



**Politecnico
di Torino**

Politecnico di Torino

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica

A.a. 2024/2025

Sessione di Laurea Marzo/Aprile 2025

Tesi di Laurea Magistrale

Effetti dei Parametri di Processo sulla Ricottura Isotermica di Acciai da Cementazione

Relatore:

Prof. Matteis Paolo

Tutore Aziendale BTT s.r.l:

Ing. Lonati Emanuele

Candidato:

Botta Massimiliano

Si ringrazia la BTT s.r.l. (provincia di Brescia) per la sua disponibilità, essendo luogo principale designato per lo svolgimento delle prove sperimentali.

Si ringrazia la SIRELMA Group s.r.l. (provincia di Torino) per la loro grande disponibilità.

Indice

Introduzione	pag.4
Capitolo 1: La produzione degli acciai	pag.5
1.1 Minerali.....	pag.5
1.2 Nell'Altoforno.....	pag.7
1.2.1 Torri Cowper.....	pag.9
1.3 Metallurgia primaria – BOF.....	pag.10
1.4 Produzione degli acciai con rottami.....	pag.11
1.5 Metallurgia secondaria – Siviera.....	pag.11
1.6 Gli elementi di alligazione.....	pag.13
Capitolo 2: Processi di ricottura	pag.16
2.1 La ricottura isoterma.....	pag.16
2.1.1 Isteresi della trasformazione austenitica.....	pag.18
2.1.2 Formazione di Perlite e Ferrite.....	pag.19
2.1.3 Ricottura isoterma normale.....	pag.21
2.1.4 Ricottura isoterma globulare.....	pag.21
2.1.5 Ricottura “bianco e nero”.....	pag.22
2.2 Forni e atmosfere.....	pag.22
2.2.1 Fenomenologia del riscaldamento.....	pag.25
Capitolo 3: Trasformazioni di fase	pag.28
3.1 Vari effetti per la scelta del tipo di ricottura.....	pag.28
3.2 Il problema delle tensioni residue – Creep.....	pag.30
3.3 Temperatura, tempo di austenitizzazione, AGS.....	pag.32
3.4 Effetti degli elementi alliganti nei diagrammi TTT.....	pag.36
Capitolo 4: Acciai per cementazione	pag.38
4.1 La carbocementazione gassosa in sintesi.....	pag.38
4.2 Acciai da cementazione.....	pag.39
Capitolo 5: Materiali esaminati	pag.43
5.1 Ciclo produttivo dei componenti.....	pag.43
5.2 Acciaio 20MnCr5.....	pag.44
5.3 Acciaio 17NiCrMo6-4.....	pag.46
5.4 Acciaio SAE 4124 MOD.....	pag.47
Capitolo 6: Stima delle curve TTT	pag.50
6.1 Metodi di calcolo delle curve.....	pag.50
6.2 Il Modello di Kirkaldy-Li.....	pag.51
6.3 Modifiche al modello di Kirkaldy-Li.....	pag.52
6.3.1 Temperature caratteristiche.....	pag.52

6.3.2 Parametri Q ed n.....	pag.53
6.3.3 Determinazione dei valori di Q e di n.....	pag.54
6.4 Valori di Q ed n adottati.....	pag.55
6.5 Calcolo della dimensione del grano.....	pag.57
6.6 Verifica del modello.....	pag.57
6.7 Risultato.....	pag.58
Capitolo 7: Metodi ed attrezzature.....	pag.60
7.1 La prova di ricottura.....	pag.60
7.2 Attrezzatura.....	pag.62
7.3 Storia termica reale.....	pag.68
Capitolo 8: Risultati ed analisi.....	pag.71
8.1 Microstrutture e durezza della Prova 1).....	pag.71
8.2 Microstrutture e durezza della Prova 2).....	pag.79
8.2.1 Indagine sulla microstruttura del 17NiCrMo6-4 – Prova 2).....	pag.85
8.3 Microstrutture e durezza della Prova 3).....	pag.90
8.4 Microstrutture e durezza della Prova 4).....	pag.95
8.5 Microstrutture e durezza della Prova 5).....	pag.101
Capitolo 9: Conclusioni.....	pag.108
Bibliografia.....	pag.110
Appendice A: Risultati della calibrazione del modello sviluppato e commenti.....	pag.115
Formulazioni Q: costanti α e pesi β	pag.116
Diagrammi e commenti.....	pag.118
Il caso del 20MnCr5 e relative conseguenze.....	pag.146
Caso a favore della plausibilità dei risultati.....	pag.148
Grafici qualitativi.....	pag.150
Appendice B: Micrografie al microscopio ottico.....	pag.153
Appendice C: Micrografie al microscopio elettronico (SEM).....	pag.184
Appendice D: Micrografie e durezza al microdurometro.....	pag.192

Introduzione

Analizzando il processo produttivo di un qualsiasi componente metallico, risulta impossibile non imbattersi in un passo che coinvolga un trattamento termico. Questi rivestono un ruolo principale e inamovibile nel raggiungere le caratteristiche volute da un componente, altrimenti inarrivabili per sola composizione chimica a sé stante. Non solo, ma risultano indispensabili anche per determinate fasi del processo industriale.

L'obiettivo dell'elaborato è quello di valutare l'influenza portata dalla variazione dei parametri termici, caratteristici di un trattamento di ricottura isoterma. Nello specifico, si analizzano gli effetti indotti da temperature di austenitizzazione e mantenimento isoterma diverse. La sperimentazione avviene su dei campioni realizzati con tre acciai da cementazione differenti (tipicamente usati per componenti atti alla trasmissione del moto): il 20MnCr5, il 17NiCrMo6-4 e il SAE4124MOD. Le micrografie delle strutture e le durezze ottenute costituiscono i risultati analizzati.

Per meglio interpretare i risultati, è stato realizzato un programma per il calcolo dei diagrammi Trasformazione - Tempo - Temperatura (o semplicemente TTT). Diagrammi o curve, sono indispensabili per comprendere la trasformazione di fase che avviene all'interno di un acciaio, dovuta all'alterazione termica nel tempo.

La prima parte dell'elaborato è costituita da una componente teorica, primo passo compiuto da una trattazione generale riguardante la produzione degli acciai. A seguire due capitoli che discutono, con generalità, gli aspetti del trattamento termico impiegato (più un breve compendio alla carbocementazione gassosa) e il ruolo cruciale svolto dalla temperatura. A terminare la parte teorica, ma non del tutto, una trattazione dei materiali impiegati e l'influenza degli elementi alliganti (introdotta con un aspetto generale nel primo capitolo). Questa viene seguita da un capitolo interamente dedicato al programma creato, dagli aspetti teorici fino ai risultati.

La seconda parte dell'elaborato, comincia con un capitolo interamente dedicato al programma creato. Dagli aspetti teorici fino ai risultati ottenibili, comprese le sue limitazioni. Il capitolo successivo introduce le caratteristiche delle prove realizzate, raccoglie le attrezzature utilizzate ed infine comprende il risultato di una prova parallela a quelle principali. I risultati di queste ultime e loro commento, sono raccolte nel capitolo successivo.

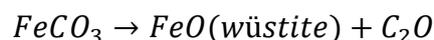
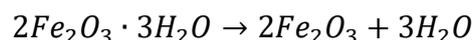
Le conclusioni al termine di questa seconda parte costituiscono il termine di questa trattazione.

Capitolo 1: La produzione degli acciai

Una grossa percentuale degli acciai prodotti odiernamente è ottenuta tramite metodo classico per mezzo di un altoforno, ma al contempo parte degli acciai è ottenuta tramite una produzione basata su riciclo di rottami. Segue ora una descrizione del processo di ottenimento degli acciai per metodo classico con integrazioni in merito alla via secondaria.

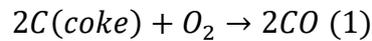
1.1 Minerali

Alla base della produzione di un qualsiasi acciaio vi sono minerali di diversa natura, ma i principali sono quelli ferrosi. Il minerale maggiormente impiegato [1][3] nella produzione odierna è Fe_2O_3 ovvero un ossido di ferro che prende il nome di Ematite, il quale possiede un contenuto di Fe pari ad un massimo teorico di circa 70%. In minor quantità si utilizza anche Fe_3O_4 , ossido di ferro che prende il nome di Magnetite caratterizzato dal massimo tenore di Fe pari a circa 72%. Oltre a questi minerali si riscontrano anche: la limonite, la siderite e la pirite. La limonite ($2Fe_2O_3 \cdot 3H_2O$) è un minerale ferroso con contenuto teorico massimo di Fe pari a circa 60%, il quale presenta impurezze sottoforma di fosfato di calcio. La Siderite ($FeCO_3$) è un carbonato, minerale ferroso con contenuto teorico massimo di Fe pari a circa 48%. Infine, la Pirite (FeS_2) è un solfuro di ferro con tenore di Fe massimo pari a circa 46%. Questi ultimi tre minerali non sono adatti per l'immediata introduzione in altoforno, ma è fondamentale sottoporli ad un trattamento preparatorio di calcinazione/arrostimento. L'obiettivo di questo trattamento è quello di dissociare il minerale ferroso dalle sue impurità tramite calore [3]:



L'ultima trasformazione chimica corrisponde alla fase di arrostimento della Pirite, step preparatorio dal quale se ne ottengono le ceneri. Dato il loro contenuto di zolfo, elemento noto per essere molto dannoso nelle leghie ferrose, l'impiego in siderurgia è limitato. Un prodotto di enorme importanza è il coke siderurgico [1][2][3], ottenuto mediante il trattamento di appositi carboni o bitumi designati per la produzione degli acciai. All'interno di una cokeria il carbone viene sottoposto ad un trattamento di essiccazione a caldo (non in umido) per una durata di 14-28 ore ad una temperatura di circa 1000-1100°C in atmosfera priva di ossigeno, con lo scopo di ridurre al minimo l'umidità interna e le impurezze contenute. Successivamente il coke viene raffreddato con dei getti d'acqua intensi e intermittenti fino ad una temperatura di circa 80°C, oppure in scambiatori di calore con atmosfera protettiva evitando così l'utilizzo di

ingenti quantità d'acqua. In entrambi i casi si vuole evitare la combustione del coke. Il minerale risultante è una sostanza simile alla grafite e porosa con granulometria inferiore al centimetro. La porosità ottenuta consente al minerale di essere attraversato dall'aria molto calda proveniente dalla sacca dell'altoforno, ottenendo monossido di carbonio che riduce i minerali ferrosi. Le reazioni dell'atmosfera con il coke sono [2]:



Un altro ruolo del coke è quello di sorreggere la carica dei minerali lungo la discesa nel camino dall'altoforno, oltre che a finire in lega con Fe.

Il minerale restante che viene introdotto nella bocca dell'altoforno è il fondente. Il ruolo principale del fondente è quello di sottrarre le impurità contenute nei minerali, ma soprattutto sottrarre zolfo e fosforo formando una scoria liquida che galleggia sopra la ghisa di altoforno. Il tipo di fondente impiegato dipende dal tipo di ganga (materiale inutile per la produzione dei metalli) che accompagna i minerali, se la ganga è acida (contiene silicati e alluminati) si utilizza $CaCO_3$ (carbonato di calcio, basico). Nel caso in cui la ganga possiede una natura basica si impiega SiO_2 (ossido di silicio, acido).

Tutti i minerali appena descritti sono sottoposti a processi di frantumazione, sinterizzazione, amalgamento e pellettizzazione in modo da poter controllare il più possibile la granulometria delle cariche oltre che l'omogeneità. Dei grani grossolani possono causare delle trasformazioni incomplete dei minerali, mentre dei grani troppo fini possono provocare l'ostruzione del camino d'altoforno. Un altro preparativo importante è la deumidificazione, l'acqua/umidità contenuta nei minerali sottrae calore utile alla trasformazione [1].

1.2 Nell'Altoforno

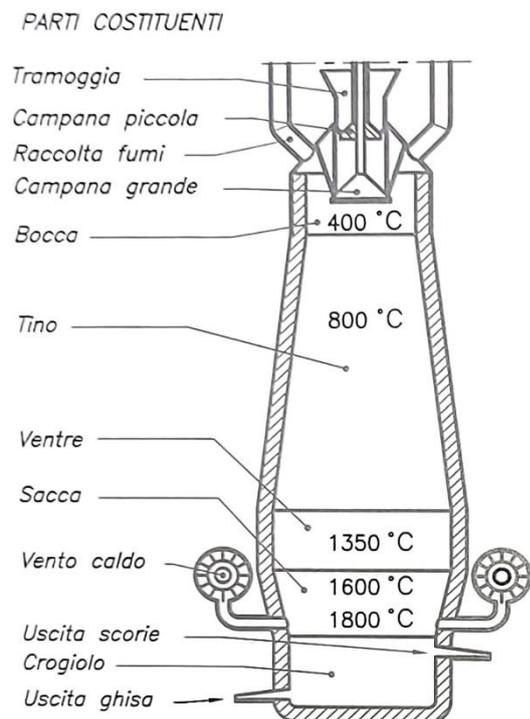


Figura 1.1: Schema semplificato di altoforno [3]

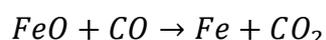
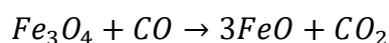
Nella sua complessità di costruzione e funzionamento, l'altoforno può essere riassunto come una "torre" realizzata internamente da materiale refrattario, la cui bocca viene alimentata da minerali di diversa natura (tra cui quelli ferrosi) e attraversato dal basso verso l'alto da un getto d'aria molto calda. Il cui fine è quello di ottenere ghisa di prima fusione all'interno del crogiolo.

Facendo riferimento alla Fig.1.1 [1][2][3], tutti i minerali descritti precedente vengono introdotti all'interno tramite una tramoggia e distribuiti in modo equo con una "campana". La cosiddetta carica di altoforno è caratterizzata da strati alternati di coke e minerali (ferrosi e fondente) che scendono lungo il cammino; per dare un'idea dei tempi, si pensi che la carica impiega circa 8h per

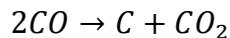
l'attraversamento. La carica completa i suoi primi passi nella bocca dove transita da temperatura di circa 200°C ad una di 400°C e l'umidità residua è completamente eliminata, mentre i fumi di altoforno vengono raccolti per evitarne la loro fuoriuscita in atmosfera (questi fumi vengono re-impiegati nel complesso sistema dell'acciaieria).

Prima di procedere oltre è necessario anticipare che cosa succede agli ossidi del ferro. Nella sacca dell'altoforno sono presenti delle aperture (ugelli detti *Tuyères* [2]) che immettono aria calda a circa 1000°C e procede verso l'alto, quest'aria calda è il contributo principale che permette di superare la soglia energetica delle trasformazioni. Facendo riferimento alle reazioni (1) e (2), l'aria calda reagisce con il coke ottenendo così CO e CO₂. Il monossido di carbonio (CO) è il reagente fondamentale che consente di dissociare gli ossidi del ferro e ottenere Fe.

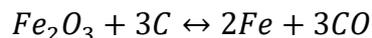
Proseguendo nel cammino, la carica raggiunge e attraversa il tino dell'altoforno ed è qui che avvengono le prime trasformazioni del minerale ferroso. Come appena anticipato il monossido di carbonio ottenuto per reazione con il coke reagisce con gli ossidi di ferro, secondo le reazioni che seguono [3]:



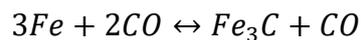
La CO₂ prodotta dalle reazioni reagisce immediatamente con il coke, allo stesso tempo si incorre anche nella dissociazione del monossido di carbonio [2]:



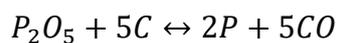
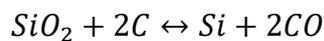
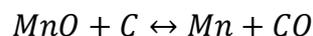
Nel tino a causa delle reazioni chimiche appena citate, si ha un innalzamento della temperatura dalla bocca alla prima metà del tino fino a 800°C, mentre dalla seconda metà fino al ventre si raggiungono temperature di circa 1350°C. E' necessario sottolineare che nonostante la reazione primaria di dissociazione avvenga con CO, si manifesta allo stesso tempo una reazione diretta con il coke [3]:



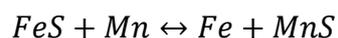
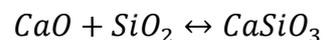
Già nel passaggio dal tino al ventre e nel ventre stesso, si ha l'inizio di una moltitudine di fenomeni, tra cui quello della fusione dato che si arriva a raggiungere una temperatura di 1600°C. In questo tratto di altoforno è dove avviene la carburazione del ferro ottenuto tramite dissociazione, per cui si ha l'incremento del tenore di carbonio secondo la reazione che segue [3]:



In secondo luogo, si ha l'inizio della riduzione degli ossidi di manganese, silicio e fosforo [3]:



Quando la carica procede verso la sacca dell'altoforno è il momento in cui si ha la formazione della scoria grazie alla presenza del calcare (ovvero il fondente) e l'incombere della desolfurazione grazie alla presenza del manganese ottenuto per riduzione del suo ossido [3]:



All'interno della sacca e in prossimità del crogiolo, data la presenza degli ugelli da cui viene insufflata la carica d'aria, è dove si raggiungono le temperature più alte comprese tra 1800 - 2000°C. In questo periodo di transizione nella sacca e dalla sacca al crogiolo, si ha il completamento della desolfurazione e della fusione accompagnate dalla combustione del coke e dall'azione di raccoglimento delle impurità da parte della scoria. In secondo luogo, ma non per questo meno importante, gli elementi ottenuti dalla riduzione degli ossidi di manganese, silicio e fosforo entrano in lega nel metallo.

Il percorso delle cariche immerse termina nel crogiolo con l'ottenimento di scorie liquide e ghisa grezza o di prima colata fusa, ovvero un metallo ricco di carbonio (~4%), manganese (~1%), silicio (~1%) e diverse impurità dannose. Si procede con la separazione della scoria e il prelievo del metallo fuso.

1.2.1 Torri Cowper

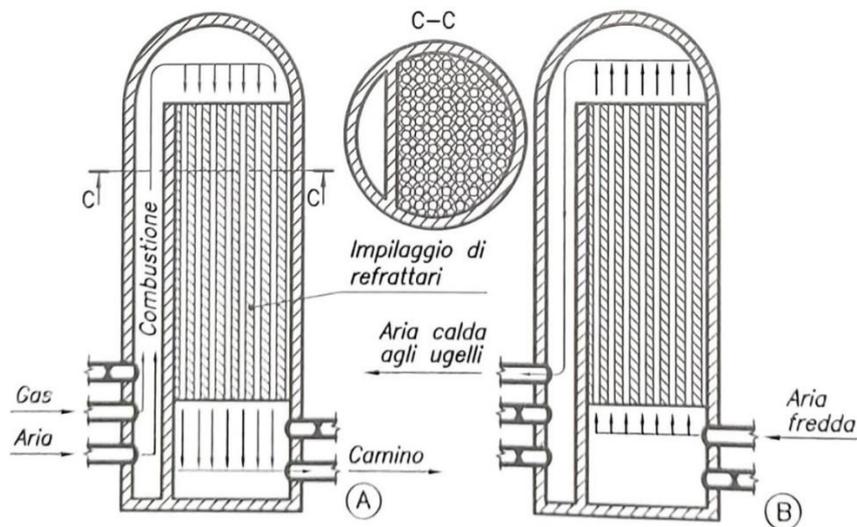


Figura 1.2: Schema semplificato delle torri Cowper [3]

La Fig.1.2 rappresenta lo schema di una torre Cowper [1]/[3] responsabile della produzione dell'aria calda che viene immessa nell'altoforno, nello specifico questa è una torre con camera di combustione interna. L'interno di questa costruzione è rivestito da materiale refrattario e buona parte del volume è occupato da un grosso blocco del medesimo materiale, nel quale sono ricavati dei passaggi interni per l'attraversamento dell'aria, qui è dove avviene lo scambio di calore. Durante la fase (A) rappresentata in figura, avviene l'immissione di idrocarburi (come il metano) che può essere additivato con l'aria prelevata dalla bocca dell'altoforno con conseguente combustione all'interno della torre. Nella fase di riscaldamento (A) l'impilaggio di refrattari viene portato ad una temperatura superiore di 1000°C e può raggiungere i 1500°C, dopodiché la combustione di riscaldamento viene interrotta. Tramite l'operazione di varie valvole si procede con la fase di scambio (B), nella quale aria fresca viene introdotta nella torre e attraversa l'impilaggio di refrattari asportandone calore (non solo da questo ma anche dalle pareti di rivestimento interne). Maggiore è la temperatura che l'aria riesce a raggiungere e minore è il quantitativo di riducente (coke) che la carica necessita all'immissione.

1.3 Metallurgia primaria - BOF

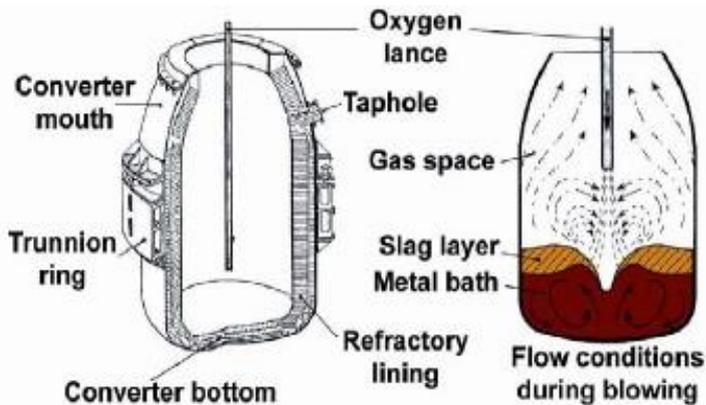
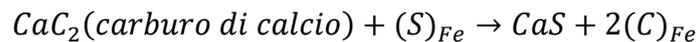
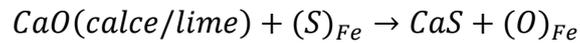


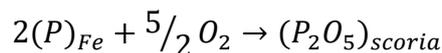
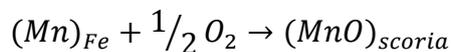
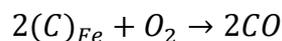
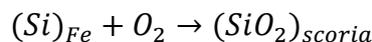
Figura 1.3: Schema di un Basic Oxygen Furnace [1]

La ghisa di prima fusione estratta dall'altoforno viene trasportata tramite dei 'carri siluro' verso l'impianto di trattamento. All'interno di questi carri [1][3] la ghisa fusa viene insufflata tramite delle lance ad immersione con azoto (gas inerte non dannoso), caricato con polveri di: ossido di calcio, carburi di calcio, ossidi di

magnesio. L'obiettivo di queste sostanze è di sottrarre lo zolfo in lega con il ferro con conseguente formazione di scoria; seguono le reazioni caratteristiche [1]:



La ghisa appena trattata viene successivamente trasferita all'interno di un BOF (vedi Fig.1.3) [1][3], ovvero un convertitore ad ossigeno a pareti basiche (rivestimento refrattario), questo convertitore è dove avviene la prima raffinazione del metallo. Una lancia ad immersione inietta ossigeno puro nel bagno fuso dando inizio a trasformazioni chimiche esotermiche che tendono ad innalzare molto la temperatura (1600-1800°C), per questo motivo nella carica del convertitore vengono inseriti rottami di ferro con lo scopo di limitarne la crescita. L'ossigeno insufflato reagisce con carbonio, manganese, silicio e fosforo ossidandoli, riducendone così il contenuto presente in lega nel metallo [1][3]:



Oltre all'introduzione dell'ossigeno, si introducono anche polveri di ossido di calcio con lo scopo di formare scoria liquida, raccogliendo così gli ossidi ottenuti per trasformazione e sottrarre ancora più zolfo al bagno di metallo fuso. Invece il monossido di carbonio essendo in forma gassosa esce da sé.

1.4 Produzione degli acciai con rottami

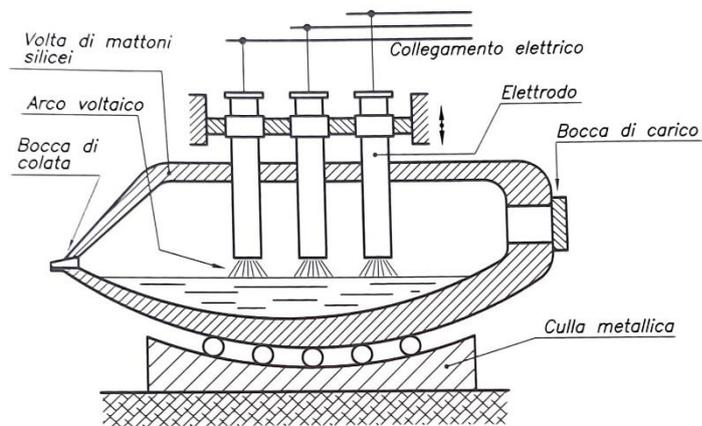


Figura 1.4: Schema di forno elettrico ad arco [3]

Un altro metodo nella produzione siderurgica degli acciai rispetto al metodo tradizionale, prevede di utilizzare come materia prima i rottami metallici provenienti da fornitori esterni, oppure prodotti internamente all'impianto siderurgico con altoforno (controllo migliore sulla qualità). [2]/[3] Il processo in sé è molto più semplice rispetto a quello classico e tende a racchiudere molte più fasi

in una, ma:

- dato che si utilizzano dei rottami, questi sono affetti dalla presenza di impurità di diversa natura. Un esempio è l'impurità costituita dal rame, difficile da eliminare
- nonostante la carica sia costituita in gran parte da rottami, questa è additivata da materia prima pura proveniente dall'altoforno la quale migliora la qualità del finito. Nonostante sia possibile riciclare i metalli, con la successione di più processi (di riciclaggio) si assiste ad un degrado della qualità

Facendo riferimento a Fig.1.4, in questo processo si impiega un forno ad arco elettrico dotato di elettrodi rivestiti con grafite/materiale refrattario. La carica inserita nella bocca del forno viene inizialmente preriscaldata tramite gas, dopodiché si procede con l'utilizzo degli elettrodi per portare a fusione i metalli. Odiernamente [1] si tende anche ad insufflare ossigeno nelle prime fasi di fusione per accelerare il processo, ma non solo. Infatti, l'insufflaggio di ossigeno è possibile anche per altre fasi della fusione, con lo scopo di ossidare impurità e controllare il contenuto di carbonio (come avviene con il BOF). Oltre alla carica metallica, vengono inseriti anche ossidi di calcio atti a formare scoria, rimuovere le impurità e fungere da "spazzino" per lo zolfo. Non solo, ma è anche possibile inserire minerali a base di carbonio per regolarne il contenuto.

1.5 Metallurgia secondaria – Siviera

L'acciaio di prima raffinazione prelevato dal convertitore ad ossigeno oppure quello prelevato dal forno elettrico viene sottoposto ad una raffinazione secondaria, uno dei momenti critici della produzione durante il quale diventa indispensabile il controllo del

metallo fuso per evitare contaminazioni e si effettua l'aggiunta degli elementi leganti necessari.

L'acciaio colato in siviera [1][2][3] possiede ancora contenuti troppo elevati di ossigeno, azoto e idrogeno disciolti, per questo è necessario avviare un processo di degasaggio che prevede di insufflare argon oppure utilizzare il vuoto. Il metodo a vuoto possiede molta importanza dato che è molto efficace nel rimuovere i gas disciolti, soprattutto l'idrogeno. La rimozione dell'idrogeno è fondamentale: l'atomo di idrogeno monoatomico penetra facilmente nel bagno fuso e di per sé non porta a grandi problemi, la criticità si manifesta quando questo diventa biatomico in un acciaio solidificato portando alla nascita di cricche e fratture. A seguito del degasaggio si ottiene un acciaio detto 'effervescente' a causa del contenuto ancora relativamente alto di ossigeno. Nella pratica comune si procede con il 'calmaggio' tramite l'inserimento di alluminio (scelto per la sua reattività con l'ossigeno) nel bagno fuso con successiva formazione di ossidi che vengono raccolti nella scoria. Allo stesso tempo, durante il trattamento in siviera si ha l'aggiunta di ferro-leghe come Fe-Mn, Fe-Nb, Si-Mn e Fe-V per ottenere la composizione desiderata dell'acciaio, per cui durante l'intera operazione è necessario un'operazione di *stirring* (amalgamazione) del bagno fuso [1][2][3].

Il processo termina con la colata continua (Fig.1.5) [1], partendo dallo svuotamento della siviera in una paniera sotto la protezione di gas inerti (si vuole evitare il più possibile contaminazione da parte dell'atmosfera esterna prima della solidificazione). L'acciaio fuso contenuto nella paniera viene riversato in una forma sottostante realizzata in rame e raffreddata internamente da acqua. L'obiettivo di questa forma, oltre a quello di profilare inizialmente la colata, è di creare una prima crosta solidificata superficiale che può essere supportata e prelevata dai rulli sottostanti. Durante le prime fasi della discesa il raffreddamento superficiale è assistito da getti d'acqua. La solidificazione del cuore invece avviene durante l'attraversamento degli ultimi rulli supportanti/estrattori, per cui durante gran parte del processo si ha a che fare con un cuore fuso e successivamente altamente plastico. Le bramme e blumi ottenuti continuano il percorso verso le gabbie di laminazione.

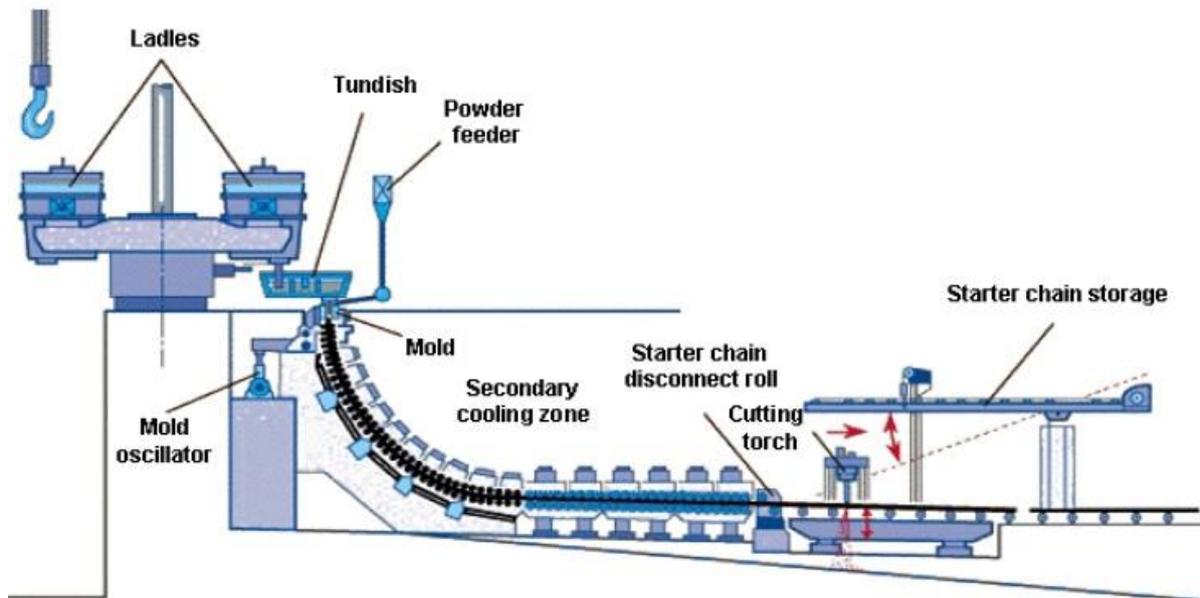


Figura 1.5: Schema di colata continua [1]

1.6 Gli elementi di alligazione

La caratteristica che delinea il ferro (Fe) capostipite e indispensabile per la realizzazione di un qualsivoglia componente ingegneristico è la sua capacità di potersi legare con variegati elementi e in quantità diverse. Di seguito si riportano gli effetti degli elementi alliganti più utilizzati [3][4]:

- Cromo Cr: elemento ferritizzante di tipo sostituzionale. E' un formatore di carburi soventemente accoppiato con il molibdeno. Aumenta la temprabilità di un acciaio e lo si può accoppiare al nichel per ottenere proprietà meccaniche superiori. Spesso utilizzato per aumentare la resistenza alla corrosione e ossidazione anche a caldo.
- Nichel Ni: elemento austenitizzante spesso utilizzato in coppia con altri elementi come cromo e molibdeno, con lo scopo di migliorare le proprietà meccaniche. Accentua la resilienza alle basse temperature, inoltre dato che non è formatore di carburi si mantiene in soluzione solida nella fase ferritica migliorandone durezza e opposizione agli sforzi. Utile per aumentare la resistenza a fatica e ai fenomeni di ossidazione (caldo e freddo). Un impiego particolare è per la realizzazione di superleghe costituite da matrice del suddetto elemento (serie Inconel).
- Molibdeno Mo: elemento ferritizzante con dimensione atomica superiore a quella del ferro, impiegato per il netto incremento delle proprietà meccaniche (in soluzione solida oppure sottoforma di carburi data l'attitudine a formarli) e della temprabilità. Non si trova da solo, ma viene accompagnato (o meglio, accompagna) elementi come nichel, cromo e vanadio. A differenza del carbonio non è soggetto a fenomeni di decarburazione e ossidazione a caldo. Consente di prevenire l'infragilimento da rinvenimento e durante tale trattamento può portare ad un fenomeno di indurimento secondario. Con la sua

segregazione a bordo grano rallenta la crescita di dimensioni dei grani (fenomeno di *solute drag effect*).

- Manganese Mn: elemento austenitizzante presente in un acciaio sin dalla prima colata di altoforno. Impiegato per il miglioramento della temprabilità a minor costo e ottimo “spazzino” dello zolfo in microstruttura conferendone minor rischio di fragilità a bordo grano, ma tende a favorire la fragilità da rinvenimento. Per quanto riguarda l’influenza sulle proprietà meccaniche, segue comportamenti corrispondenti ad un incremento del tenore di carbonio ma con effetto minore se comparato ad esso.
- Silicio Si: come il manganese è un ferritizzante presente sin dalla prima colata di altoforno. Molto utile nella produzione dei *killed steels* (acciai desossidati) data l’attitudine a legarsi con l’ossigeno, per questo è un buon disossidante. E’ in grado di migliorare la resistenza meccanica di un acciaio, ma con effetto minore rispetto al manganese, e aumenta il limite elastico. Consente di migliorare la resistenza da ossidazione a caldo ed è noto per rallentare la formazione dei carburi. Utile nel caso di acciai e ghise da fonderia per il miglioramento della colabilità.
- Alluminio Al: data la facilità con cui si lega con l’ossigeno è impiegato per il calmaggio degli acciai, inoltre consente di migliorare la resistenza ad ossidazione a caldo, ma peggiora i fenomeni di corrosione normale (porta a corrosione galvanica). Viene impiegato negli acciai da nitrurazione a causa della sua attinenza a legarsi con l’azoto, portando alla formazione di nitruri stabili. Infine, è tra i migliori elementi per il controllo delle dimensioni del grano in fase di trattamento termico, cerca di inibire la crescita del grano austenitico in fase di riscaldamento.
- Zolfo S e Fosforo F: sono le impurezze più comuni presenti negli acciai, ma le più dannose in riguardo alle proprietà meccaniche data la tendenza ad indurre fragilità. Nonostante questo, possono tornare utili per migliorare la lavorabilità alle macchine utensili nell’asportazione del truciolo.

Elementi come Ni, Si e Al non tendono a formare composti con il Fe e il C, per cui si trovano in soluzione solida all’interno della lega. Invece elementi come Cr, Mo, Mn, Ti e V ovvero formatori di carburi, possono anch’essi trovarsi in soluzione solida nell’acciaio ma possiedono la possibilità di formare composti con il Fe e il C. Il comportamento di questi ultimi dipende dalla solubilità, la presenza di altri elementi formatori di carburi, il proprio tenore nella lega e anche quello del carbonio. Alliganti come il Si, Al e Ti possiedono una maggior attitudine a formare ossidi e vengono aggiunti verso fine processo con anche l’obiettivo di evitare composti ossidati del ferro. Un problema derivante dall’addizione a fine processo è la permanenza di questi composti sottoforma di inclusioni, data l’assenza di tempo per la loro migrazione in scoria.

La maggior parte degli elementi (Cr, Mo, Ni, Mn, Si, ...) consentono di ridurre il tenore percentuale di carbonio con il quale si presenterebbe una composizione eutettoidica. Infine, tramite soluzione sostituzionale il Mn e il Si sono i maggior contribuenti all’incremento di durezza della ferrite, seguita da Ni e Mo. Il Cr invece è l’alligante con il

minor effetto a parità di percentuale in peso additivata, per questo viene adottato nella realizzazione di componenti soggetti a lavorazioni a freddo, dai quali è comunque richiesta una buona durezza.

Capitolo 2: Processi di ricottura

Oggi giorno è impossibile imbattersi in un acciaio che non presenti una storia termica di qualche genere. L'impiego dei trattamenti termici è indispensabile, essi consentono di alterare le proprietà meccaniche di un acciaio (in realtà di qualunque lega metallica e non solo) a seconda delle necessità dovute al ciclo produttivo e alle necessità di impiego finale. Con un trattamento termico è infatti possibile raggiungere caratteristiche che il metallo base non soddisfa oppure richiederebbe un acciaio più performante (fattore economico).

In questa tesi si è deciso di trattare la ricottura che (nello specifico quella isoterma) nella sua natura teorica è il tipo di trattamento più semplice, ma con questo non si vuole sminuire il ruolo fondamentale che possiede nei processi di lavorazione degli acciai. I trattamenti di ricottura vengono impiegati ogni qual volta si desidera eliminare la presenza di tensioni residue dovute a lavorazioni, procedere con una ricristallizzazione della struttura, migliorare la lavorabilità di un componente, effettuare una sferoidizzazione dei carburi, cancellare gli effetti di un trattamento termico precedente, rimediare a dei difetti a caldo, ecc....

2.1 La ricottura isoterma

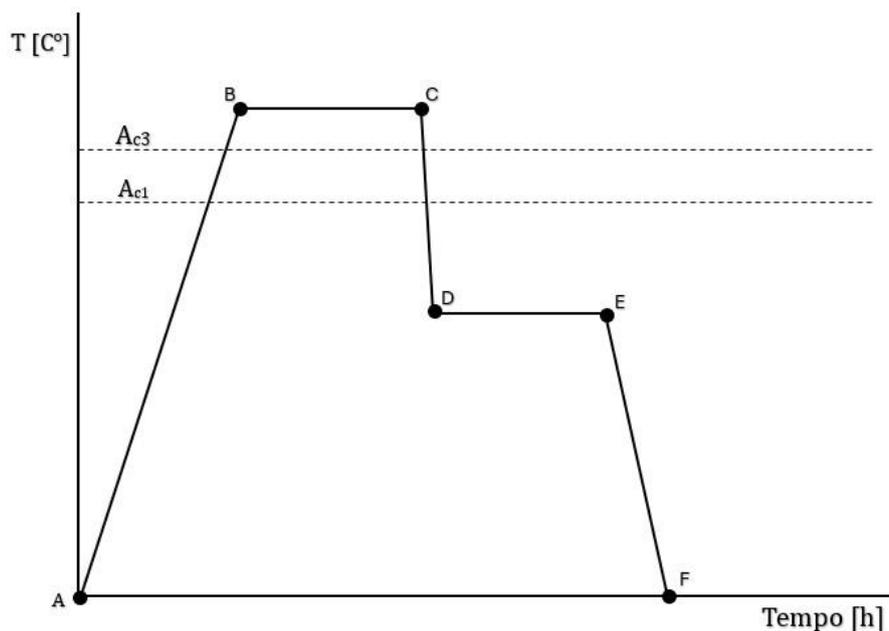


Figura 2.1: Schema generale di ricottura isoterma

Il trattamento in considerazione fa parte del gruppo delle Ricotture spesso preferito alle altre perché il più rapido, se le caratteristiche volute di un componente ne consentono l'impiego. Nella generalità del trattamento [9] e facendo riferimento a Fig.2.1, la carica metallica inserita in forno viene riscaldata (fase A-B) a temperature superiori ad A_3 per

raggiungere il campo austenitico. Solitamente la temperatura raggiunta è uguale oppure superiore ad $A_3 + 50^\circ\text{C}$ (se si trattano acciai ipoeutettoiidi), ma non è raro riscontrare dei casi in cui la temperatura raggiunta sia superiore o pari a 1000°C . Successivamente segue un mantenimento (fase B-C) in modo da garantire l'omogeneità della temperatura nei pezzi e lasciare il tempo necessario per lo sviluppo dei fenomeni diffusivi, con conseguente accrescimento delle dimensioni del grano austenitico (fenomeno limitato se l'acciaio trattato è a grano controllato). Compreso il campo di temperature a cui un acciaio viene riscaldato e mantenuto (in questo caso la completa austenitizzazione), di fondamentale importanza sono anche i passi successivi impiegati durante il percorso di raffreddamento. La legge di raffreddamento impiegata (percorso da C a F) determina le proprietà finali raggiunte a fine trattamento e questa è scelta in funzione dei diagrammi TTT (Trasformazione - Tempo - Temperatura, o semplicemente isoterfici). Questi diagrammi (curve o mappe), Fig.2.2 mostra un diagramma TTT per un generico acciaio ipoeutettoiidico, mettono in luce l'evoluzione delle fasi nel corso del tempo dopo aver raggiunto a seguito di un raffreddamento rapido la temperatura di trasformazione isoterfica. Ogni diagramma è di per sé unico dato che dipende dalla composizione chimica dell'acciaio e dal tipo di austenitizzazione (per cui temperatura e tempo di mantenimento, di conseguenza dimensione del grano austenitico).

