2.5 mm dalla superficie, su una faccia spianata, è di 65 HRC (carico 150 kg); si è quindi in presenza di una struttura fortemente martensitica della matrice con dispersi carburi secondari di elevata durezza.

Per avere un riscontro dell'uniformità strutturale tra bordo e cuore, osservata al microscopio, sono stati effettuati dei profili di durezza Rockwell C (con carico di 150 kg) che dimostrano come la durezza rimanga molto costante in tutta la sezione (Figura 5.61), grazie ad una struttura molto uniforme da zona a zona.

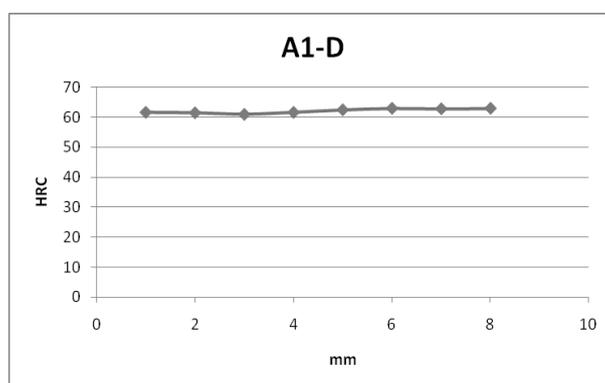


Figura 5.61 - Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

Su questo campione sono state effettuate prove di microdurezza Vickers, carico 100g, della matrice in tre diverse zone, si è rilevato: al bordo 671.3 HV_{0.1} (deviazione 55.3) e a cuore 669.6 HV_{0.1} (deviazione 59.6); è quindi un'ulteriore conferma dell'omogeneità strutturale.

5.21 Campione OL1RA

Si tratta di mezza sfera OL1 (Paragrafo 5.15) che, data l'alta percentuale di austenite residua, è stata sottoposta ad un rinvenimento alla temperatura di 450°C per 2 ore per valutarne l'efficacia.

5.21.1 Micrografie e Analisi d'immagine

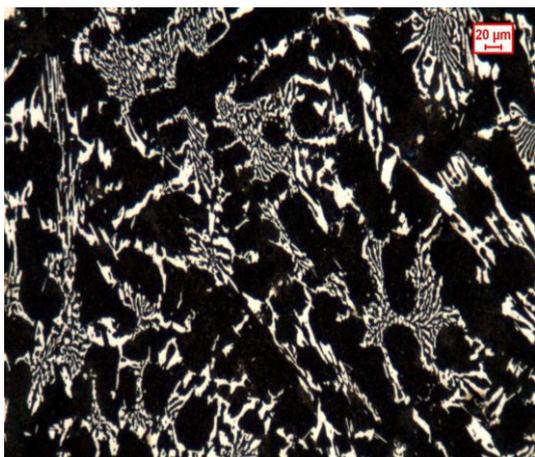


Figura 5.62 - Micrografia vista 100x bordo

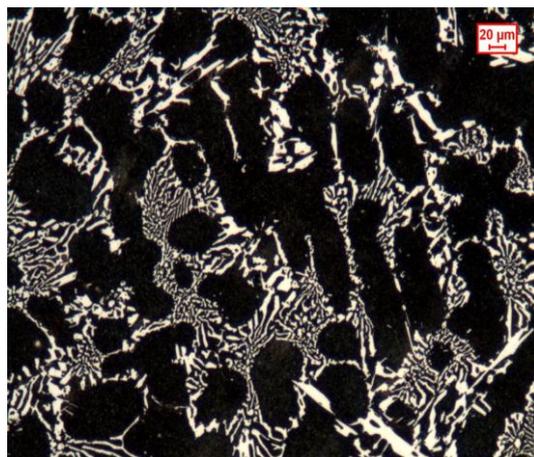


Figura 5.63 - Micrografia vista 100x cuore



Figura 5.64 - Micrografia vista 500x bordo

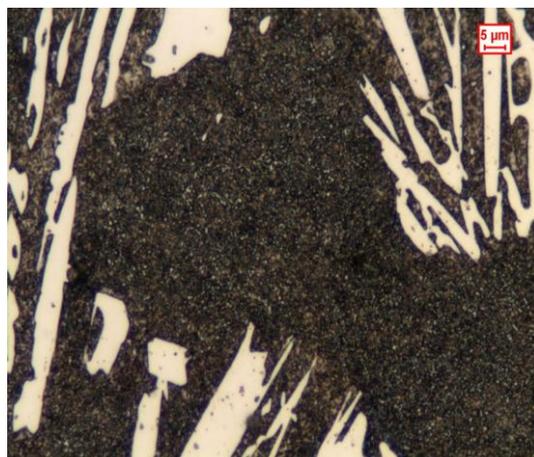


Figura 5.65 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.62, 5.63, 5.64, 5.65) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura

della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro).

Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo, è del 23.95% (scarto del 1.34).

5.21.2 Durezze e Microdurezze

La durezza, Rockwell C (carico 150 kg), a 2,5 mm dalla superficie passa da 66.5 del campione OL1 di partenza a 61.5 HRC; il valore soddisfa le caratteristiche tecniche fornite.

Il profilo di durezza molto costante, Figura 5.66, dimostra che l'uniformità strutturale si mantiene inalterata con il rinvenimento.

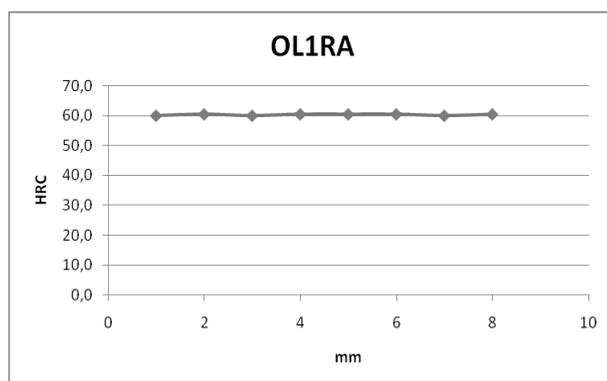


Figura 5.66 - Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.21.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 13% (errore del 2.5%). Si è avuto quindi un decremento del 6% (in termini assoluti), ma è un percentuale ancora troppo elevata.

5.22 Sfera OL1RB

Si tratta di mezza sfera OL1 (Paragrafo 5.15) che, data l'alta percentuale di austenite residua, è stata sottoposta ad un rinvenimento alla temperatura di 450°C per 3.5 ore per valutarne l'efficacia.