Detto questo, a seguito del mantenimento in campo austenitico segue un primo rapido raffreddamento (fase C-D) per raggiungere la temperatura di trasformazione isoterfica voluta attraversando le temperature critiche A_3 e A_1 , le quali durante questo primo raffreddamento vengono riferite a A_{r3} e A_{r1} . Il raffreddamento deve essere rapido in modo da assicurarsi che si è ancora nella totalità di fase austenitica prima di raggiungere la temperatura di trasformazione, in poche parole si vuole evitare che si abbia una trasformazione involontaria. La conseguente permanenza nel tratto isoterfico (fase D-E) dipende dal tempo di trasformazione delle fasi. Come è possibile vedere da Fig.2.2 la legge di raffreddamento 'f' è quella che porta ad una durata maggiore del trattamento, dato che la trasformazione da austenite a ferrite-cementite (sarà ferrite e perlite dato che si tratta termicamente un acciaio lontano dal punto eutettoiidico) è molto lunga. Nella generalità si evita di assumere una temperatura di trasformazione isoterfica vicino ad A_1 , preferendo invece temperature vicino al naso perlitico (ad esempio tra $640-720^\circ\text{C}$) per la rapidità di trasformazione (la figura appena citata non è d'esempio in questo caso). A seguito della trasformazione isoterfica segue l'ultimo raffreddamento (fase E-F) che può anche essere realizzato in aria calma per cui il raffreddamento può anche essere rapido, ma con criterio di evitare di introdurre tensioni residue indesiderate. Infatti, si può pensare di eseguire l'ultimo raffreddamento in modo controllato fino a $300-250^\circ\text{C}$ [5].

I percorsi delle leggi di raffreddamento adottati sono simili a quelli presentati in Fig.2.2 a meno della temperatura di trasformazione isoterfica, ma questi possono anche differire con la presenza di una seconda isoterma.

Un aspetto importante è che ogni diagramma is termico porta con sé un certo grado di incertezza (dato che vuole rappresentare un fenomeno reale complesso), per cui è di buona norma aumentare i tempi di trasformazione di 30min [5].

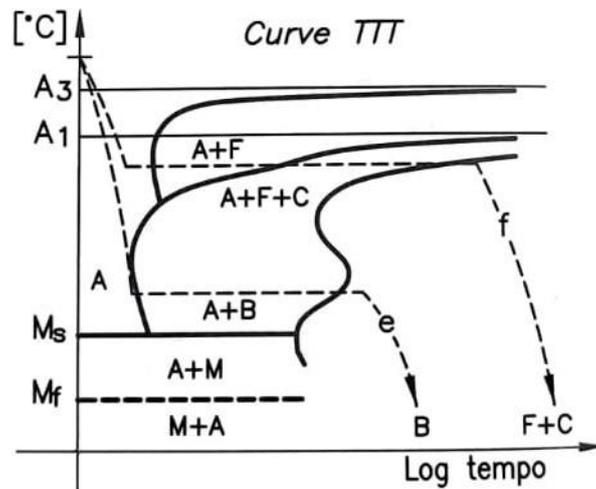


Figura 2.2: curva TTT per un acciaio generico A(austenite), F(ferrite), C(cementite), B(bainite), M(martensite) [3]

Il trattamento appena introdotto nella sua generalità, come annunciato in precedenza, viene utilizzato per migliorare la lavorabilità degli acciai e nel caso specifico della tesi ci si riferisce a quella delle macchine utensili (nella realtà non si limita a questo tipo di lavorazioni, per esempio spazia anche su lavorazioni a freddo come la trafilatura). Gli acciai trattati nella tesi se non fossero sottoposti a ricottura, presenterebbero durezza troppo elevata per la lavorazione alle macchine utensili o comunque richiederebbero tempi di lavorazione troppo elevati e degrado degli utensili maggiore. Da questo ne consegue un aspetto economico importante.

2.1.1 Isteresi della trasformazione austenitica

Per completezza, in questo paragrafo si riporta un piccolo complemento inerente al fenomeno di isteresi [3] della trasformazione interessata. Come citato in precedenza le trasformazioni non avvengono precisamente ad una data temperatura come A_3 (allo stesso modo anche per A_1), piuttosto in un range di temperature nel quale si definiscono A_{c3} (per il riscaldamento) e A_{r3} (per il raffreddamento). La velocità di raffreddamento o riscaldamento influisce sull'isteresi di trasformazione, per cui il sotto raffreddamento o surriscaldamento necessario per attivare una trasformazione. La Fig.2.3 riporta qualitativamente le temperature alla quali inizia la trasformazione austenitica in funzione della velocità di raffreddamento, per un acciaio ipoeutettoide. La velocità critica inferiore V_1 è la velocità di raffreddamento intorno alla quale è possibile ottenere una struttura contenente ferrite e perlite, assumendo velocità superiori a V_1 la struttura diventa molto più fine. Invece nell'intorno della velocità critica V_2 il risultato è quello di strutture martensitiche, al di sopra di tale velocità solamente martensite. Le temperature A_{r1} , A_{r3} , A_r' indicano una trasformazione dell'austenite in ferrite-perlite, mentre la temperatura A_r'' in martensite.

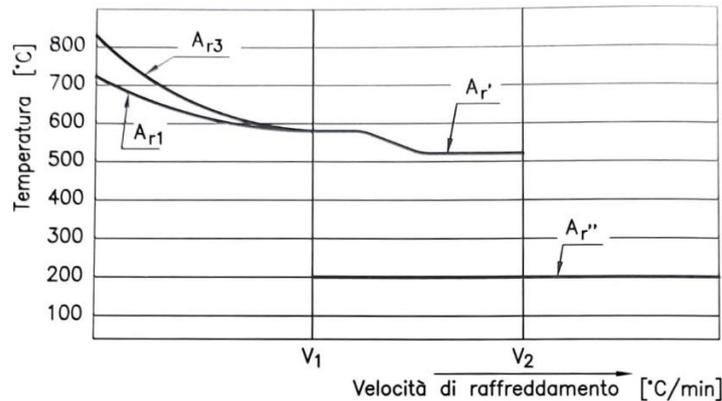


Figura 2.3: Isteresi della trasformazione dell'austenite al variare della velocità di raffreddamento [3]

2.1.2 Formazione di Perlite e Ferrite

Nel *Capitolo 5* verranno presentate le varie composizioni degli acciai analizzati, dalle quali emerge un contenuto di carbonio medio pari al 0.2% circa. Per cui facendo riferimento al diagramma Fe-C (Fig.4.1 *Capitolo 4*) di tale capitolo, si ha a che fare con degli acciai ipoeutetoidici. In funzione delle composizioni e dei parametri sperimentali impiegati nelle ricotture isotermitiche, dalla micrografia dei provini post-trattamento viene anticipato che ci si aspetta una struttura di tipo ferritico-perlitica lamellare. Per questo motivo si vuole presentare in sintesi, le caratteristiche di questa struttura. A seguito del fatto che con la microscopia ottica si possono rilevare i dettagli delle strutture fino ad un certo grado di precisione e risoluzione.

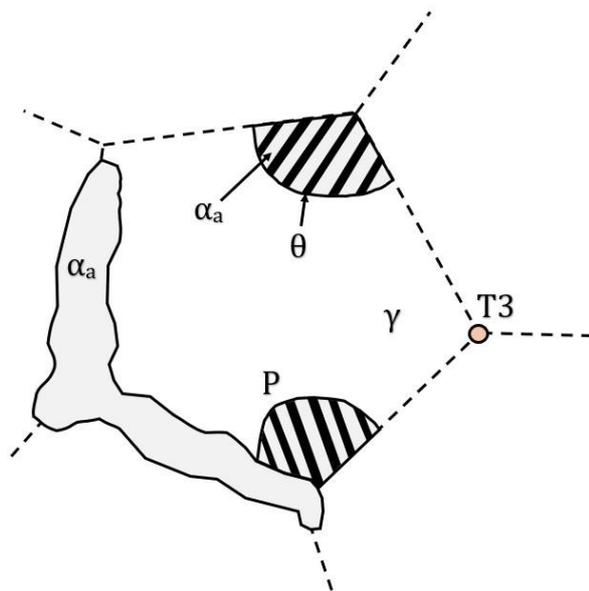


Figura 2.4: Rappresentazione della fase Ferritica e della fase Perlitica in crescita all'interno di un grano austenitico

Nella Fig.2.4 viene mostrata la crescita della fase Ferritica e della fase Perlitica all'interno di un reticolo che presenta ancora un'abbondante fase austenitica (indicata con γ), nel corso del raffreddamento post austenitizzazione. Durante il percorso di raffreddamento dal campo di austenitizzazione completa, la prima fase a formarsi è quella della Ferrite qui indicata con ' α_a ', il cui pedice significa 'allotriomorfa' [33] (più comune) perché nuclea e cresce lungo i bordi dei grani austenitici. Non solo, ma ha la possibilità di nucleare nei punti a spigolo di intersezione dei grani (qui indicato con 'T3'). Come si vede, [33]/[13] a differenza di altre fasi (ad

esempio, la martensite) la ferrite cresce propagandosi anche nei grani adiacenti seguendo in primo luogo il bordo dei grani. Questa crescita principale viene accompagnata da una propagazione verso l'interno del grano.

La cella unitaria caratterizzante la ferrite è quella a corpo-cubico-centrato o 'ccc'. Pensando alla forma di un cubo, in ogni spigolo è presente un atomo di Fe mentre al centro in posizione interstiziale è presente un atomo di carbonio.

Avendo ora a mente un diagramma Fe-C, proseguendo il raffreddamento la formazione della pura fase ferritica viene interrotta una volta superata la temperatura critica A_1 in favore della fase successiva. L'austenite rimanente viene trasformata in Perlite qui indicata con 'P', come per la ferrite anche questa fase predilige una nucleazione a bordo grano e nei punti di intersezione a spigolo di intersezione dei grani, per poi crescere verso l'interno "a macchia d'olio" in modo pressoché omogeneo nelle varie direzioni. A differenza della fase precedente, [33]/[13] la crescita di una colonia perlitica è limitata

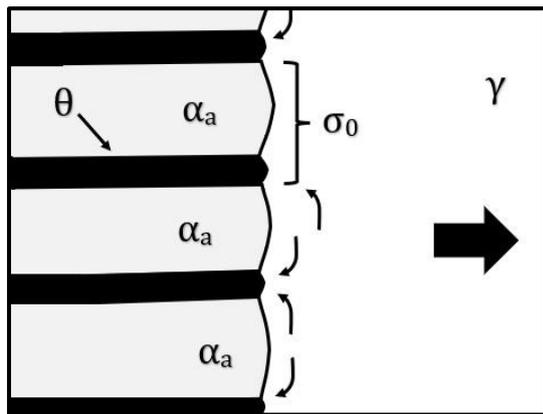


Figura 2.5: Rappresentazione-Ingrandimento della Perlite durante la fase di crescita

all'interno del grano di nascita per cui, una colonia perlitica non tende a propagarsi anche nei grani adiacenti. Ogni colonia è un singolo cristallo formato da due fasi che dal punto di nucleazione si intersecano l'una con l'altra, si pensi ad un cavolo dove una fase è costituita dalle foglie mentre l'altra è lo spazio vuoto rimanente interno. Vista in sezione, la perlite si presenta come lamelle alternate di ferrite (α_a) e cementite (θ , lamelle di colore nero), quest'ultima fase è un carburo del ferro con composizione Fe_3C , composto intermetallico

duro e fragile. In Fig.2.5 è rappresentato un dettaglio di una colonia perlitica nella sua crescita lungo la direzione indicata dalla freccia grande a scapito di quella costituente il grano, ovvero l'austenite (γ). Le frecce più piccole indicano il cammino degli atomi di carbonio che diffondono dall'austenite alla cementite, dato che la ferrite possiede un grado di solubilità del carbonio molto basso. La distanza ' σ_0 ' è la distanza interlamellare, utile per determinare le proprietà meccaniche della perlite.

La crescita della ferrite e della perlite è di tipo 'Ricostruttivo' [33] caratterizzata dai fenomeni diffusivi del carbonio e altri soluti. E' di tipo ricostruttivo perché durante la trasformazione di fase dall'austenite, gli atomi costituenti una cella unitaria del reticolo cristallino non saranno più gli stessi dopo trasformazione e vengono sostituiti con altri. L'ordine del reticolo, quindi, non è più mantenuto. In compenso non si ha la produzione di forti tensioni interne e la forma cristallina è mantenuta. Essendo un processo in cui viene coinvolta la diffusione, è necessaria una transizione temporale oltre ad essere attivato termicamente.

Si termina con la presentazione di una micrografia di esempio in Fig.2.6, caratterizzata da una struttura ferritico-perlitica a bande.

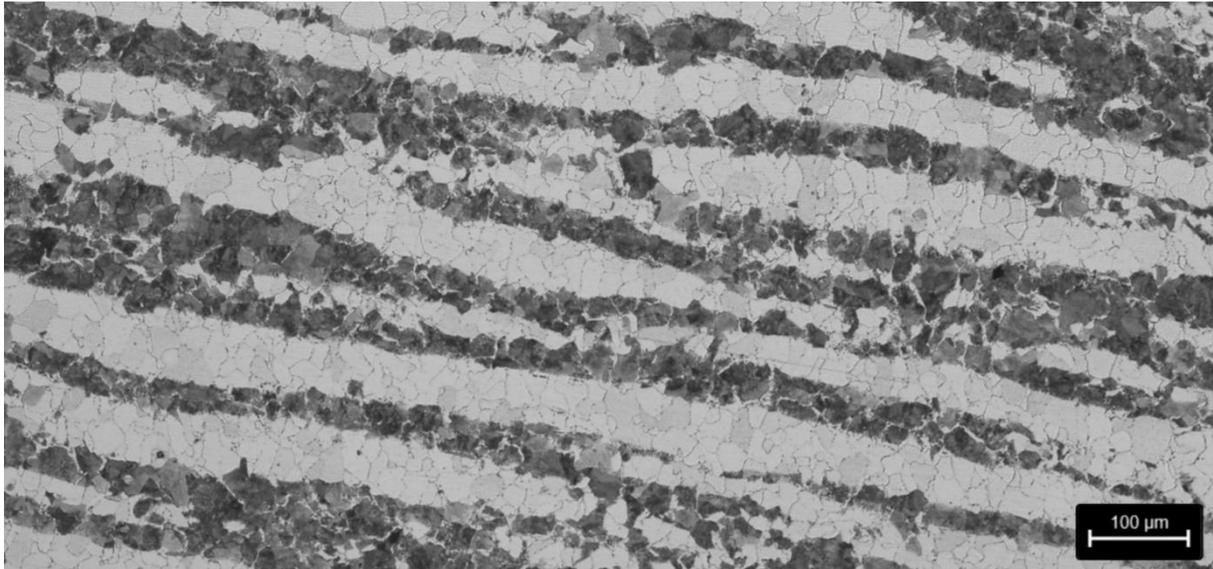


Figura 2.6: Struttura ferritico-perlitica a bande del 17NiCrMo6-4 austenitizzato a 940°C e mantenuto per una trasformazione isoterma a 640°C. Microscopio ottico – Prova 1)

Le fonti [2][33][13] espongono ed ampliano il discorso fatto, anche per altri tipi di strutture con l'aggiunta di micrografie più dettagliate al microscopio elettronico.

2.1.3 Ricottura isoterma normale

Questo tipo di ricottura isoterma [5] è riconducibile alla descrizione generale fatta in precedenza. Il trattamento in questione porta all'ottenimento di una struttura omogenea di ferrite e perlite lamellare piuttosto che globulare, con l'obiettivo di ottenere un livello di lavorabilità che normalmente non sarebbe raggiungibile con sola ricottura subcritica o di lavorabilità. Data la completa austenitizzazione, viene impiegata anche per eliminare anomalie strutturali dovute per danneggiamento a caldo o per incrudimento. È importante ricordare che l'austenitizzazione completa è in grado di cancellare la struttura precedentemente posseduta dal componente.

2.1.4 Ricottura isoterma globulare

L'obiettivo di questa ricottura [5] è quello di ottenere a fine processo una struttura perlitica globulare piuttosto che lamellare. A differenza del processo generale (o normale) ora non è più possibile sostare a temperature superiori di A_3 , dato che il raggiungimento dell'austenitizzazione e compresenza dei fenomeni diffusivi porterebbe alla solubilizzazione dei carburi o della cementite favorendo perlite di tipo lamellare. Per ottenere perlite globulare è necessario sostare durante il riscaldamento a temperature di poco inferiori ad A_1 , ma alle volte non è strano assumere temperature tra A_3 e A_1 comunque evitando di avvicinarsi troppo alla temperatura superiore. Da notare che anche un raffreddamento veloce tenderebbe a portare ad una tendenza lamellare, per cui il primo raffreddamento deve essere percorso in modo non troppo frettoloso procedendo a scalini. Si può concludere che questo trattamento possiede caratteristiche del procedimento isoterma, ma anche caratteristiche di una ricottura subcritica o di sferoidizzazione (per le quali però i tempi sono molto più ingenti).

2.1.5 Ricottura “bianco e nero”

Questo tipo di ricottura isoterma [5] è simile a quella normale (o alla generalità del trattamento descritta) se non per la temperatura di austenitizzazione che può raggiungere anche i 1100°C. La conseguenza di un'austenitizzazione a questa temperatura, e conseguente permanenza, è quella di presentare un notevole accrescimento del grano austenitico per cui si ottiene una struttura finale ferritico-perlitica (lamellare) a grano grosso (ad esempio AGS pari a 4). Le differenze più marcate si ottengono con acciai a basso contenuto di carbonio con compresenza di nichel, ma in ogni caso la struttura finale raggiunta porta a lavorabilità più marcata dato l'ingrossamento della matrice (l'accrescimento è limitato per gli acciai a grano controllato). Da questo trattamento derivano però due aspetti negativi. Austenitizzare a temperature così alte, comporta dei fenomeni di decarburazione superficiale e ossidazione a caldo più marcati, risolvibile se si esegue il trattamento in atmosfera controllata (ad esempio con un'atmosfera in prevalenza costituita da N₂). In secondo luogo, data la presenza di una struttura a grano grossolano, è necessario eseguire un trattamento secondario per l'affinazione del grano con conseguente ripristino della tenacità.

2.2 Forni e atmosfere

Esiste una moltitudine di forni nati a seconda delle esigenze produttive, ma principalmente si suddividono in due grandi categorie: forni per trattamenti a lotti e forni per trattamento continuo [9]. I forni continui vengono impiegati quando sono richiesti grandi volumi di produzione e i componenti trattati non possiedono forme complesse oppure non devono essere sottoposti a trattamenti critici/complessi. Prodotti come bramme, blumi, fogli laminati e piastre, profilati e barre, bobine di acciaio da laminazione spesso impiegano questi tipi di forni. Da non escludere sono i lotti di produzione caratterizzati da un gran numero di componenti di piccola-media taglia ottenuti tramite forgiatura e colata. Invece i forni a lotti prevedono dei volumi di produzione più bassi e rispetto a prima i componenti sono statici, ma questo non significa che i componenti precedentemente citati non possano essere trattati con questa tipologia. Oltre all'aspetto produttivo, sono utili nel caso di pezzi con forma complessa e/o di grandi dimensioni, i quali richiedono tempi maggiori data l'alta probabilità di disomogeneità di temperatura. Questa tipologia è dedicata anche alla realizzazione di trattamenti impegnativi come la nitrurazione e la cementazione, oltre ad offrire la possibilità di impiegare atmosfere controllate e il trattamento a vuoto.

Di maggiore interesse per l'elaborato sono i forni a lotto o statici. Concettualmente essi prevedono un volume interno nel quale viene inserita la carica di materiale da trattare, posta su carrelli, vassoi e basamenti mobili. Tale volume è formato da un involucro di materiale refrattario, il quale ospita sensori per la temperatura, bocchette per l'immissione dei gas di controllo e i sistemi di riscaldamento (gas combusto, fiamma,

induttori). Il tutto è sorretto da un guscio metallico e sigillato tramite un portellone (la sua presenza dipende dal tipo di forno, si pensi ad un forno a campana). Oltre ad essere categorizzati secondo il tipo e la dimensione dei componenti, si suddividono a loro volta secondo il tipo di atmosfera o meno impiegata. Un ulteriore elemento di distinzione è la presenza di più di una camera/volume per il trattamento, pensando al trattamento di carbocementazione gassosa è possibile impiegare forni a due camere. All'interno di un volume è dove avviene la cementazione vera e propria, mentre il successivo è dedicato allo spegnimento diretto del componente (si evita così un ulteriore riscaldamento).

Per l'esecuzione di un buon trattamento i fattori da considerare sono molti, principalmente temperatura (affrontata nel capitolo successivo) e il tempo [9]. Un primo aspetto da considerare è la 'carica' inserita all'interno di un forno, con questo ci si riferisce in primo luogo alla massa inserita nel volume interno. La quantità di materia inserita influisce sui tempi di riscaldamento di un forno oltre che i tempi di mantenimento per omogeneizzare le temperature. Per avere un'idea dell'influenza della massa, si consideri la formulazione seguente:

$$Q = m \cdot c_p \cdot (T_f - T_i)$$

Dove 'Q' rappresenta l'energia richiesta [J], 'm' la massa [kg], 'c_p' il calore specifico del materiale [J/(kg K)], 'T_f' e 'T_i' temperatura finale e iniziale rispettivamente [K]. A titolo di esempio, ora si supponga di imporre un incremento di temperatura pari a 800°C (T_f) a partire da una temperatura di 20°C (T_i) e si assuma un calore specifico di 475 [J/(kg K)]. Si consideri una prima massa di 150 [kg] (m₁) e una seconda massa da 680 kg (m₂), supponendo una potenza costante fornita di 5.8 kW. Nel caso della prima massa, dividendo l'energia necessaria Q₁ per la potenza fornita, si ottiene un tempo di 2.66 ore. Invece nel caso della seconda massa, dividendo l'energia necessaria Q₂ per la potenza fornita, si ottiene un tempo di 12.06 ore. Non considerando per ora la massa, quello che possiede un grande impatto sulla velocità di riscaldamento (per cui la potenza fornita nell'arco del tempo) è il modo con cui avviene il riscaldamento. Si pensi ai forni elettrici ad induzione, nei quali il calore viene fornito da elementi riscaldanti come avvolgimenti in leghe speciali oppure in materiale ceramico. I parametri che influenzano questo tipo di riscaldamento sono: i materiali, l'entità dell'irraggiamento (metodo principale per lo scambio di calore), le superfici esposte, la potenza fornita, distanze dagli elementi riscaldanti, la presenza di atmosfera, la temperatura stessa e molto altro. In altri casi invece, il metodo prevalente per lo scambio di calore è quello convettivo tramite un fluido (comunemente atmosfera gassosa). I parametri che influenzano questo tipo di riscaldamento sono: tipo di atmosfera gassosa impiegata, velocità che il flusso possiede (per cui se convezione naturale o forzata - parametro che influenza molto il coefficiente di scambio convettivo h [W/m²K]), superfici esposte, la temperatura stessa e molto altro.

Proseguendo, la Fig.2.7 rappresenta un esempio di evoluzione della temperatura in funzione della profondità nel pezzo per vari istanti di tempo. Durante la fase di

riscaldamento in atmosfera, l'atmosfera stessa è il mezzo finale che trasmette il calore ad un componente attraverso convezione superficiale forzata o meno che sia.

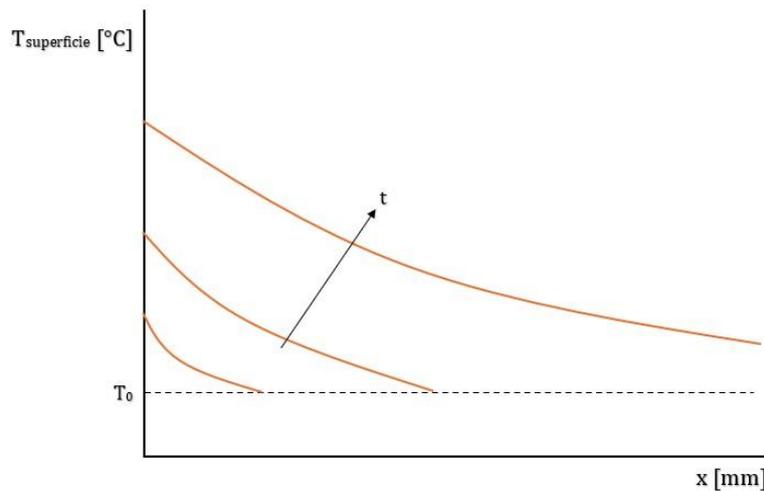


Figura 2.7: Andamento della temperatura in funzione della profondità (sotto superficie) - Semplificazione per oggetto semi-finito

Un secondo aspetto fondamentale, è l'ottenimento della massima omogeneità di temperatura all'interno di un pezzo [9], la quale viene raggiunta durante il mantenimento a temperatura scelta. Non rispettare questo aspetto ha conseguenze negative per quello che riguarda le tensioni residue, le deformazioni e la struttura ottenuta a fine trattamento, per cui ne dipende la qualità di un pezzo. Il problema diventa rilevante per componenti di grandi dimensioni e/o forme complesse, ma non solo. Problematiche di omogeneità derivano anche nei casi in cui la carica è costituita da grandi quantità di componenti accatastati tra di loro, dove i pezzi più interni soffrono di uno scarso ricircolo di atmosfera.

Allo stesso modo interessa la disomogeneità in temperatura dell'atmosfera riscaldante [9], più difficile da controllare per forni di grandi dimensioni. Per questo sarebbe necessario assicurarsi che sia presente un flusso interno di ricircolo per distribuire meglio il calore, se la tipologia lo consente. Le disomogeneità indicate, ad eccezione di quella interna di un pezzo, possono essere valutate con sensori quali termocoppie o strumenti ottici. La situazione più frequente è quella dell'impiego di termocoppie che percepiscono la temperatura a lato delle pareti interne del forno, ma la temperatura rilevata non è strettamente indicativa di tutto il volume riscaldato (da qui il problema di disomogeneità per i volumi più grandi). Per cui è possibile che le temperature realmente presenti in diverse zone varino di $\sim 25\text{ }^{\circ}\text{C}$ rispetto al valore misurato. La situazione ideale sarebbe quella di posizionare un sensore su di un pezzo, ottenendo così un valore veritiero almeno sulla superficie.

Ultimo aspetto ma non per importanza, è l'atmosfera impiegata per il riscaldamento e il trattamento scelta in funzione della temperatura adottata, il materiale da trattare la condizione superficiale voluta [9]. La scelta più facile sarebbe quella di utilizzare aria prelevata dall'atmosfera (nel caso di forni ad induzione) e i gas risultanti dalla

combustione di idrocarburi comuni come il metano. Il problema che ne deriva è l'impossibilità di controllare il grado di ossidazione e decarburazione superficiale, causati dalla presenza di ossigeno, idrogeno, vapore acqueo e biossido di carbonio. Dunque [9], per i cicli di ricottura è sovente impiegare atmosfere controllate di tipo esotermico composte da 71.5% N₂, 12.5% H₂, 5% CO₂, 10.5% CO [6]. La composizione citata è adatta per trattare acciaio con un contenuto di carbonio basso, non molto per acciai a contenuto medio-alto di carbonio. Questo perché sono ancora presenti percentuali rilevanti di idrogeno e CO₂, favorevoli a fenomeni di decarburazione. La produzione di queste atmosfere prevede la combustione di una miscela idrocarburi - aria all'interno di un ambiente strettamente controllato, i prodotti di combustione derivanti vengono raffreddati per diminuire il contenuto di vapore acqueo (procedura non strettamente necessaria). Successivamente, per i forni ad induzione possono essere introdotti direttamente nel volume di trattamento, altrimenti è necessario uno step di riscaldamento in scambiatori di calore se l'atmosfera controllata stessa è l'elemento riscaldante. Un altro tipo di atmosfera controllata è caratterizzata dall'impiego di gas endotermico contenente 40% N₂, 38% H₂, 20% CO, 2% CO₂, tracce di CH₄ [7]. Questi gas si differenziano da quelli precedenti per metodo di produzione. Infatti, vengono impiegate pressoché le medesime miscele gassose ma ora anziché la combustione, sono soggette ad un processo di catalisi.

Altre atmosfere utilizzabili sono quelle costituite da gas inerti come argon ed elio (più costoso) oppure si può optare per un trattamento in vuoto, quest'ultimo richiede dei forni appositi più costosi rispetto ad una tipologia tradizionale [9].

2.2.1 Fenomenologia del riscaldamento

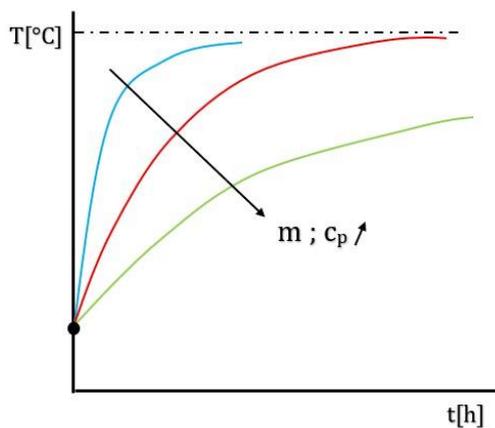


Figura 2.8: Effetto della massa e del calore specifico

Si incomincia dalla Fig.2.8. Nel grafico di tale figura, vengono mostrati gli effetti che la massa e il calore specifico hanno sull'andamento della temperatura nel tempo. Con l'aumento di questi due parametri, il tempo necessario a raggiungere una determinata temperatura (limite superiore della figura) aumenta. Questo viene rappresentato da curve progressivamente più piatte. Trascurando i parametri geometrici che un componente possiede, la massa e più propriamente il calore specifico (specifico di ogni materiale) costituiscono l'inerzia termica. Ad

influenzare gli andamenti, quindi la rapidità con la quale viene raggiunta una temperatura, sono anche le caratteristiche dei componenti e soprattutto il calore trasmesso alla superficie di essi (o più semplicemente la potenza fornita). Le curve della Fig.2.8, seguono degli andamenti esponenziali come quello indicato dalla formulazione seguente [9] [45]:

$$T(t) = (T_i - T_a) \cdot e^{-\left(\frac{h_{eq} \cdot A_{pezzo} \cdot t}{\rho \cdot V_{pezzo} \cdot c}\right)} + T_a$$

Dove 'T' è la temperatura del corpo in [K] funzione del tempo, 'T_i' è la temperatura del componente iniziale, 'T_a' è la temperatura voluta, 'ρ' è la densità del componente [kg/m³], 'V_{pezzo}' è il volume del componente in [m³], 'c' è il calore specifico relativo al materiale del componente [J/(kg K)], 'h_{eq}' è il coefficiente di scambio di calore equivalente in [W/(m² K)]. L'equazione presentata è una semplificazione a parametri concentrati dello scambio di calore convettivo naturale; i fenomeni di scambio termico di un forno (in questo caso una muffola elettrica) sono naturalmente più complessi.

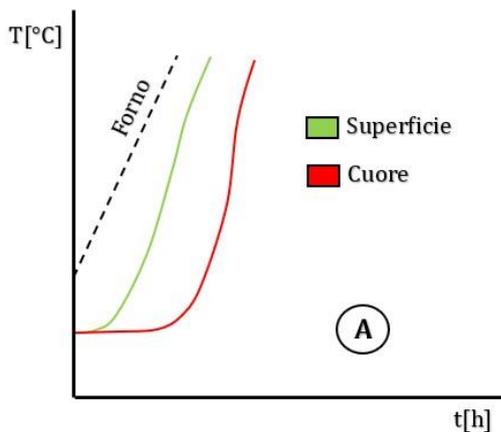


Figura 2.9: Evoluzione temporale iniziale della temperatura

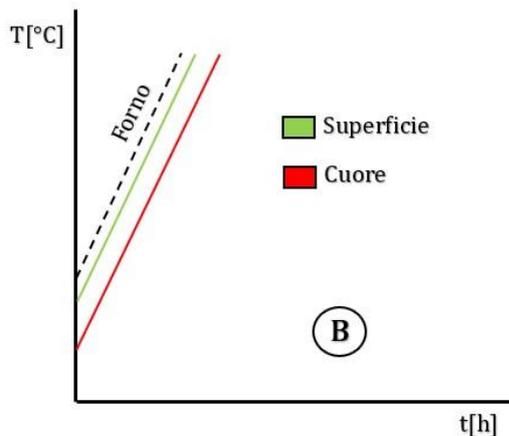


Figura 2.10: Evoluzione temporale intermedia della temperatura

La Fig.2.9 mostra la fase iniziale del riscaldamento (A) (questa non sarà visibile nel grafico di Fig.7.15 *Capitolo 7*), momento in cui un componente viene inserito nel forno. Se la linea tratteggiata rappresenta l'evoluzione della temperatura rilevata dalla termocoppia del forno, gli andamenti restanti quelli della superficie e a cuore di un componente. Il ritardo iniziale mostrato dall'andamento verde e rosso è dovuto all'inerzia termica posseduta dal materiale. Lo scostamento che sussiste tra la temperatura di superficie e quella a profondità maggiori dipende dalla conducibilità termica del materiale [W/(m K)] e dallo spessore.

La Fig.2.10 rappresenterebbe la porzione intermedia del riscaldamento (B), successiva alla fase (A). Questa la si può considerare come una fase di "regime" (se esistono condizioni tali a manifestarsi), le cui caratteristiche dipendono da tutti gli aspetti indicati in precedenza.

La Fig.2.11 rappresenta la porzione finale del riscaldamento (C). Nel momento in cui la termocoppia interna al forno registra il valore di temperatura impostato, la quantità di calore fornita dagli elementi riscaldanti diminuisce. La logica interna del forno ora prevede dei cicli di accensione e spegnimento, atti al solo mantenimento del valore di temperatura impostato (in Fig.2.12 un esempio - nella parte bassa del grafico l'accensione delle resistenze); mantenere una temperatura richiede una quantità di energia inferiore, rispetto a quella spesa per imporne un incremento. Considerando il ridotto apporto di energia e la temperatura pressoché costante dell'ambiente interno al forno, si palesa

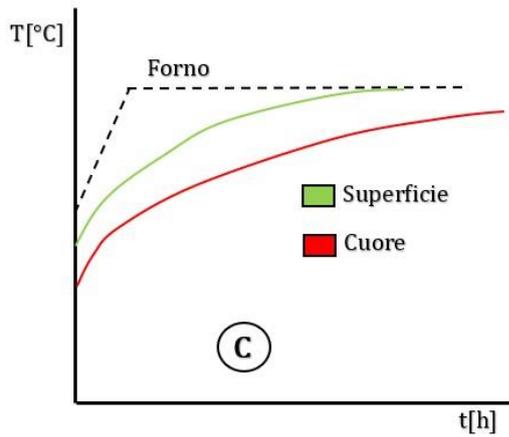


Figura 2.11: Evoluzione temporale finale della temperatura

chiaramente l'andamento asintotico o terminale di un fenomeno governato da legge esponenziale. Come spiegato all'inizio di questo paragrafo.

Similmente, questo è quanto accade anche per la fase di raffreddamento post austenitizzazione (in riferimento al diagramma di Fig.7.15 *Capitolo 7*). Motivo per il quale i tempi effettivi sono inferiori.

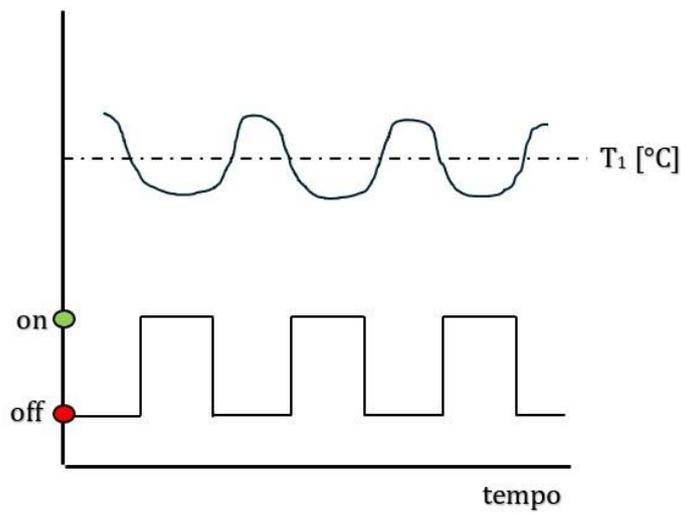


Figura 2.12: Esempio di cicli di accensione e spegnimento degli elementi riscaldanti, da parte della logica interna durante le fasi di mantenimento ad una data temperatura T_1

Capitolo 3: Trasformazioni di fase

Dalla lettura dei paragrafi precedenti, in parte emerge la ovvia importanza che la temperatura assume nelle scelte da effettuare per l'esecuzione di un trattamento termico. In ragione di ciò si dedica un capitolo alla sola temperatura, i quali argomenti non sono esclusivi della sola ricottura isotermica.

3.1 Vari effetti per la scelta del tipo di ricottura

Adottare una temperatura di mantenimento a fine del riscaldamento (per cui prima di ogni fase di raffreddamento) al di sotto di o poco inferiore di A_{c1} [9] [3] è una scelta tipica per le ricotture dette subcritiche, di coalescenza e di ricristallizzazione. A questa temperatura è possibile imbattersi nei fenomeni di recovery - ricristallizzazione - accrescimento del grano (evitato) come in Fig.3.1, presenti per ogni tipo di ricottura.

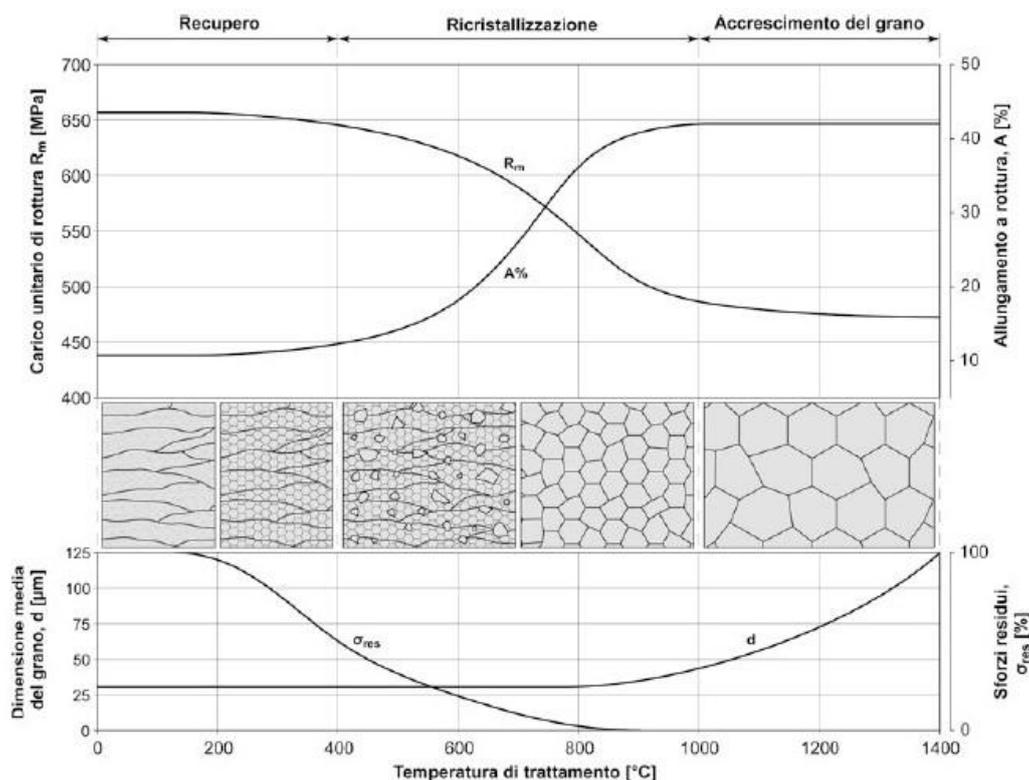


Figura 3.1: Schema Recovery-Ricristallizzazione-Accrescimento [13]

La fase di recovery è la fase durante la quale inizia e avviene il recupero delle tensioni interne/residue (ad esempio causate dall'incrudimento) in un acciaio che ha subito precedentemente delle lavorazioni con il suo conseguente rilassamento, [15][16] tramite dei fenomeni complessi di migrazione-annullamento delle dislocazioni e di creep microscopico (efficacia variegata a seconda della temperatura). Il recovery è seguito dalla ricristallizzazione dei grani nella struttura cristallina tramite fenomeni di

nucleazione. Con questo fenomeno si può assistere nella transizione da grani cristallini allungati a grani più piccoli e uniformi (di solito i grani ricristallizzati assumono un diametro pari allo spessore del grano allungato), ne deriva una perdita del carattere anisotropo (può essere uno svantaggio) e migliore omogeneità della struttura (a favore delle proprietà meccaniche).

Infatti, una tecnica per ottenere dei grani molto fini è quella di sottoporre un acciaio a lavorazioni che portino a grani allungati e sottili, per poi procedere a trattamento di ricristallizzazione.

Assumendo temperature inferiori o prossime ad A_{c1} [9] [3] si ha la tendenza a prediligere strutture che presentano cementite sferoidale o carburi sferoidali. Dato che non si raggiunge neanche una parziale austenitizzazione, non è possibile assistere alla dissoluzione di questi composti e conseguente ulteriore ingresso in soluzione solida degli elementi formatori di carburi. A fine riscaldamento si ottengono strutture che possiedono carburi dispersi in modo omogeneo. In questo caso, dato che i fenomeni diffusivi sono limitati, assume grande importanza la struttura previo trattamento.

La situazione è diversa nel caso in cui vengono adottate temperature comprese tra A_{c1} e A_{c3} [9] [3], tipico delle ricotture intercritiche e anche di sferoidizzazione (esempio Fig.3.2). In questo range si assiste alla presenza di fase austenitica (limite di solubilità di C maggiore) e ai fenomeni diffusivi del carbonio. Con i fenomeni diffusivi del carbonio (anche grazie al contributo energetico dato da temperature maggiori) si assiste alla dissoluzione delle strutture contenenti carburi e ingresso degli elementi leganti in soluzione solida. Con ciò non si vuole alludere alla scomparsa dei carburi, l'adozione di temperature in questo intervallo è utile per la formazione, durante il successivo raffreddamento, di strutture che possiedono perlite e/o carburi sferoidali grossolani. I fenomeni diffusivi portano alla dissoluzione delle strutture in questione più piccole in favore della crescita di quelle più grandi, gli sferoidi rimanenti fungeranno da punto di precipitazione durante il raffreddamento.

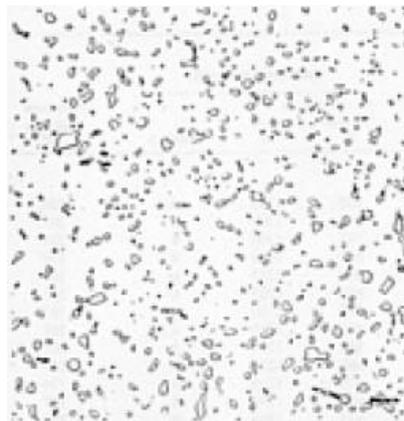


Figura 3.2: Sferoidizzazione completa a 700°C per 20h acciaio 1040 [9]

L'assunzione di temperature superiori o vicine ad A_{c3} [9] [3] (caso di ricotture isoterme e complete) porta alla completa dissoluzione dei carburi e ingresso dei

costituenti in soluzione solida, ne deriva una migliore omogeneità. Le strutture finali che si possono ottenere sono ferritico-perlitiche con cementite lamellare. Tenzialmente (non sempre si verifica) una temperatura di austenitizzazione maggiore porta ad una distanza interlamellare superiore, ma probabilmente è un effetto dovuto alla velocità di raffreddamento.

Una struttura lamellare può essere considerata più dura di una sferoidale, questo non implica peggiore lavorabilità. Data la presenza dei fenomeni diffusivi il fattore tempo assume grande rilevanza, una conseguenza nell'assumere una permanenza ridotta può risultare nella presenza di carburi residui/non disciolti. Per cui temperature maggiori di austenitizzazione tendono a favorire strutture di perlite lamellare. Oltre agli effetti di temperatura appena descritti e che seguono, bisogna enunciare che anche la quantità e tipo di elementi alliganti influisce sulle strutture. Nella generalità del discorso un contenuto di alliganti maggiore tende a favorire la formazione di strutture (finali) globulari piuttosto che lamellari, oltre alla maggior probabilità di presentare carburi (anche tramite fasi secondarie di precipitazione).

Venendo alla fase di raffreddamento [9], i raffreddamenti più lenti tendono a favorire la formazione di strutture con carburi sferoidali mentre una maggiore rapidità quella di strutture lamellari (una volta che i carburi sono stati sciolti, si vuole raffreddare velocemente per evitarne la precipitazione). Nel caso in cui si è predisposto un trattamento per l'ottenimento di ferrite e perlite lamellare, velocità di raffreddamento più rapide e temperature di trasformazione isoterma più basse hanno la tendenza di diminuire la distanza interlamellare. Discorso opposto per velocità inferiori e isoterme più alte [20][21].

3.2 Il problema delle tensioni residue - Creep

L'esecuzione di una lavorazione a freddo o a caldo che sia e anche alcuni trattamenti termici portano ad uno stato tensionale residuo agente su un pezzo, desiderato o meno che sia. Non vengono escluse anche le operazioni di saldatura e le lavorazioni alle macchine. Si consideri il caso di manufatti realizzati con gli acciai impiegati nelle prove sperimentali della tesi: ogni pezzo ricavato da billette/barre è soggetto come primo passo ad una lavorazione a caldo di forgiatura oppure di laminazione, successivamente viene sottoposto ad un trattamento di ricottura con obiettivo di recuperare le tensioni residue, omogeneizzare la struttura cristallina e migliorarne la lavorabilità. Dopo la lavorazione alle macchine utensili segue il processo di cementazione (carbocementazione, tempra, rinvenimento) e lavorazioni finali. Nel caso in cui le tensioni residue agenti in un pezzo non vengano eliminate (o ridotte ad un livello tale da non presentare anomalie finali) al termine della ricottura, dalle successive lavorazioni per asportazione si avrà una buona probabilità di ottenere componenti deformati. In questo caso, l'operazione di asportazione altera l'equilibrio tensionale (residuo) locale provocandone un rilassamento. Si ha la presenza di zone soggette a tensioni residue di

trazione e compressione, la rimozione di una delle due componenti provoca il rilascio dell'altra portando a deformazione.

Il rischio reale è quello di dover scartare un intero lotto anche se un trattamento semplice come quello della ricottura non viene eseguito correttamente. Per cui è fondamentale la temperatura (oltre al tempo) di austenitizzazione scelta. Per la riduzione delle tensioni residue sono disponibili diversi metodi [15] (principalmente termici e meccanici), ma in questo caso si considererà il solo approccio termico, non esclusivo ai soli acciai. Il metodo termico può essere inefficace per quegli acciai che presentano alta resistenza ai fenomeni di creep, oppure non può essere applicato perché vengono superate soglie di temperatura tali da produrre effetti negativi sull'interezza della struttura cristallina [15].

Considerando anche l'esempio fatto in precedenza, la ragione delle tensioni residue è comunque variegata. Ad esempio, l'operazione di saldatura comporta delle forti alterazioni termiche che si traducono in tensioni residue indesiderate, oltre all'alterazione della microstruttura. Invece, il processo di carbocementazione induce uno stato tensionale superficiale di compressione, ma in questo caso è benefico.

Durante la fase di riscaldamento e mantenimento si ha il manifestarsi di fenomeni microscopici e/o macroscopici del creep [15][16], ovvero "scorrimento viscoso a caldo" una volta che vengono superate temperature pari a $0.4 - 0.6 T_f$ (ovvero la temperatura di fusione). Prima dell'avvenire di questi fenomeni, all'aumentare della temperatura si ha la progressiva diminuzione del limite di tensione a snervamento che consente una maggiore facilità di scorrimento delle dislocazioni [9][15], questo risulta in una prima diminuzione delle tensioni residue.

La prima variante del creep che si presenta è quella del '*Dislocation Creep*' [10], ovvero grazie all'apporto termico superiore le dislocazioni possono muoversi nel reticolo ed evitare ostacoli (come carburi) più facilmente tramite una maggiore densità di dislocazioni. Con l'aumento delle temperature segue il '*Diffusion creep* o *Coble creep*' [10], un fenomeno che non interessa più solamente le dislocazioni ma i grani stessi. Ora le vacanze sono in grado di percorrere i bordi dei grani da zone poste a trazione a zone soggette ad uno stato di compressione o comunque a tensione inferiore, proprio durante questa migrazione si ha deformazione dei grani cristallini e movimento del materiale nella direzione opposta a quella delle vacanze. Una fase accessoria/successiva a quest'ultimo tipo di creep è quella del '*Grain boundary sliding*' [10] che prevede il movimento vero e proprio del grano nel reticolo cristallino, ma li può considerare nei casi "estremi" di temperature molto elevate. I fenomeni descritti sono principalmente influenzati dalla temperatura, ma anche dal tempo di permanenza data la presenza di fenomeni diffusivi e in generale una temperatura maggiore richiede un minor tempo di mantenimento (Fig.3.3). Come linea guida, temperature tipiche di *stress-relief* (rilascio delle tensioni) per gli acciai ferritici basso legati sono comprese tra i 595-575°C, mentre per acciai alto legati tra i 900-1065°C [15]. Da notare che le tensioni residue possono

essere indotte durante un raffreddamento troppo rapido, ulteriore importanza attribuita alla trasformazione isoterma della ricottura analizzata nell'elaborato.

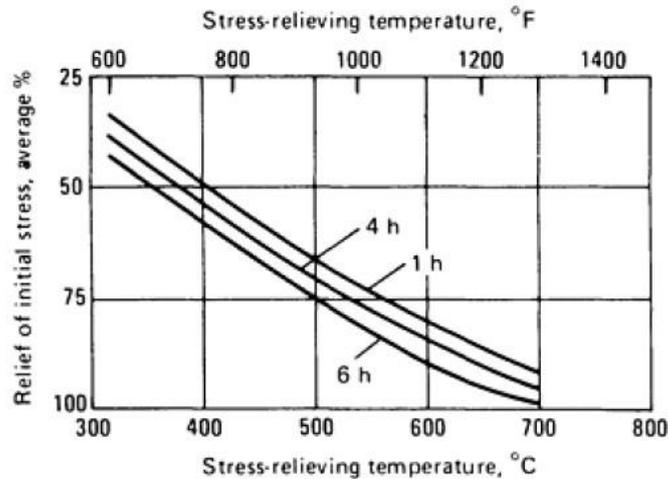


Figura 3.3: Relazione tempo-temperatura nella riduzione delle tensioni residue [9]

E' proprio anche grazie a questi fenomeni di "assestamento" del reticolo che avviene il recupero delle tensioni residue e conseguente distensione [16] (nella fonte qui citata è il principale), ma non sono da trascurare i fenomeni plastici che concorrono nello stesso tempo a causa di un valore ridotto della tensione di snervamento. L'obiettivo è quello di trasformare l'energia accumulata nel reticolo deformato elasticamente (fonte delle tensioni residue) tramite plasticizzazione indotta termicamente e guidata dal Creep, il risultato di questi rilassamenti sono le deformazioni (*creep strain*) macro e microscopiche di un componente (a patto che non sia tenuto in forma).

3.3 Temperatura, tempo di austenitizzazione, AGS

Bisogna innanzitutto esporre l'importante relazione che sussiste tra temperatura – tempo e AGS (*austenite grain size* ovvero dimensione del grano austenitico), dato che gli effetti presentati in seguito dipendono dalla dimensione del grano austenitico, per cui dalla temperatura e dal tempo. Facendo riferimento al grafico d'esempio in Fig.3.4, il grano austenitico cresce in dimensioni con l'aumentare della temperatura, [14][17] fenomeno accentuato con l'aumentare dei tempi di mantenimento. Nel caso del grafico rappresentato non si nota un accrescimento del grano rilevante per temperature inferiori a 1000°C, questo può essere spiegato nel caso in cui si abbiano degli acciai a grano controllato o comunque nella struttura cristallina sono presenti secondi fasi, come carburi, che svolgono un effetto di *pining* a bordo grano [14] (data la loro posizione nella matrice applicano una reazione di impedimento alla crescita del grano). Più in generale invece si è osservato che superati i 1000°C e/o un'intorno di 1100°C, AGS tende ad aumentare notevolmente e le differenze nei tempi di mantenimento sono maggiormente influenti. La maggior agitazione termica risultante accentua il carattere

dei fenomeni diffusivi, portando così alla dissoluzione delle seconde fasi responsabili del *pinning*.

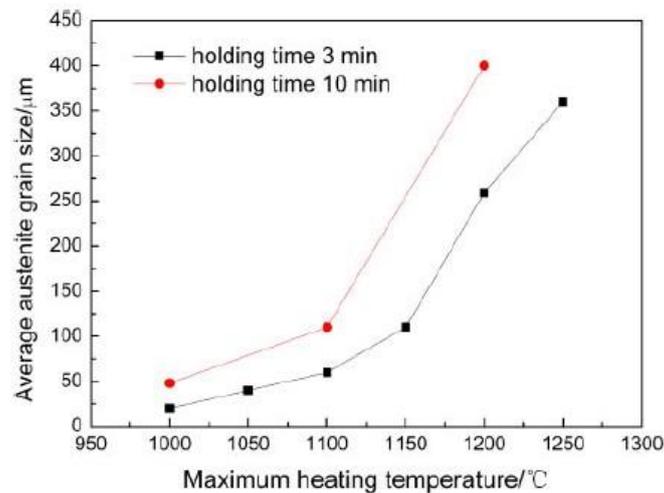


Figura 3.4: Influenza della temperatura e tempo di austenitizzazione su AGS per un acciaio a basso C e microlegato [14]

Una possibile formulazione per interpretare la crescita del grano è fornita da [9]:

$$D_a = \left[\int_0^t k_0 \cdot \exp\left(-Q_a/R \cdot T_c\right) dt + D_0^N \right]^{1/N}$$

Essendo 'D_a' la dimensione del grano [μm], 'D₀' è la dimensione del grano iniziale [μm], 't' il tempo di austenitizzazione [s], 'T_c' la temperatura di mantenimento considerata [K], 'R' la costante universale dei gas pari a 8.314 [J/(mol K)], 'Q_a' è l'energia di attivazione per la crescita del grano austenitico [J/mol], 'k₀' è una costante che dipende dal materiale, 'N' è una costante legata la crescita del grano al tempo. Le costanti empiriche N - k₀ - Q_a vengono ottenute tramite regressione lineare [9].

Anche se non di interesse per la ricottura, ma fenomeno comunque integrato nel programma presentato nel *Capitolo 6*, la dimensione del grano austenitico è in grado di influenzare la temperatura M_s (*martensite start*) [11][14][17][18]. Temperatura alla quale inizia la formazione di martensite. In questo caso è vero che la temperatura influenza M_s, ma solamente con la variazione del grano associata [11].

In numerosi studi [11][14][17][18] si è verificato che in generale, al crescere del valore di AGS corrisponda un aumento della temperatura M_s, secondo un andamento approssimativo di tipo logaritmico. Quindi, incrementi maggiori di M_s per piccole dimensioni del grano austenitico, se confrontati con quelli dovuti a grani con dimensione superiore. Inoltre, si è riscontrato che per temperature di austenitizzazione elevate si hanno variazioni meno pronunciate.

Valori di AGS e temperatura di austenitizzazione crescenti portano ad una densità per unità di volume superiore di vacanze all'interno di un grano cristallino, traducendosi così in instabilità crescente della fase austenitica e un maggior numero di punti di

nucleazione [17]. Bisogna tenere conto che la formazione di martensite avviene con la deformazione della matrice circostante in cui si trova, la quale si oppone a questo cambiamento. La temperatura superiore consente di rilassare il vincolo meccanico resistenziale posto dalla fase austenitica oltre ad ottenere un reticolo meno affetto da difetti. Un altro fenomeno favorito da grani austenitici più grandi è quello del *burst fenomeno* [11][18], in sostanza la tensione di deformazione derivante dalla formazione dei primi aciculi di martensite porterebbe a condizioni di nucleazione e crescita spontanea per le altre unità. Al contrario valori di AGS inferiori inducono una diminuzione della temperatura di trasformazione martensitica [11][14][17][18], nonostante la densità volumica del bordo grano è maggiore. Quest'ultimo aspetto dovrebbe conferire la facilità nella nucleazione di una fase, ma non sembra essere completamente rispettato nel caso della martensite (problema esposto in [18]) dato che la probabilità di nucleazione della fase in questione tende comunque a dipendere dalla temperatura. Proseguendo, dagli studi eseguiti da Hirt emerge che al diminuire del valore di AGS aumenta la densità volumica di dislocazioni all'interno di un grano, queste rafforzano la matrice austenitica aumentando la soglia energetica di sforzo meccanico da parte della martensite per la trasformazione [17].

Gli effetti indotti dai parametri analizzati del paragrafo si ripercuotono anche sulla formazione di bainite, perlite e ferrite [14][19][20]. Si è riscontrato infatti che per entrambi i tipi di fasi un valore crescente di AGS porta a dei tempi di incubazione e trasformazione (cinetica delle trasformazioni) maggiori, a causa della ridotta superficie utile per la nucleazione a bordo grano per unità di volume. Per un'unità di volume, un grano austenitico grossolano possiede una minor superficie di bordo grano; la densità volumica citata dipende in modo inverso dal valore di AGS [14]. In Fig.3.5 è possibile osservare l'effetto descritto per una trasformazione bainitica all'interno di un diagramma TTT, ma nella generalità del discorso ci si può aspettare che le curve presenti all'interno di tale diagramma si spostino verso destra e verso il basso con l'aumentare di T_a e AGS.

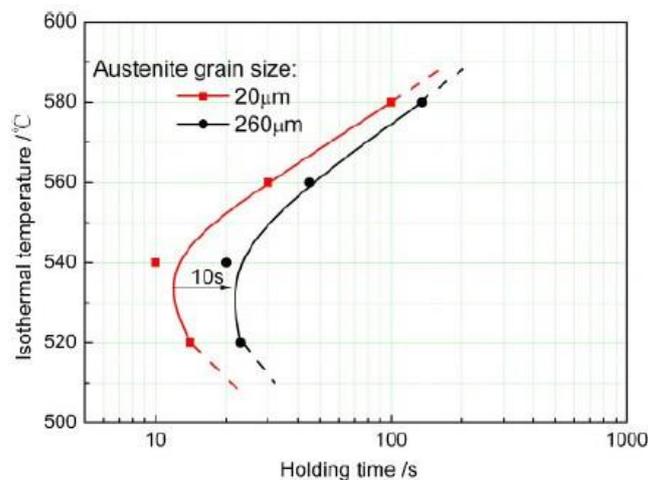


Figura 3.5: Effetto di AGS sul tempo di incubazione di una trasformazione bainitica per un acciaio basso legato e a ridotto C [14]

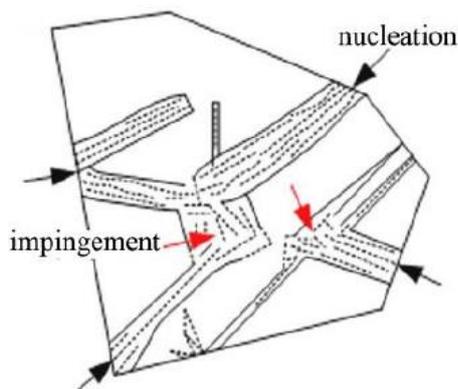


Figura 3.6: Fenomeno di Impingement durante la formazione di bainite [14]

Nel caso della trasformazione bainitica, un grano austenitico grossolano porta anche a dei fenomeni di *Impingement* (Fig.3.6) più accentuati che tendono a ritardare la crescita dei fasci (Sheaf) di bainite [14]. Tale fenomeno avviene anche per valori inferiori di AGS, ma è contrastato nella sua immediatezza da una nucleazione maggiore. Similmente per quanto accade con la temperatura M_s (martensite start), lo stesso avviene in maniera ridotta anche per la temperatura B_s (bainite start).

Per le trasformazioni ferritiche e perlite invece non sembrano esserci apparenti variazioni di temperature critiche (A_{c3} & A_{c1}), anche per la natura di trasformazione diffusiva. Ad eccezione delle temperature A_{r3} e A_{r1} , per la trasformazione austenitico-ferritica nei casi di raffreddamento continuo. Infatti, risulta una diminuzione in valore, per ogni aumento della dimensione del grano austenitico congiuntamente con T_a (restano comunque maggiormente influenzata dal *cooling-rate*) [19]. Limitando ora il discorso che segue ad acciai ipoeutetoidici, dalle prove sperimentali, la dimensione del grano austenitico maggiore consente di ottenere una frazione volumica di perlite superiore. Questo a scapito di quella della ferrite, dato che la minor densità di superficie di bordo grano diminuisce la nucleazione della ferrite. Conseguenza diretta di un grano austenitico più grande, è una dimensione delle colonie perlitiche maggiore [20].

Confrontando temperature di austenitizzazione diverse, è possibile imbattersi in una variazione della distanza interlamellare della perlite σ_0 [21] (per comprendere meglio di quale distanza si tratta, si osservi Fig.2.5 in *Capitolo 2*). Da prove sperimentali [21], a parità di temperatura di trasformazione isoterma, nei casi in cui un acciaio ipoeutetoidico possieda $C \geq 0.30\%$, si ha un aumento della distanza interlamellare per temperature di austenitizzazione superiori. Invece, per un tenore di carbonio inferiore ($C = 0.20\%$) la distanza interlamellare della perlite diminuisce, ma questo si è verificato per due casi su tre (purtroppo [21] non presenta ulteriori prove a sostegno o contrarie caratterizzanti il fenomeno). Rimanendo in tema, i risultati numerici dei casi presentati nella fonte [20] non mostrano una variazione percettibile di questa distanza, ma è comunque evidente un campo di incertezza.

Altro fenomeno risiede nella variazione del rapporto 'spessore lamella di ferrite/spessore lamella di cementite' che sembra aumentare per temperature di austenitizzazione superiori [20]. Lo spessore delle lamelle di cementite diminuisce mentre quello delle lamelle di ferrite aumenta per valori maggiori di T_a /AGS. Questo è un effetto della variazione della quantità di ferrite pre-eutetoidica. Per una data percentuale di carbonio corrisponde una certa frazione di ferrite e cementite, sempre la stessa (come prevede il diagramma Fe-C per semplicità). Se nel corso di una

trasformazione la frazione di ferrite pre-eutetoidica risultante è inferiore, necessariamente il quantitativo di ferrite all'interno della perlite sarà maggiore.

Scostandosi dall'effetto di questi due parametri, grande influenza sulla distanza interlamellare σ_0 della perlite è la temperatura di trasformazione isotermica [20][21]. Per temperature di trasformazione di fase progressivamente inferiori corrisponde una diminuzione della distanza interlamellare (di conseguenza entrambi gli spessori delle lamelle di ferrite e cementite), aumentandone così la durezza. Parallelamente corrisponde anche un aumento della frazione volumica di perlite.

Il discorso fatto fino ad ora si è riferito solamente agli effetti della temperatura e dalla dimensione del grano austenitico, ma da non dimenticare è anche la composizione dell'acciaio stesso.

3.4 Effetti degli elementi alliganti nei diagrammi TTT

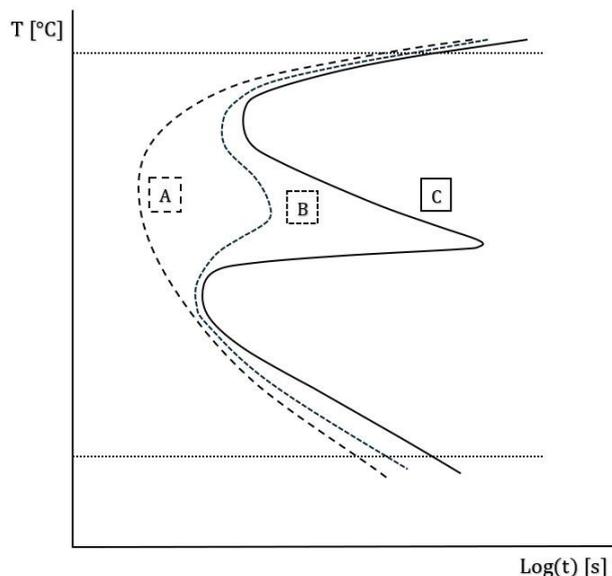


Figura 3.7: Effetto del Cr e del Mo sulla forma delle curve TTT

L'effetto che maggiormente impatta la forma delle curve TTT [4] è quello dato dalla presenza di elementi come Cr, Mo all'interno di una lega. In Fig.3.7 è presente un'illustrazione di quanto detto. La forma della curva [A] è caratteristica degli acciai principalmente al carbonio oppure acciai legati con Ni, Mn e Si, in questo caso non è presente una chiara distinzione nel passaggio da strutture ferritiche/perlitiche a quelle bainitiche [4]. La forma della curva [C] invece sussiste ogni qual volta un acciaio presenta Mo, Cr come materiali alliganti. Ora la distinzione tra le trasformazioni di

tipo diffusivo e displasivo è più marcata (forma a 'c' superiore e inferiore, rispettivamente) data l'estensione della fase metastabile dell'austenite che porta appunto a questa forma [4], con un vertice che sosta in prossimità della temperatura B_s oppure della ferrite di Widmanstätten. Il fenomeno diventa più pronunciato con l'aumentare del tenore percentuale di tali elementi, ovvero elementi tendenti a formare carburi (per cui anche V, W, ...).

In merito alle temperature critiche S_i , A_1 , M_o , C_r , V , T_i e W essendo elementi che tendono a chiudere il campo austenitico (il cromo il più debole tra questi), per cui detti ferritizzanti, consentono di aumentare le temperature di trasformazione A_3 e A_1 [2][4][32]. Al contrario elementi austenitizzanti come C, Mn e Ni diminuiscono il valore di tali temperature. Venendo alle trasformazioni displasive, [32] gran parte degli

alliganti (carbonio incluso) comportano una diminuzione delle temperature M_s e B_s , mentre Al presenta un'influenza opposta sul valore di M_s .

L'addizione di C, Mn, Cr e Ni comporta una transizione verso destra lungo l'asse dei tempi delle curve bainitiche, ma data la natura di questa fase chi possiede un'influenza maggiore è il tenore di C. [32][4] Venendo alle curve ferritiche e perlitiche sia elementi ferritizzanti che austenitizzanti tendono a traslare verso destra, lungo l'asse dei tempi, queste curve andando così ad aumentare la permanenza temporale della fase austenitica. L'austenite è fase che consente di accogliere più facilmente i vari elementi dati i limiti di solubilità più alti, se confrontati con quelli della ferrite, allo stesso tempo questi ne conferiscono una stabilità maggiore (comunque influenzata dall'omogeneità raggiunta ad una data temperatura) [2]. Detto questo, il "ritardo" nella trasformazione in fase ferritica/perlitica è causato dai processi diffusivi degli alliganti, più lenti di quelli del carbonio nella fase austenitica perché elementi di tipo sostituzionale e i formatori di carburi rallentano la diffusione del carbonio stesso [2][34]. Al, Si e Co invece [32][34] portano ad un effetto opposto favorendo una nucleazione più rapida della fase ferritica, per cui l'andamento temporale delle curve in questione procede verso sinistra.

Avendo appena discusso gli effetti che gli elementi composizionali hanno sui diagrammi TTT e tenendo a mente le informazioni raccolte nel *Paragrafo 3.3*, in generale: l'addizione di elementi leganti e/o l'impegno di una temperatura di austenitizzazione superiore e/o un tempo di mantenimento a tale temperatura maggiore, contribuiscono a traslare le curve TTT verso destra (asse dei tempi) e verso il basso (asse delle temperature) [13].

Capitolo 4: Acciai per cementazione

Considerando la natura degli acciai esaminati nelle prove sperimentali, questo capitolo esamina il processo di arricchimento superficiale più comune e le caratteristiche generali inerenti alla loro composizione chimica.

4.1 La carbocementazione gassosa in sintesi

In questo tipo di trattamento [9] di natura termochimica (più complesso della ricottura), vengono impiegati acciai legati i quali possiedono un tenore di carbonio basso 0.1-0.2%. L'obiettivo è quello di creare su tutta la superficie del pezzo uno strato di spessore dell'ordine del millimetro (compreso tra 1 e 2mm) arricchito di carbonio con un tenore pari a 0.8%, in modo da conferire una maggiore durezza superficiale utile a contrastare l'usura e carichi di punta. L'arricchimento superficiale o carburazione avviene in un'atmosfera contenente CO ad una temperatura di 920°C (per cui si raggiunge l'austenitizzazione del componente) sulla base dell'*equilibrio di Boudoir*, ovvero l'equilibrio chimico presente tra la frazione di C disciolta nell'austenite e le frazioni gassose di CO e CO₂: $2 \text{ CO} \rightleftharpoons \text{C}_{\text{acciaio}} + \text{CO}_2$. L'atmosfera gassosa impiegata deriva dalla combustione/trattamento di idrocarburi comuni come CH₄ e viene mantenuta ad una pressione leggermente superiore di quella atmosferica. La carburazione della superficie avviene per fenomeno di diffusione del carbonio nell'austenite verso l'interno, il quale possiede un tenore di C inferiore. Data la natura dei fenomeni diffusivi, il fenomeno non è rapido e la profondità raggiunta dipende in maniera proporzionale alla radice quadrata del tempo secondo data temperatura (per riferimento si raggiunge 1.2mm di profondità circa ogni 4h) secondo formulazione seguente secondo *Harris* [8]:

$$P = 660 \cdot e^{(-8287/T)} \cdot \sqrt{t}$$

Dove 'P' è la profondità [mm], 't' è il tempo [h] e 'T' la temperatura [K].

Il processo di diffusione è accelerato con l'adozione di temperature elevate, ma la temperatura di 920°C risulta essere quella ottimale secondo aspetti di rapidità e problematiche riscontrabili. [9] Durante il processo di arricchimento si evita di ottenere austenite sovrassatura di carbonio, altrimenti porterebbe alla formazione di carburi che sottrarrebbero elementi legati in soluzione solida alla matrice diminuendone la durezza, oltre ad un contenuto di austenite residua eccessivo il quale intacca la resistenza a fatica. A seguire, [9] avviene lo spegnimento diretto in bagno d'olio che porta alla formazione in superficie (nel "guscio" o *case*) di martensite ricca in carbonio e austenite residua in quantità controllata, sottoposte ad uno stato tensionale di compressione. A cuore, se la temprabilità dell'acciaio base è sufficientemente alta, si può presentare una struttura martensitica povera in carbonio. [9] Nel caso in cui la temprabilità dell'accio base non è sufficiente, si ha la formazione di strutture bainitiche oppure perlitico – bainitiche oppure ferritico – perlitiche, sempre sotto stato tensionale di trazione. La formazione di

ferrite, perlite e bainite a cuore non è desiderabile, nei casi di applicazione in cui la resistenza ad innesco cricca e frattura sotto la superficie è fondamentale. [9] In generale una struttura martensitica a cuore è più prestazionale meccanicamente. Lo step finale è l'esecuzione di un rinvenimento "basso" a 200°C ottenendo così martensite rinvenuta in superficie e a cuore, la trasformazione dell'austenite residua con conseguente aumento di durezza. L'effetto dell'austenite trasformata viene controbilanciato dalla precipitazione di carburi che porta ad una lieve riduzione di durezza finale (limitato dato il rinvenimento basso). [9] Il processo porta alla formazione di uno stato tensionale di compressione residuo sulla superficie, mentre a cuore è presente uno stato tensionale di trazione. La compressione superficiale migliora la resistenza ad innesco e propagazione di cricche, ma una volta superato questo strato il fenomeno è favorito dalla tensione residua di segno opposto. [9] E' necessario citare che nei casi in cui il trattamento non venga eseguito in modo adeguato, all'interfaccia degli stati tensionali di compressione e trazione (per cui sotto la superficie del componente) si ha una probabilità maggiore di fratture e punti favorevoli per l'innesco di cricche.

Nel complessivo la struttura finale raggiunta garantisce elevata durezza superficiale e tenacia, ma la massima temperatura di impiego corrisponde a quella del rinvenimento.

4.2 Acciai da cementazione

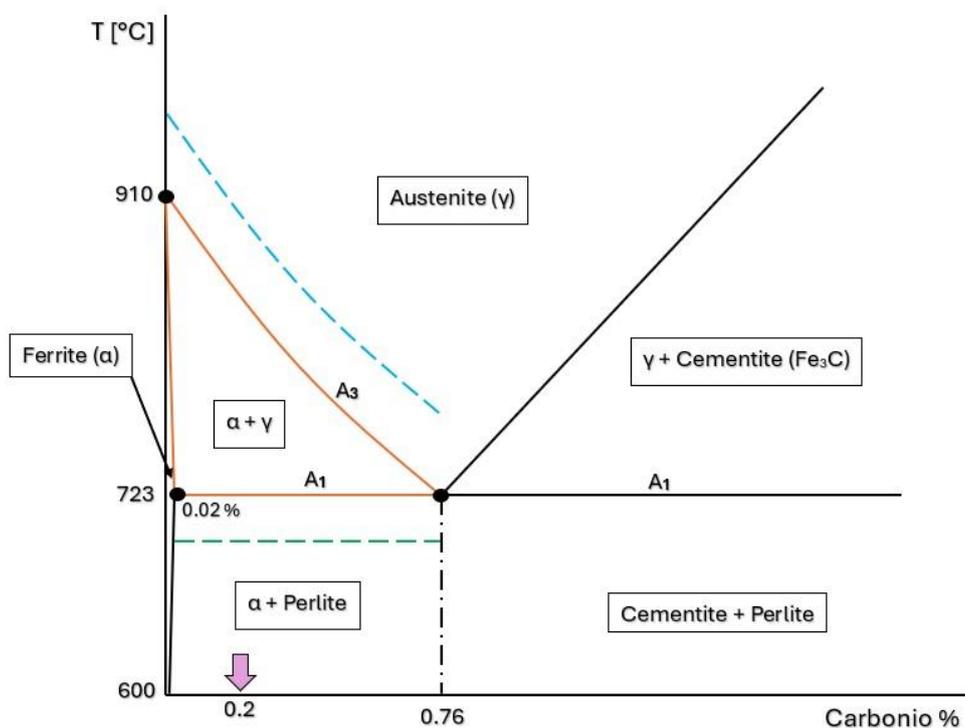


Figura 4.1: Porzione del Diagramma Fe-C (Cementite)

Gli acciai da cementazione possiedono dei contenuti di carbonio che variano su di un intervallo incentrato sullo 0.2% circa, facendo riferimento al diagramma Fe - C

(cementite) di Fig.4.1 si ha a che fare con acciai ipoeutetoidici, per cui acciai che possiedono una struttura ferritico-perlitica previa cementazione. Il diagramma evidenzia quelli che sono i range di temperature caratterizzanti i trattamenti di ricottura in funzione delle temperature A_1 e A_3 (fare riferimento a *Capitolo 3*). Nonostante la fondamentale importanza che possiede un diagramma del genere (comunque più pratico), risulta essere limitato per rappresentare la moltitudine di fasi nel caso di acciai legati come quelli utilizzati. Anche se di più difficile comprensione, si dovrebbe fare riferimento ai digrammi tridimensionali che riportano tre dei costituenti più importanti, ma la difficoltà nell'interpretare un grafico tridimensionale spesso si può ricorrere a delle sezioni in funzione della temperatura. In luce delle leghe utilizzate e in modo qualitativo, la Fig.4.2 mostra un esempio di queste sezioni, in funzione di temperatura e percentuale di elementi (Fe - Cr - Ni).

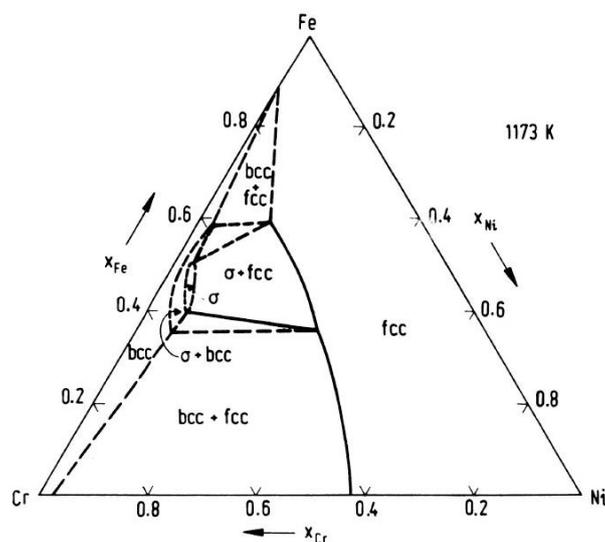


Figura 4.2: Diagramma di fase sperimentale per leghe Fe - Cr - Ni a $\sim 900^\circ\text{C}$ [12]

Come visto nel paragrafo ad inizio capitolo, l'obiettivo dell'arricchimento superficiale è ottenere un tenore di C pari a circa 0.8%. Il processo di arricchimento all'interno della superficie è governato dai fenomeni diffusivi, la cui efficacia nel tempo dipende dalla temperatura e dal potenziale di carbonio presente nell'atmosfera (se il processo prevede l'utilizzo di atmosfera).

Dal punto di vista tecnico delle caratteristiche meccaniche finali che si vogliono raggiungere, soprattutto quelle a cuore, un contenuto medio di C pari a 0.2% è quello più comune. Rimanendo in tema del tenore di carbonio, in generale gli acciai da cementazione che presentano maggiori tenori di Ni, consentono di avere un limite di solubilità di C nell'austenite leggermente superiore. Questo si traduce nella possibilità di poter impiegare durante il trattamento di arricchimento un potenziale di C superiore, influenzando così le durate di trattamento e il tenore percentuale finale raggiunto sia sulla superficie che lungo lo spessore (la profondità finale raggiunta è comunque sempre in funzione del tempo e delle caratteristiche di processo). Parallelamente, aumenta il rischio di austenite residua all'interno dello strato superficiale.

Un problema reale nell'esecuzione della cementazione con atmosfere gassose è la presenza di O_2 , il quale causa la presenza di ossidi a bordo grano (principalmente) e nella fase del grano stesso. [9]/[30] Il pericolo viene comunque valutato, controllato e mitigato dal controllo dell'atmosfera stessa durante il processo, ma a livello composizionale ci sono elementi che facilitano questo fenomeno. Il Si, Mn e Cr sono i responsabili dell'ossidazione a bordo grano nello strato carburato, con conseguente riduzione della resistenza a corrosione intergranulare e resistenza a frattura. [30] Nel dettaglio gli ossidi a bordo grano del manganese e del cromo tendono a sostare più vicini alla superficie, mentre quelli del silicio più in profondità (gli atomi di silicio sono più piccoli e hanno una miglior diffusività).

La formazione degli ossidi nelle porzioni superficiali (o nel guscio) implica anche la sottrazione di elementi dalla matrice, con conseguente rischio di avere fasi diverse da quella martensitica a causa della ridotta temprabilità al termine del trattamento. In questo caso, Ni e Mo tendono a mitigare la perdita di temprabilità [30].

Un aspetto importante per questi acciai è la temprabilità [9] (utile per il processo di bonifica successivo all'arricchimento) dato che la condizione ottimale sarebbe quella di avere una transizione progressiva della durezza dallo strato cementato al cuore, piuttosto che una discesa rapida. Questo aspetto è governato dagli elementi presenti in lega come Cr, Ni, Mn e Mo, per cui sotto questo aspetto il 20MnCr5 è poco più svantaggiato che il 17NiCrMo6-4. In altre parole, possedere una temprabilità maggiore favorita dagli elementi suddetti porta ad una maggiore probabilità di evitare fasi indesiderate al cuore del componente [9]. Il nichel e il molibdeno possiedono un sostanziale vantaggio in queste leghe; nonostante il 20MnCr5 sia un materiale più che adeguato nella realizzazione delle componenti meccaniche citate in precedenza, l'assenza di questi due alliganti non gli consente di essere una valida alternativa al 17NiCrMo6-4 oppure il 18CrNiMo7-6 (qui non presentato) nei casi in cui è richiesta maggior resistenza ai cicli di fatica [31]. I due elementi suddetti aumentano la tenacità del componente a cuore contrastando i fenomeni legati alla fatica ciclica e quelli di frattura, in aggiunta sono un'aggiunta preferibile nella realizzazione di componenti con dimensioni rilevanti (vedi trasmissioni meccaniche del settore eolico).