5.22.1 Micrografie e Analisi d'immagine

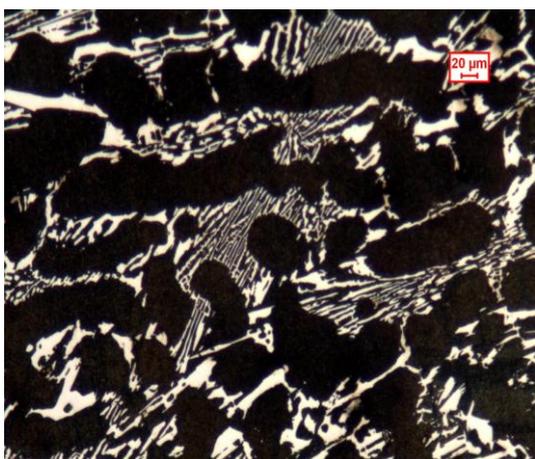


Figura 5.67 - Micrografia vista 100x bordo



Figura 5.68 - Micrografia vista 100x cuore

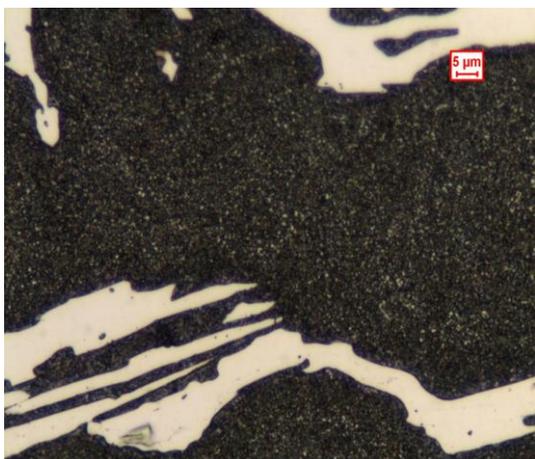


Figura 5.69 - Micrografia vista 500x bordo



Figura 5.70 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.67, 5.68, 5.69, 5.70) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura

della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro).

Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo, è del 22.13% (scarto del 1.12).

5.22.2 Durezze e Microdurezze

La durezza, Rockwell C (carico 150 kg), a 2,5 mm dalla superficie passa da 66.5 del campione OL1 di partenza a 60 HRC; il valore è esattamente il limite minimo di durezza richiesto.

Il profilo di durezza risulta essere costante, Figura 5.71, dimostrando che l'uniformità strutturale si mantiene inalterata con il rinvenimento.

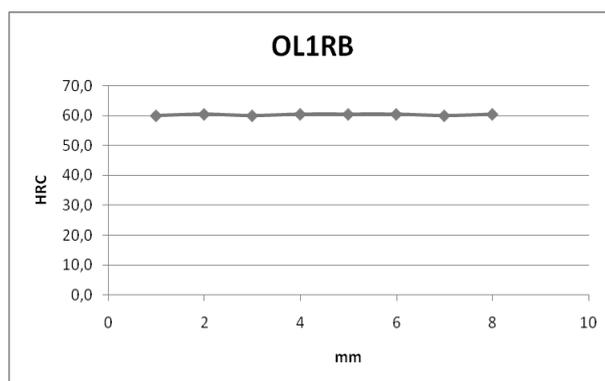


Figura 5.71 - Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.22.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 7% (errore del 2.5%). Si è avuto quindi un decremento del 12% (in termini assoluti), il valore comincia quindi ad attestarsi su percentuali accettabili, però tende ad essere ancora elevato.

5.23 Sfera Q1R

Si tratta di una sfera distaffata a caldo (analoga alla sfera A, Paragrafo 5.3) sottoposta al trattamento completo di tempra e rinvenimento: riscaldamento in forno, da temperatura ambiente, con rampa di 100°/h fino a 1000°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 30', a seguire tempra in acqua quench, infine sottoposto a rinvenimento a 450°C per 3 ore.

La sfera dopo tempra è stata sottoposta alla sola prova di durezza, evitando di tagliarla per poter provare il rinvenimento su una sfera intera. Le caratteristiche, dopo tempra, dovrebbero comunque essere simile alla sfera OL1 (Paragrafo 5.15) dato che il ciclo termico è stato lo stesso; differiscono solo per il mezzo di spegnimento ma acqua quench e olio hanno drasticità simili.

5.23.1 Micrografie e Analisi d'immagine

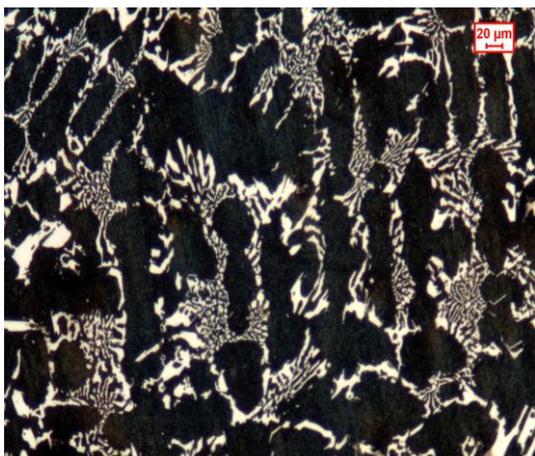


Figura 5.72 - Micrografia vista 100x bordo

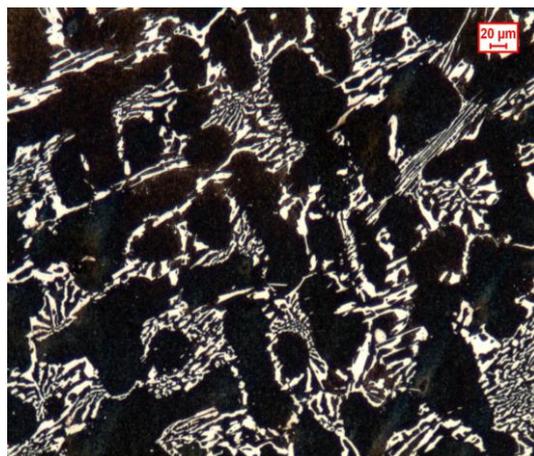


Figura 5.73 - Micrografia vista 100x cuore



Figura 5.74 - Micrografia vista 500x bordo

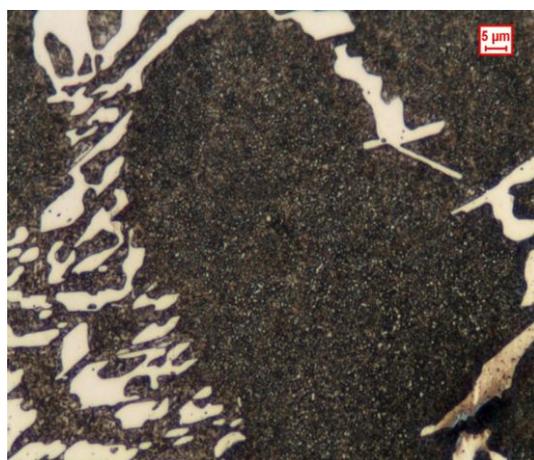


Figura 5.75 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.67, 5.68, 5.69, 5.70) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro).

Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo dopo il rinvenimento, è del 24.27% (scarto del 0.9).