La necessità di ottenere profondità di carburazione superiori in tempi contenuti, si traduce nell'adozione di temperature maggiori ($\sim 1000^\circ\text{C}$). Sotto questo aspetto è fondamentale contenere la crescita del grano evitando dimensioni degradanti. Quello che contiene la crescita dei grani durante l'austenitizzazione è l'effetto di *pinning* al bordo dei grani [31], da parte dei precipitati di elementi come il Mo e lo Niobio (Nb). Quest'ultimo elemento di microlega è caratterizzato da una ridotta solubilità nella matrice, per cui tende a permanere come precipitato anche per temperature superiori senza essere disciolto [31]. Altri elementi di microlega utili allo scopo sono il Ti (Titanio) e il V (Vanadio). Come già visto nel *Capitolo 3* il valore di M_s è influenzato anche dal valore di AGS, una riduzione nella dimensione del grano austenitico comporta una diminuzione di tale temperatura. Per cui [31], se una struttura è caratterizzata da

grani austenitici con dimensione diversa, localmente la trasformazione in martensite avverrà a temperature diverse. Dato che alcune zone si trasformano in martensite prima di altre e data la ridotta capacità di deformazione di questa fase (rispetto all'austenite), la conseguente nascita di squilibri tensionali interni porterà ad una distorsione macroscopica dei componenti al termine della tempra post arricchimento superficiale. Da prove sperimentali [31], una ridotta variabilità della dimensione dei grani presenti all'interno della struttura, mitiga più efficacemente l'entità delle distorsioni. Il fenomeno di *pinning* da parte dei precipitati degli elementi di microlega non serve solo ad evitare la crescita dei grani, ma anche a garantire omogeneità dimensionale nella struttura. In ogni caso, negli acciai da cementazione si ottiene una struttura composizionalmente diversificata [9]. Il risultato è quello di avere due temperature della trasformazione martensitica rispettivamente per lo strato superficiale e il cuore (il primo a trasformarsi). Anche qui, la diversificazione derivante dei tempi di formazione della martensite è in grado di influire sulle distorsioni dei componenti.

Come già noto, l'esecuzione del rinvenimento basso ($\sim 200^{\circ}\text{C}$) a fine processo consente il recupero di tensioni residue e un miglioramento della tenacità del componente (dovuto appunto al rinvenimento della martensite). [9][31] Un effetto contrario è la progressiva perdita di durezza con l'aumentare delle temperature di rinvenimento, aspetto fondamentale per questi acciai. La resistenza a questo fenomeno (resistenza al rinvenimento) può realizzarsi con l'incremento del tenore di molibdeno e l'eventuale aggiunta di niobio in microlega. [31] L'adozione di un tenore di Mo pari a 0.7% con l'aggiunta del 0.03% di Nb per gli acciai in questione, porta a risultati eccellenti. In ogni caso già l'adozione di un tenore pari a 0.5% Mo consente un miglioramento ben apprezzato. Il niobio presenta una bassa solubilità nell'austenite (da qui la tendenza a precipitare, ma lentamente), ma la presenza di Cr, Mn e Mo ne aumentano la solubilità [31]. Questo consente di ritenere più niobio in soluzione al termine della tempra, disponibile per una precipitazione secondaria durante rinvenimento opponendosi così alla perdita di durezza superficiale.

Capitolo 5: Materiali esaminati

Per la realizzazione delle prove sperimentali la scelta dei materiali da analizzare è ricaduta sugli acciai da cementazione. Le varianti scelte vengono impiegate per la realizzazione di componenti meccanici destinati alla trasmissione dei moti, per cui spiccano componenti di riduttori, ruote dentate, pignoni e alberi di trasmissione, seguiti da camme, perni, guide lineari e rulli. E' necessario che i prodotti realizzati presentino elevate durezza superficiali per contrastare i fenomeni di usura da contatto, il pitting da contatto e sopportare gli elevati carichi superficiali. In secondo luogo, ma non meno importante, è necessario presentare resistenze soddisfacenti a carichi ciclici di fatica di entità variabile, carichi impulsivi e tenacità.

5.1 Ciclo produttivo dei componenti

Basandosi sulle leghe impiegate, si incomincia dalla produzione degli acciai in altoforno oppure tramite forni elettrici. Data la presenza del rame (Cu) riscontrato nelle composizioni chimiche seguenti, sembra più probabile che siano stati ottenuti con l'uso di rottami e quindi tramite fusione con forno elettrico. A seguire la manipolazione dell'acciaio in siviera con fase di degasaggio a vuoto e calmaggio (ne risulta un residuo di alluminio), per terminare con processo di colata continua. Le bramme e blumi ottenuti vengono di conseguenza sottoposti a lavorazioni di laminazione a caldo per ottenere profilati con sezione semplice (dati i tipi di prodotti, sezione circolare) e di dimensione ridotta, tagliati per l'ottenimento di barre. La Fig.5.1 – sezione [A], mostra delle barre a sezione circolare dalle quali verranno ottenuti gli spezzoni. Gli spezzoni ricavati iniziano il loro ciclo di lavorazioni passando per forni di riscaldamento, con l'obiettivo di ottenere uno stato di plasticità idoneo per il successivo passaggio di forgiatura oppure laminazione a caldo. Nella Fig.5.1 – sezioni [B] e [C], si hanno dei componenti grezzi appena processati attraverso, rispettivamente laminazione (di anelli spessi) e forgiatura a caldo. Nella Fig.5.1 – sezione [D], si ha un ingranaggio allo stato grezzo, soggetto ad un processo di forgiatura a caldo e conseguente sabbiatura. I semilavorati forgiati ottenuti, non sono idonei per la lavorazione di asportazione di truciolo alle macchine. Per cui si necessita l'esecuzione di un trattamento di ricottura con l'obiettivo di migliorarne la lavorabilità (diminuire la durezza) e ridurre le tensioni interne accumulate (da notare che anche attraverso le lavorazioni meccaniche si ha un certo grado di rilascio delle tensioni residue) con struttura finale di tipo perlitica lamellare in matrice ferritica (al massimo perlite globulare se non lamellare). Nella Fig.5.1 – sezioni [E] e [F], si hanno dei componenti ancora allo stato grezzo (rispettivamente anelli laminati e coppie coniche forgiate) soggetti ad un processo di ricottura per migliorarne la lavorabilità. Nella sezione [G] della medesima figura, viene rappresentato il componente semilavorato a fianco della sua controparte grezza, da cui è stato ricavato. Dopo il trattamento preliminare, si può procedere con le lavorazioni di asportazione con

l'ottenimento di un lavorato semifinito, seguite dal processo di carbocementazione e rinvenimento basso (circa 200°C). Si termina con le ultime lavorazioni di rettifica dei pezzi.

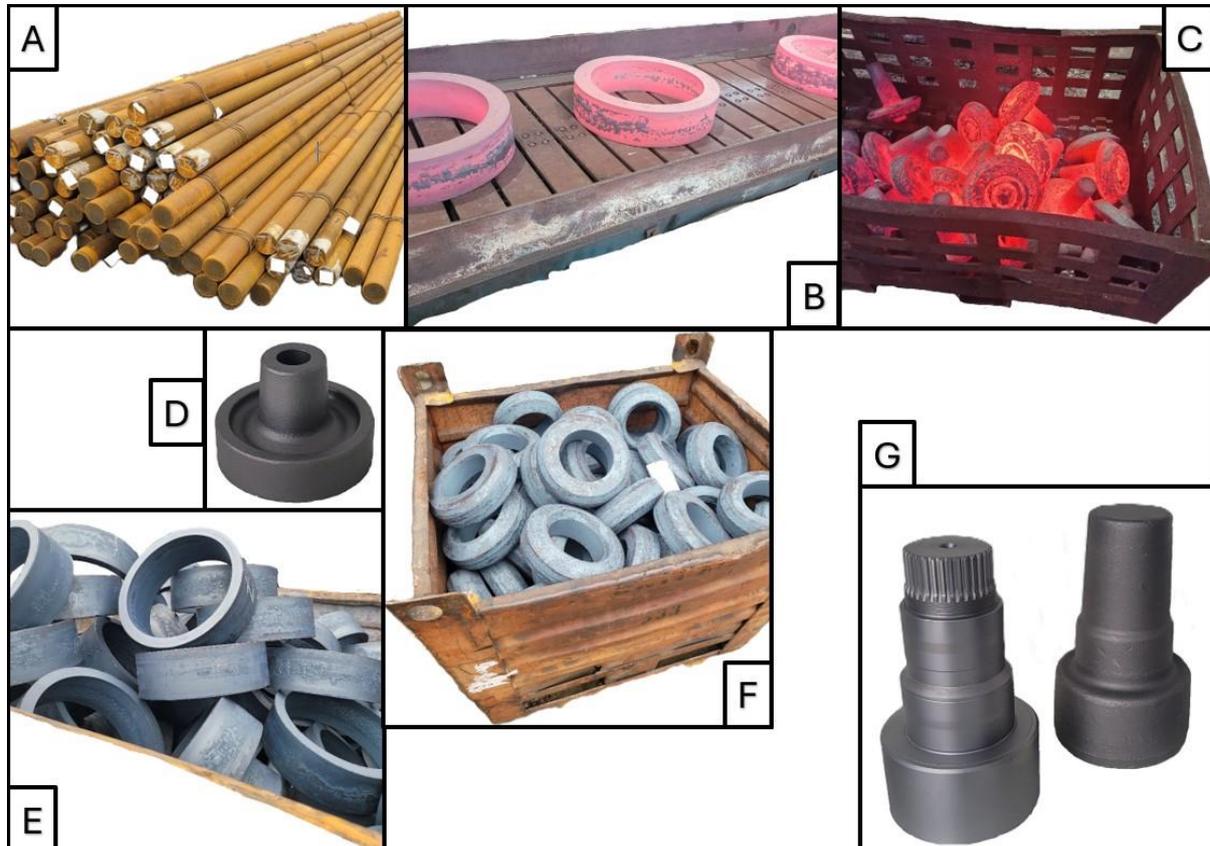


Figura 5.1: Immagine che raccoglie lo stato di vari componenti durante alcune fasi del ciclo produttivo – Cortesia di SIRELMA Group (s.r.l.)

5.2 Acciaio 20MnCr5

Il primo acciaio esaminato è un acciaio da cementazione molto comune e versatile (fornito con temprabilità +H). In Tab.5.1 viene presentata la composizione rilevata in laboratorio (Quantometro), presentata da certificato di colata (A. Colata) e campi di variabilità (in conformità con la normativa vigente ISO 683-3 [22]).

20MnCr5 - Composizione %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
A. Colata	0.185	1.230	0.210	0.0080	0.026	1.150	0.090	0.020	0.025
Quantometro	0.188	1.241	0.198	0.0093	0.025	1.108	0.093	0.029	0.029
Min	0.17	1.10	-	-	-	1.00	-	-	0.018
Max	0.22	1.40	0.40	0.025	0.035	1.30	-	-	-
	Cu	Ti	B	V	Nb	As	Co	N	
A. Colata	0.160	0.0032	0.0001	0.005	0.002	0.005	0.01	0.0071	
Quantometro	0.153	0.0050	0.0012	0.004	0.005	0.034	0.01	0.0072	
Min	-	-	-	-	-	-	-	-	
Max	0.40	-	-	-	-	-	-	-	

Tabella 5.1: Composizione percentuale e campi di variabilità [22] per 20MnCr5

Secondo [2] e normativa ASTM A29/A29M – 23 [25] certe percentuali di elementi non specificati possono essere presenti per causa accidentale o sottoforma di impurità, si consentono le seguenti percentuali massime: 0.25% Ni, 0.06% Mo.

Il grafico in Fig.5.2 mostra la temprabilità Jominy dell'acciaio valutata sperimentalmente (da certificato di colata; in conformità con normativa ISO 642 [26]), calcolata (in conformità con ASTM A255 [27]) e i limiti di intervallo di validità massimi e minimi (in conformità con la norma ISO 683-3 [22]).

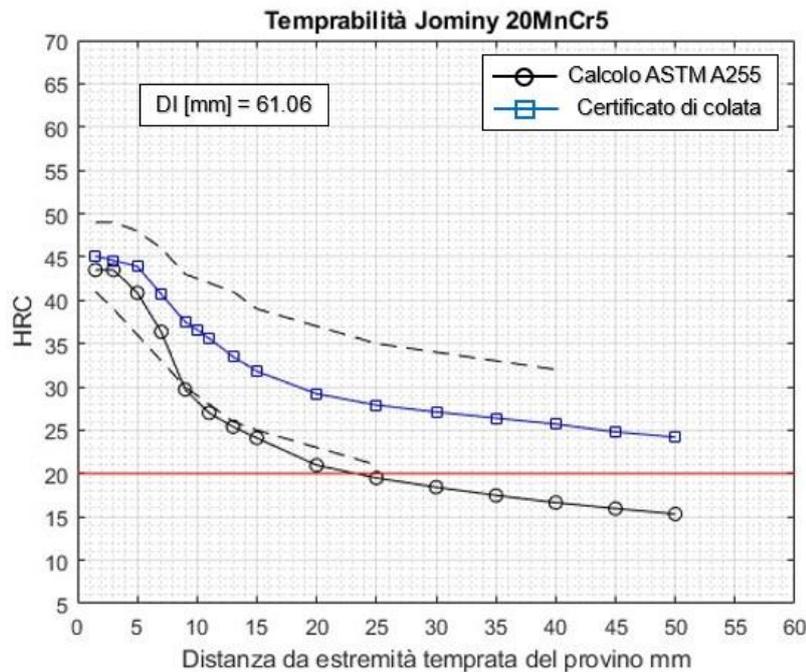


Figura 5.2: Temprabilità Jominy (durezza HRC) 20MnCr5 secondo Certificato di colata e Calcolo da ASTM A255, all'interno dei limiti di durezza da norma ISO 683-3 [22]

Per le prove sperimentali il materiale è stato ricavato da spezzone di barra, dal quale sono stati ottenuti provini a sezione circolare aventi diametro Φ 60mm e spessore 25mm. Per ogni prova verranno utilizzati 3 provini.

5.3 Acciaio 17NiCrMo6-4

Il secondo acciaio esaminato è un acciaio da cementazione scelto per le sue ottime proprietà meccaniche (fornito con grado di temprabilità +H), presenta proprietà a carichi ciclici di fatica e comportamento alle vibrazioni migliori del precedente acciaio data la presenza del nichel e molibdeno (da qui il costo maggiore). Precedentemente conosciuto con denominazione 18NiCrMo5. In Tab.5.2 viene presentata la composizione rilevata in laboratorio (Quantometro), presentata da certificato di colata (A. Colata) e campi di variabilità (in conformità con la normativa vigente ISO 683-3 [22]).

17NiCrMo6-4 (18NiCrMo5) - Composizione %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
A. Colata	0.191	0.870	0.270	0.009	0.027	0.980	1.270	0.180	0.024
Quantometro	0.183	0.857	0.222	0.008	0.023	0.935	1.238	0.176	0.026
Min	0.14	0.60	-	-	-	0.80	1.20	0.15	0.018
Max	0.20	0.90	0.4	0.025	0.035	1.10	1.60	0.25	-
	Cu	Ti	B	V	Nb	As	Co	N	
A. Colata	0.120	0.0025	0.0001	0.004	0.003	0.003	0.010	0.0075	
Quantometro	0.115	0.0040	0.0011	0.004	0.005	0.035	0.007	0.0081	
Min	-	-	-	-	-	-	-	-	
Max	0.40	-	-	-	-	-	-	-	

Tabella.5.2: Composizione percentuale e campi di variabilità [22] per 17NiCrMo6-4

Il grafico in Fig.5.3 mostra la Temprabilità Jominy dell'acciaio valutata sperimentalmente (da certificato di colata; in conformità con normativa ISO 642 [26]), calcolata (in conformità con ASTM A255 [27]) e i limiti di intervallo di validità massimi e minimi (in conformità con la normativa vigente ISO 683-3 [22]).

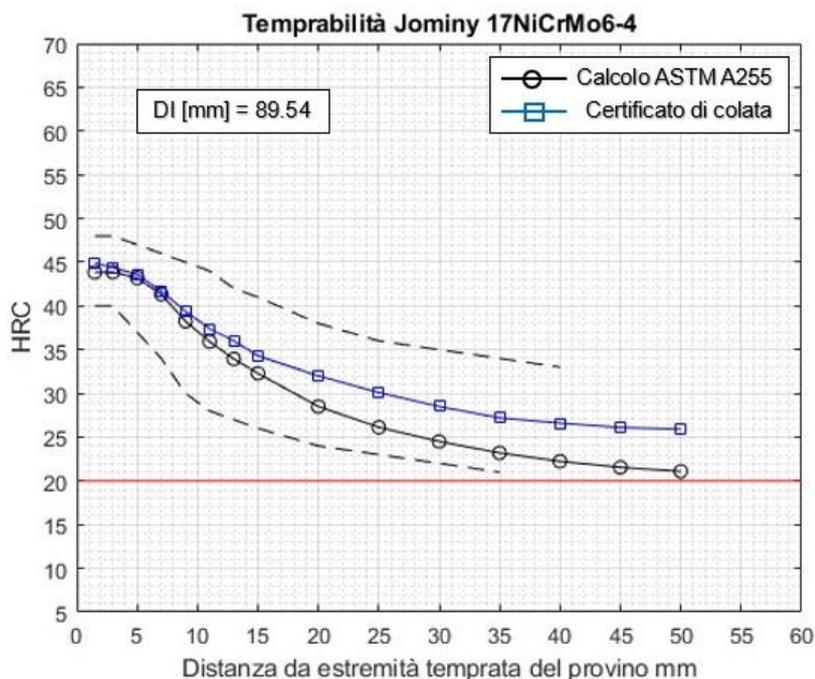


Figura 5.3: Temprabilità Jominy (durezza HRC) 17NiCrMo6-4 secondo Certificato di colata e Calcolo da ASTM A255, all'interno dei limiti di durezza da norma ISO 683-3 [22]

Per le prove sperimentali il materiale è stato ricavato da spezzone di barra, dal quale sono stati ottenuti provini di sezione circolare aventi diametro Φ 60mm e spessore 25mm. Per ogni prova verranno utilizzati 3 provini.

5.4 Acciaio SAE 4124MOD

Il terzo acciaio esaminato è un acciaio da cementazione impiegato nella realizzazione di componenti meccanici destinati alla trasmissione del moto. Il nominativo 'SAE 4124' si riferisce ad una vecchia normativa statunitense, per cui è difficile trovare un odierno corrispondente. Per cui i campi di validità di composizione sono indicativi. Questa è una lega che viene personalizzata a discrezione del cliente interessato. Da qui la sigla 'MOD'. Un grado di paragone è fornito dalle leghe 4120 e 4121 (secondo normativa ASTM A29/A29M-23 [25]), dalla lega 24CrMo4 (secondo normativa ISO 683-3 [22]) entrambe da cementazione.

A causa dell'assenza generale di informazioni relativi all'acciaio in questione, dalla necessità di comparazione anche grafiche tramite i diagrammi TTT e l'apparente assenza di questi ultimi propri del 24CrMo4 (miglior candidato), si farà riferimento alla sua simil-lega 25CrMo4 [29] da bonifica (secondo normativa ISO 683-2 [23]). Questa lega presenta le medesime durezze HRC derivate dalle prove Jominy e variabilità composizionali ammesse dalla normativa considerata rispetto al 24CrMo4, ad eccezione del carbonio:

24CrMo4 \rightarrow C_{med} %: 0.235 | min: 0.20 % , max: 0.27 %

25CrMo4 \rightarrow C_{med} %: 0.255 | min: 0.22 % , max: 0.29 %

E' necessario sottolineare ora questo aspetto: la scelta qui fatta per questa lega ha il solo scopo (indicativo) di mettere le informazioni ricavate/possedute su uno stesso piano di confronto ed evitarne la vaghezza, non è un dato di fatto. Per cui, si deve considerare per sicurezza una variabilità/aleatorietà dei dati.

In Tab.5.3 viene presentata la composizione rilevata in laboratorio (Quantometro), presentata da certificato di colata (A. Colata) e cambi di variabilità (in conformità con la normativa vigente ISO 683-2 [23]).

SAE 4124MOD - Composizione %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
A. Colata	0.227	1.157	0.180	0.015	0.031	0.783	0.122	0.350	0.029
Quantometro	0.228	1.159	0.167	0.014	0.034	0.792	0.124	0.343	0.035
Min	0.22	0.6	0.1	-	-	0.9	-	0.15	-
Max	0.29	0.9	0.4	0.025	0.035	1.2	-	0.3	-
	Cu	Ti	B	V	Nb	As	Co	N	Pb
A. Colata	0.188	n.d.	0.0003	0.008	0.001	0.005	n.d.	0.0103	0.0012
Quantometro	0.185	0.003	0.0011	0.005	0.005	0.030	0.07	0.0096	0.0017
Min	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Max	0.4	-	-	-	-	-	-	-	-

Tabella 5.3: Composizione percentuale e campi di variabilità [23] per SAE 4124MOD

Il grafico in Fig.5.4 mostra la Temprabilità Jominy (*Hardenability*) dell'acciaio valutata sperimentalmente (da certificato di colata; in conformità con normativa ISO 642 [26]), calcolata (in conformità con ASTM A255 [27]) e i limiti di intervallo di validità massimi e minimi della lega 25CrMo4 (secondo normativa ISO 683-2 [23]).

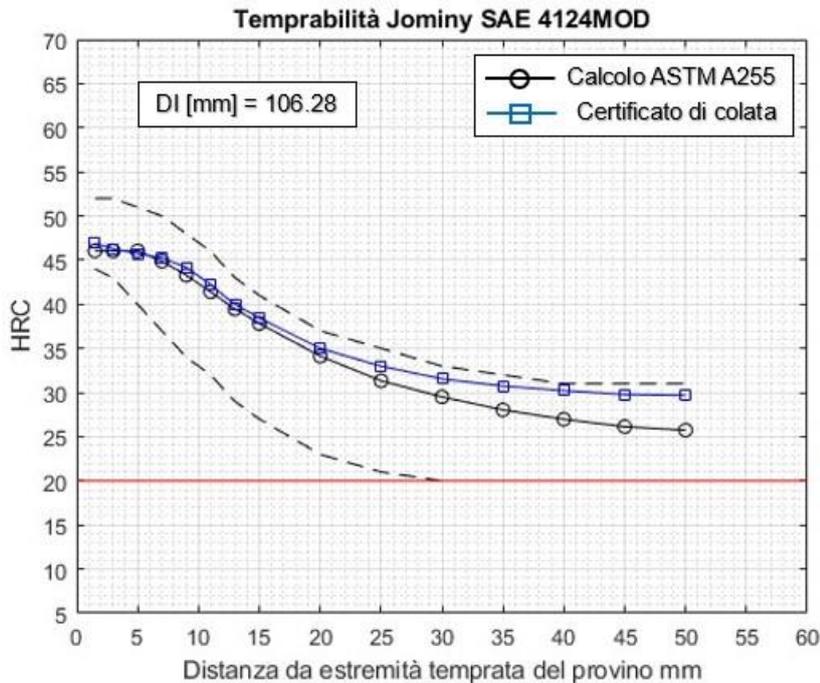


Figura 5.4: Temprabilità Jominy (durezza HRC) SAE 4124MOD secondo Certificato di colata e Calcolo da ASTM A255, all'interno dei limiti di durezza indicativi da norma ISO 683-2 [23]

Per le prove sperimentali il materiale è stato ricavato da spezzone di barra, dal quale sono stati ottenuti provini di sezione circolare aventi diametro Φ 60mm e spessore 25mm. Per ogni prova verranno utilizzati 3 provini.

Nota: per la valutazione della Temprabilità Jominy di ogni materiale, le curve 'Calcolo ASTM A255' sono state ottenute con modello realizzato tramite MATLAB nel rispetto della normativa ASTM A255 [27]. Per cui non è di interesse mostrare la procedura di calcolo, essendo già spiegata in tale normativa. Dalla comparazione tramite modello e via sperimentale (oltre a quelle qui presentate), si è notata una maggior somiglianza tra

le curve se il calcolo prevede l'utilizzo dei pollici come unità di misura per le grandezze impiegate (primo standard previsto dalla normativa) rispetto ad una conversione in millimetri.

Capitolo 6: Stima delle curve TTT

Per l'interpretazione delle prove sperimentali si è ritenuto necessario stimare le curve TTT (Tempo - Temperatura - Trasformazione) o isoterme degli acciai in esame, corrispondenti a temperature e tempi di austenitizzazione specifici (ad esempio 850 °C per 30 minuti). Per questo scopo, è stato sviluppato ed applicato un modello basato sulla letteratura scientifica e descritto di seguito.

6.1 Metodi di calcolo delle curve

Il metodo pratico per l'ottenimento delle curve TTT, [34] si basa sulla realizzazione di numerose prove sperimentali con l'utilizzo di altrettanti campioni metallici. Il metodo preferito prevede l'austenitizzazione di diversi provini metallici, i quali vengono raffreddati nel modo più rapido possibile fino al raggiungimento della temperatura di trasformazione isoterma designata. [34] Il mantenimento vero e proprio avviene all'interno di un bagno di sali, nel quale i provini rimangono per tempi diversi. Raggiunto il tempo di trasformazione prefissato, ogni provino è soggetto ad un rapido raffreddamento finale fino a temperatura ambiente (solitamente in acqua). A seguire, le analisi di micrografiche della struttura e di durezza. Altri metodi pratici, prevedono la realizzazione di prove dilatometriche per la valutazione delle transizioni di fase. Anche questo richiede grandi investimenti sia di tempo che denaro, ed è necessario ricordare che un grafico fa riferimento ad una sola lega e specifici parametri di austenitizzazione [35].

Emerge quindi l'importanza di realizzare un modello predittivo affidabile [36], tramite metodi computazionali oppure basati sul machine learning (qui non discussi). Nel corso degli anni i criteri sviluppati hanno dato luce a diversi modelli predittivi, ma si possono raggruppare in tre gruppi: empirici, semi-empirici, termodinamici. [35] I modelli empirici sono quelli più "semplici" e rapidi per l'ottenimento dei risultati voluti, ma dato che la loro costruzione è strettamente dipendente dai dati derivanti dalle prove sperimentali prese come riferimento, presentano minor affidabilità se applicati al di fuori delle banche dati utilizzate. Invece i modelli termodinamici impiegano formulazioni complesse di carattere teorico per la rappresentazione delle trasformazioni che avvengono all'interno del materiale (diffusione, trasformazioni di fase, ecc...), sulla base di principi energetici. Possiedono quindi un livello di complessità maggiore, ma i risultati offerti garantiscono affidabilità nella rappresentazione di un fenomeno reale elevata oltre ad una maggior libertà dei dati in ingresso (non più limitati ad un database sperimentale). I modelli semi-empirici combinano la rapidità e semplicità dei modelli empirici con la maggior versatilità e affidabilità dei modelli termodinamici, ma presentano le stesse limitazioni poste da costanti e pesi determinati in modo empirico. Questi modelli sono i più favoriti [35], tra di essi emergono quello di Kirkaldy-Li [41], Bhadeshia [43], JMAK [36], Enemoto [44] e successive modifiche.

6.2 Il Modello di Kirkaldy-Li

Il codice MATLAB creato si basa sul modello semi-empirico di Kirkaldy-Li, come descritto da Li et al. [41] e da Collins et al. [35]. La velocità di trasformazione dx/dt è determinata in funzione della temperatura, della composizione chimica e della dimensione del grano austenitico con la formula seguente:

$$\frac{dx}{d\tau} = \frac{\Delta T^n \cdot \exp(-Q/R \cdot T)}{f(C, Mn, Si, Ni, Cr, Mo, G) \cdot s(x)}$$

Integrando nel tempo si ottiene (per temperatura costante):

$$\tau(x, T) = \frac{f(C, Mn, Si, Ni, Cr, Mo, G)}{\Delta T^n \cdot \exp(-Q/R \cdot T)} \cdot S(x)$$

In cui 'τ' è il tempo a partire dal raggiungimento della temperatura di trasformazione isoterma (idealmente raggiunta in modo quasi istantaneo), necessario per ottenere una frazione 'x' (da 0.01 a 0.99; dato che si ripresenterà anche in un integrale) di ferrite, perlite o bainite ad una data temperatura 'T' [K] dalla decomposizione (trasformazione) dell'austenite. La funzione 'f' è caratterizzata dalle composizioni percentuali degli elementi leganti e dalla dimensione del grano austenitico 'G' secondo ASTM (austenite grain size: AGS). Il simbolo 'ΔT' [K] indica la differenza di temperatura presente tra una temperatura caratteristica come, ad esempio, A_{e3} (quindi le temperature di trasformazione) e la temperatura T che si vuole considerare (questa differenza è anche detta grado di sotto raffreddamento). Il simbolo 'n' è un esponente che dipende dal meccanismo di diffusione. Il termine 'Q' è l'energia di attivazione per la nucleazione in [J/mol], mentre il termine 'R' è la costante dei gas perfetti pari a 8.314 [J/(mol K)]. La funzione 'S(x)' è un termine empirico di velocità di reazione che esprime l'effetto di trasformazioni di fase tramite approssimazione sigmoideale, espresso come:

$$S(x) = \int_0^x s(x) dx = \int_0^x \frac{dx}{x^{0.4 \cdot (1-x)} \cdot (1-x)^{0.4 \cdot x}}$$

Per la realizzazione delle curve di ferrite, perlite e bainite si ottengono rispettivamente tre equazioni governanti, a titolo di esempio nel caso della ferrite [41]:

$$\tau_F = \frac{FC}{(Ae_3 - T)^3 \cdot \exp(-27500/R \cdot T)} \cdot S(x)$$

$$FC = \exp(1 + 6.31 \cdot C + 1.78 \cdot Mn + 0.31 \cdot Si + 1.12 \cdot Ni + 2.7 \cdot Cr + 4.06 \cdot Mo) \cdot 2^{-0.41G}$$

Sebbene il modello permetta di determinare il tempo per ciascuna frazione x trasformata, qui è stato usato per determinare solo i tempi di inizio e fine trasformazione normalmente riportati nei diagrammi TTT. Ovvero il tempo di inizio

formazione della perlite ($x_{ferrite} = 1\%$), il tempo di inizio formazione della perlite ($x_{perlite} = 1\%$), il tempo di fine formazione della perlite ($x_{perlite} = 99\%$) che si considera pari al tempo di fine di tutte le trasformazioni (fine ferrite + fine perlite), ed i tempi di inizio e fine della trasformazione bainitica ($x_{bainite} = 1\%$ e $x_{bainite} = 99\%$).

6.3 Modifiche al modello di Kirkaldy-Li

Le formulazioni di Kirkaldy-Li in [41] presentate così come sono costituiscono complessivamente una base di partenza solida, ma si sono rivelate non soddisfacenti. I tempi corrispondenti al naso delle varie curve, calcolati usando questo modello, se confrontati con le curve sperimentali di riferimento (elencate in Tab.6.1 e Tab.6.3 del capitolo corrente), spesso si discostano molto portando così a delle stime grossolane. Principalmente in riferimento alla curva Bainite-fine, la stima fornita non si discosta solo per i tempi, ma anche per la forma assunta e la temperatura massima con quale si può ancora ottenere bainite.

Pertanto, qui si adottano delle modifiche ai valori di Q e di n, alle temperature caratteristiche (in riferimento a quelle della fase bainitica) ed anche delle ulteriori correzioni per diversi acciai. Queste modifiche e correzioni di fatto vanno a violare i principi base del modello di Kirkaldy-Li, che prevedono una costanza di questi valori tra le curve di inizio e fine [41]. Questa rottura ha però consentito di ottenere stime nettamente migliori, ora più vicine ai valori e andamenti di riferimento.

6.3.1 Temperature caratteristiche

Per quanto riguarda la valutazione delle temperature caratteristiche A_{e3} , A_{e1} , B_s e M_s usate per calcolare ΔT nei diversi casi, ci si è discostati dal lavoro di Kirkaldy-Li, andando a selezionare dalla letteratura metodi di stima migliori.

Le stime adottate dalla letteratura per le temperature caratteristiche, sono le seguenti:

- Per la temperatura A_{e3} [37] (elementi in peso percentuale), che è usata per valutare ΔT per il calcolo della curva inizio ferrite:

$$A_{e3} [^{\circ}C] = 910 - 326.73 \cdot C - 32.68 \cdot Mn + 45.21 \cdot Si - 36.26 \cdot Ni - 6.82 \cdot Cr^2 + 23.13 \cdot Mo^2 + 69.74 \cdot C \cdot Ni + 44.1 \cdot C \cdot Mn + 95.69 \cdot Si^3 - 9.46 \cdot C \cdot Ni^2 - 74.83 \cdot C \cdot Si^2 + 214.43 \cdot C^4 - 46.05 \cdot Si^4 + 0.17 \cdot Cr^4 + 0.11 \cdot Ni^4 + 8.48 \cdot Mo \cdot Cr \cdot Ni^2 - 74.46 \cdot C \cdot Mo^3 + 37.37 \cdot C^2 \cdot Cr^2$$

- Per la temperatura A_{e1} [38] (elementi in peso percentuale), usata per le curve inizio e fine perlite:

$$A_{e1} [^{\circ}C] = 742 - 29 \cdot C - 14 \cdot Mn + 13 \cdot Si + 16 \cdot Cr - 17 \cdot Ni - 16 \cdot Mo + 45 \cdot V + 36 \cdot Cu$$

(Questa formula è stata data in origine per A_{c1} e si usa qui in modo approssimativo per A_{e1})

- Per la temperatura B_s [39] (elementi in peso percentuale), usata per la curva inizio e fine bainite:

$$B_s[^\circ C] = 634.8 - 193.1 \cdot C + 102.4 \cdot C^2 - 31.2 \cdot Mn - 4.6 \cdot Si - 18.6 \cdot Ni - 32.4 \cdot Cr - 15.6 \cdot Mo + 10.36 \cdot \ln(d_\gamma)$$

' d_γ ' è il diametro del grano austenitico espresso in [μm].

Per la stima delle curve Bainite-fine si adotta un valore di ΔT che non fa più riferimento alla temperatura B_s , ma alla temperatura massima alla quale si può ottenere la trasformazione completa in bainite. Questa temperatura, detta B_f , è valutata come segue, sulla base del lavoro di Lee e Bhadeshia [42]:

$$B_f[^\circ C] = B_s - 80 - 300 \cdot (x - 0.9) \quad 0.9 < x \leq 1$$

La formulazione è stata variata dalla fonte originale, il valore '80' sostituisce il precedente valore di '90'. Questo ha portato a delle stime migliori.

- Per la temperatura M_s [40] (elementi in peso percentuale):

$$M_s = 496.8 - 290 \cdot C - 35.5 \cdot Mn - 6.8 \cdot Si - 17.2 \cdot Ni - 20.8 \cdot Cr - 10.4 \cdot Mo + 7.1 \cdot Al + 4.8 \cdot Co - 75 \cdot (1 - e^{-0.96 \cdot C}) + 11.67 \cdot \ln(d_\gamma)$$

La formulazione è stata variata dalla fonte originale. La costante ad inizio equazione è stata ridotta da 530.2 a 496.8, in modo da poter accomodare l'effetto della dimensione del grano '+11.67·ln(d_γ)' (termine proveniente da formulazione differente [39]). La modifica apportata non ha influito negativamente sull'ottenimento dei risultati, piuttosto il contrario.

6.3.2 Parametri Q ed n

I parametri Q ed n sono stati modificati ispirandosi al lavoro di Lee e Bhadeshia [42]. Questi autori esprimono Q nella seguente forma:

$$Q = \alpha + \sum_{i=1}^n \beta_i \cdot \%Elemento_i$$

In cui il simbolo ' α ' rappresenta una costante empirica (variabile a seconda che si tratti di ferrite, perlite, bainite e frazione percentuale x), mentre ' β_i ' rappresenta una costante empirica associata all'elemento i-esimo (variabile a seconda che si tratti di ferrite, perlite, bainite e frazione percentuale x). L'adozione di questa modifica al modello di Kirkaldy-Li che originariamente prevede un valore di Q (energia di attivazione per la nucleazione) costante per le tre formulazioni, consente di sfruttare la dipendenza dagli elementi leganti. L'introduzione di questo grado di libertà in più, permette anche di sviluppare formulazioni di questo parametro differenti a seconda che si tratti di ferrite piuttosto che bainite [42].

Si deve però notare che il modello usato da Lee e Bhadeshia [42] è diverso da quello di Kirkaldy e Li [41], per cui i valori di Q nei due modelli non sono direttamente paragonabili.

6.3.3 Determinazione dei valori di Q e di n

La calibrazione del modello, si è basata sulle curve TTT sperimentali degli acciai indicati in Tab.6.1. Per quanto riguarda le composizioni del 20MnCr5 e 17NiCrMo6-4, per ogni elemento si è scelto di considerare il valor medio del range composizionale ammesso [24] [28].

Acciaio	%C	%Si	%Mn	%Ni	%Mo	%Cr	G=AGS (ASTM)	d _γ [μm]	Fonte
EN14	0.29	0.26	1.67	0.21	0.04	0.12	8	25.33	[42]
EN16	0.33	0.18	1.48	0.26	0.27	0.16	8	25.33	[42]
EN18	0.48	0.25	0.86	0.18	0.04	0.98	8	25.33	[42]
EN110	0.39	0.23	0.62	1.44	0.18	1.11	8	25.33	[42]
20MnCr5	0.19	0.275	1.25	0	0	1.2	8.6*	20.58*	[24]
17NiCrMo6-4	0.17	0.275	0.75	1.4	0.2	0.95	9.1**	17.30**	[28]

*: Valore calcolato con 'JMatPro - DEMO Version' secondo temperatura e tempo di austenitizzazione di 870°C e 30minuti
 **: Valore calcolato con 'JMatPro - DEMO Version' secondo temperatura e tempo di austenitizzazione di 850°C e 30minuti

Tabella 6.1: Composizione percentuale principale delle leghe utilizzate per la calibrazione generale, dimensione del grano austenitico impiegata e loro fonte

Nota: i diagrammi TTT provenienti dall'estratto [42] non riportano la curva Perlite-inizio.

La calibrazione è avvenuta per tentativi ed errori nel modo seguente:

- 1) Determinazione di un valore ottimale di Q per ciascun acciaio, tale da ottenere una corrispondenza adeguata tra le curve sperimentali e quelle calcolate.
- 2) Facendo inizialmente solo riferimento alle curve provenienti da [42] in Tab.6.1, determinazione dei pesi β_i (questo in origine è avvenuto solo per gli elementi C, Si, Ni, Mo, Cr) di ogni equazione Q con l'intento di ottenere il minor scostamento possibile dal valore ottimale di Q stabilito. Ponendo temporaneamente ogni valore di α pari ad un valore costante di 100000.
- 3) Rivalutazione dei pesi β_i considerando anche il 20MnCr5 e il 17NiCrmo6-4.
- 4) Per diminuire gli scostamenti dai valori ottimali di Q, valutazione delle costanti α per ogni singola equazione. Procedura seguita dalla valutazione dell'esponente n per la curva Bainite-fine, con scopo principale di migliorare la forma della curva stessa e in secondo luogo la stima del tempo relativa al naso di questa.
- 5) Rivalutazione generale per tentativi ed errori di ogni peso β_i e conseguentemente per ogni costante α .

6) Introduzione del Mn all'interno di ogni formulazione di Q con lo scopo di attenuare gli scostamenti residui. Modifica seguita da un processo di rivalutazione per tentativi ed errori di ogni peso β_i e costante α .

7) Introduzione di costanti correttive alle formulazioni di Q solamente per il 20MnCr5 e il 17NiCrMo6-4. Unico metodo per appianare gli scostamenti/errori residui.

8) Per il 20MnCr5, correzione al valore di B_s e introduzione di un valor minimo pari a 0.01% al Mo (questo ultimo aspetto viene analizzato nell'*Appendice A*). Il tutto seguito da una rivalutazione delle costanti correttive applicate alle formulazioni di Q per questa lega.

Infine, per quanto riguarda i valori di n , non ci si è allontanati troppo da quelli utilizzati secondo Kirkaldy-Li [41] (per la Ferrite-inizio $n = 3$, per la Perlite-inizio e fine $n = 3$, per la Bainite-inizio e fine $n = 2$), semplicemente perché in primo approccio si ottengono risultati pressoché adeguati, a seconda dei casi. Nonostante questo, si è necessitato di applicare una piccola variazione di esponente nel caso della curva Bainite-fine ($x = 0.99$).

6.4 Valori di Q ed n adottati

Questo paragrafo raccoglie tutte le formulazioni adottate, per la determinazione di Q (costanti e pesi), le costanti correttive applicate al 20MnCr5 e 17NiCrMo6-4 per i valori di Q. La funzione $S(x)$ è rimasta inalterata rispetto alla fonte originale [41].

- Per la curva di inizio della trasformazione ferritica (elementi in peso percentuale) – τ_F e FC [41]:

$$\tau_F = \frac{FC}{2^{0.41 \cdot G} \cdot (Ae_3 - T)^n \cdot \exp(-Q/R \cdot T)} \cdot S(x) \quad , \quad x = 0.01$$

$$FC = \exp(1 + 6.31 \cdot C + 1.78 \cdot Mn + 0.31 \cdot Si + 1.12 \cdot Ni + 2.7 \cdot Cr + 4.06 \cdot Mo)$$

$$n_{FS} = 3$$

$$Q_{FS} = 102500 + 2970 \cdot Ni + 12750 \cdot Mo + 3750 \cdot Cr + 2900 \cdot Mn - 2000 \cdot C$$

Correzione per 20MnCr5: $Q_{FS} - 4000$

Correzione per 17NiCrMo6-4: $Q_{FS} - 10000$

- Per le curve di inizio e fine della trasformazione perlitica (elementi in peso percentuale) – τ_P e FP [41]:

$$\tau_P = \frac{FP}{2^{0.32 \cdot G} \cdot (Ae_1 - T)^3 \cdot \exp(-Q/R \cdot T)} \cdot S(x) \quad , \quad x = 0.01 \text{ oppure } x = 0.99$$

$$FP = \exp(-4.25 + 4.12 \cdot C + 4.36 \cdot Mn + 0.44 \cdot Si + 1.71 \cdot Ni + 3.33 \cdot Cr + 5.19 \cdot \sqrt{Mo})$$

ed in particolare per la curva di inizio ($x = 0.01$) trasformazione perlitica:

$$Q_{Ps} = 109500 + 2100 \cdot Ni + 12000 \cdot Mo + 3140 \cdot Cr + 5560 \cdot Mn$$

ed invece per la curva di fine ($x = 0.99$) trasformazione perlitica:

$$Q_{Pf} = 102500 + 2100 \cdot Ni + 15000 \cdot Mo + 5140 \cdot Cr + 8560 \cdot Mn - 6500 \cdot C$$

con le ulteriori correzioni:

Correzione per 20MnCr5: $Q_{Ps} + 8000$

Correzione per 17NiCrMo6-4: $Q_{Pf} - 4000$

La curva di fine della trasformazione perlitica è qui considerata anche come fine della trasformazione in ferrite + perlite.

- Per le curve di inizio e fine della trasformazione bainitica (elementi in peso percentuale) - τ_B e FB [41]:

$$\tau_B = \frac{FB}{2^{0.29 \cdot G} \cdot (T_B - T)^n \cdot \exp(-Q/R \cdot T)} \cdot S(x)$$

$$FB = \exp(-10.23 + 10.18 \cdot C + 0.85 \cdot Mn + 0.55 \cdot Ni + 0.9 \cdot Cr + 0.36 \cdot Mo)$$

ed in particolare per la curva di inizio ($x = 0.01$) trasformazione bainitica:

$$n_{Bs} = 2$$

$$T_B = B_s \text{ Bainite start}$$

$$Q_{Bs} = 115300 + 500 \cdot C + 25 \cdot Mn + 30 \cdot Ni - 150 \cdot Mo + 22 \cdot Cr$$

ed invece per la curva di fine ($x = 0.99$) trasformazione bainitica:

$$n_{Bf} = 2.58$$

$$T_B = B_f \text{ Bainite finish}$$

$$Q_{Bf} = 116600 + 135 \cdot C + 100 \cdot Mn + 200 \cdot Ni + 550 \cdot Cr$$

con le ulteriori correzioni:

Correzione per 20MnCr5: $Q_{Bs} - 5000$ $Q_{Bf} + 8200$

Correzione per 17NiCrMo6-4: $Q_{Bs} + 11000$ $Q_{Bf} + 2100$

6.5 Calcolo della dimensione del grano

Il modello sviluppato (basato su quello di Kirkaldy-Li [41]) richiede anche come parametro d'ingresso la dimensione del grano austenitico (AGS), tramite l'attribuzione di un valore a G. Questo parametro, funzione della temperatura e tempo di austenitizzazione, è in grado di influenzare la posizione temporale delle curve all'interno di un diagramma TTT. Perciò, la valutazione della dimensione del grano austenitico G è avvenuta tramite l'uso del software 'JMatPro - DEMO Version' sulla base della temperatura e tempo di austenitizzazione (ogni qual volta fosse necessario), ma l'andamento dei risultati che ne deriva sembra essere in accordo con degli studi pratici fatti sulla valutazione di AGS. Importante sottolineare che il tool non considera le strutture prima del riscaldamento e la composizione.

I valori ottenuti dal software ed usati nei calcoli successivi, per la determinazione dei diagrammi TTT relativi alle prove sperimentali, sono (Tab.6.2):

Temperatura di austenitizzazione [°C]	Tempo di austenitizzazione (effettivo) [h]	G=AGS (ASTM)	dy [µm]
880	2	7.6	29.5
940	2	5.9	52.27
980	2	4.8	77.1

Tabella 6.2: Dimensione del grano austenitico ricavata con software JMatPro – DEMO Version, in funzione dei parametri di austenitizzazione

6.6 Verifica del modello

Terminato il lungo processo di calibrazione, si è deciso di valutare la qualità della stima fornita su più leghe. Questo è avvenuto tramite un confronto puramente visivo/grafico tra le curve stimate e quelle fornite dai diagrammi degli acciai raccolti in Tab.6.3.

Acciaio	%C	%Si	%Mn	%Ni	%Mo	%Cr	G=AGS (ASTM)	dy [µm]	Fonte
EN19	0.41	0.23	0.67	0.2	0.23	1.01	8	25.33	[42]
EN24	0.38	0.2	0.69	1.58	0.26	0.95	8	25.33	[42]
EN36	0.7	0.16	0.35	3.24	0.06	0.96	8	25.33	[49]
US4140	0.37	0.15	0.77	0	0.21	0.98	8	25.33	[42]
US4150	0.55	0	0.6	0.36	0.19	1.03	8	25.33	[42]
US4340	0.42	0	0.78	1.79	0.33	0.8	8	25.33	[42]
US5140	0.42	0.16	0.68	0	0	0.93	8	25.33	[42] [49]
25CrMo4*	0.255	0.25	0.75	0	0.225	1.05	8.6**	20.58**	[29]

* : Come già descritto (Capitolo 5), il 25CrMo4 funge da base di confronto qualitativa per il SAE4124MOD

** : Valore calcolato con 'JMatPro - DEMO Version' secondo temperatura e tempo di austenitizzazione di 870°C e 30minuti

Tabella 6.3: Composizione percentuale principale delle leghe utilizzate per un confronto solamente grafico, dimensione del grano austenitico impiegata e loro fonte

Nell' *Appendice A* sono riportati tutti i diagrammi ottenuti e utilizzati durante il processo di calibrazione, compresi quelli per solo confronto grafico. A questi si aggiungono tre tabelle che raccolgono pesi e costanti derivate dal processo di calibrazione principale. L' *Appendice A* raccoglie anche una serie di commenti e casi particolari importanti, caratterizzanti il codice sviluppato.

6.7 Risultato

Qui di seguito sono mostrati i diagrammi TTT (Fig.6.1, Fig.6.2, Fig.6.3) degli acciai esaminati inerenti alla Prova 1), la quale prevede una temperatura di austenitizzazione di 940°C ed un tempo di austenitizzazione pari a 3h (come si vedrà nel *Capitolo 7*, la durata temporale effettiva applicata per la realizzazione dei diagrammi è di circa 2h). Per maggiori dettagli in merito ai risultati forniti dal modello sviluppato si consulti l' *Appendice A*.

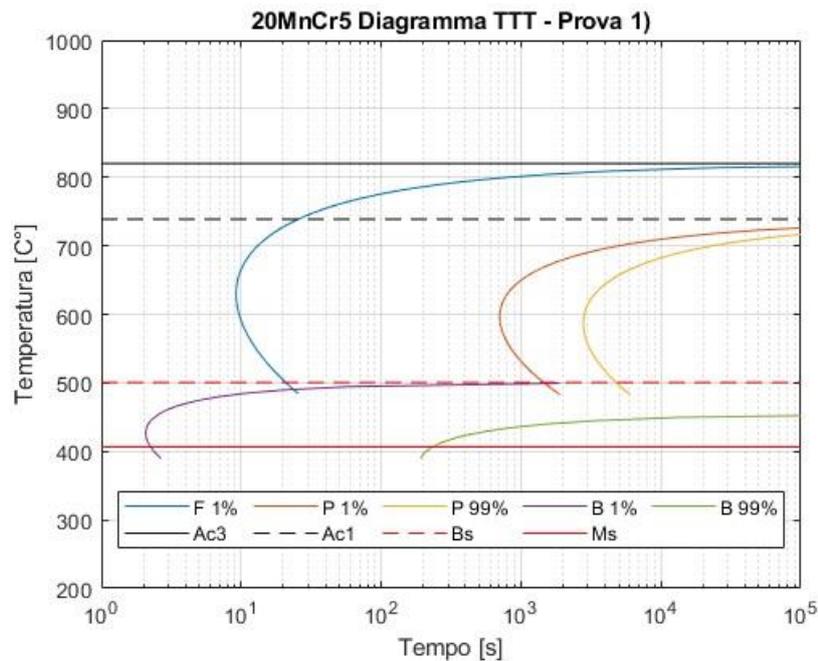


Figura 6.1: Diagramma TTT 20MnCr5 austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h – Prova 1)

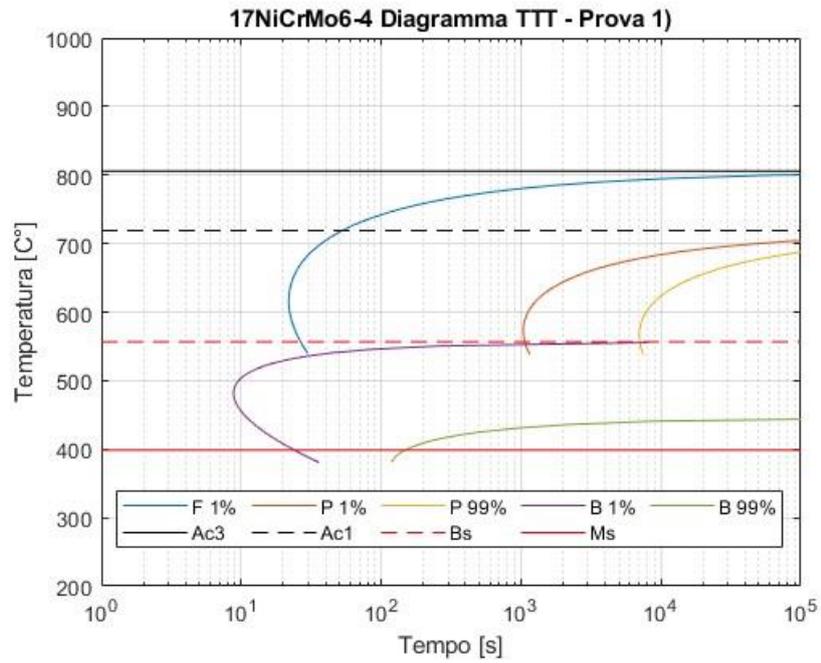


Figura 6.2: Diagramma TTT 17NiCrMo6-4 austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h – Prova 1)

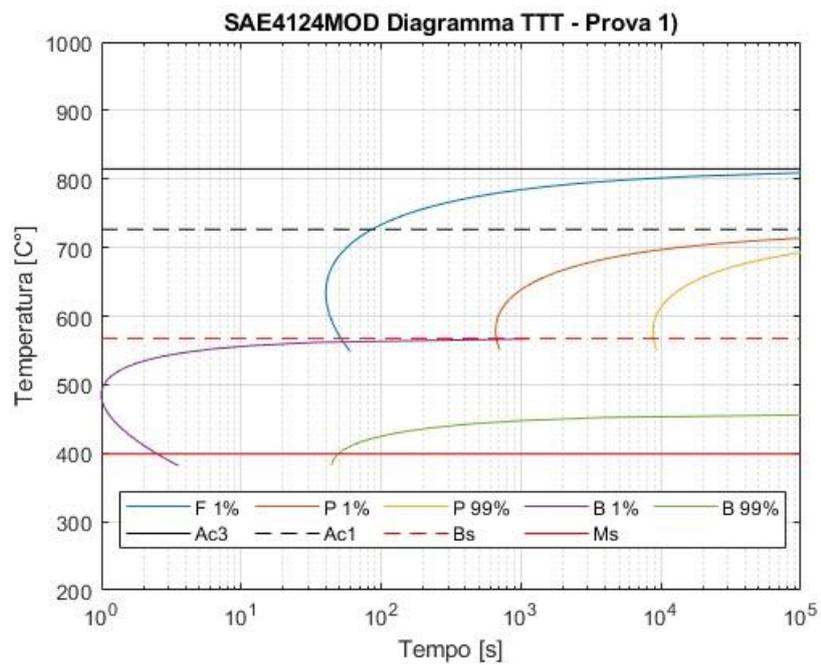


Figura 6.3: Diagramma TTT 17NiCrMo6-4 austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h – Prova 1)

Capitolo 7: Metodi ed attrezzature

7.1 Le prove di ricottura

Per ogni acciaio da cementazione sono state eseguite cinque prove di ricottura isoterma, le quali si distinguono per le temperature di austenitizzazione e trasformazione isoterma. L'obiettivo delle prove è quello di valutare l'influenza dei parametri di trattamento sulle strutture finali ottenibili oltre che le durezza, in aggiunta cercare di capire se un materiale possa presentare variazioni maggiori nei risultati rispetto ad un altro (per cui individuare una "sensibilità"), in funzione delle temperature di processo adottate. Le temperature di mantenimento sono affette da una incertezza sperimentale stimata di $\pm 10^\circ\text{C}$.

Prova 1): Austenitizzazione completa a 940°C – Trasformazione isoterma a 640°C – Raffreddamento in forno per 2h - Raffreddamento finale non controllato in aria. I risultati di questa prova fungono da riferimento per i confronti.

Prova 2): Austenitizzazione completa a 940°C – Trasformazione isoterma a 580°C – Raffreddamento in forno per 2h - Raffreddamento finale non controllato in aria.

Prova 3): Austenitizzazione completa a 940°C – Trasformazione isoterma a 680°C – Raffreddamento in forno per 2h - Raffreddamento finale non controllato in aria.

Prova 4): Austenitizzazione completa a 880°C – Trasformazione isoterma a 640°C – Raffreddamento in forno per 2h - Raffreddamento finale non controllato in aria.

Prova 5): Austenitizzazione completa a 980°C – Trasformazione isoterma a 640°C – Raffreddamento in forno per 2h - Raffreddamento finale non controllato in aria.

La Fig.7.1 mostra le caratteristiche del ciclo termico adottato nelle prove. Il punto rosso nel grafico rappresenta il punto di partenza del ciclo, ovvero i provini (a temperatura ambiente) sono stati inseriti all'interno di una muffola preriscaldata a 210°C . Questo istante temporale segna l'effettivo inizio del trattamento termico dei provini.

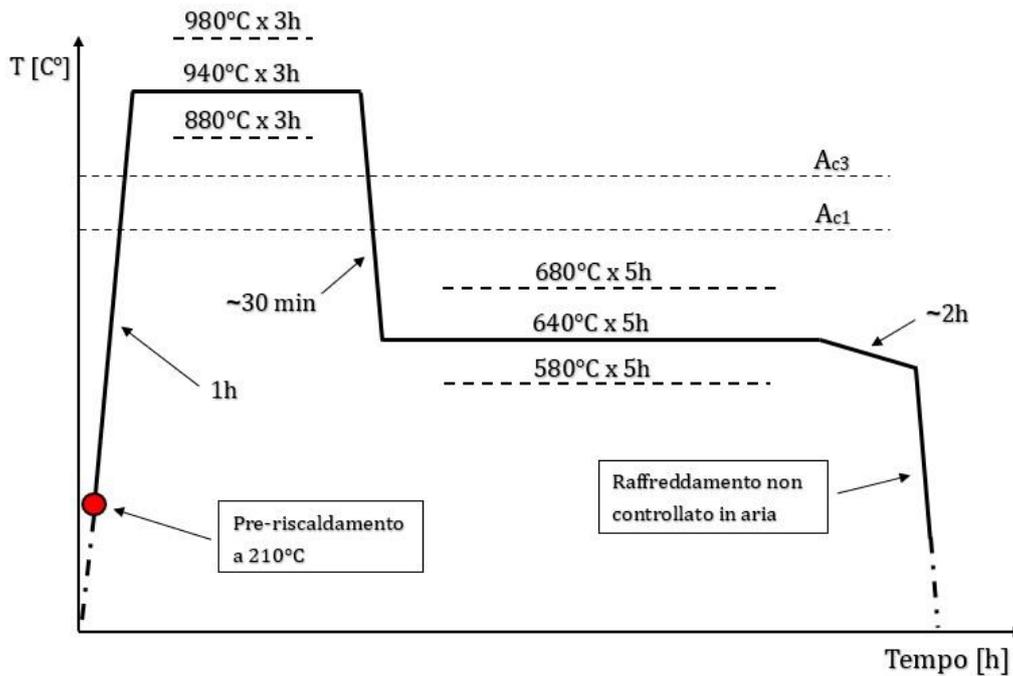


Figura 7.1: Ciclo di trattamento termico e sue variabili

Come si vede, a seguire il mantenimento isoterma di 5h vi è un lento raffreddamento con durata pari a circa 2h (stabilità), eseguito nel forno spento chiuso. Ovvero non vi è più un apporto energetico da parte degli elementi riscaldanti (aspetto anche economico della pratica reale). Questa “coda” del mantenimento equivale ad un incremento del tempo di mantenimento isoterma (perché il forno chiuso si raffredda lentamente) e rientra nella pratica industriale comune.

E' importante sottolineare che i tempi riportati sono dei ‘tempi ciclo’, adottati per la realizzazione delle prove, ma non dei ‘tempi effettivi’ di un provino. Maggior dettaglio nel *Paragrafo 7.3* e si ricordi quanto detto nel *Sottoparagrafo 2.2.1 Fenomenologia del riscaldamento (Capitolo 2)*.

Come visto in Fig.7.1, il ciclo di trattamento termico dei provini termina con un raffreddamento non controllato in aria. Nella pratica industriale invece, la fase di mantenimento isoterma complessiva (“coda” del mantenimento compresa, se prevista) non viene mai seguita da un raffreddamento rapido di tipo incontrollato. Questo perché si ha una grande probabilità di indurre delle tensioni residue nei componenti. Dunque, si preferisce procedere con un raffreddamento a velocità controllata (la velocità del raffreddamento di fine processo, risulta comunque superiore a quella dell’eventuale “coda” del mantenimento), almeno fino ad una temperatura di 300°C – 250°C. Nelle prove eseguite questo non è stato realizzato, data la dimensione ridotta dei componenti e la non criticità dello sviluppo di tensioni residue.

Al termine di ogni ciclo che prevede il trattamento di 9 provini totali (tre per ogni tipo di acciaio), si è proceduto con le analisi di laboratorio atte a valutare la durezza Brinell (HB) e, tramite microscopio ottico, la microstruttura finale.

7.2 Attrezzatura

- Forno a muffola



In Fig.7.2 è rappresentata la muffola da laboratorio utilizzata presso BTT S.R.L. per l'esecuzione delle varie prove. La muffola elettrica possiede una potenza di 4kW ed è dotata di elementi riscaldanti protetti "immersi" in fibra ceramica, consentendo un riscaldamento uniforme su quattro lati. Il volume interno possiede le dimensioni: b 210 [mm] x l 320 [mm] x h 145 [mm]. Come si vedrà nel *Paragrafo 7.3*, in realtà sono state utilizzate due muffole elettriche (uguali).

Figura 7.2: Muffola elettrica Prederi [46]

L'impiego di due forni o comunque due camere separate a temperature obiettivo differenti avviene nella pratica, passaggio che richiede una transizione rapida (per quanto possibile) da un volume all'altro. A tal proposito, la Fig.7.3 mostra una schematizzazione della procedura adottata durante la realizzazione delle prove sperimentali, al termine della fase di austenitizzazione.

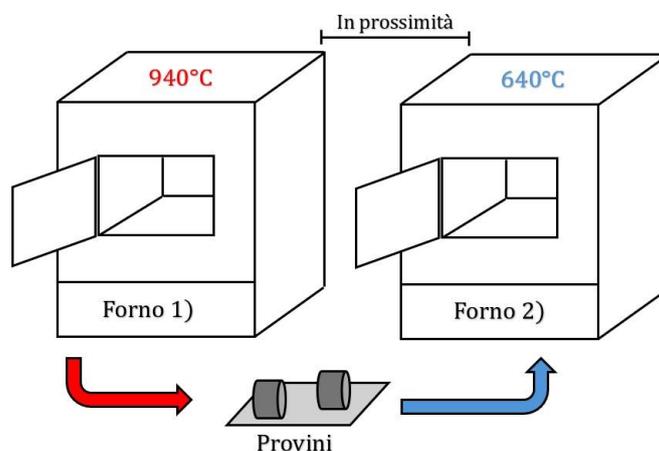


Figura 7.3: Schematizzazione della transizione post austenitizzazione

Si consideri il caso in questione, nel quale eseguire il passaggio austenitizzazione – mantenimento con una sola muffola non è risultato adeguato. L'utilizzo di una sola muffola richiederebbe l'apertura dello sportello, in modo che l'asportazione del calore avvenga con l'aria dell'ambiente esterno in tempi brevi (consoni al trattamento). Data anche la configurazione del volume interno, il gradiente di temperatura che si presenterebbe tra la bocca e il fondo del forno è troppo elevato. Infatti, i provini situati più internamente apparirebbero ancora rossi, mentre quelli anteriori già di colore

grigiastro al termine di questa fase. Per i provini più esposti all'ambiente esterno, si presenterà con certezza una temperatura più bassa rispetto a quelli più interni che può essere molto vicina o addirittura inferiore a quella voluta per la fase successiva, trascorso il tempo ciclo previsto e osservato per questo primo raffreddamento. Anche il solo raffreddamento più rapido, ma alla medesima temperatura di uno più lento, può portare a differenze sostanziali di microstruttura e quindi delle proprietà meccaniche. Emerge così un problema rilevante legato all'omogeneità della temperatura portata da questo tipo di modalità, anche se si tratta solamente di un forno elettrico da laboratorio con pochi provini (con questo si vuole alludere alle criticità che subentrano a livello industriale).

Si potrebbe pensare di eseguire la transizione alla fase di mantenimento con lo sportello della muffola chiusa, evitando così disomogeneità di temperatura e l'impiego di un secondo forno. Purtroppo, in questo caso, non risulta ugualmente adeguato. Ora non sarebbero solamente i provini stessi a dover raggiungere la temperatura di 640°C, ma anche il refrattario che costituisce il volume di trattamento interno. Il risultato è un tempo troppo elevato. Per avere un'idea, si osservi la variazione della temperatura nella "coda" al termine del mantenimento prima del raffreddamento finale.

I 9 campioni trattati contemporaneamente sono qui identificati con i simboli 'C' (centro), 'SX' (sinistra) e 'DX' (destra). Queste sigle si riferiscono alla posizione di un provino sul vassoio (funge da ripiano) posto all'interno della muffola, come rappresentato nella figura seguente (Fig.7.4):

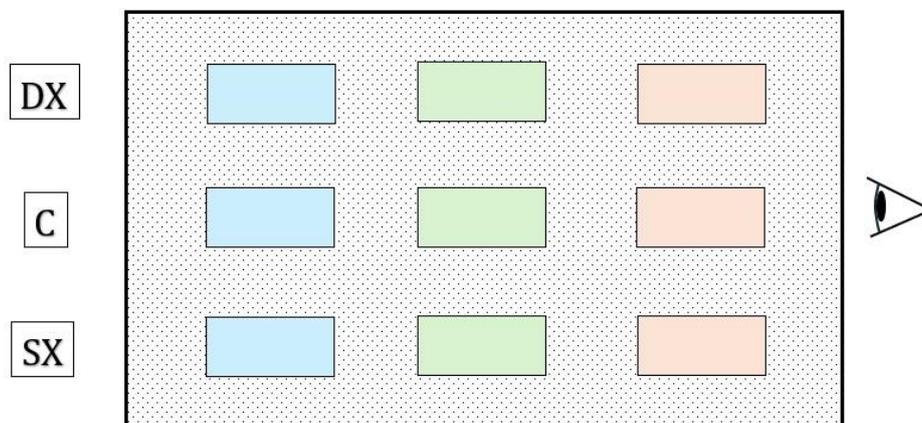


Figura 7.4: Corrispondenza Posizione-Sigle sul ripiano di appoggio (vassoio) per i vari provini. Colori diversi indicano materiali diversi

• Quantometro



Figura 7.5: Quantometro S7 Metal Lab Plus - GNR OPTICA Analytical Instruments Group [47]

In Fig.7.5 è rappresentato il modello di quantometro impiegato presso il Politecnico di Torino (Laboratorio di Microscopia Ottica – DISAT). Il quantometro in questione è stato utilizzato per svolgere un'analisi composizionale su tre provini interessati, in modo da proporre un confronto con i dati presentati delle analisi di colata (*Capitolo 5*). Per ogni provino utilizzato sono state effettuate 5/6 prove di lettura, in modo da ottenere una composizione media valida.

La valutazione è di tipo “distruttivo” se pur poco invadente, dato che intacca la superficie dei provini (vedi Fig.7.6). Nello svolgimento dell'analisi un elettrodo in tungsteno viene utilizzato per emettere una serie di scariche



Figura 7.6: Segni superficiali su di un provino a seguito della prova quantometrica

elettriche, le quali fanno “arco/ponte” sulla superficie del pezzo. Esse vaporizzano l'area superficiale di contatto ottenendo del plasma avvolto in un'atmosfera protettiva di Argon (viene impiegato tale gas perché non influente sulla composizione chimica da rilevare, facilmente distinguibile). La luce emessa a causa del fenomeno viene esaminata con uno spettrometro. Dato che ogni elemento possiede delle lunghezze d'onda proprie di eccitazione/emissione (ovvero un proprio “spettro”), confrontando la quantità di luce emessa con diverse lunghezze d'onda e con opportune calibrazioni, lo strumento calcola la composizione chimica.

Previa la realizzazione della lettura con quantometro, i provini sono stati soggetti ad una levigatura e successiva lucidatura superficiale con dischi abrasivi.

• Microscopio ottico



Figura 7.7: Microscopio Ottico Leica DM4M [53]

La Fig.7.7 qui a fianco mostra il tipo di microscopio ottico utilizzato per l'esecuzione delle micrografie presso BTT s.r.l., con ingrandimenti 100X e 500X. Per questa valutazione, da ogni provino è stata prelevata una porzione (vedi Fig7.8 e Fig7.9) di dimensioni ridotte. La superficie sottoposta ad ingrandimento è stata soggetta ad un processo di levigatura, lucidatura ed attacco metallografico con Nital.



Figura 7.8: Porzione asportata da provino con superficie d'analisi adeguatamente preparata

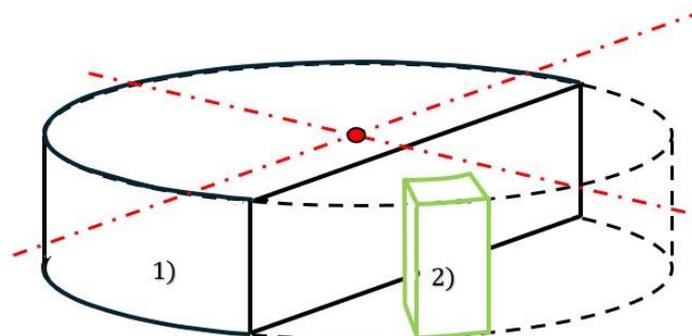


Figura 7.9: Schematizzazione delle porzioni ottenute dal provino originale. 1) Provino per prova di durezza - 2) Provino per microscopia ottica

• Microscopio elettronico

In Fig.7.10 è rappresentato il modello di microscopio elettronico presso il Politecnico di Torino (Laboratorio di Microscopia Ottica – DISAT). E' stato utilizzato con lo scopo di indagare le fasi costituenti la microstruttura di un campione, già impiegato per la microscopia ottica, realizzato con il 17NiCrMo6-4 soggetto al ciclo termico 940°C-640°C (Prova 2)). Nello specifico, si è voluto valutare la presenza di una terza fase, estranea a quelle di ferrite e perlite, con caratteristiche corrispondenti a quella bainitica.



Figura 7.10: Microscopio elettronico (SEM) Merlin Zeiss – Foto realizzata presso il Politecnico di Torino

Nello svolgimento dell'analisi, una sorgente emette degli elettroni i quali vengono attratti da un anodo forato. Il fascio di elettroni così formato è controllato da una serie di lenti elettromagnetiche, atte ad evitare la dispersione degli elettroni e concentrarli sulla superficie del campione (conduttore o semiconduttore). Il volume interno della camera di analisi deve essere privo di atmosfera, quindi opera in vuoto, dato che gli elettroni possono colpire gli atomi dell'atmosfera gassosa e disperdersi.

Per semplicità si consideri il cammino di un solo elettrone appartenente al fascio emesso. Questo intercetta un atomo del materiale metallico analizzato, andando a scontrarsi con un elettrone appartenente alla nuvola elettronica che circonda il nucleo. L'elettrone con cui si scontra, viene espulso dall'atomo (quindi emesso dall'atomo) e definito come 'elettrone secondario'. Gli elettroni secondari, raccolti da un apposito sensore, vengono utilizzati per definire le caratteristiche della superficie. Il restante elettrone, ovvero quello primario appartenente al fascio di particelle, viene detto 'elettrone riflesso'. Gli elettroni riflessi, raccolti da un apposito sensore, servono per evidenziare le zone (ad esempio per distinguere il metallo all'interno di un composito) a più alto numero atomico. Infine, lo squilibrio energetico indotto all'interno dell'atomo viene recuperato con la transizione di un elettrone, da un livello energetico superiore. Questo porta ad un'emissione di energia, sottoforma di 'raggi X'. I raggi X rilevati da un sensore apposito, sono utili a determinare la composizione chimica locale.

• Durometri



Figura 7.11: Macchina da misura Durometro EASYDUR multifunzione [55]

In Fig.7.11 e Fig.7.12 sono rappresentati i durometri impiegati per la prova destinata a valutare la durezza Brinell (HB) dei provini. Nella Fig.7.13 è rappresentato un provino che presenta le due superfici 'Pelle' (superiore fresata) e 'Cuore' (sezione laterale ad $\frac{1}{3}$ del raggio con impronta centrale) sottoposte alle misure di durezza. Come si vede, l'impronta ricavata è sempre situata su di una superficie appositamente preparata. Questo è uno step necessario dato che la presenza di ossidi superficiali, di difetti della



Figura 7.13: Provino sul quale è stata effettuata la prova di durezza



Figura 7.12: Durometro Wolpert Dia Testor [54]

superficie o sottopelle, di strati decarburati e rugosità eccessiva, contribuiscono all'ottenimento di valori errati/fuorvianti.

Secondo norma ISO 6506-1 [50] (e UNI 560 [3]) avendo dei provini con spessori superiori a 6mm, si può procedere con l'utilizzo di un indentatore sferico possedente $\Phi 10\text{mm}$ realizzato in carburo di tungsteno. Data l'applicazione del carico 'F', l'impronta ricavata sulla superficie è una calotta sferica. Il carico F [N] è ricavato nel modo seguente:

$$F = n \cdot D^2 \cdot 9.81$$

Essendo 'D' il diametro del penetratore sferico in [mm] ed 'n' una costante dei materiali, relativi ad acciai e ghise. Dato il tipo di materiale e il diametro della sfera, la forza applicata è pari a 29430 [N] corrispondente ad un peso di 3000 [kg]. Dal momento dell'applicazione della forza [50] al raggiungimento del suo massimo valore devono trascorrere 7_{-5}^{+1} [s], con conseguente mantenimento della durata di 14_{-4}^{+1} [s]. La durezza HB può essere ricavata nel seguente modo, considerando l'impronta a calotta sferica:

$$HB = 0.102 \cdot \frac{2 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

La dimensione 'd' rappresenta il diametro dell'impronta in [mm], valore che dovrebbe risiedere nell'intervallo 0.24D e 0.6D [50]. Per la misura del diametro d è necessario effettuare la valutazione lungo due diagonali dell'impronta. Osservando Fig.7.12, questo avviene tramite un calibro posizionato su di uno schermo ad "oblò" rappresentante un ingrandimento dell'impronta.

La norma ISO 6506-2 [51] applica un errore sul valore della misura di durezza ottenuta. Nel caso in cui le durezze misurate siano < 250 HBW (in riferimento al blocchetto di riferimento per la calibrazione della macchina) è necessario applicare un errore (ammesso) pari a $\pm 3\%$ del valore ottenuto.

• Microdurometro



Figura 7.14: Microdurometro Remet HX 1000 [56]

In Fig.7.14 è rappresentato il microdurometro impiegato presso il Politecnico di Torino (Laboratorio di Microscopia Ottica – DISAT). Lo scopo primario è stato quello di valutare le durezze locali della microstruttura, di un ‘campione micrografico’ (Fig.7.8) derivato da un provino realizzato in 17NiCrMo6-4 soggetto al ciclo termico 940°C – 580°C (Prova 2)). Nello specifico, con l’intento di valutare la durezza della presunta fase bainitica apparsa sottoforma di elementi aghiformi. Il microdurometro rileva la durezza Vickers (HV).

Secondo la norma ISO 6507-1 [52] (e UNI 1955 [3]), la prova prevede di utilizzare un indentatore in diamante a forma piramidale retta con base quadrata, angolo al vertice di 136°. L’applicazione di un carico ‘F’, porta ad un’impronta di forma quadrata con al suo interno due diagonali. Per la realizzazione delle prove, si è scelto di impiegare due valori

di carico: 0.1 kgf (principalmente) e 0.2 kgf. Scelta motivata dall’ottenere delle impronte risultanti locali all’area di interesse, influenzate il meno possibile da altre fasi circostanti. Seconda la norma qui indicata, il carico F [N] nei due casi equivale a: 0.9807 [N] (HV0.1 – Categoria Microhardness test) e 1.961 [N] (HV0.2 – Categoria Low-force hardness test). Dal momento dell’applicazione della forza [52] al raggiungimento del suo massimo valore devono trascorrere $7 \pm \frac{1}{5}$ [s], con conseguente mantenimento della durata di $14 \pm \frac{1}{4}$ [s]. La durezza HV può essere calcolata nel modo seguente [52], considerando il valore nominale dell’angolo $\alpha = 136^\circ$:

$$HV = 0.189 \cdot \frac{F}{d^2}$$

La dimensione ‘d’ in [mm] è il valore della diagonale reale, valuta con la misurazione e conseguente media aritmetica delle due diagonali risiedenti all’interno dell’impronta di forma quadrata. Con il microdurometro di Fig.7.14 questo è avvenuto in modo digitale tramite un software di supporto. L’impronta mostrata a schermo deve essere confinata all’interno di una zona risultante composta da quattro lati con angoli interni di 90° (per cui rettangolare o quadrata). Il criterio da seguire è che ogni lato tocchi un vertice dell’impronta contenente l’estremità visibile di una diagonale.

7.3 Storia termica reale

Si è reputato necessario valutare l’andamento reale della temperatura dal punto di vista dei provini (i tempi effettivi) e quanto differisca da quello imposto dal forno elettrico. Questo ha previsto la realizzazione di una prova con i medesimi parametri caratterizzanti la Prova 1) e il medesimo numero di provini (9) costituenti la carica

inserita, due muffole elettriche e due termocoppie. Una di queste termocoppie ('ambiente') sostenuta da un gambo appoggiato sul vassoio che ospita anche i provini, è stata impiegata per monitorare la temperatura dell'atmosfera interna ai forni elettrici. Il contatto del sensore con i provini e le pareti interne è stato comunque evitato, nonostante gli spazi ridotti (la termocoppia si è trovata a circa 3cm o poco più di distanza dai provini circostanti). La termocoppia restante ('superficie') è stata posta a contatto con la superficie di uno dei provini. I valori di temperatura registrati da questa termocoppia nel corso del tempo, sono quelli a cui bisognerebbe far riferimento per l'esecuzione di un trattamento adeguato.

La carica è stata quindi inserita all'interno della muffola preriscaldata ad una temperatura di 210°C, con successivo aumento di temperatura fino al valore di T_a (940°C) impostato facendo riferimento alla lettura della termocoppia 'ambiente'. Raggiunta tale temperatura, è iniziata la fase di austenitizzazione per la durata temporale scelta (3h – tempo ciclo). A seguire, i provini sono stati estratti ed inseriti all'interno di un'altra muffola adiacente con temperatura del volume interno impostata ad un valore di 640°C (ovvero quella di mantenimento).

E' importante precisare che durante la transizione da un forno all'altro, entrambe le termocoppie si muovono con i provini. La termocoppia 'ambiente', quindi non corrisponde al sensore interno di cui ciascuna muffola è dotata (la tipologia di muffole elettriche impiegate non consente l'acquisizione dei dati, per cui è necessario impiegare un sensore ulteriore che svolge il medesimo ruolo).

Dal momento dell'inserimento dei provini nella seconda muffola, come ha poi suggerito la termocoppia interna (non quella del provino), sono trascorsi circa 30min prima che l'equilibrio termico a 640°C si ristabilisse. Raggiunta la temperatura designata è iniziata la fase di mantenimento isoterma, con durata imposta di 5h. A seguire, come anticipato in precedenza nel *Paragrafo 7.1*, un lento raffreddamento a forno spento e chiuso con durata cronometrata di circa 2h. Terminato questo periodo, si è proceduto con la rimozione dei provini dalla seconda muffola, andando a realizzare un raffreddamento finale non controllato a temperatura ambiente.

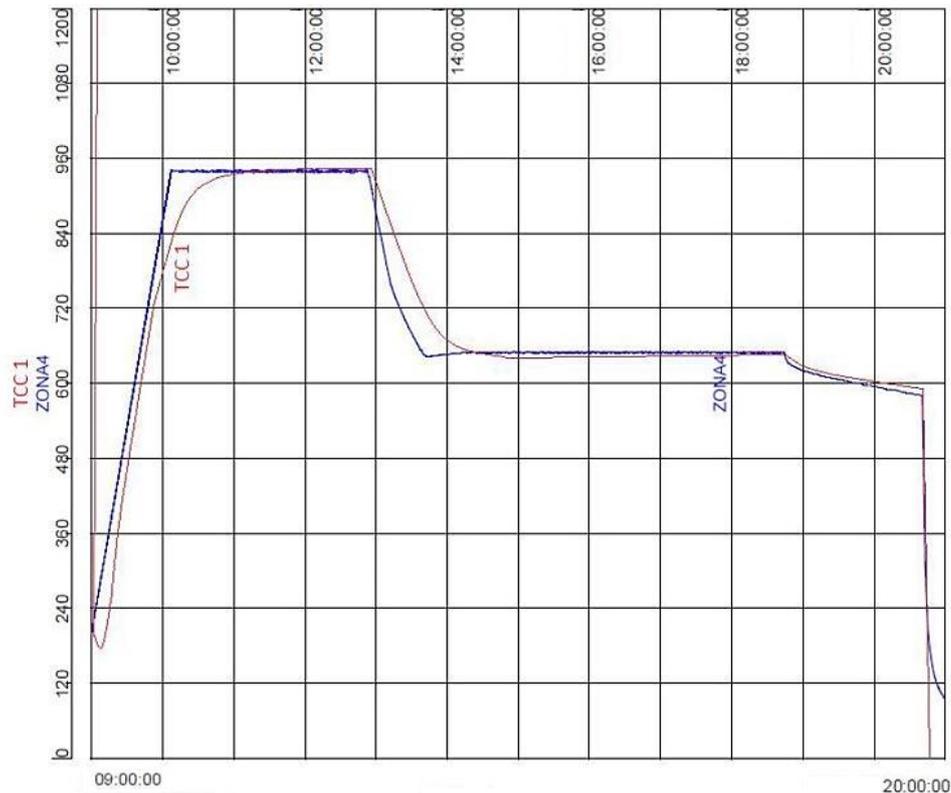


Figura 7.15: Andamento della temperatura nel tempo rilevato dal sensore della muffola (Zona4) e dalla termocoppia (TCC1)

La Fig.7.15 mostra gli andamenti della temperatura ottenuti; sull'asse temporale la larghezza di ogni blocchetto corrisponde ad 1h. In blu la temperatura rilevata dalla termocoppia 'ambiente' nell'atmosfera interna alle muffole (ZONA4) – in rosso la temperatura rilevata dalla termocoppia posta a contatto sulla superficie di un provino (TCC1). Facendo riferimento all'andamento in rosso del grafico, emerge quanto segue: durata effettiva di austenitizzazione pari a 2h, durata effettiva di primo raffreddamento pari a circa 1h e 20min, durata effettiva di mantenimento isoterma pari a 4h. Queste sono le durate reali delle fasi di interesse a cui sono stati soggetti i provini, impiegate per la realizzazione dei diagrammi TTT presenti nel capitolo successivo.

Per i tempi effettivi di riscaldamento e di primo raffreddamento rinvenuti, si applichi un margine superiore e inferiore di +20/-10 minuti. Intervallo nel quale ricadono i tempi delle restanti prove.

Capitolo 8: Risultati ed analisi

Le microstrutture discusse sono raccolte nell'*Appendice B*, mentre alcune microstrutture più dettagliate saranno presentate all'interno di questo capitolo.