5.23.2 Durezze

La durezza, Rockwell C (carico 150 kg), a 2,5 mm dalla superficie, misurata su una faccia spianata, passa da 67.9 HRC, dopo tempra, a 61.4 HRC; il valore è conforme alla prescrizione tecnica dei pezzi (limite minimo 60 HRC).

5.23.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 6% (errore del 2.5%). Il valore comincia quindi ad attestarsi su percentuali accettabili, però tende ad essere ancora elevato.

5.24 Osservazioni intermedie

Da questa serie di trattamenti, effettuati su intere sfere, non si è ancora arrivati ad ottenere il trattamento termico finale adeguato, ma si sono ottenute informazioni, sulle dimensioni reali dei pezzi, che indirizzano all'individuazione del giusto processo:

- È necessario far seguire alla tempra un rinvenimento al fine di ridurre le tensioni interne e la quantità di austenite residua, altrimenti troppo elevate.
- Si conferma l'alta temprabilità del materiale, che garantisce durezze molto costanti fino a cuore (diminuzione massima di circa 1 HRC).
- Si nota la necessità di non eccedere con i tempi di mantenimento alla temperatura di austenitizzazione che stabilizzano troppo l'austenite, rimanendo presente in elevate quantità a temperatura ambiente; la rampa di riscaldamento, seguita da alcuni pezzi, accentua il problema perché oltre al tempo di mantenimento alla temperatura prefissata, rimane per un'ora tra 900°C e 1000°C che comunque rientra nella temperatura di austenitizzazione (Paragrafo 2.5).
- È da valutare il risultato di austenitizzare ad una temperatura inferiore a 1000°C, come mostrato in alcuni dei trattamenti preliminari, che potrebbe aiutare a ridurre la quantità di austenite residua.
- Il rinvenimento può essere effettuato a 450°C, come dimostrato nel Paragrafo 2.5, per ridurre i tempi di permanenza; un tempo adeguato sarà tra le tre e le cinque ore per ottenere un contenuto di austenite residua molto limitato, maggiore, invece, se la si vuole eliminare completamente.
- A parità di trattamento termico si è rilevato che le sfere distaffate a freddo hanno, dopo tempra, un contenuto di austenite residua inferiore a quelle estratte a caldo.

Con queste nuove indicazioni, oltre a quelle ricavate dai trattamenti preliminari (Paragrafo 5.13), si procede con altri due diversi trattamenti, e per ciascuno di essi si confrontano gli effetti su una sfera distaffata a caldo (tipo B) e su una distaffata a freddo (tipo A).

5.25 Sfera 1E

Si tratta di una sfera distaffata a caldo (analoga alla sfera B, Paragrafo 5.3) sottoposta al trattamento: inserimento nel forno direttamente alla temperatura di 1000°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 60' (un'ora), a seguire tempra in olio agitato e successivamente rinvenimento a 450°C per 4 ore (poi raffreddamento in aria calma).

Si deve notare però che, nonostante il forno di austenitizzazione fosse impostato a 1000°C, la termocoppia di controllo situata nella zona di posizionamento delle sfere segnava 985°C circa, quindi la temperatura effettiva di trattamento non era di 1000°C.

5.25.1 Micrografie e Analisi d'immagine

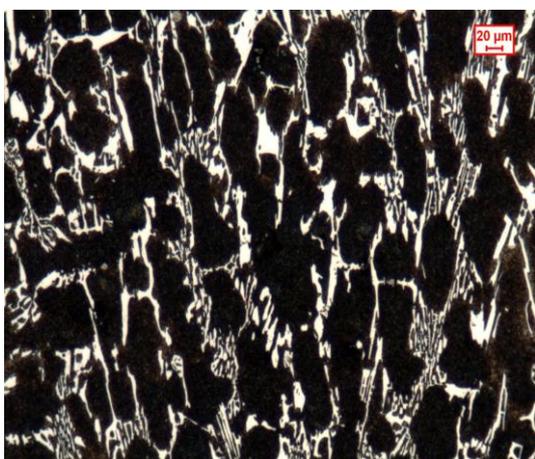


Figura 5.76 - Micrografia vista 100x bordo

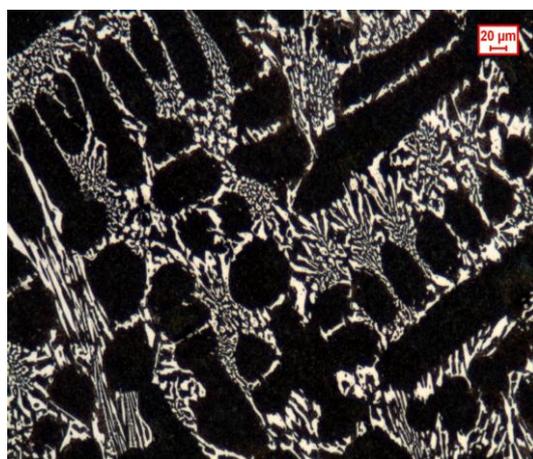


Figura 5.77 - Micrografia vista 100x cuore

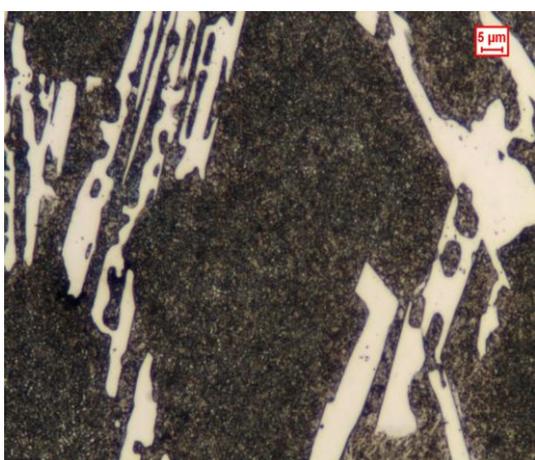


Figura 5.78 - Micrografia vista 500x bordo

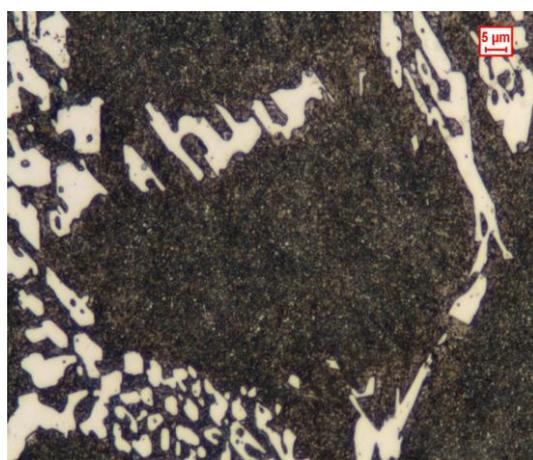


Figura 5.79 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.76, 5.77, 5.78, 5.79) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro).

Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo dopo il rinvenimento, è del 23.8% (scarto del 1.5).

5.25.2 Durezze

La durezza, Rockwell C (carico 150 kg, su una media di 3 prove), a 2,5 mm dalla superficie passa da 65.6 HRC, dopo tempra, a 61.5 HRC; il valore è conforme alla prescrizione tecnica dei pezzi.

L'uniformità strutturale osservata tra bordo e cuore con le micrografie è confermata dal profilo di durezza Rockwell C (Figura 5.80, carico 150 kg) che si mantiene sostanzialmente costante su tutta la sezione (tra bordo e cuore c'è una differenza di massimo un punto HRC).

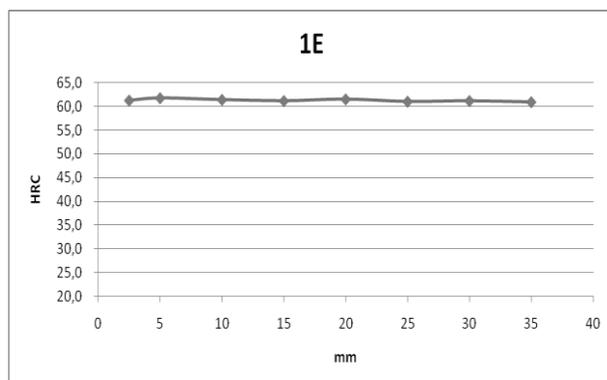


Figura 5.80 - Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.25.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 9% (errore del 2.5%). Il valore è troppo elevato per garantire sicurezza e durata al componente.

5.26 Sfera 1D

Si tratta di una sfera distaffata a freddo (analoga alla sfera B, Paragrafo 5.2) sottoposta al trattamento: inserimento nel forno direttamente alla temperatura di 1000°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 60' (un'ora), a seguire tempra in olio agitato e successivamente rinvenimento a 450°C per 4 ore (poi raffreddamento in aria calma); differisce quindi dalla sfera 1E per il momento di distaffatura.

Si deve notare però che, nonostante il forno di austenitizzazione fosse impostato a 1000°C, la termocoppia di controllo situata nella zona di posizionamento delle sfere segnava 985°C circa, quindi la temperatura effettiva di trattamento non era di 1000°C.

5.26.1 Micrografie e Analisi d'immagine

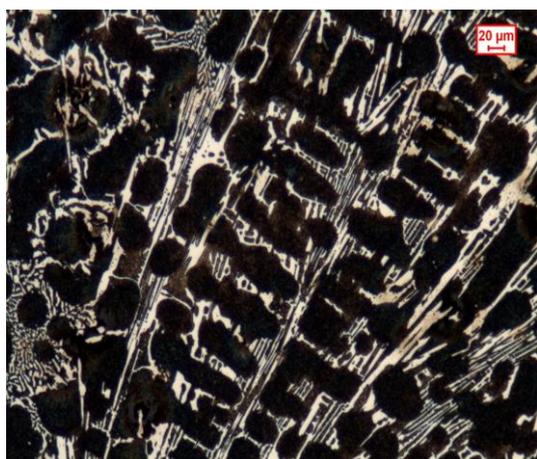


Figura 5.81 - Micrografia vista 100x bordo

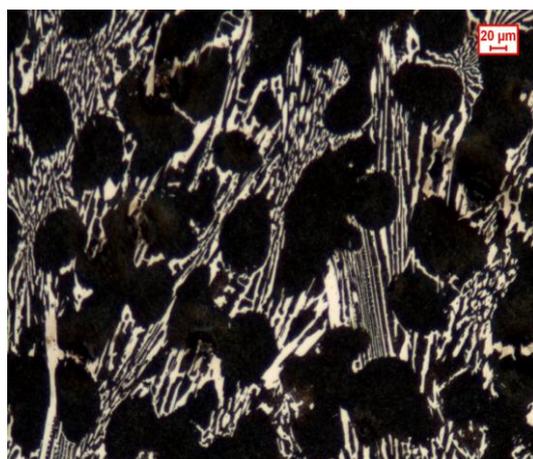


Figura 5.82 - Micrografia vista 100x cuore

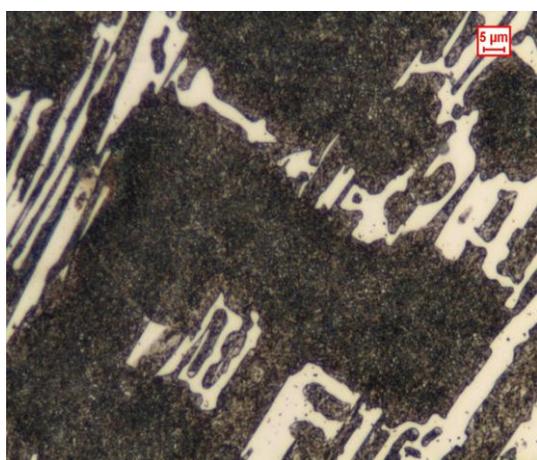


Figura 5.83 - Micrografia vista 500x bordo

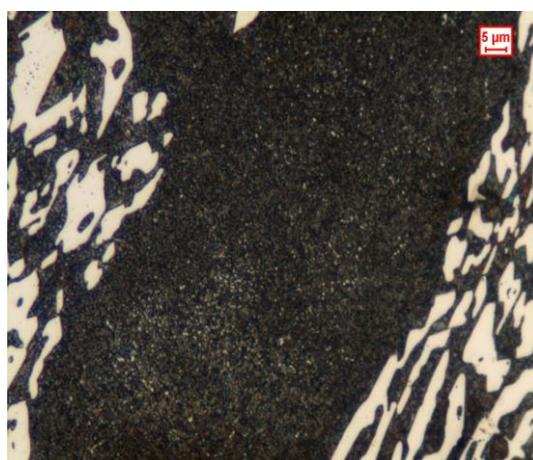


Figura 5.84 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.81, 5.82, 5.83, 5.84) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro).

Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo dopo il rinvenimento, è del 23.3% (scarto del 0.9%).

5.26.2 Durezze

La durezza, Rockwell C (carico 150 kg, su una media di 3 prove), a 2,5 mm dalla superficie passa da 65.8 HRC, dopo tempra, a 61.2 HRC; il valore è conforme alla prescrizione tecnica dei pezzi.

L'uniformità strutturale osservata tra bordo e cuore con le micrografie è confermata dal profilo di durezza Rockwell C (Figura 5.85, carico 150 kg) che si mantiene sostanzialmente costante su tutta la sezione (tra bordo e cuore c'è una differenza di massimo un punto HRC).