8.1 Microstrutture e durezza della Prova 1)

Questa prova ha previsto: riscaldamento della durata di circa 1h fino alla temperatura di 940°C, a partire da una temperatura di preriscaldamento di 210°C - austenitizzazione completa a 940°C per un tempo ciclo di 3h (tempo effettivo di circa 2h) - raffreddamento fino a temperatura di mantenimento isoterma della durata di circa 30min (tempo effettivo di circa 1h e 20min) - trasformazione isoterma a 640°C per un tempo ciclo di 5h (tempo effettivo di circa 4h) - raffreddamento in forno spento per 2h - raffreddamento finale non controllato in aria.

Si parte con la presentazione dei diagrammi TTT inerenti ai vari materiali (calcolati con la procedura descritta nel *Capitolo 6*), in funzione dei parametri effettivi di austenitizzazione adottati per questa prova. Questi riportano anche una rappresentazione indicativa del percorso termico in funzione dei tempi (tramite curva verde), utile a stimare il tipo di microstruttura ottenibile e la durezza.

Prima di procedere, si considerino i seguenti commenti validi per tutti i diagrammi del capitolo, relativi agli andamenti in verde rappresentanti la storia termica.

Bisogna precisare innanzitutto, che il confronto tra il diagramma e il percorso termico è solamente di tipo qualitativo. La proiezione dei percorsi di raffreddamento di tipo continuo, diversamente dai tratti isotermi, non possiede molto significato su di un diagramma TTT. Sarebbe più opportuno utilizzare un diagramma CCT in questo caso.

L'andamento dalla temperatura di austenitizzazione a quella isoterma è una stima indicativa. Non avendo altri dati a disposizione, questa si basa sull'andamento Tempo-Temperatura presente nel diagramma di Fig.7.15 (*Capitolo 7*), registrato dalla termocoppia presente sulla superficie di un provino. Le coordinate 'Tempo-Temperatura' riguardanti il raffreddamento in questione, ricavabili da tale diagramma sperimentale, sono state utilizzate per capire come questo dovrebbe risultare su di un diagramma TTT (dato che il tempo è espresso in forma logaritmica). Nel caso dei diagrammi TTT inerenti alla Prova 1), questo percorso di raffreddamento è veritiero. Negli altri casi, è un'approssimazione (per una valutazione più precisa, si dovrebbe ripetere la misura con le termocoppie) per ogni combinazione dei parametri termici scelta nelle altre prove).

In base a quanto detto, si cerca di commentare in linea generale il solo tratto isoterma.

Per quanto riguarda il 20MnCr5 (Fig.8.1), la fase isoterma si trova dopo il campo di trasformazione dell'austenite residua in perlite (ovvero dopo la curva P 99%) e per

questo motivo, in questo acciaio si può ritenere che la trasformazione dell'austenite in ferrite e perlite, avvenga in gran parte già durante il raffreddamento primario. Oltre a questo aspetto, considerando anche la buona distanza della temperatura isoterma dal campo bainitico, in questo caso ci si aspetta sicuramente una struttura composta unicamente da ferrite e perlite.

Nel caso del 17NiCrMo6-4 (Fig.8.2) e del SAE4124MOD (Fig.8.3), il mantenimento isoterma occupa buona parte del campo di trasformazione perlitica. Mentre la trasformazione dell'austenite in ferrite verosimilmente avviene già durante il primo raffreddamento dalla temperatura di austenitizzazione (T_a). Dato che il mantenimento isoterma non è a ridosso del campo bainitico, non ci si aspetta una struttura diversa da ferrite e perlite.

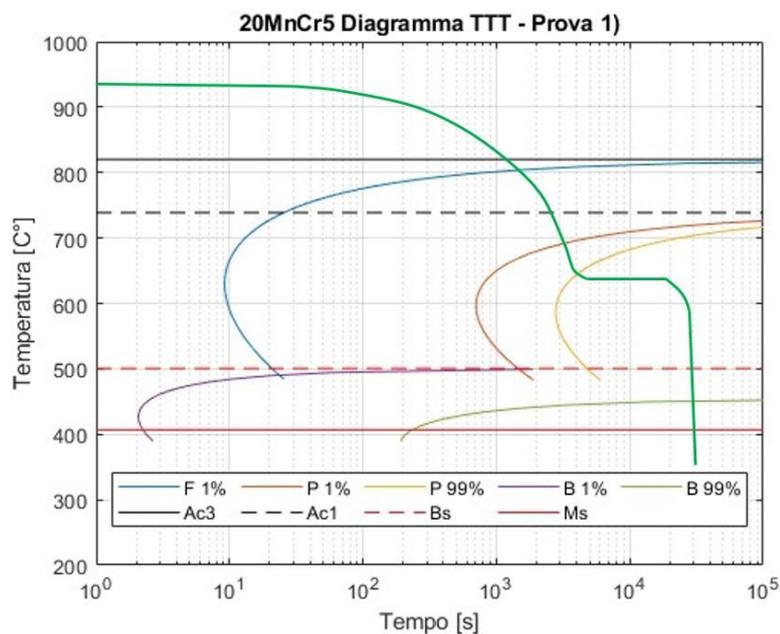


Figura 8.1: Diagramma TTT 20MnCr5 austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 1 (linea verde)

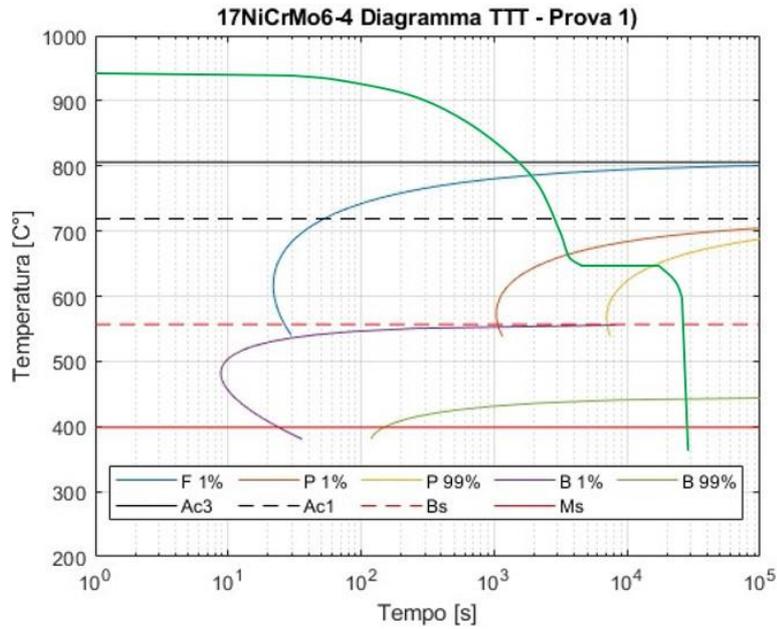


Figura 8.2: Diagramma TTT 17NiCrMo6-4 austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 1 (linea verde)

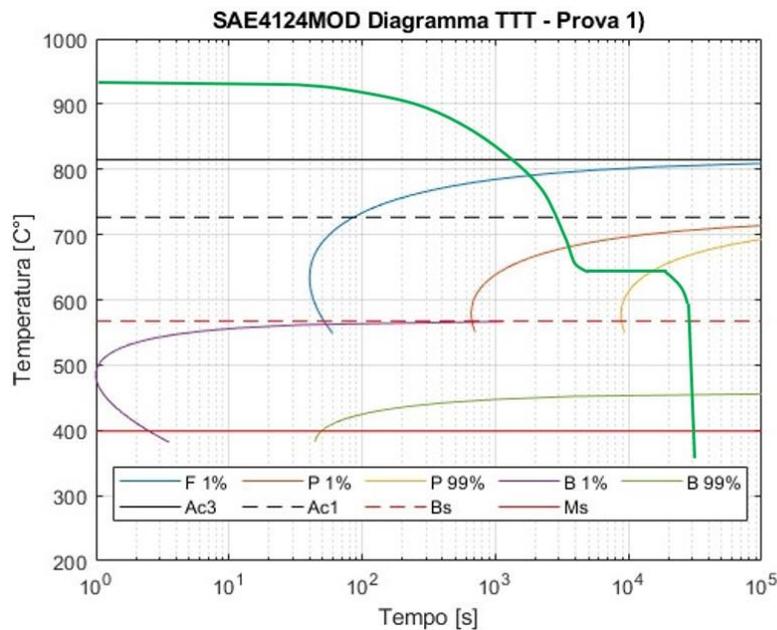


Figura 8.3: Diagramma TTT SAE4124MOD austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 1 (linea verde)

Nella Fig.8.4 sono riportate in forma grafica le durezza rilevate, in funzione: del materiale, della profondità e della disposizione sul piano di appoggio. Quest'ultimo aspetto riveste un ruolo più importante, nel caso di forni con volumi interni più grandi ed un quantitativo maggiore di componenti.

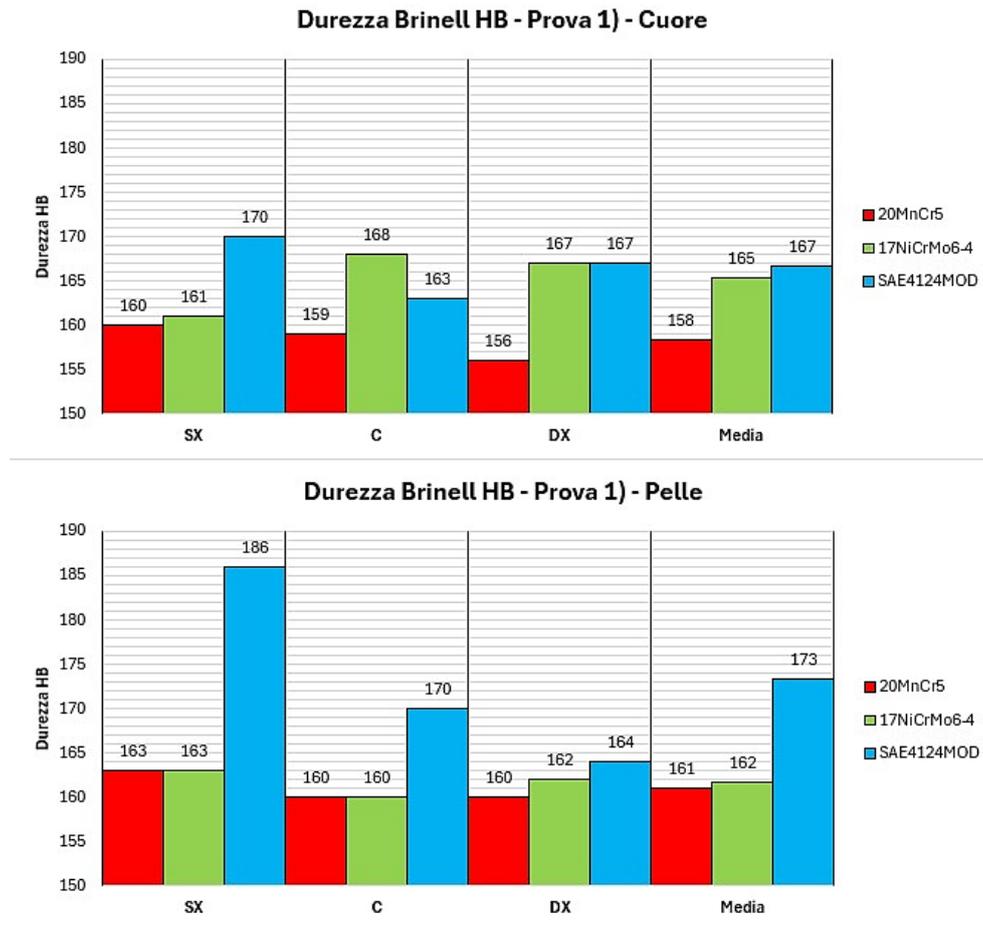


Figura 8.4: Durezza Brinell rinvenuta a Cuore e Pelle dei provini - Prova 1)

Dalle durezze riportate, si può notare come in questo caso il SAE4124MOD presenti delle durezze mediamente superiori rispetto ai materiali restanti, mentre il 20MnCr5 sembra presentare le durezze minori. Nonostante questo e meglio osservando i dati di questa prova, se non fosse per il singolo valore di durezza pari a 186HB i materiali presenterebbero delle durezze non molto dissimili tra di loro.

La visione dei diagrammi e la presentazione delle durezze, viene ora accompagnata dai commenti sulle microstrutture. Data la quantità di queste ultime e per una miglior scorrevolezza del discorso, le strutture discusse sono raccolte nell'Appendice B. Alcune di esse verranno comunque ripresentate all'interno del capitolo.

Si incomincia con la trattazione delle microstrutture ottenute in superficie e a cuore dei provini utilizzati, secondo l'ingrandimento 100X al microscopio ottico.

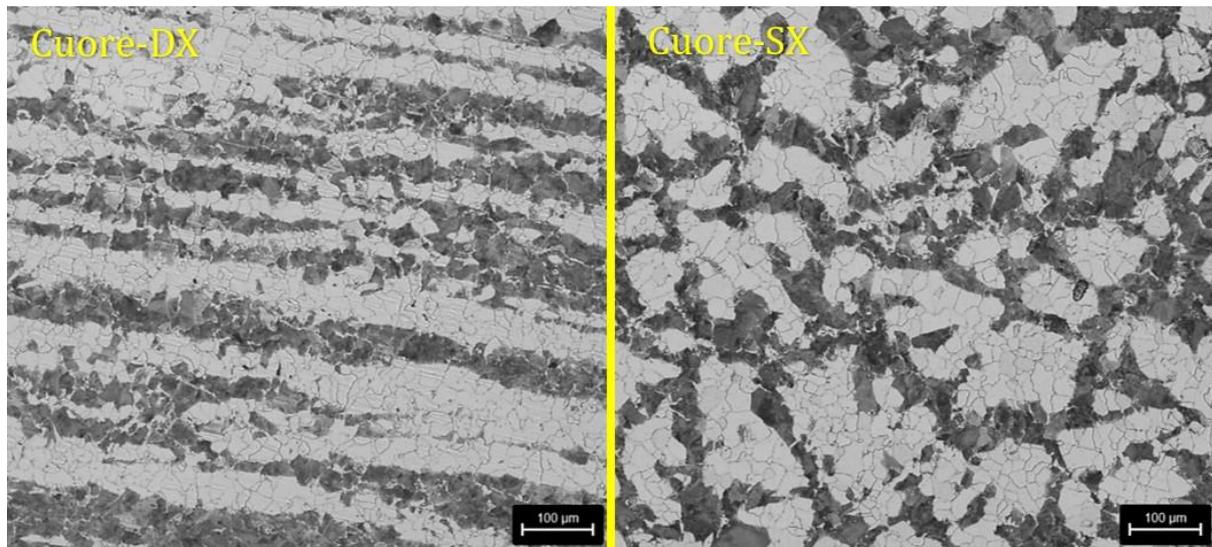


Figura 8.5: Micrografie 'Cuore-DX' e 'Cuore-SX' dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-640°C (Prova 1)

Tenendo a mente la storia termica e osservando Fig.8.5, in tutti i casi esaminati si palesano delle microstrutture costituite da ferrite e perlite alternate a bande. La presenza della disposizione a bande delle due fasi è dovuta al processo di laminazione a caldo. Il quale tende a deformare ed allungare lungo la direzione di laminazione i costituenti della microstruttura. Il fatto che si ripresenti anche dopo austenitizzazione è dovuto a differenze composizionali chimiche locali della struttura interna, tali da portare a zone preferenziali di formazione della ferrite o della perlite. Il perché di queste aree o zone (in realtà sono volumi se si considera un aspetto tridimensionale) con differenziazione chimica rimangano con una configurazione a bande, è sempre dovuto al processo di laminazione.

La prima ed unica eccezione a questa disposizione è rappresentata dal provino in posizione 'SX' del 17NiCrMo6-4 (Fig.8.5 qui presente), nettamente diversa dalle altre a causa dell'apparente presenza di isole ferritiche separate da dei confini di perlite. In realtà vengo sempre osservate delle bande di ferrite e perlite, ma da un punto di vista diverso. In questo caso si è osservata una superficie posta su di un piano normale all'asse cilindrico del provino, portando a questo risultato.

Nonostante l'ingrandimento delle varie figure non consente un maggior dettaglio, le microstrutture dell'acciaio 17NiCrMo6-4 (vedi Fig.8.6 e Fig.8.7) sembrerebbero presentare delle bande perlitiche caratterizzate da dei grani con dimensioni mediamente superiori (o più semplicemente grossolani), rispetto a quelli degli altri due materiali. Inoltre, pare esserci una maggior frequenza di grani ferritici grossolani (per le strutture analizzate). Relativamente alla dimensione di grani ferritici, a questo ingrandimento dal confronto tra le due leghe rimanenti non sembrano risultare differenze tangibili. Ritornando alla perlite, le bande scure caratterizzanti il

SAE4124MOD suggeriscono una maggior percentuale di grani a dimensione ridotta rispetto a quelli del 20MnCr5.

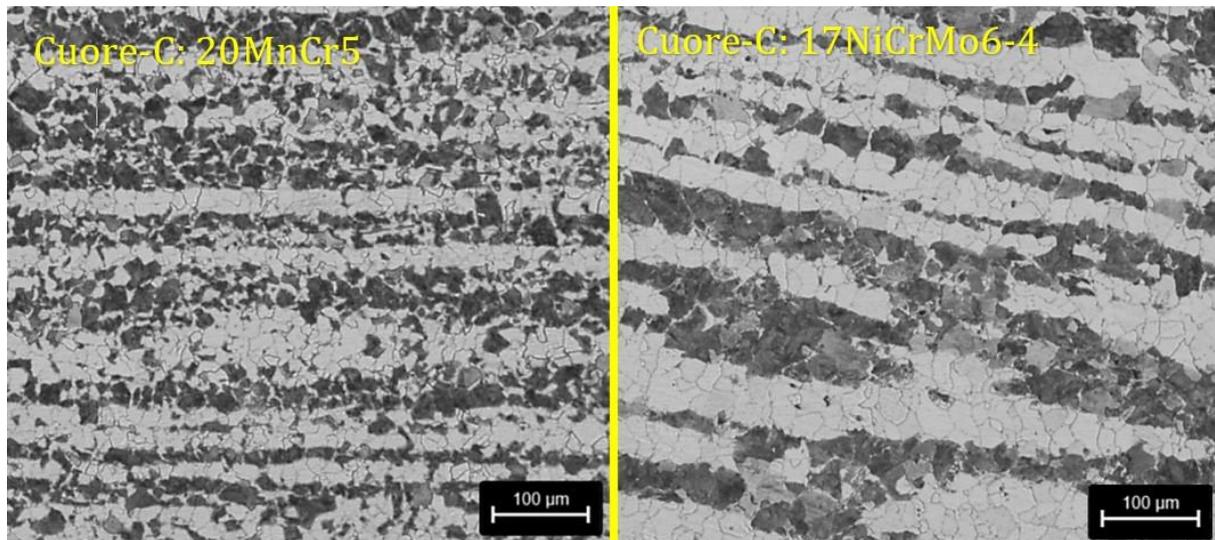


Figura 8.6: Micrografie 'Cuore-C: 20MnCr5' e 'Cuore-C: 17NiCrMo6-4' ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-640°C Prova 1) – Confronto tra le bande perlitiche

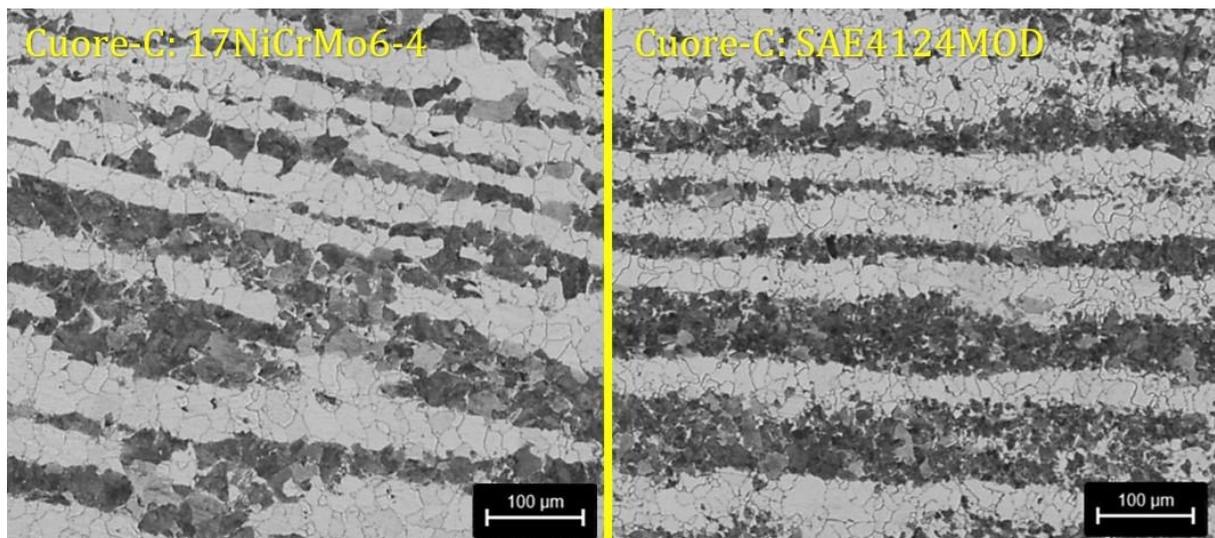


Figura 8.7: Figura 8.6: Micrografie 'Cuore-C: 17NiCrMo6-4' e 'Cuore-C: SAE4124MOD' ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-640°C Prova 1) – Confronto tra le bande perlitiche

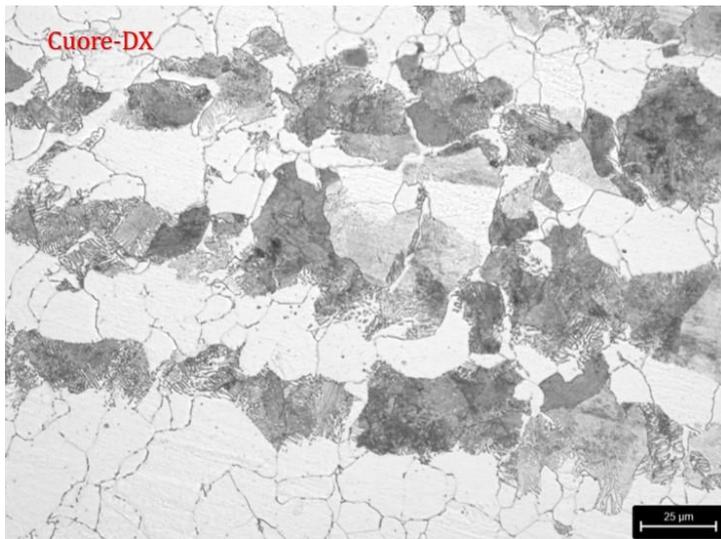


Figura 8.8: Dettaglio struttura 'Cuore-DX' 17NiCrMo6-4, ingrandimento 500X - Prova 1)

anch'essa variegata, in diversi punti le lamelle di cementite e ferrite sono ben visibili (vedi anche Fig.8.8). Altrove questo non è possibile data la minor distanza, fattore che implica una maggior durezza (ma non tenacità). Si riscontra anche la presenza di qualche piccola zona con parziale globulizzazione delle lamelle. Il dettaglio del 17NiCrMo6-4 (Fig.8.8) mostra i vari grani perlitici e le varie colonie perlitiche (ovvero i bi-cristalli) costituenti una singola struttura oltre alle zone di interfaccia, le quali non sempre ripercorrono i vecchi bordi di grano austenitici. Come linea guida, una perlite con colorazione scura tende a manifestare dei valori ridotti di distanza interlamellare, aspetto influenzato però anche da un'orientazione non favorevole delle lamelle di perlite rispetto all'osservatore.

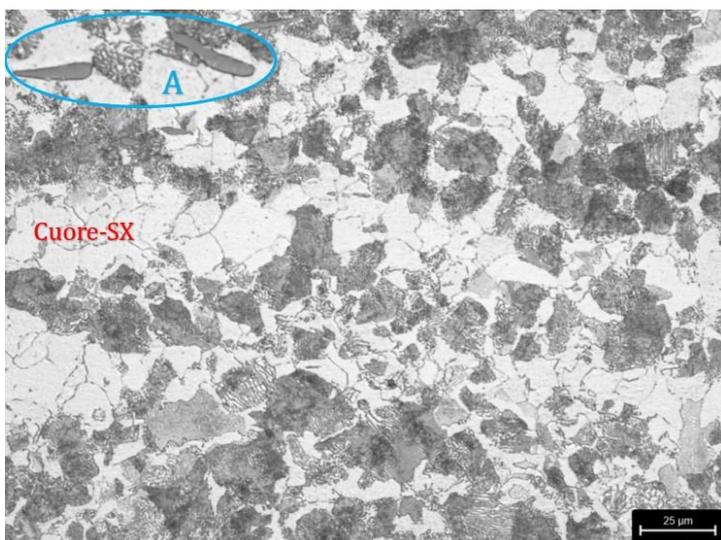


Figura 8.9: Dettaglio struttura 'Cuore-SX' SAE4124MOD, ingrandimento 500X - Prova 1)

Le microstrutture del SAE si differenziano da queste per la presenza di bande perlitiche maggiormente frammentate in strutture più piccole. Esse sono caratterizzate dalla presenza di numerose colonie perlitiche a dimensione contenuta, dove spesso è difficile risolvere le lamelle. Osservando la conformazione delle strutture, si ha una miglior consistenza dimensionale dei grani ed una loro distanza interlamellare paragonabile a quelle del

Si passa alla trattazione delle microstrutture ottenute in superficie e a cuore dei provini utilizzati, secondo l'ingrandimento 500X al microscopio ottico. Le varie micrografie confermano la disomogeneità dei grani ferritici e la presenza di strutture perlitiche grossolane del 17NiCrMo6-4 (alle volte costituite da una moltitudine di colonie a dimensione variabile). Qui la distanza interlamellare delle varie colonie perlitiche è

l'acciaio precedentemente preso in considerazione, ad esclusione delle zone che presentano lamelle ben distinguibili. Con il dettaglio del SAE (Fig.8.9), in realtà anche

qui sono presenti colonie dalle quali si può riscontrare la tipica conformazione della perlite, ma secondo una valutazione generale la distanza interlamellare possiede un valore mediamente inferiore e maggior costanza rispetto al 17NiCrMo6-4. Allo stesso tempo nella generalità delle strutture osservate, in quantità molto ridotta e sporadica si sono riscontrate delle piccole zone con perlite parzialmente globulizzata.

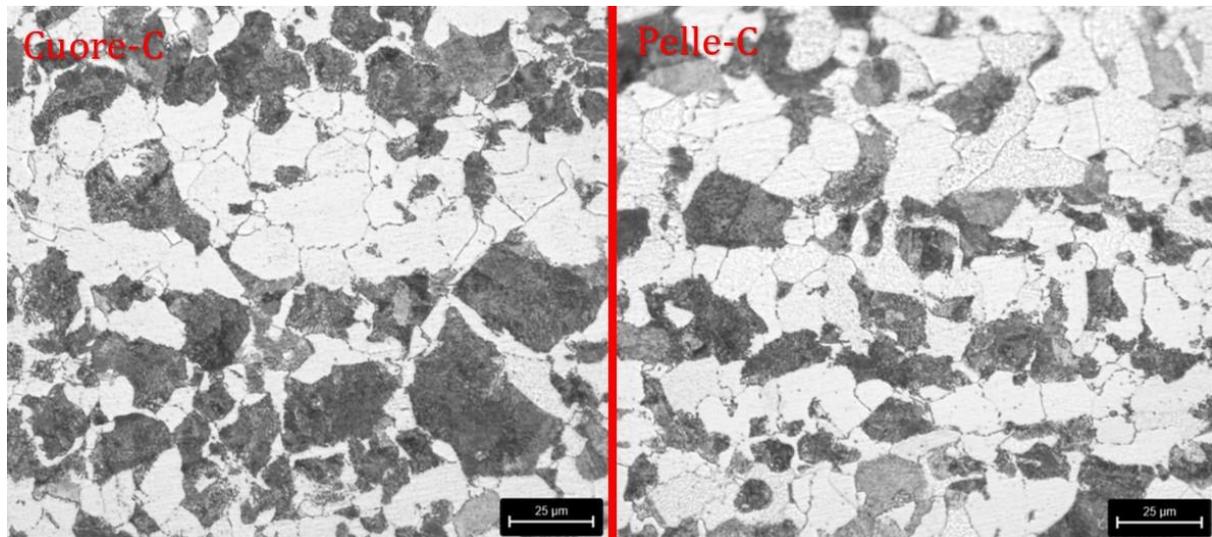


Figura 8.10: Micrografie 'Cuore-C' e 'Pelle-C' dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

Le caratteristiche strutturali del 20MnCr5 di Fig.8.10 gli conferiscono probabilmente perlite con la minor distanza interlamellare, ma questa è accompagnata da una dispersione maggiore dei grani e delle strutture, con disomogeneità dimensionale superiore di queste ultime rispetto a quella del SAE4124MOD. Il fatto che la distanza interlamellare risulti minore, può spiegare la maggior rapidità nella transizione dell'austenite residua in perlite. Come suggerisce in modo qualitativo il suo diagramma TTT. I grani e le colonie perlitiche assumono colorazioni più scure ed in nessun caso è possibile ritrovare la struttura lamellare. Dove possibile, si intravedono colonie con dimensione molto ridotta.

In entrambe le microstrutture di questi acciai, lungo i bordi di grano ferritici sono presenti piccole particelle di cementite o altri carburi. Queste sono probabilmente particelle precipitate successivamente all'iniziale formazione della ferrite.

L'ingrandimento contornato in blu con sigla 'A' in Fig.8.9 riporta due strutture grigiastre (almeno con il microscopio ottico) allungate. Queste sono inclusioni costituite da solfuro di manganese (MnS) allungate lungo la direzione di laminazione delle barre tonde da cui i provini sono stati ricavati. Data la maggior duttilità posseduta da questa tipologia di inclusioni, si evita la frammentazione e conseguente dispersione.

Dopo questa esposizione e confronto delle microstrutture, viene logico pensare che il 20MnCr5 debba possedere durezza superiori rispetto al 17NiCrMo6-4, ma questa non avviene. Tranne in due casi in cui si riportano delle durezza inferiori, nei restanti le durezza registrate sono paragonabili. Un aspetto non considerato fino ad ora è la

composizione chimica dell'acciaio: nonostante l'acciaio più legato possiede una microstruttura che suggerisce una durezza minore, evidentemente la matrice ferritica e la restante perlite vengono rafforzate dal contenuto superiore di alliganti. Si consideri quest'ultima osservazione, ma non si dimentichi la presenza di un'incertezza sui valori di durezza.

8.2 Microstrutture e durezza della Prova 2)

Questa prova ha previsto: riscaldamento della durata di circa 1h fino alla temperatura di 940°C, a partire da una temperatura di preriscaldamento di 210°C - austenitizzazione completa a 940°C per un tempo ciclo di 3h (tempo effettivo di circa 2h) - raffreddamento a temperatura di mantenimento isoterma con durata approssimativa di circa 30min (tempo effettivo di circa 1h e 20min) - trasformazione isoterma a 580°C per un tempo ciclo di 5h (tempo effettivo di circa 4h) - raffreddamento in forno spento per 2h - raffreddamento finale non controllato in aria.

Si parte con la presentazione dei diagrammi TTT inerenti ai vari materiali, in funzione dei parametri effettivi di austenitizzazione adottati per questa prova. Questi riportano anche una rappresentazione indicativa del percorso termico in funzione dei tempi (tramite curva verde), utile a stimare il tipo di microstruttura ottenibile e la durezza. Si ricordi quanto detto all'inizio del *Paragrafo 8.1*. Inoltre, come avvenuto nel paragrafo ad inizio capitolo, si cerca di commentare in linea generale il solo tratto isoterma.

Come accaduto nella prova recedente, la trasformazione dell'acciaio 20MnCr5 probabilmente inizia e raggiunge una frazione elevata già durante il raffreddamento, prima del mantenimento isoterma. Perciò, non ci si aspetta una struttura contenente fasi diverse da ferrite e perlite.

Nel caso del SAE4124MOD e 17NiCrMo6-4 (rispettivamente Fig.8.13 e Fig.8.12) solamente una piccola porzione del mantenimento isoterma si trova tra le curve di inizio e di fine trasformazione perlitica. Per cui si può supporre che gran parte della trasformazione in ferrite e parte di quella in perlite dell'austenite, avvengano durante il raffreddamento dalla temperatura di austenitizzazione.

In ogni caso, si nota chiaramente che il mantenimento si trova vicino alla temperatura B_s , per cui alla curva B 1%. Si palesa la possibilità che l'austenite si possa anche trasformare in una fase diversa da quella della perlite.

Come si vedrà dalle micrografie, nel caso del SAE4124MOD si avrà una prevalenza assoluta di ferrite e perlite.

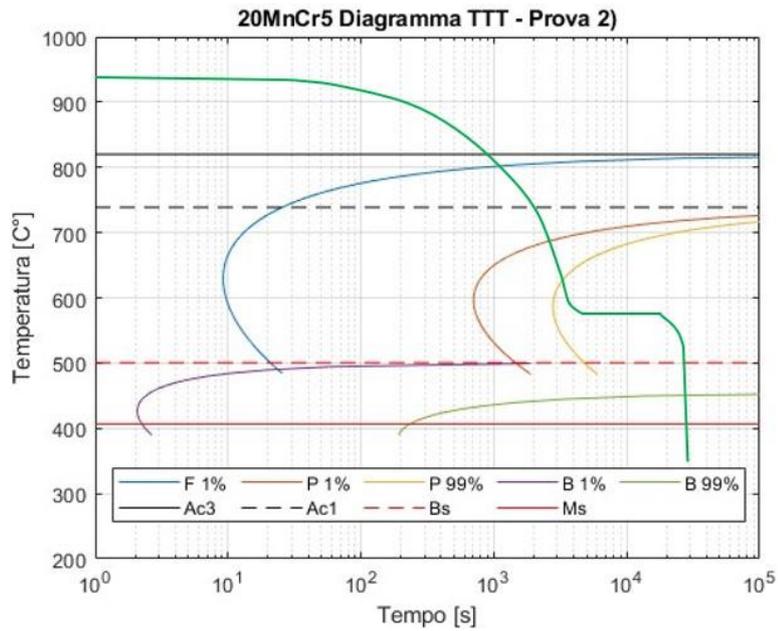


Figura 8.11: Diagramma TTT 20MnCr5 austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 2 (linea verde)

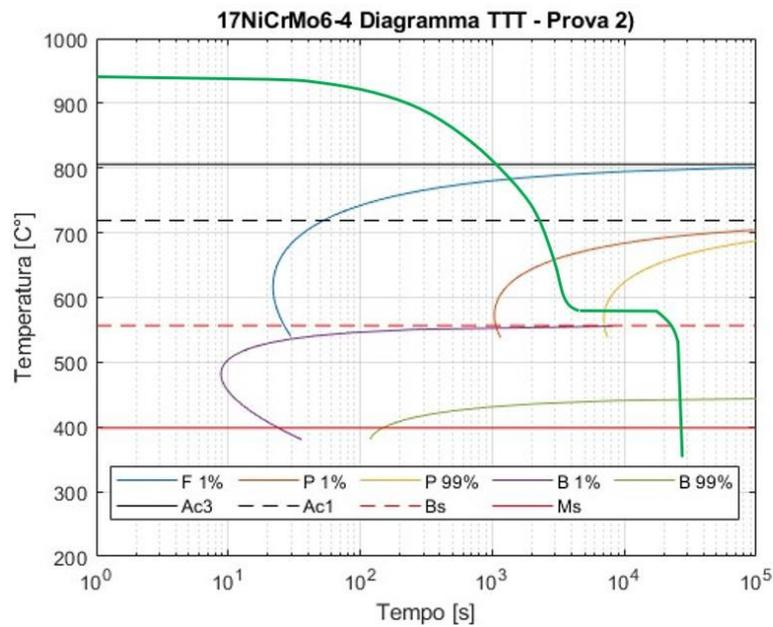


Figura 8.12: Diagramma TTT 17NiCrMo6-4 austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 2 (linea verde)

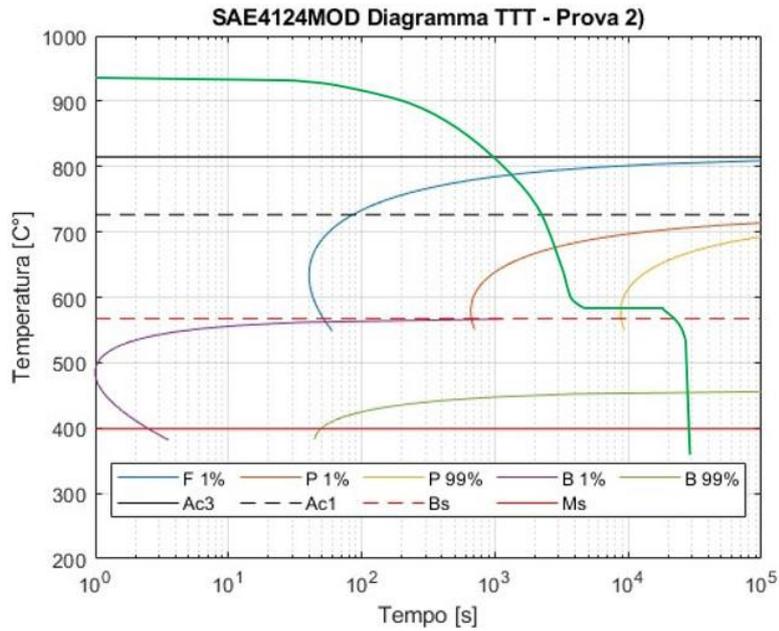


Figura 8.13: Diagramma TTT SAE4124MOD austenizzato a 940°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 2 (linea verde)

Nella Fig.8.14 sono riportate in forma grafica le durezza rilevate, in funzione: del materiale, della profondità e della disposizione sul piano di appoggio.

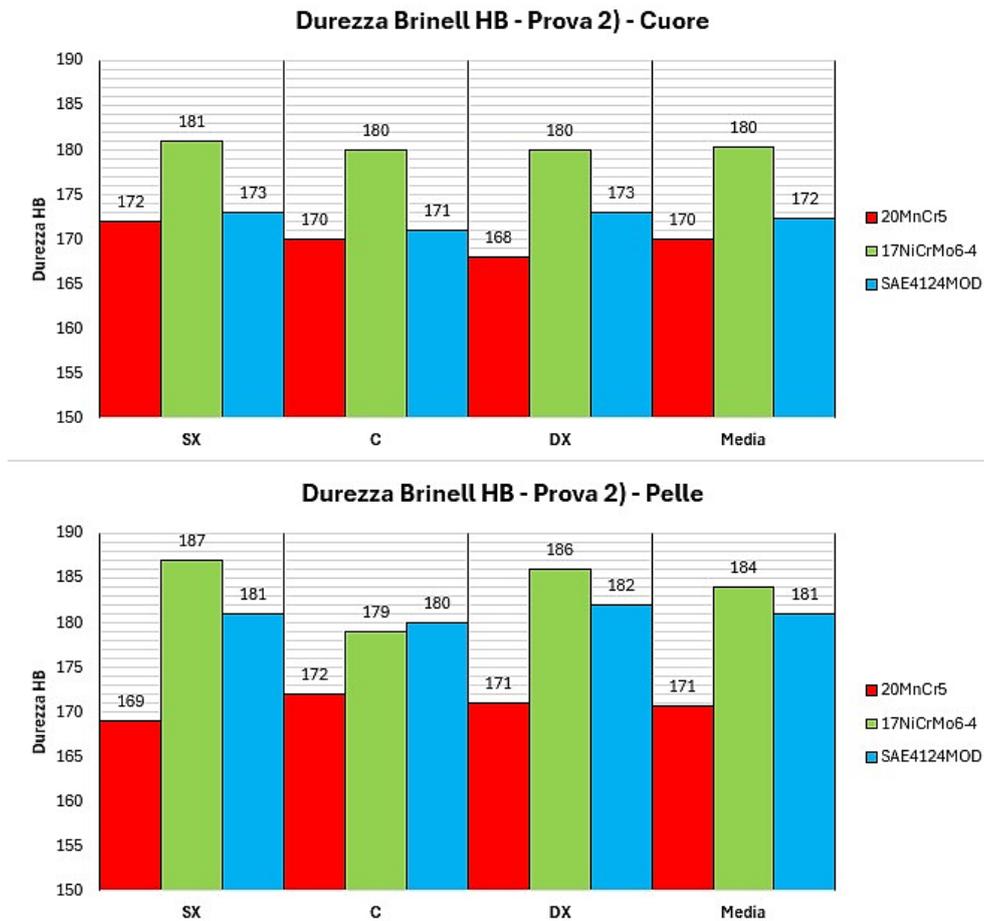


Figura 8.14: Durezza Brinell rinvenuta a Cuore e Pelle dei provini - Prova 2)

Rispetto ai risultati della Prova 1), si registrano incrementi di durezza sostanziali per il 17NiCrMo6-4, a seguire il 20MnCr5 e il SAE4124MOD. Questo è dovuto al raggiungimento di una temperatura di trasformazione inferiore, aspetto che suggerisce una distanza interlamellare inferiore. Le durezza registrate a cuore del SAE4120MOD sono molto simili a quelle del 20MnCr5, mentre quella riportate sulla superficie paragonabili a quelle del 17NiCrMo6-4. Il fatto che la lega SAE si ponga, il più delle volte, come via di mezzo tra i due materiali è stato notato più casi. Già a partire dalla composizione.

La visione dei diagrammi e la presentazione delle durezza, viene ora accompagnata dai commenti sulle microstrutture. Data la quantità di queste ultime e per una miglior scorrevolezza del discorso, le strutture discusse sono raccolte nell' *Appendice B*. Alcune di esse verranno comunque ripresentate all'interno del capitolo.

Si incomincia con la trattazione delle microstrutture ottenute in superficie e a cuore dei provini utilizzati, secondo l'ingrandimento 100X al microscopio ottico.

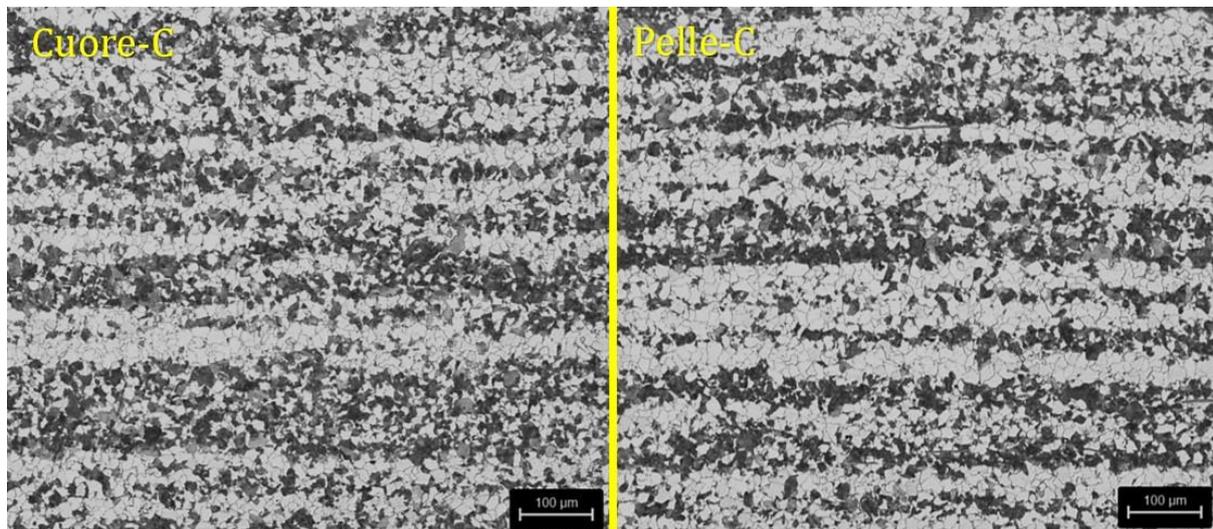


Figura 8.15: Micrografie 'Cuore-C' e 'Pelle-C' dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

E' ancora possibile notare una disposizione a bande della ferrite e della perlite, ma non in maniera così evidente per il 17NiCrMo6-4 data la presenza di strutture perlitiche grossolane ed una maggiore dispersione. Anche rispetto ad un confronto con le sue microstrutture della prova precedente. Rispetto a questa, la lega 4124MOD mostra invece una struttura (Fig.8.15) costituita da colonie perlitiche di dimensione inferiore, paragonabili a quelle del 20MnCr5 ad esclusione delle componenti più grossolane. Il grado di dispersione della perlite della lega SAE è apparentemente maggiore in questa prova, rispetto a quella antecedente. Dal confronto con le microstrutture della prova precedente, il 20MnCr5 non mostra una sostanziale differenza. Per entrambe le microstrutture degli acciai più legati (17NiCrMo6-4 e SAE4124MOD) si percepisce un tono più scuro della perlite rispetto alla prova precedente, suggerendo una distanza delle lamelle inferiore.

In merito alla fase ferritica, a questo ingrandimento non si rilevano differenze nella dimensione dei grani.

Si passa alla trattazione delle microstrutture ottenute in superficie e a cuore dei provini utilizzati, secondo l'ingrandimento 500X al microscopio ottico.

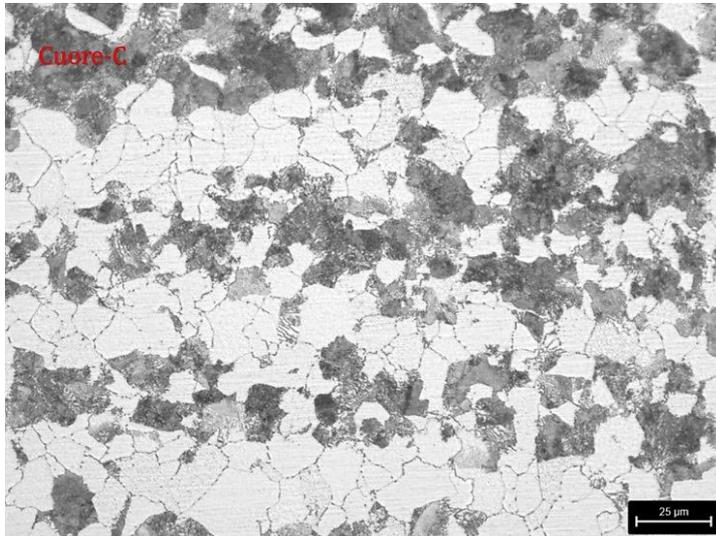


Figura 8.16: Dettaglio struttura 'Cuore-C' SAE4124MOD, ingrandimento 500X - Prova 2)

La componente perlitica del 4124MOD sembra presentare colonie con dimensione tendenzialmente inferiore, se pur di poco rispetto a quelle della prova precedente. Pare probabile che la distanza interlamellare (non risolvibile a questo ingrandimento) sia anch'essa inferiore. Con un confronto diretto di Fig.8.16 con Fig.8.9, si colgono meglio questi aspetti. Nonostante questo, nella struttura ci si può ancora imbattere in qualche colonia nella quale si possono intravedere le lamelle di cementite (scure). Con difficoltà di interpretazione è comunque possibile scorgere una moltitudine di colonie perlitiche a dimensione contenuta, suggerendo un carattere nucleativo maggiore piuttosto che diffusivo.

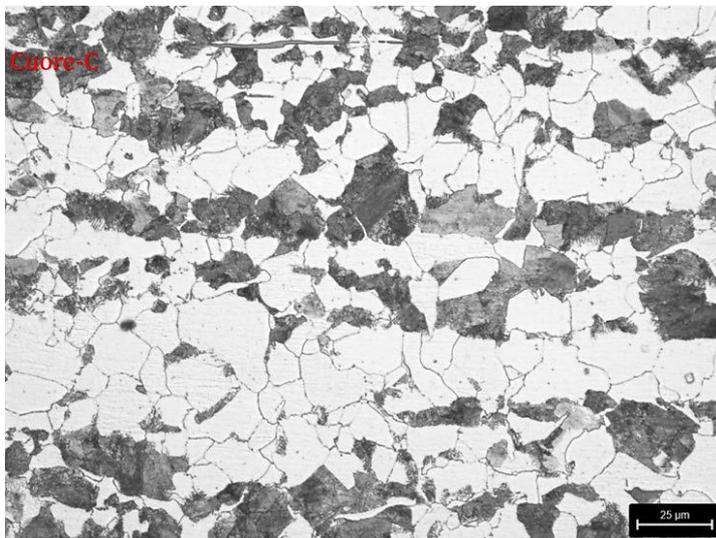


Figura 8.17: Dettaglio struttura 'Cuore-C' 20MnCr5, ingrandimento 500X - Prova 2)

Venendo ora al 20MnCr5 (Fig.8.17), dal confronto delle micrografie della prova precedente, non sembrano emergere differenze palpabili come preannunciato, se non per delle strutture perlitiche con dimensione più costante ed una perlite con distanza interlamellare apparentemente inferiore. La prima caratteristica esposta può essere dovuta ad un raffreddamento poco più rapido. La dimensione del grano perlitico sembra poco inferiore o simile a quella della prova precedente. L'ipotesi di una distanza interlamellare ridotta nasce dal tono poco più scuro della perlite, ma possiede un maggior fondamento nei dati della

prova di durezza (superiori per questa prova), ed è coerente con la temperatura più bassa del mantenimento isoterma.

In merito alla fase ferritica dal confronto visivo delle microstrutture analizzate, non sono emerse differenze da quelle della prova precedente. Probabilmente dovuto ad un percorso termico tutto sommato simile per questa prima fase.

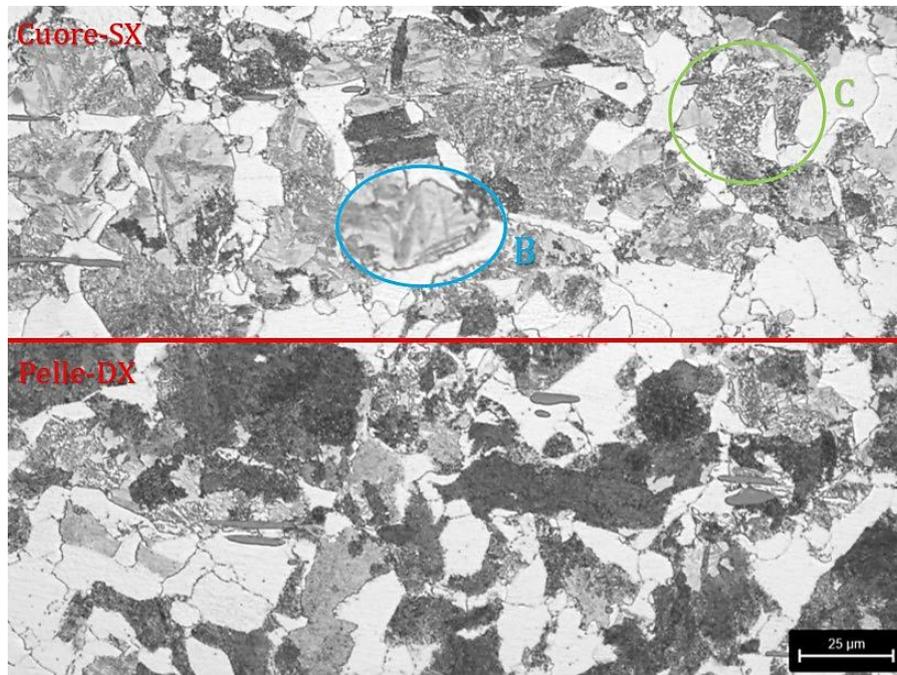


Figura 8.18: Dettaglio strutture 'Pelle-DX' e 'Cuore-SX' 17NiCrMo6-4, ingrandimento 500X - Prova 2)

Le micrografie del 17NiCrMo6-4 -Prova 2) sono nettamente diverse da quelle precedenti, costituendo così i risultati più interessanti. Ora la perlite appare solamente come grani di colore nero e/o grigio scuro, a causa di una distanza interlamellare molto ridotta (non risolvibile a questo ingrandimento). Quello che salta all'occhio (vedi Fig.8.18) è la presenza di strutture contenenti sia perlite, che elementi aghiformi di color grigio chiaro o poco più scuro. Questi sono probabilmente elementi aghiformi di bainite superiore o addirittura martensite. L'ingrandimento siglato 'B' contornato in blu della Fig.8.18 mostra appunto alcuni di questi aghetti dispersi. Il perché di ciò è dovuto alla maggior temprabilità che il materiale stesso presenta, oltre dalla situazione presentata nel diagramma TTT di Fig.8.12. In realtà, il mantenimento isoterma probabilmente termina quando è ancora presente dell'austenite ad una temperatura poco maggiore di B_s . Perciò è possibile che si formi bainite durante la "coda" (la temperatura scenda ora lentamente sotto B_s) e/o martensite dopo l'estrazione dal forno.

Come già riportato in precedenza, anche se nel diagramma di Fig.8.13 il mantenimento è molto vicino a questa zona, per il SAE4124MOD non si è registrata la presenza di elementi aghiformi e nel complessivo, le sue strutture sono differenti da queste.

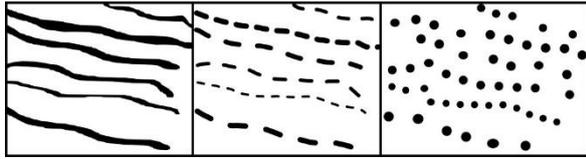


Figura 8.19: Sferoidizzazione delle lamelle di cementite costituenti la perlite

Riprendendo l'analisi, il dettaglio 'C' contornato in verde di Fig.8.18 (17NiCrMo6-4) sembra mostrare un altro tipo di struttura: si tratta di perlite sferoidizzata. Nonostante la ridotta agitazione termica rispetto al caso

precedente (data da una temperatura di mantenimento isothermico inferiore), si tratta di perlite formata durante le prime fasi della trasformazione di austenite in perlite. Dunque, è stata soggetta per più tempo ai fenomeni di agitazione termica e diffusivi (ancora presenti) del trattamento. In Fig.8.19 è rappresentata a scopo illustrativo la transizione della cementite dalla forma lamellare a quella di particelle sferoidali.

Ultimo aspetto delle strutture del 17NiCrMo6-4 è quello rappresentato dal dettaglio 'A', contornato in giallo nella Fig.8.20, rappresentante una possibile formazione di ferrite di Widmanstätten. Questo sempre a causa della vicinanza con il campo bainitico da parte del percorso termico nel tempo.



Figura 8.20: Dettaglio struttura 'Pelle-DX' 17NiCrMo6-4 ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-580°C Prova 2) – Possibile presenza di ferrite di Widmanstätten

8.2.1 Indagine sulla microstruttura del 17NiCrMo6-4 – Prova 2)

Data la particolarità presentata nelle micrografie di questo acciaio, si è voluto condurre un'analisi ulteriore tramite microdurometro e microscopio elettrico. Con lo scopo di valutare correttamente la presunta identità degli elementi aghiformi, possibilmente di bainite. La valutazione è avvenuta su di un solo provino, già impiegato per l'analisi al microscopio ottico.

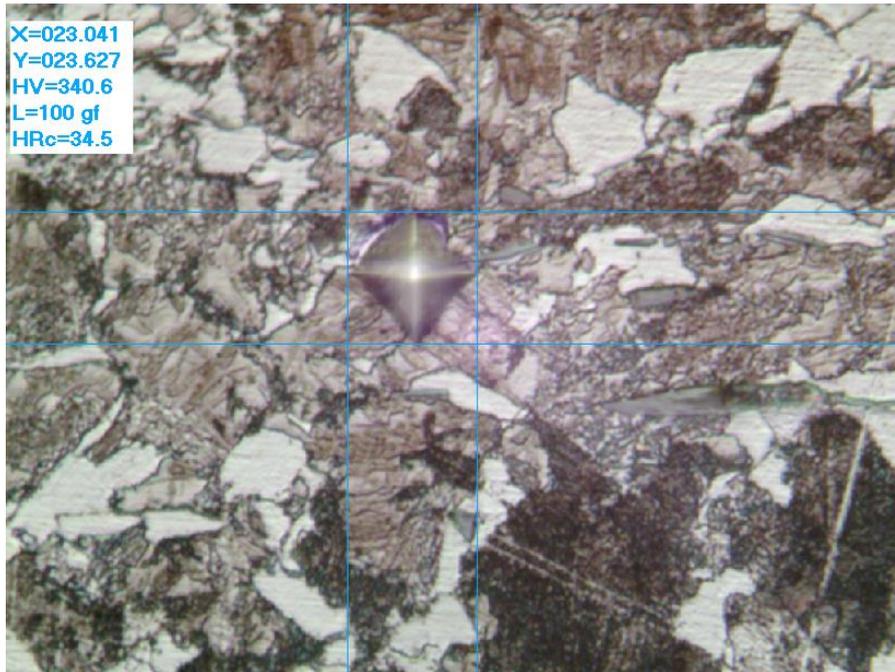


Figura 8.21: Risultato della prova di durezza Vickers tramite microdurometro. Impronta su area contenente la fase indagata

La Fig.8.21 è il risultato della prova tramite microdurometro, l'impronta dell'indentatore è posizionata esattamente sopra l'area contenente la fase aghiforme indagata. Volendo indagare esclusivamente tale area, si è fatto uso di un carico pari a 100 'grammi forza' (100gf come riporta l'immagine) in modo da produrre un'impronta più piccola. In funzione del carico adottato, la durezza Vickers risultante è pari a ~ 340HV. Rispetto alle durezze della ferrite e della perlite rilevate con lo stesso metodo (Tab.8.1), questa è la durezza più alta registrata.

Durezza HV media rilevata	
Ferrite	Perlite
148.7	241.1

Tabella 8.1: Valori medi della durezza HV per ferrite e perlite

Se le strutture in questione sono "più facili" da riscontrare al microscopio ottico, questo non è avvenuto così facilmente tramite microscopio elettronico. Il microscopio elettronico ha rilevato principalmente ferrite e perlite. La Fig.8.22 mostra un esempio di quanto rilevato, in rosso si evidenziano due colonie perlitiche fini che hanno assunto una conformazione aghiforme (secondo questa sezione). E' quindi plausibile che anche parte delle strutture individuate al microscopio ottico, in realtà siano sempre di perlite.

Nonostante la predominanza di ferrite e perlite, con poca frequenza ci si è comunque imbattuti in piccole zone non attribuibili a queste due fasi. Per cui, la conferma della presenza di una terza fase. In Fig.8.23, le aree contornate in blu la individuano assieme a delle componenti aghiformi.

Da queste analisi secondarie, in realtà la fase oggetto di interesse non appare con grande frequenza, come può invece suggerire la visione delle micrografie ottiche (Fig.B.10 nell' *Appendice B*). In secondo luogo, ha la tendenza a concentrarsi lungo porzioni delle bande perlitiche.

Nota: Al microscopio elettronico, la cementite appare di colore bianco e la ferrite di colore nero/grigio.

Utilizzando il microscopio elettronico si è anche voluto osservare la struttura lamellare della perlite, non risolvibile nelle micrografie ottenute tramite microscopio ottico. Questo è avvenuto anche per un secondo campione del medesimo acciaio, precedentemente utilizzato per valutare le microstrutture raggiunte al termine della Prova 1).

Ora si può effettivamente osservare la distanza interlamellare e lo spessore della cementite mediamente inferiori, caratterizzanti la perlite ottenuta ad una temperatura di mantenimento inferiore (580°C). Rispetto a quella ottenuta con i parametri del trattamento termico di riferimento. Considerando quest'ultima, grazie al dettaglio fornito dalle immagini, si può apprezzare la parziale o completa sferoidizzazione di varie lamelle di cementite (in precedenza solamente mostrato da parte della rappresentazione di Fig.8.19).

Nelle zone di alcune immagini, sembra che le lamelle di cementite assumano uno spessore molto elevato. In realtà sono zone che possiedono una certa tridimensionalità. Quelle che si osservano sono anche le porzioni laterali, o fianchi, delle lamelle di cementite. L'esposizione è dovuta all'agente Nital impiegato nella preparazione dei campioni, il quale intacca più facilmente la ferrite consumandola.

Le Fig.8.24 e Fig.8.25 sono due esempi di quanto ottenuto tramite metodo di micrografia elettronica, rispettivamente in riferimento al ciclo 940°C-640°C e 940°C-580°C del 17NiCrMo6-4. Ulteriori immagini sono raccolte nell'*Appendice C*.

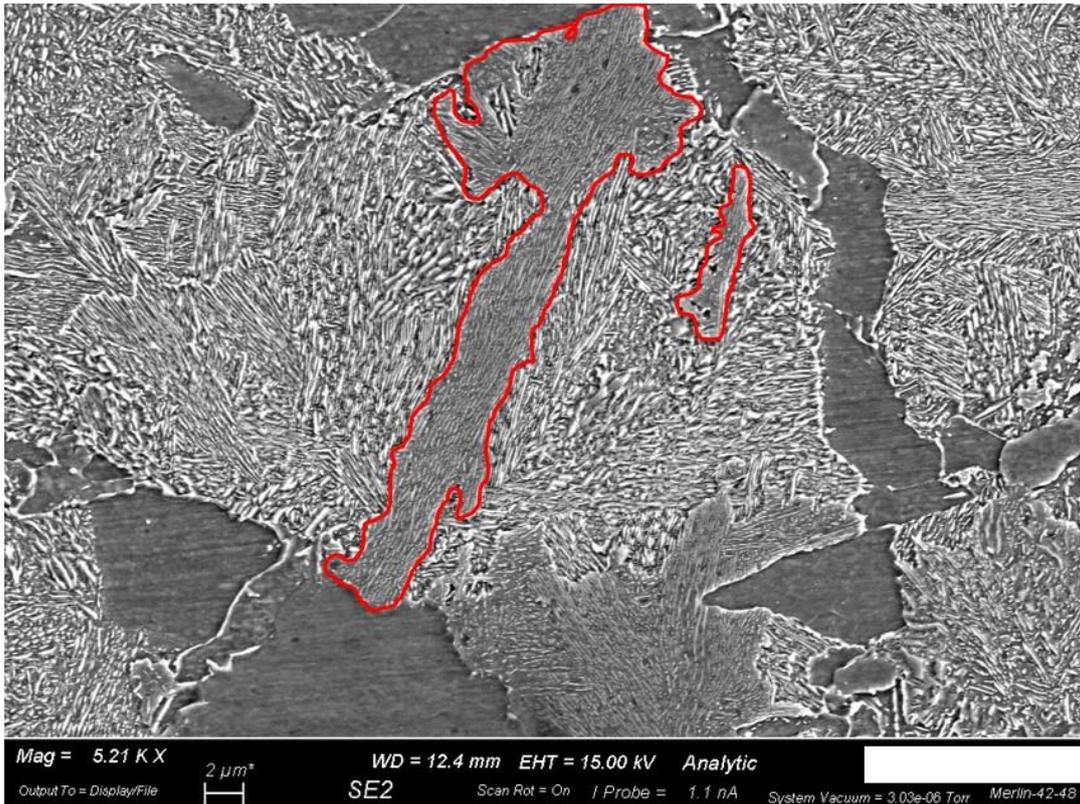


Figura 8.22: Micrografia al microscopio elettronico del 17NiCrMo6-4. In rosso perlite con configurazione aghiforme o allungata. Ciclo 940°C – 580°C

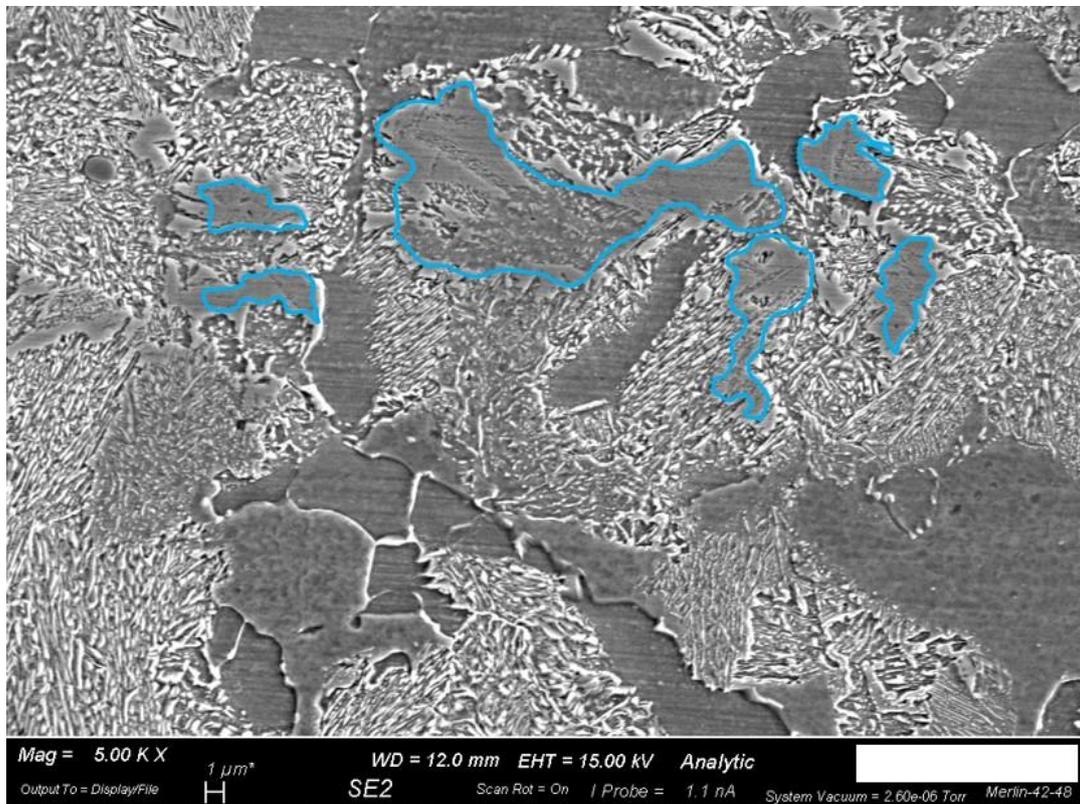


Figura 8.23: Micrografia al microscopio elettronico del 17NiCrMo6-4. Zone contenenti la fase di interesse contornata in blu. Ciclo 940°C - 580°C

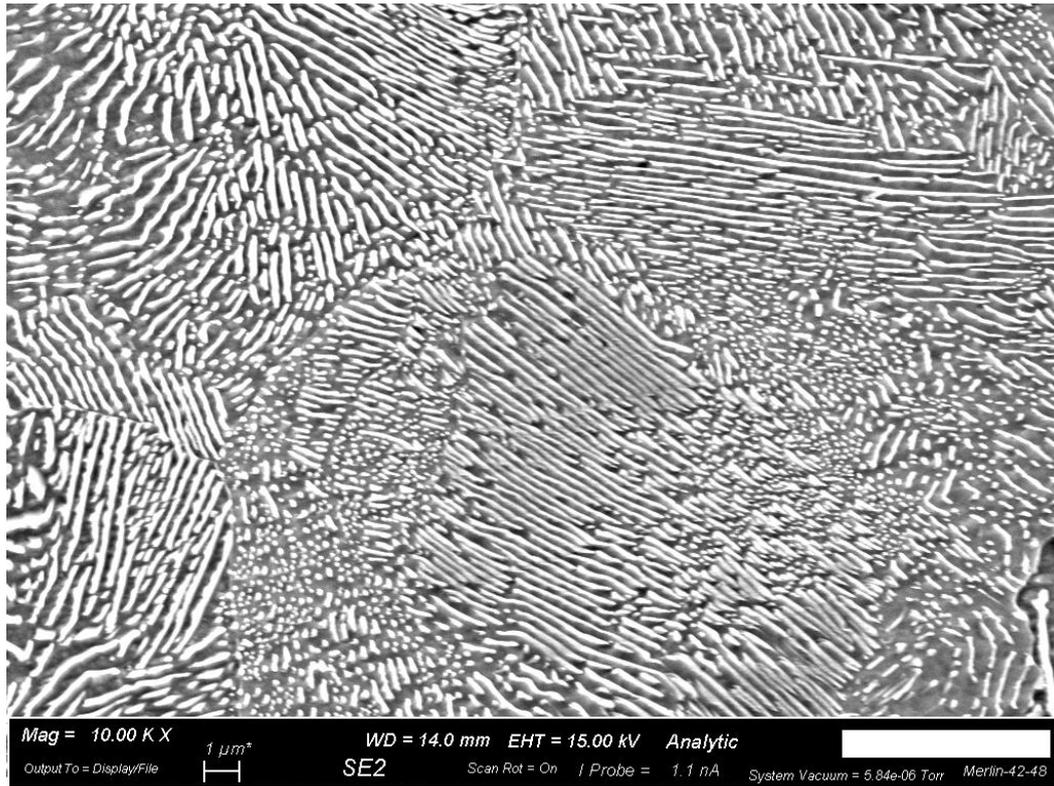


Figura 8.24: Micrografia del 17NiCrMo6-4 ottenuta al microscopio elettronico. Ciclo 940°C – 640°C. Ingrandimento 10000X della perlite lamellare

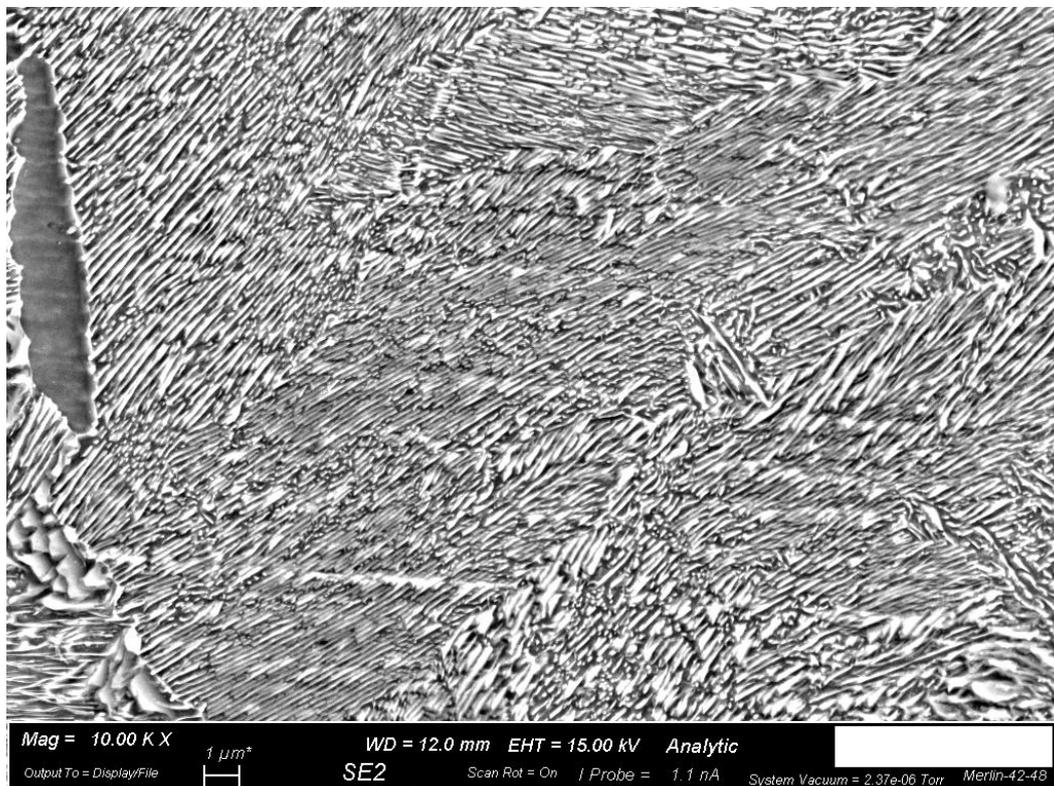


Figura 8.25: Micrografia del 17NiCrMo6-4 ottenuta al microscopio elettronico. Ciclo 940°C – 580°C. Ingrandimento 10000X della perlite lamellare

8.3 Microstrutture e durezza della Prova 3)

Questa prova ha previsto: riscaldamento della durata di circa 1h fino alla temperatura di 940°C, a partire da una temperatura di preriscaldamento di 210°C - austenitizzazione completa a 940°C per un tempo ciclo di 3h (tempo effettivo di circa 2h) - raffreddamento a temperatura di mantenimento isoterma con durata approssimativa di circa 30min (tempo effettivo di circa 1h e 20min) - trasformazione isoterma a 680°C per un tempo ciclo di 5h (tempo effettivo di circa 4h) - raffreddamento in forno spento per 2h - raffreddamento finale non controllato in aria.

Si parte con la presentazione dei diagrammi TTT inerenti ai vari materiali, in funzione dei parametri di austenitizzazione adottati per questa prova. Questi riportano anche una rappresentazione indicativa del percorso termico in funzione dei tempi (tramite curva verde), utile a stimare il tipo di microstruttura ottenibile e la durezza. Si ricordi quanto detto all'inizio del *Paragrafo 8.1*. Inoltre, come avvenuto nel paragrafo ad inizio capitolo, si cerca di commentare in linea generale il solo tratto isoterma.

Si parte con una considerazione generale sul mantenimento isoterma. Facendo riferimento (per ora) alla teoria vista, rispetto alla Prova 1) ci si aspettano: strutture con grani tendenzialmente più grandi, colonie perlitiche di dimensioni superiori, una distanza interlamellare σ_0 maggiore portando così ad un valore ridotto della durezza. Da non dimenticare la vicinanza alla temperatura critica A_{c1} che tende alla sferoidizzazione di carburi e cementite nel corso del tempo, tramite i fenomeni diffusivi.

Nel diagramma TTT del SAE4124MOD (Fig.8.28), il mantenimento isoterma è collocato per la sua interezza tra le curve che definiscono il campo di trasformazione perlitico e lontano dalla temperatura B_s . Nel caso del 17NiCrMo6-4 (Fig.8.27) infine, il mantenimento isoterma avviene a cavallo della curva P 1%. Non viene raggiunta la curva di fine trasformazione P 99% in nessuno dei due casi.

Quello che "accomuna" questi due casi, è il fatto che probabilmente vi è austenite residua al termine del mantenimento e che la parziale o totale decomposizione di questa austenite residua avvenga durante la fase di raffreddamento successiva (ovvero con la "coda" del mantenimento anche se in modo qualitativo).

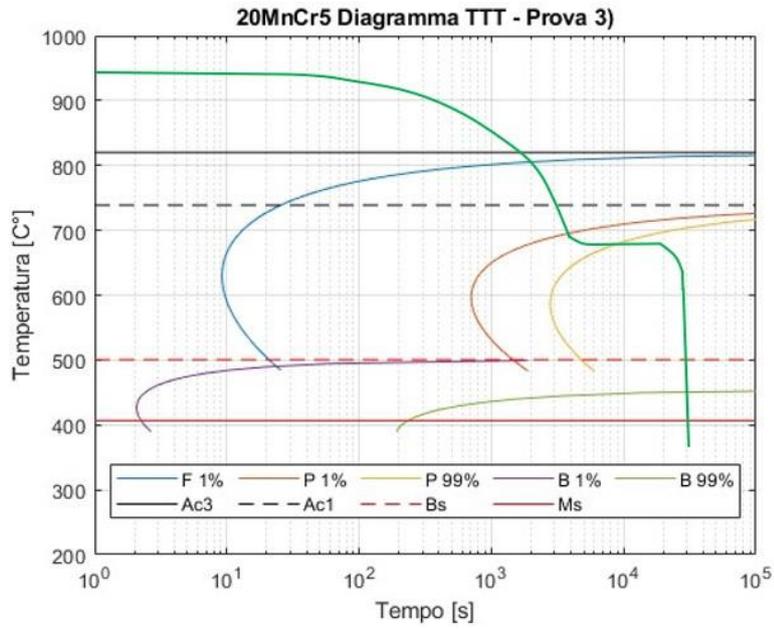


Figura 8.26: Diagramma TTT 20MnCr5 austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 3 (linea verde)

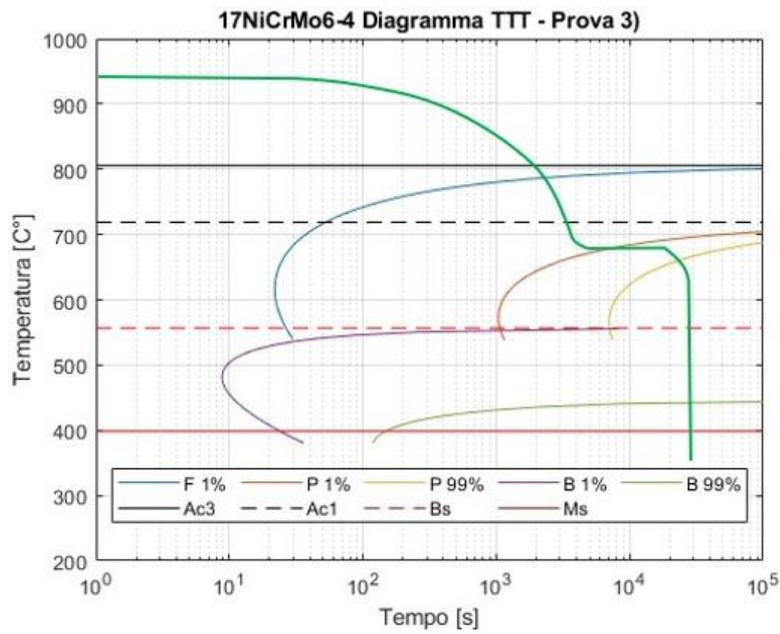


Figura 8.27: Diagramma TTT 17NiCrMo6-4 austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 3 (linea verde)

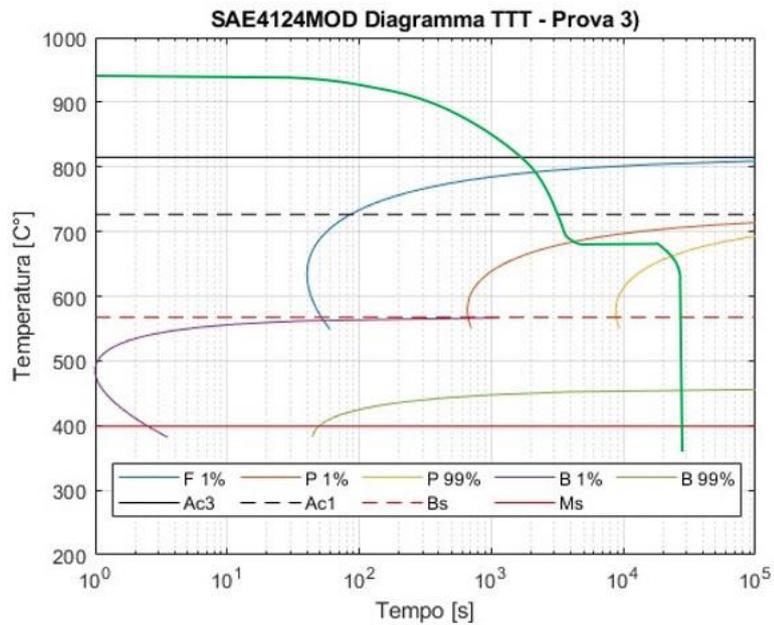


Figura 8.28: Diagramma TTT SAE4124MOD austenitizzato a 940°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 3 (linea verde)

Nella Fig.8.29 sono riportate in forma grafica le durezza rinvenute, in funzione: del materiale, della profondità e della disposizione sul piano di appoggio.

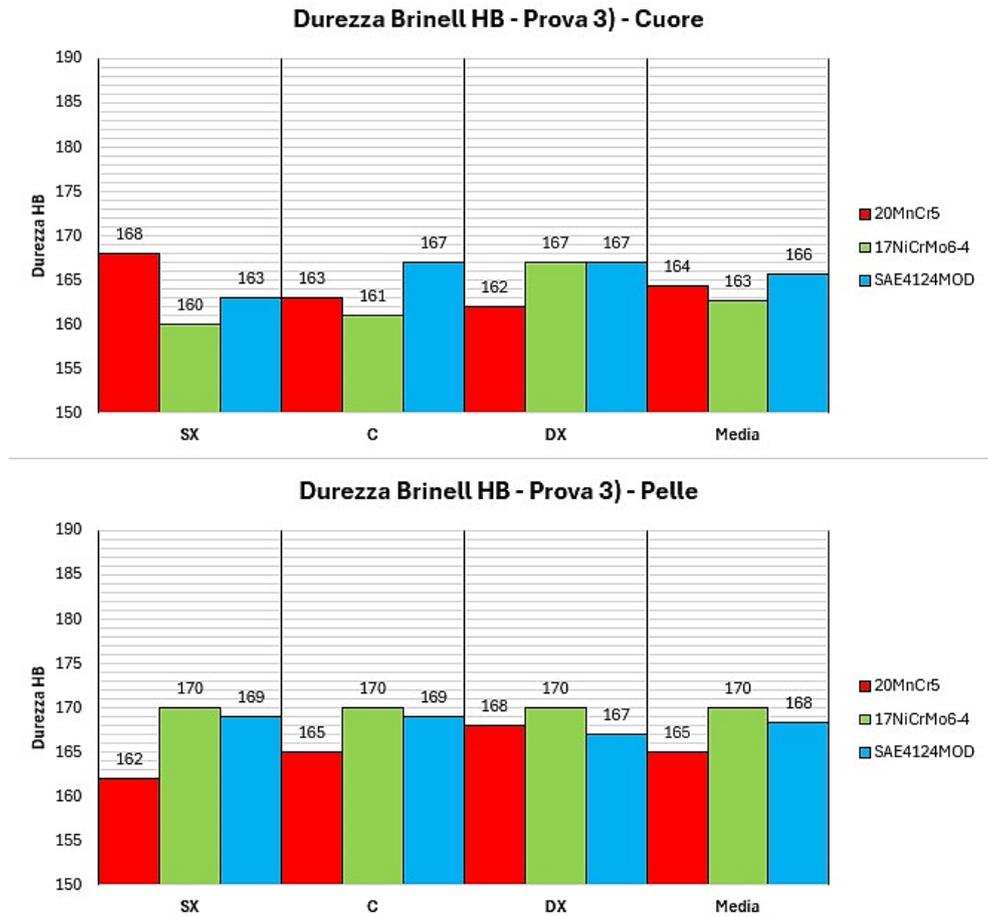


Figura 8.29: Durezza Brinell rinvenuta a Cuore e Pelle dei provini - Prova 3)

Osservando bene il grafico, si nota che i tre materiali presentano dei valori di durezza del tutto simili tra di loro nonostante le differenze di composizione chimica, con valori superficiali (Pelle) poco superiori o simili rispetto a quelli nel cuore dei provini. Questa somiglianza dei risultati per le varie leghe può essere dovuta semplicemente alla storia termica del trattamento.