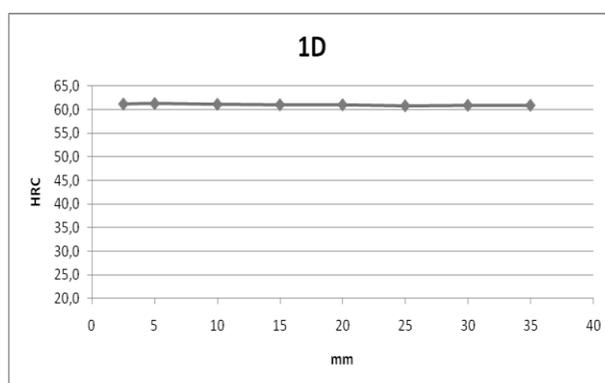


Figura 5.85 - Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.26.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 9% (errore del 2.5%). Il valore è troppo elevato per garantire sicurezza e durata al componente, però si nota come, tra distaffare a caldo e a freddo, in questo caso non ci sono differenze nel contenuto di austenite residua.

5.27 Sfera 9E

Si tratta di una sfera distaffata a caldo (analoga alla sfera B, Paragrafo 5.3) sottoposta al trattamento: inserimento nel forno direttamente alla temperatura di 960°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 90' (un'ora e mezza), a seguire tempra in olio agitato e successivamente rinvenimento a 450°C per 4 ore (poi raffreddamento in aria calma).

Si deve notare però che, nonostante il forno di austenitizzazione fosse impostato a 960°C, la termocoppia di controllo situata nella zona di posizionamento della sfera segnava 945°C circa, quindi la temperatura effettiva di trattamento era diversa.

5.27.1 Micrografie e Analisi d'immagine

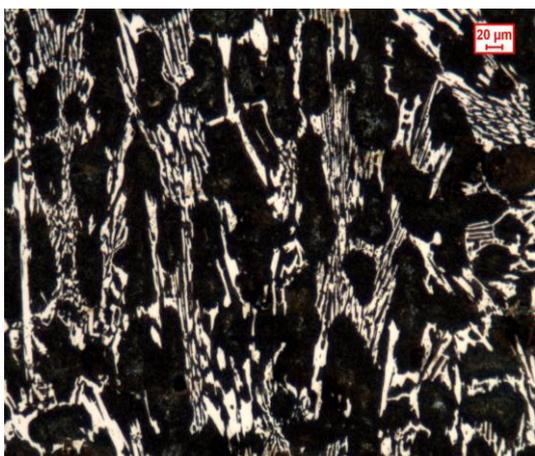


Figura 5.86 - Micrografia vista 100x bordo

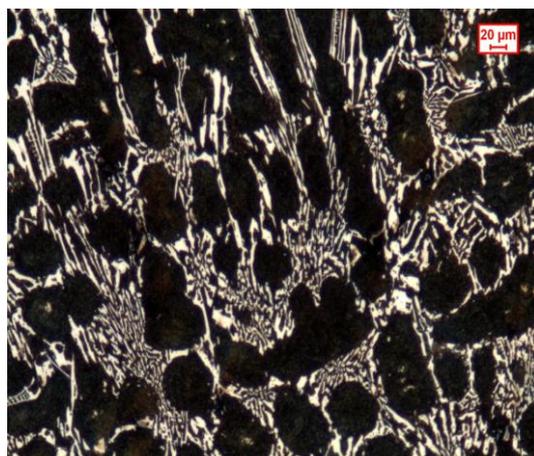


Figura 5.87 - Micrografia vista 100x cuore



Figura 5.88 - Micrografia vista 500x bordo

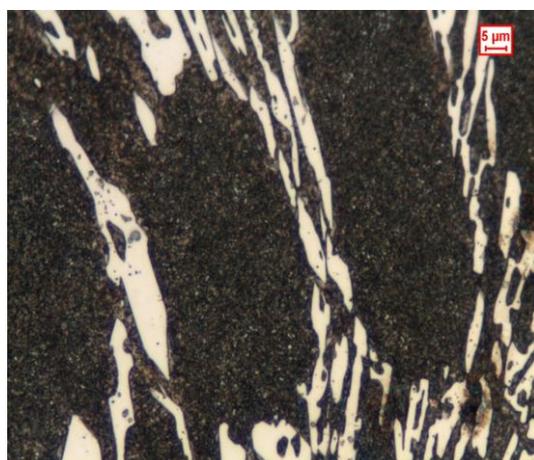


Figura 5.89 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.86, 5.87, 5.88, 5.89) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro).

Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo dopo il rinvenimento, è del 22.2% (scarto del 1.2%).

5.27.2 Durezze

La durezza, Rockwell C (carico 150 kg, su una media di 3 prove), a 2,5 mm dalla superficie passa da 62.5 HRC, dopo tempra, a 59.4 HRC; il valore è di poco inferiore al limite di 60 HRC, tuttavia se la temperatura di trattamento (di austenitizzazione) fosse stata esattamente di 960°C come ipotizzato si sarebbe molto probabilmente rispettato il vincolo.

L'uniformità strutturale osservata tra bordo e cuore con le micrografie è confermata dal profilo di durezza Rockwell C (Figura 5.90, carico 150 kg) che si mantiene sostanzialmente costante su tutta la sezione (tra bordo e cuore c'è una differenza di massimo un punto HRC).

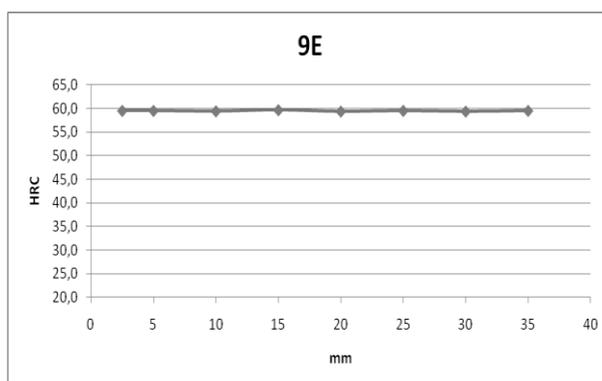


Figura 5.90 - Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.27.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 2% (errore del 2.5%). Il valore può essere accettabile, dato il tipo di utilizzo dei componenti.

5.28 Sfera 9D

Si tratta di una sfera distaffata a freddo (analoga alla sfera A, Paragrafo 5.2) sottoposta al trattamento: inserimento nel forno direttamente alla temperatura di 960°C ($\pm 10^\circ\text{C}$), mantenimento a questa temperatura per 90' (un'ora e mezza), a seguire tempra in olio agitato e successivamente rinvenimento a 450°C per 4 ore (poi raffreddamento in aria calma).

Si deve notare però che, nonostante il forno di austenitizzazione fosse impostato a 960°C, la termocoppia di controllo situata nella zona di posizionamento delle sfere segnava 945°C circa, quindi la temperatura effettiva di trattamento era diversa.

Differisce dalla precedente sfera 9E solo per la tempistica di estrazione dalla forma.

5.28.1 Micrografie e Analisi d'immagine

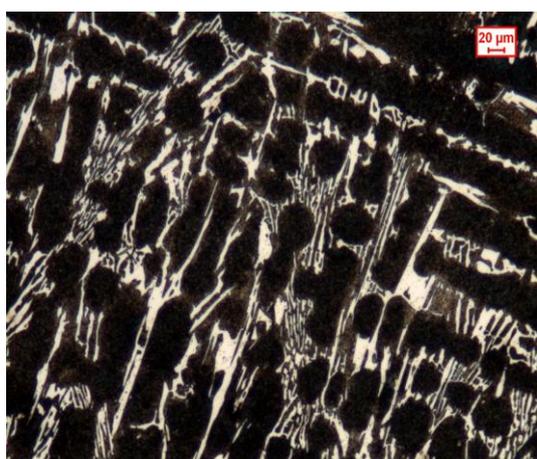


Figura 5.91 - Micrografia vista 100x bordo

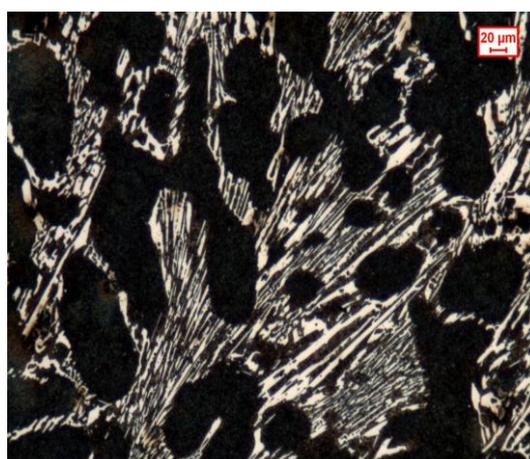


Figura 5.92 - Micrografia vista 100x cuore



Figura 5.93 - Micrografia vista 500x bordo

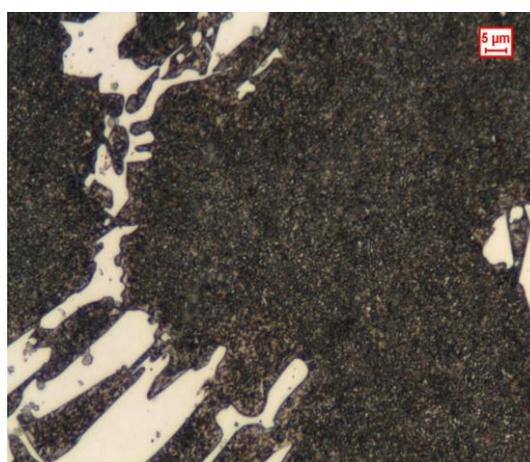


Figura 5.94 - Micrografia vista 500x cuore

Dalle micrografie (Figure 5.91, 5.92, 5.93, 5.94) si nota la presenza della struttura bifasica riscontrata nei trattamenti preliminari, esposti nei precedenti paragrafi. La struttura della matrice risulta fine, con carburi secondari di piccole dimensioni (inferiori al micrometro). Tra le micrografie scattate a bordo e a cuore della sfera non si notano evidenti differenze microstrutturali.

La percentuale di carburi primari rilevata, al bordo dopo il rinvenimento, è del 23.1% (scarto del 0.7%).

5.28.2 Durezze

La durezza, Rockwell C (carico 150 kg, su una media di 3 prove), a 2,5 mm dalla superficie passa da 63.5 HRC, dopo tempra, a 59.1 HRC; il valore è di poco inferiore al limite di 60 HRC, tuttavia se la temperatura di trattamento (di austenitizzazione) fosse stata esattamente di 960°C come ipotizzato si sarebbe molto probabilmente rispettato il vincolo.

L'uniformità strutturale osservata tra bordo e cuore con le micrografie è confermata dal profilo di durezza Rockwell C (Figura 5.95, carico 150 kg) che si mantiene sostanzialmente costante su tutta la sezione (tra bordo e cuore c'è una differenza di massimo un punto HRC).

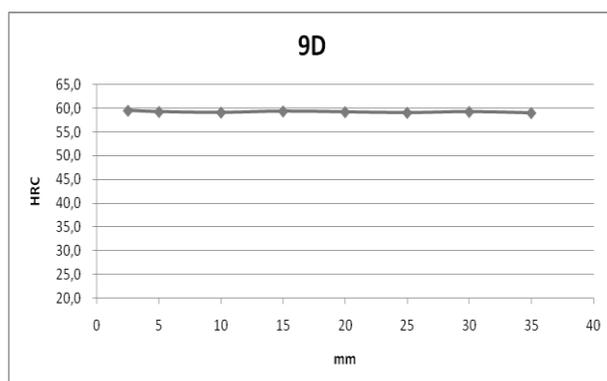


Figura 5.95 - Profilo di durezza HRC (carico 150 kg)

5.28.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica è stata rilevata una percentuale di austenite residua del 5% (errore del 2.5%). Il valore può essere accettabile, dato il tipo di utilizzo dei componenti. In questo caso non è confermata l'ipotesi che le sfere distaffate a freddo hanno, dopo

trattamento, un contenuto di austenite residua inferiore a quelle a caldo; per maggior conferma si dovrebbero analizzare un maggior numero di campioni sottoposti al medesimo trattamento per aver un adeguato campione statistico.

5.29 Riepilogo e discussione dei risultati

Per una maggiore chiarezza è utile riportare in Tabella 5.4 i risultati delle analisi effettuati sui campioni sottoposti a cicli di trattamento completo (tempra e rinvenimento).

Pezzo	Distaffatura	Trattamento Tempra	Rinvenimento	Durezza Pre-rinvenimento 2,5mm bordo [HRC150]	Durezza Post-rinvenimento 2,5mm bordo [HRC150]	% Austenite residua	% Carburi primari
OL1RA	caldo	rampa fino 1000°C + 30' + olio	450°C 2h (mezzasfera)	66,5	60,5	9	23,95
OL1RB	caldo	rampa fino 1000°C + 30' + olio	450°C 3,5h (mezzasfera)	66,5	60,3	7	22,13
Q1R	caldo	rampa fino 1000°C + 30' + quench	450°C 3h (sfera intera)	67,9	61,4	6	24,27
1E*	caldo	1000°C + 1h +olio	450°C 4h (sfera intera)	65,6	61,5	9	23,8
1D*	freddo	1000°C + 1h +olio	450°C 4h (sfera intera)	65,8	61,2	6	23,3
9E*	caldo	960°C + 1,5h + olio	450°C 4h (sfera intera)	62,5	59,4	2	22,2
9D*	freddo	960°C + 1,5h + olio	450°C 4h (sfera intera)	63,5	59,1	5	23,1

Tabella 5.4 – Riassunto esiti; il simbolo * indica che le temperature effettive del forno di tempra durante il trattamento erano circa 15°C in meno.

Si possono a questo punto tirare delle conclusioni discutendo separatamente gli esiti delle varie analisi effettuate sui campioni; particolare scrupolo sarà dato al notare gli effetti della differente distaffatura sull'esito dei trattamenti.

5.29.1 Micrografie e Analisi d'immagine

Le micrografie dei campioni A e B di partenza hanno mostrato come l'omogeneità strutturale fosse molto diversa tra le due: si è rilevato come un distaffaggio anticipato induca una maggiore disomogeneità della microstruttura.

Tuttavia, come mostrato da quasi tutti i trattamenti effettuati, a parità di ciclo termico il fatto di partire da una sfera distaffata a freddo o una a caldo non crea differenze microstrutturali evidenti al microscopio, infatti, se il tempo di austenitizzazione è adeguato (indicativamente tra una e due ore) si rende omogenea anche la struttura di una sfera distaffata a caldo. Queste affermazioni, oltre che dall'analisi ottica, sono suffragate dai profili di durezza effettuati dopo trattamento.

La struttura della matrice risulta in quasi tutti i casi molto fine, con carburi secondari dispersi di dimensione inferiore al micrometro; tendono ad ingrossarsi se i tempi di austenitizzazione sono molto elevati (come notato nei pezzi che hanno seguito tutta la rampa di riscaldamento come OL, OL1, A1, OL1D, A1D).

Dall'analisi d'immagine si rileva che la percentuale di carburi rimane simile in quasi tutti i campioni, nel range tra il 21 ed il 24%, dimostrando l'elevata stabilità dei carburi di cromo.

Elevate temperature e tempi di austenitizzazione hanno dimostrato portano alla formazione di elevate tensioni interne e, come verificato al diffrattometro, percentuali di austenite residua tali da indurre la formazione di cricche interne, innescate dal taglio.

In generale non sono state notate porosità interne o difetti di colata.

5.29.2 Durezze e Microdurezze

Le durezze dipendono direttamente dalla temperatura e dal tempo di austenitizzazione: maggiori sono queste e maggiore risulta essere la durezza dei campioni (come dimostrato nel grafico 5.3, linea blu); il mezzo di tempra invece incide meno sulla durezza, a pa-

rità di ciclo termico. L'olio garantisce solo, al massimo, 2 HRC di durezza in più. In seguito al rinvenimento a 450°C, le durezze scendono di circa 6 HRC per un mantenimento di 4 ore e di circa 4 HRC nel caso di mantenimento per 3 ore.

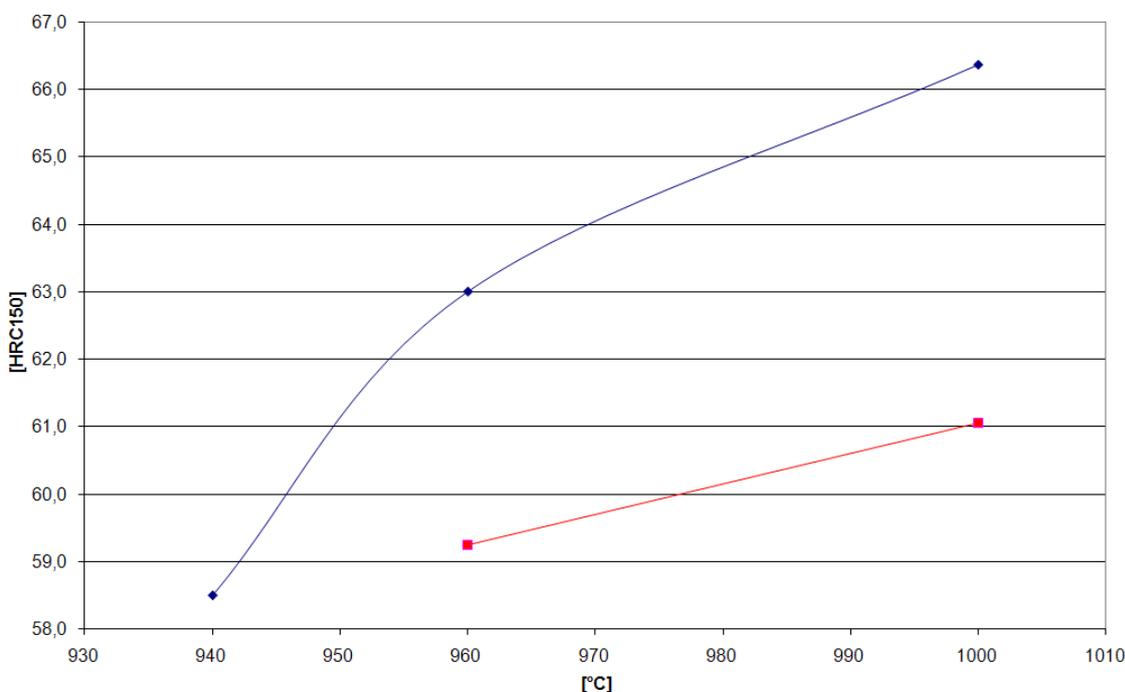


Grafico 5.3 Durezza in funzione della temperatura di austenitizzazione, in rosso dopo rinvenimento, in blu dopo tempra

Nei campioni non rinvenuti si è notato come la durezza trovata a 2.5 mm dalla superficie, cioè la prima prova dei profili effettuati, è di circa 5-6 HRC inferiore a quella ottenuta sulla faccia spianata prima del taglio; questo è dovuto al rilassamento delle tensioni di tempra generato dal taglio delle sfere per l'analisi; nei pezzi rinvenuti invece il fenomeno è quasi irrilevante perché le tensioni si scaricano prevalentemente già con il trattamento.

La lega si è verificato essere fortemente temprante, con durezze a cuore poco inferiori rispetto alla superficie (1 HRC in meno), come dimostrato dai vari profili di durezza eseguiti.

Dalle prove di microdurezza si è verificato che la durezza dei carburi primari rimane inalterata con il trattamento termico (intorno ha 1300 HV_{0,1}), quella della matrice invece varia, garantendo la variazione della macrodurezza, a causa della nucleazione di martensite e da un diverso contenuto e dimensione dei carburi secondari in essa dispersi.

Tra pezzi distaffati prima o dopo, sottoponendoli al medesimo ciclo completo di tempra e rinvenimento, si è dimostrato come la durezza finale e la profondità di tempra siano sostanzialmente uguali (come ad esempio tra 1E ed 1D e tra 9E e 9D).

5.29.3 Analisi diffrattometrica

Dall'analisi diffrattometrica si è dimostrato come, al pari della durezza, i parametri maggiormente influenti sul contenuto di austenite residua siano la temperatura ed il tempo di austenitizzazione: alte temperature e lunghe permanenze infatti stabilizzano l'austenite, rendendola presente in maggior quantità dopo il raffreddamento.

Questa tendenza si può ben osservare:

- tra i campioni OL e OL3: a parità di temperatura, nel campione OL mantenuto per tempi maggiori si ha il 5% in più di austenite residua.
- tra i campioni tra 1E e 9E: a quasi parità di tempo, la maggiore temperatura utilizzata per trattare 1E ha portato ad una maggiore presenza di austenite residua.

La temperatura di austenitizzazione di 1000°C si è rivelata la più critica per la formazione di austenite residua; il trattamento ottimale dovrà quindi preferibilmente ricorrere ad una temperatura inferiore perché con il rinvenimento è possibile ridurne la percentuale, ma se non si vuole ricorrere a tempi molto lunghi, col rischio di perdere molto in termini di durezza, si deve contenerne il valore già dal processo di tempra.

Inizialmente si è osservata la tendenza che i pezzi distaffati a freddo, a parità di trattamento, avessero un contenuto di austenite residua inferiore di quelli a caldo (esempio tra OL1 e OL1D); questo fenomeno però negli ultimi quattro campioni (1E, 1D, 9E, 9D), sottoposti al ciclo completo di tempra e rinvenimento, non si è notato.

Per valutare meglio questo aspetto sarebbe necessario analizzare un maggior numero di pezzi, a parità di trattamento, per avere un campione statistico adeguato, che qui non è stato garantito dallo studio di un unico pezzo per ciclo termico.

CONCLUSIONE

Lo studio effettuato sulla lega X200Cr18 si è incentrato nel determinare il trattamento termico adeguato per ottenere una durezza a 2.5 mm dalla superficie di almeno 60 HRC, il più costante possibile in tutta la sezione e con il minimo contenuto di austenite residua (per garantire lunga durata al componente), e nel valutare gli effetti della diversa tempistica di distaffatura (a freddo o a caldo) delle sfere sulle proprietà dopo trattamento termico.

Dall'analisi degli esiti dei vari trattamenti a cui sono state sottoposte le sfere, o parti di esse, si evidenzia come il processo di tempra, necessario per ottenere l'alta durezza richiesta, produca come aspetto negativo la formazione di elevate percentuali di austenite residua, a causa dell'effetto stabilizzante del cromo e del carbonio; per questo motivo è necessario svolgere successivamente un secondo trattamento di rinvenimento.

Per il processo di tempra la temperatura più adeguata di austenitizzazione, al fine di minimizzare la formazione di austenite residua, è tra 960÷980°C, temperature più basse rischiano di non produrre la durezza cercata o di poco superiore al limite ma che con il rinvenimento successivo diventerete troppo bassa, mentre, temperature più elevate producono durezza eccessivamente alte accompagnate da significativi tenori di austenite residua tali da renderne difficoltosa la rimozione con il successivo rinvenimento; il tempo di mantenimento, come dimostrato, è sufficiente sia di un'ora e mezza, qualora si inseriscano le sfere nel forno già in temperatura (quindi senza seguire la rampa di riscaldamento); il mezzo di spegnimento più adeguato è risultato l'olio agitato sia per le elevate durezza ottenute, sia per la maggior profondità di tempra che per la capacità di garantire una elevata uniformità delle caratteristiche trattando simultaneamente un elevato numero di pezzi; inoltre, in chiave produttiva, è da tener conto che il tempo di raffreddamento è ben inferiore rispetto all'utilizzare aria forzata (circa 15 sec rispetto a qualche minuto).

Data l'elevata percentuale di austenite residua che si forma in seguito al processo di tempra è necessario sottoporre i pezzi ad un successivo rinvenimento, per ridurre il più

possibile la percentuale; per ridurre i tempi di trattamento è da effettuarsi a 450°C con una permanenza tra le quattro e le cinque ore (seguita da un raffreddamento in aria calma).

Nel complesso è stato individuato che un trattamento di durata complessiva di circa 7-8 ore (tra tempra e rinvenimento) è sufficiente per avere le caratteristiche meccaniche volute, quindi, con un bel risparmio rispetto all'attuale processo.

Tuttavia è da osservare che, mentre le temperature di trattamento sono state individuate con certezza, per i tempi di trattamento si dovrebbe approfondire lo studio, analizzando più campioni soggetti al medesimo trattamento per avere un dato statistico migliore. Sarà poi da valutare l'efficacia del trattamento in relazione al forno specifico, ed alla tipologia, che verrà utilizzata per il processo e la quantità di sfere trattate simultaneamente, che per "effetto massa" e non perfetta omogeneità di temperatura, potrebbero alterare gli esiti; si dovrà, quindi, sottoporre ad analisi le sfere trattate con l'impianto utilizzato per poter efficacemente correggere il ciclo termico.

Per quanto riguarda invece la distaffatura si è dimostrato come la differente uniformità iniziale (maggiore nelle sfere estratte a freddo, sfere A e B) venga annullata con il trattamento trovato e il contenuto di austenite residua è simile, anche se questo aspetto è da confermare con un maggior range di dati.

BIBLIOGRAFIA

- [1] TIZIANI A., dispense del corso “*Materiali metallici*”, a.a 2008/09.
- [2] HIGGINS R.A., “*Engineering Metallurgy, Applied Physical Metallurgy*”, sesta edizione 1998.
- [3] PAOLUCCI G.M, Lezioni di metallurgia per la laurea in ingegneria meccanica, “*Tecnologia dei materiali metallici*”, vol.2, 2001, Libreria Progetto Padova.
- [4] ASM INTERNATIONAL, The material Information Society, “*Metallography and Microstructure*”, ASM Handbook Vol. 9, 1990.
- [5] NICODEMI W., “*Acciai e leghe non ferrose*”, 2000, Zanichelli.
- [6] ASM INTERNATIONAL, The material Information Society, “*Properties and selection*”, ASM Handbook Vol. 1, 1990.
- [7] NICODEMI W, “*Metallurgia, principi generali*”, 2000, Zanichelli.
- [8] ASM INTERNATIONAL, The material Information Society, “*Phase Diagrams*”, ASM Handbook Vol. 3, 1990.
- [9] MARATRAY F., USSEGLIO-NANOT R., “*Transformation Characteristics of Chromium and Chromium-Molybdenum White Irons*”, Atlas, 1970.
- [10] ASM INTERNATIONAL, The material Information Society, “*Casting*”, ASM Handbook Vol. 15, 1990.
- [11] NICODEMI W., “*Siderurgia, processi e impianti*”, 1994, Associazione italiana di metallurgia.
- [12] PAOLUCCI G.M., Lezioni di metallurgia per la laurea in ingegneria meccanica, “*Struttura, proprietà e comportamento dei materiali metallici*”, vol.1, 2002, Libreria Progetto Padova.
- [13] KALPAKJIAN S., SCHMID S.R., “*Tecnologia meccanica*”, 2008, Pearson Prentice Hall.
- [14] ASTM, Designation E 975 – 95, *Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation*, 1995.