Tendenzialmente, con l'assunzione di una temperatura di mantenimento isoterma maggiore, ci si aspettano dei valori di durezza inferiori per questo tipo di prova, ma confrontando i risultati con quelli della Prova 1) questo non avviene. Si hanno dei valori simili e/o tendenzialmente di poco superiori. Per questo motivo si osservino nuovamente i diagrammi TTT.

Nel caso del 17NiCrMo6-4 (Fig.8.27) come detto in precedenza, la trasformazione dell'austenite in perlite avviene in parte nella fase di raffreddamento in forno, con la "coda" del mantenimento. E' possibile che la perlite formata in questo ultimo periodo, a temperatura più bassa, si più dura (σ_0 minore) compensando la minore durezza di quella formata durante il mantenimento isoterma.

Per quanto riguarda il diagramma del SAE (Fig.8.28), valgono considerazioni simili.

La visione dei diagrammi e la presentazione delle durezze, viene ora accompagnata dai commenti sulle microstrutture. Data la quantità di queste ultime e per una miglior scorrevolezza del discorso, le strutture discusse sono raccolte nell'*Appendice B*. Alcune di esse verranno comunque ripresentate all'interno del capitolo.

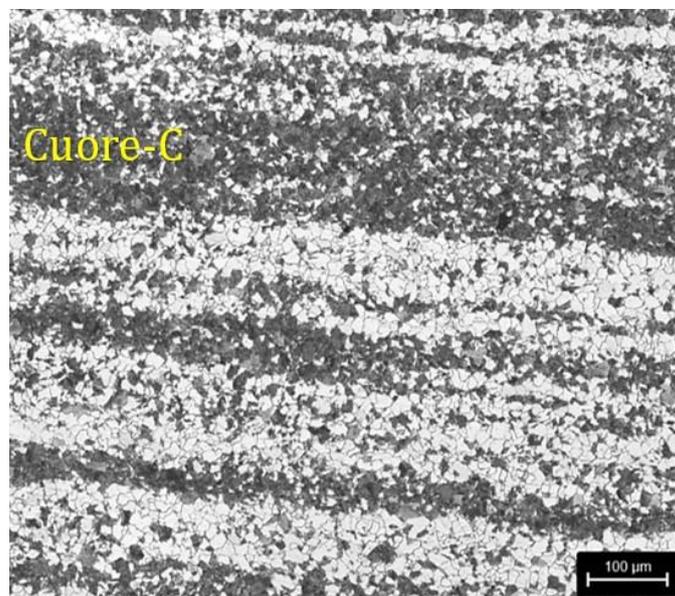


Figura 8.30: Micrografia 'Cuore-C' di un provino (data la similitudine con le altre) in SAE4124MOD ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-680°C Prova 3)

L'analisi di queste microstrutture ed il loro confronto con quelle della prova di riferimento, in realtà non hanno evidenziato disparità rilevanti e vengono mantenute le differenze che sussistono tra una lega e l'altra (all'interno della medesima prova). Si sono notati degli accenni ad un grado di dispersione delle strutture perlitiche e

precipitati ai bordi di grano della ferrite superiori. Si è ipotizzato anche un grado di globulizzazione leggermente superiore. La similitudine microstrutturale conferma quindi i risultati delle prove di durezza.

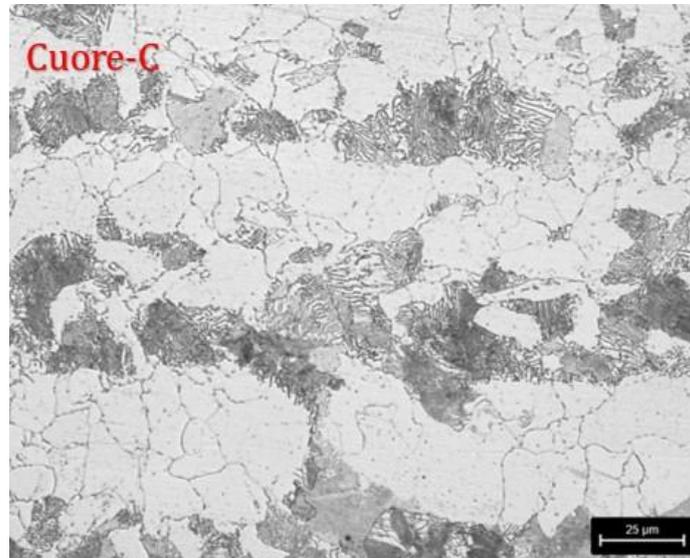


Figura 8.31: Micrografia 'Cuore-C' di un provino in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-680°C Prova 3)

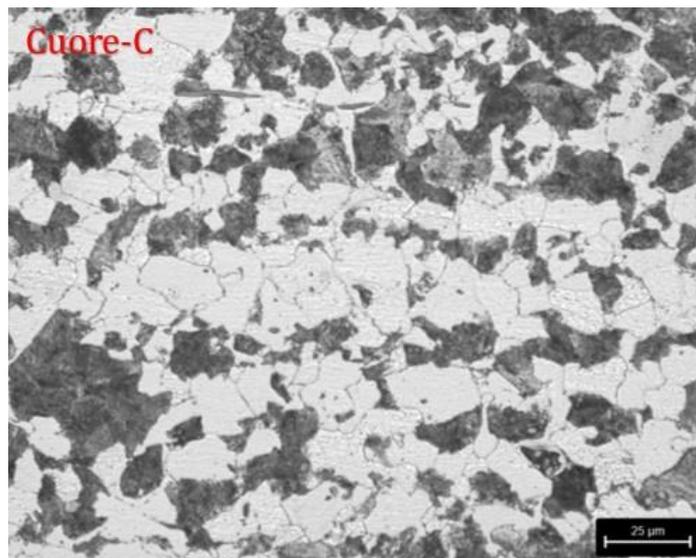


Figura 8.32: Micrografia 'Cuore-C' di un provino in 20MnCr5 ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-680°C Prova 3)

8.4 Microstrutture e durezza della Prova 4)

Questa prova ha previsto: riscaldamento della durata approssimativa di circa 1h fino alla temperatura di 880°C, a partire da una temperatura di preriscaldamento di 210°C - austenitizzazione completa a 880°C per un tempo ciclo di 3h (tempo effettivo di circa 2h) - raffreddamento a temperatura di mantenimento isoterma della durata approssimativa di 30min (tempo effettivo di circa 1h e 20min) - trasformazione isoterma a 640°C per un tempo ciclo di 5h (tempo effettivo di circa 4h) - raffreddamento in forno spento per 2h - raffreddamento finale non controllato in aria.

Rispetto ai paragrafi precedenti, in questo e nel successivo, si procederà in modo leggermente diverso. Fino ad ora i confronti si sono basati su quanto è stato ottenuto nella Prova 1), un metodo che è risultato più significativo per valutare le differenze portate dall'assumere varie temperature di mantenimento isoterma. Per quanto riguarda l'effetto dato dallo scegliere temperature di austenitizzazione differenti, il confronto dei risultati tra la Prova 4) e 5) è emerso come il migliore (per la precisione ci si riferisce alle micrografie). E' stato ritenuto che la Prova 1) non fosse in grado di fornire differenze nette, dato che questa è emersa come una perfetta via di mezzo dal punto di vista delle microstrutture.

Ora verranno discusse le caratteristiche principali, ma il risultato del confronto tra le micrografie verrà presentato nel paragrafo successivo. In ogni caso, ci saranno riferimenti alla Prova 1).

Si parte con la presentazione dei diagrammi TTT inerenti ai vari materiali, in funzione dei parametri di austenitizzazione adottati per questa prova. Questi riportano anche una rappresentazione indicativa del percorso termico in funzione dei tempi (tramite curva verde), utile a stimare il tipo di microstruttura ottenibile e la durezza. Si ricordi quanto detto all'inizio del *Paragrafo 8.1*. Inoltre, come avvenuto nel paragrafo ad inizio capitolo, si cerca di commentare in linea generale il solo tratto isoterma.

Per il diagramma TTT del 20MnCr5 (Fig.8.33), nuovamente il mantenimento isoterma avviene al di là delle curve di inizio e fine della trasformazione perlitica (ma dato che la curva di raffreddamento non è quella del TTT, non sappiamo per certo se la trasformazione è completata). Invece per il 17NiCrMo6-4 (Fig.8.34) e il SAE4124 (Fig.8.35), la situazione è sostanzialmente la stessa: parte dell'austenite residua si trasforma in perlite indicativamente durante la prima metà del mantenimento isoterma.

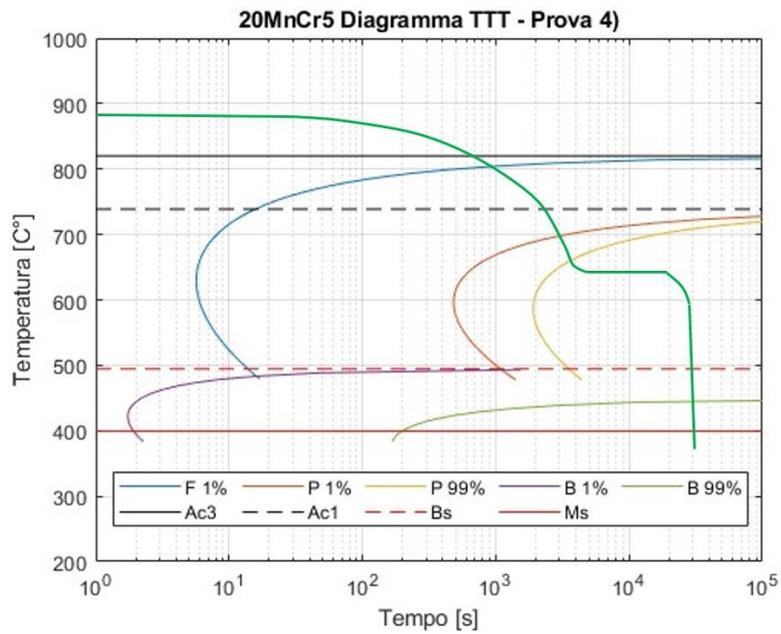


Figura 8.33: Diagramma TTT 20MnCr5 austenitizzazione a 880°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 4 (linea verde)

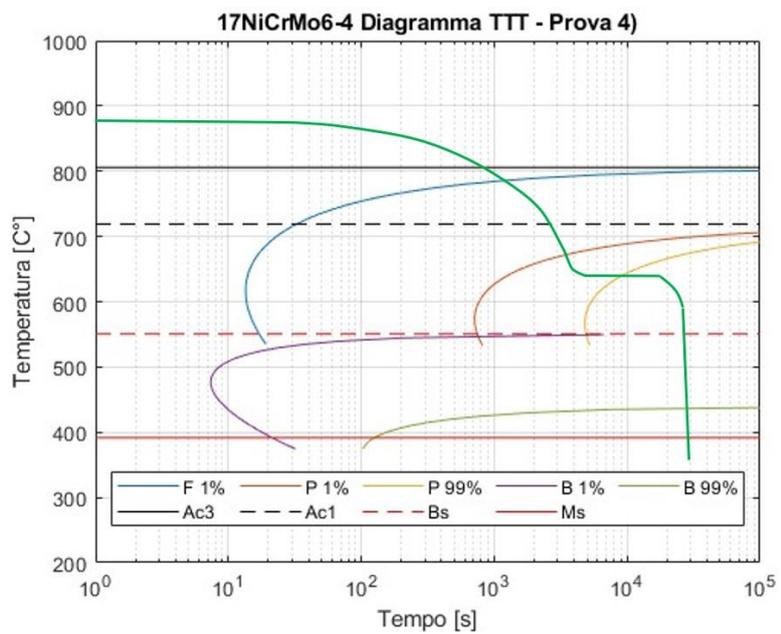


Figura 8.34: Diagramma TTT 17NiCrMo6-4 austenitizzazione a 880°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 4 (linea verde)

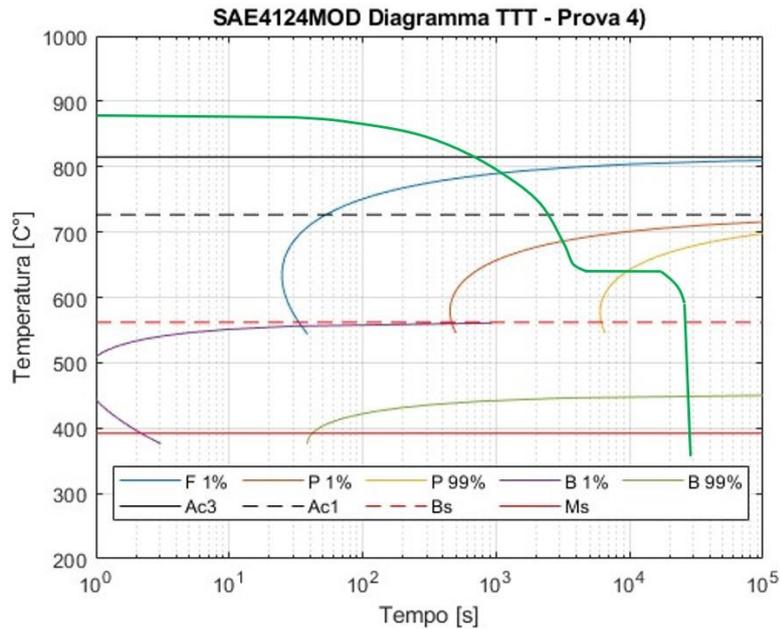


Figura 8.35: Diagramma TTT SAE4124MOD austenitizzazione a 880°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 4 (linea verde)

Confrontando questi diagrammi TTT con quelli calcolati per la Prova 1), si nota che per questi parametri di austenitizzazione la totalità delle curve si presenta ad istanti temporali inferiori (come già presentato nella teoria). Considerando i casi in questione, questo consente a quegli acciai più legati una probabilità maggiore che l'austenite residua si trasformi in perlite.

Data una temperatura di austenitizzazione inferiore (per cui ridotta agitazione termica) che per le varie leghe si aggira a $T_a + 60^\circ\text{C}$, rispetto ai casi precedenti comporterebbe una riduzione dei fenomeni diffusivi durante il processo di austenitizzazione. Ci si può aspettare una frequenza di nucleazione maggiore, data la maggior disomogeneità dell'austenite. Non ricadendo in un campo di temperature comprese tra $A_{c1} - A_{c3}$ e avendo una temperatura di mantenimento isoterma non a ridosso di queste, la perlite si presenterà nella sua quasi totalità sottoforma lamellare.

Nella Fig.8.36 sono riportate in forma grafica le durezze rinvenute, in funzione: del materiale, della profondità e della disposizione sul piano di appoggio.

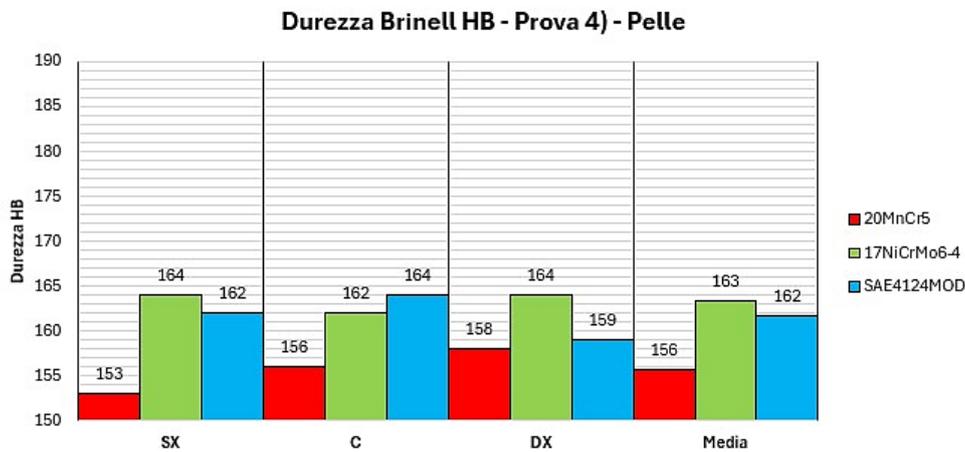
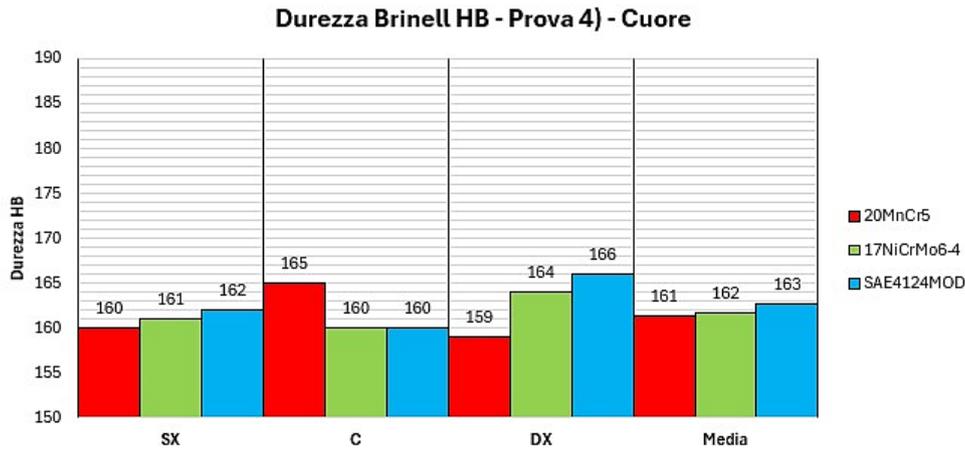


Figura 8.36: Durezza Brinell rinvenuta a Cuore e Pelle dei provini - Prova 4)

Considerando la presenza dell'errore, le durezze rilevate sono simili per i vari acciai. Complessivamente, dal confronto con le altre prove qui è dove si registrano mediamente le durezze inferiori, ma non sussistono scostamenti eclatanti rispetto alla Prova 1) e 3). L'effetto portato dalla temperatura di austenitizzazione è particolare, verrà esposto nel paragrafo successivo dedicato alla Prova 5).

La visione dei diagrammi e la presentazione delle durezze, viene ora accompagnata dai commenti sulle microstrutture. Data la quantità di queste ultime e per una miglior scorrevolezza del discorso, le strutture discusse sono raccolte nell'Appendice B. Alcune di esse verranno comunque ripresentate all'interno del capitolo.

Si incomincia con la trattazione delle microstrutture ottenute in superficie e a cuore dei provini utilizzati, secondo l'ingrandimento 100X al microscopio ottico.

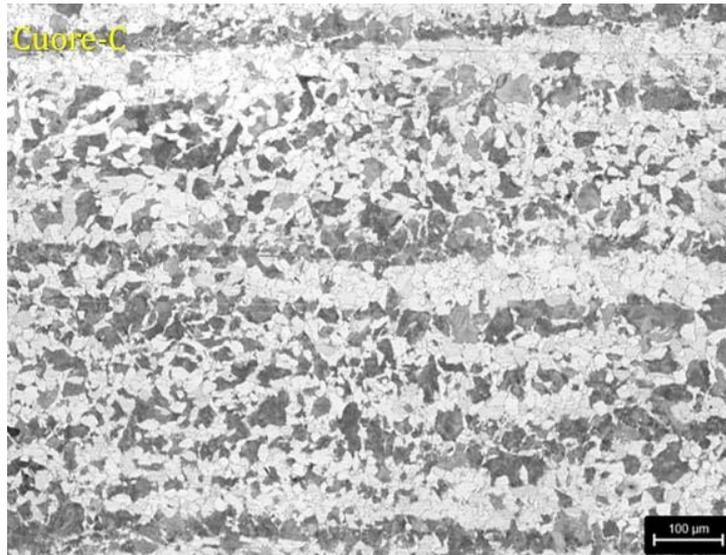


Figura 8.37: Micrografia 'Cuore-C' di un provino in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 100X – Ciclo 880°C-640°C Prova 4)

Dato il processo di laminazione e le disomogeneità chimiche locali, la disposizione a bande della ferrite e della perlite rimane sempre visibile (vedi esempio di Fig.8.37). Rispetto alle microstrutture della Prova 1), le bande perlitiche sono caratterizzate da una dispersione maggiore. La prima prova è l'unica che ha portato a delle bande più definite, ma questa la si ritiene più una casualità delle aree analizzate.

Si passa alla trattazione delle microstrutture ottenute in superficie e a cuore dei provini utilizzati, secondo l'ingrandimento 500X al microscopio ottico.

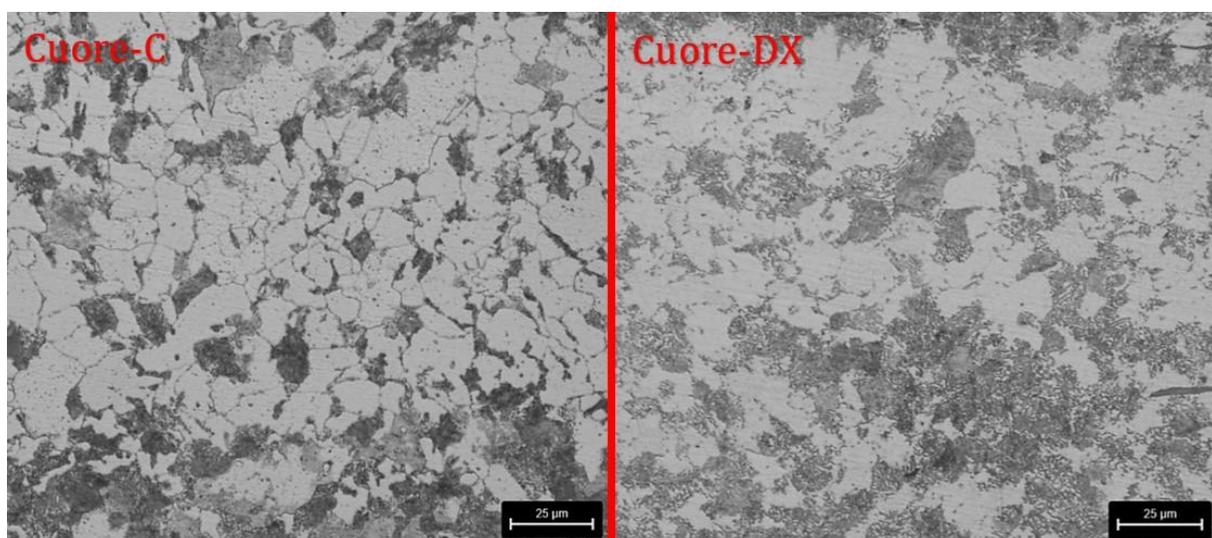


Figura 8.38: Micrografie 'Cuore-C' e 'Cuore-DX' dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 500X – Ciclo 880°C-640°C Prova 4)

Sia il 20MnCr5 che il SAE4124MOD (Fig.8.38), presentano delle colonie perlitiche a dimensione contenuta con una sostanziale dispersione, rispetto alle micrografie della Prova 1).

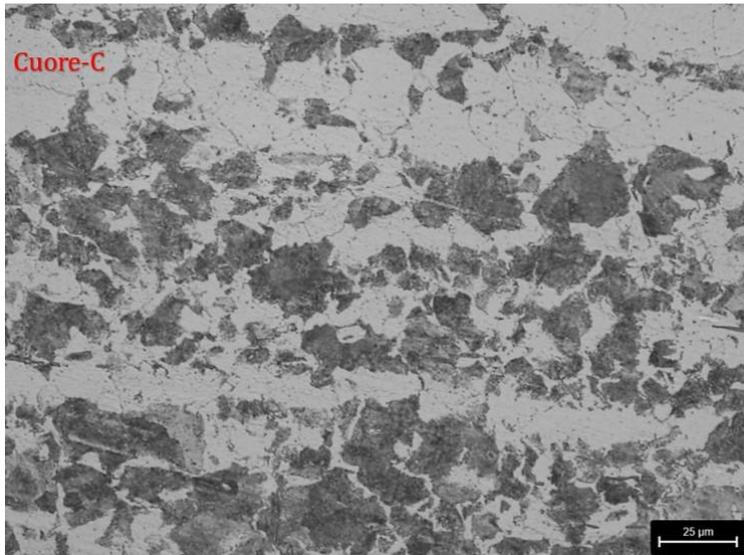


Figura 8.39: Dettaglio struttura 'Cuore-C' 20MnCr5 ingrandimento 500X – Ciclo 880°C-640°C Prova 4)

Dal dettaglio di Fig.8.39 del 20MnCr5 si nota quanto riportato in precedenza, con l'aggiunta di cementite /o carburi ai bordi di grano ferritici. La configurazione interna delle colonie perlitiche non è risolvibile a questo ingrandimento ma, basandosi puramente sulle sue tonalità, il valore di σ_0 (distanza interlamellare) non si discosterà di molto da quello di riferimento. Nel caso del 4124MOD, in varie colonie è

stata riscontrata la tipica conformazione a lamelle e parziale sferoidizzazione di alcune di esse (in riferimento alle lamelle di cementite); anche qui sono presenti numerosi precipitati a bordo della ferrite.

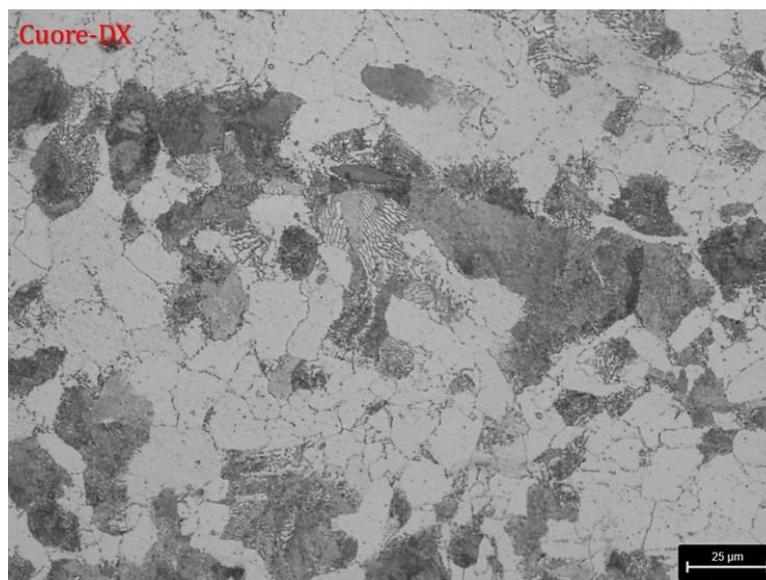


Figura 8.40: Dettaglio struttura 'Cuore-DX' 17NiCrMo6-4 ingrandimento 500X – Ciclo 880°C-640°C Prova 4)

Le micrografie del 17NiCrMo6-4 (ad esempio Fig.8.40) non presentano una dispersione rilevante quanto quella dei materiali precedenti, da questo ne derivano strutture perlitiche più grossolane (conformazione già accennata in Fig.8.37, ovvero all'ingrandimento precedente). La struttura lamellare non è spesso risolvibile, ma in alcuni casi si riscontrano colonie con morfologia interna ben definita (data la distanza interlamellare maggiore). Per il 17NiCrMo6-4, i dati di questa prova non delineano grandi differenze rispetto a quelli di riferimento. L'unica eccezione è una precipitazione leggermente superiore a bordo grano.

8.5 Microstrutture e durezza della Prova 5)

Questa prova ha previsto: riscaldamento della durata approssimativa di circa 1h fino alla temperatura di 980°C, a partire da una temperatura di preriscaldamento di 210°C - austenitizzazione completa a 980°C per un tempo ciclo di 3h (tempo effettivo di circa 2h) - raffreddamento a temperatura di mantenimento isoterma della durata approssimativa di 30min (tempo effettivo di circa 1h e 20min) - trasformazione isoterma a 640°C per un tempo ciclo di 5h (tempo effettivo di circa 4h) - raffreddamento in forno spento per 2h - raffreddamento finale non controllato in aria.

Si parte con la presentazione dei diagrammi TTT inerenti ai vari materiali, in funzione dei parametri di austenitizzazione adottati per questa prova. Questi riportano anche una rappresentazione indicativa del percorso termico in funzione dei tempi (tramite curva verde), utile a stimare il tipo di microstruttura ottenibile e la durezza. Si ricordi quanto detto all'inizio del *Paragrafo 8.1*. Inoltre, come avvenuto nel paragrafo ad inizio capitolo, si cerca di commentare in linea generale il solo tratto isoterma.

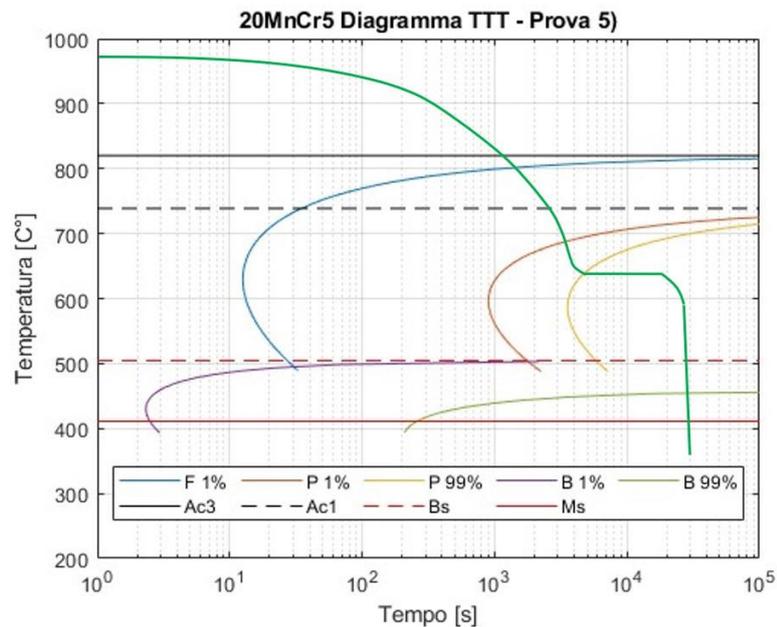


Figura 8.41: Diagramma TTT 20MnCr5 austenitizzato a 980°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 5 (linea verde)

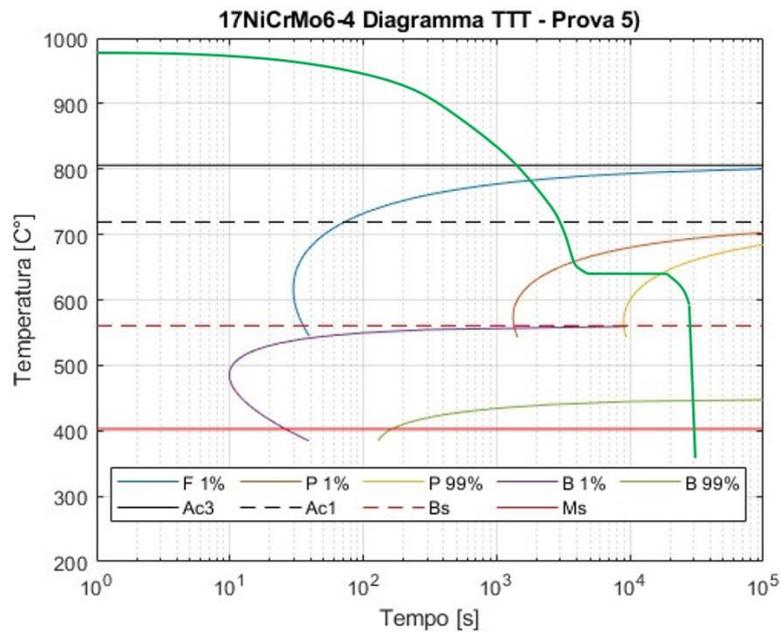


Figura 8.42: Diagramma TTT 17NiCrMo6-4 austenitizzazione a 980°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 5 (linea verde)

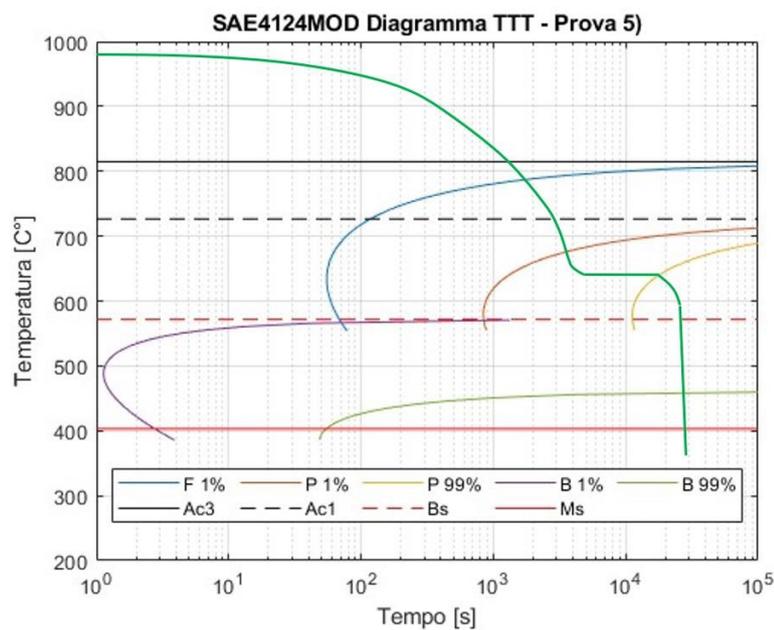


Figura 8.43: Diagramma TTT SAE4124MOD austenitizzazione a 980°C per durata effettiva di 2h e storia termica della prova 5 (linea verde)

Nei diagrammi esposti si ripresentano caratteristiche già argomentate nei capitoli precedenti, per cui non verranno discusse oltre. Verrà dedicata più attenzione alle durezza e micrografie.

Di maggior interesse è il ruolo rivestito dalla temperatura di austenitizzazione superiore. Questa porta ad una traslazione delle curve verso tempi maggiori, ritardano così l'inizio delle trasformazioni a causa di una maggior omogeneità della fase austenitica.

Nella Fig.8.44 sono riportate in forma grafica le durezze rinvenute, in funzione: del materiale, della profondità e della disposizione sul piano di appoggio.

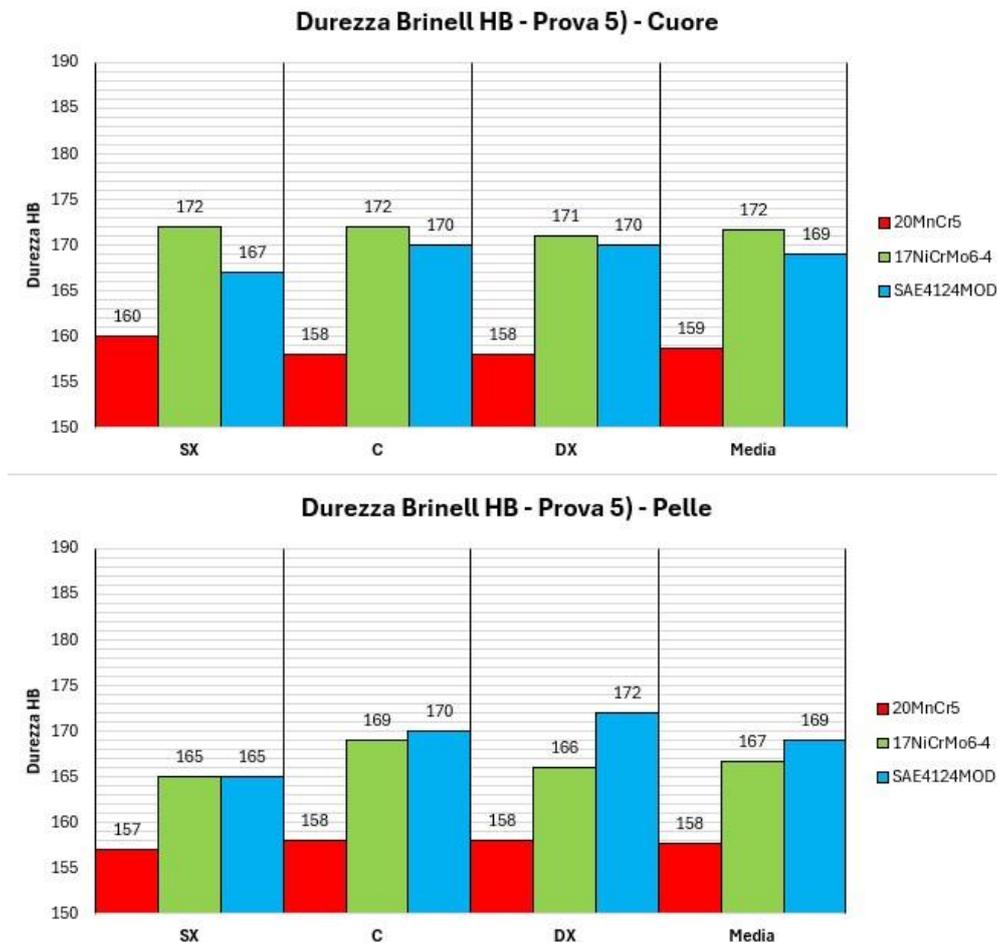


Figura 8.44: Durezza Brinell rinvenuta a Cuore e Pelle dei provini - Prova 5)

Paragonando le durezze ottenute, queste sembrerebbero essere più in linea con i valori ottenuti dalla Prova 1) e 3) (acomunate dalla stessa temperatura T_a). Mediamente, la durezza ottenibile da questa prova risulta superiore a quella nella quale si adotta la temperatura di austenitizzazione inferiore (880°C). Il fenomeno è imputabile alle caratteristiche assunte dalla perlite, principalmente alla distanza interlamellare.

La visione dei diagrammi e la presentazione delle durezze, viene ora accompagnata dai commenti sulle microstrutture. Data la quantità di queste ultime e per una miglior scorrevolezza del discorso, le strutture discusse sono raccolte nell'Appendice B. Alcune di esse verranno comunque ripresentate all'interno del capitolo.

Si ricorda che ora avverrà principalmente un confronto con le micrografie della prova precedente (4).

Si incomincia con la trattazione delle microstrutture ottenute in superficie e a cuore dei provini utilizzati, secondo l'ingrandimento 100X al microscopio ottico.

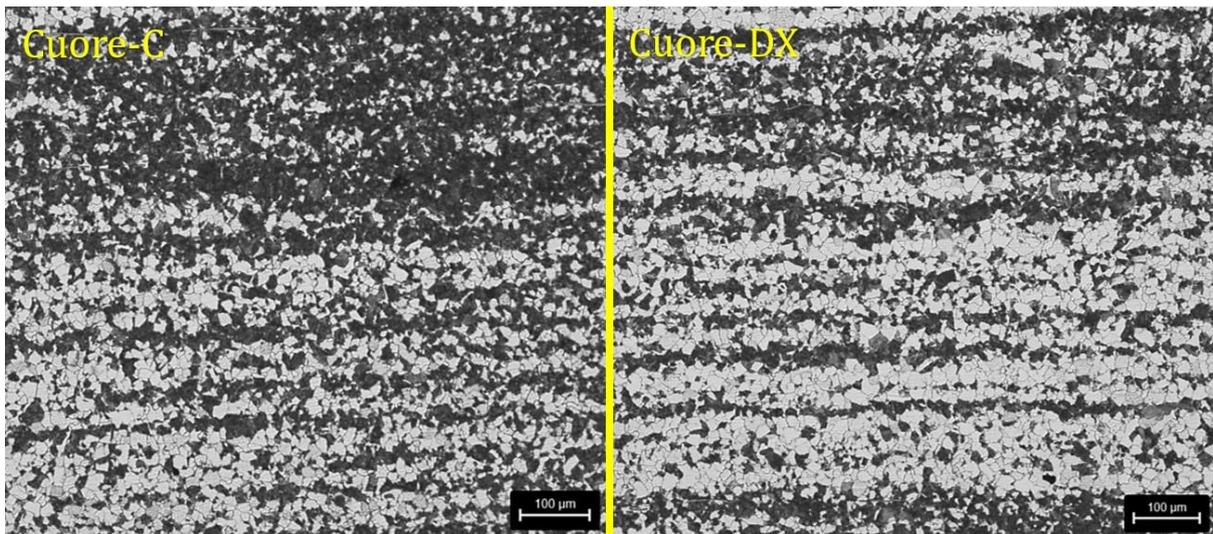


Figura 8.45: Micrografie 'Cuore-C' e 'Cuore-DX' dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 100X – Ciclo 980°C-640°C (Prova 5)

Da entrambe le micrografie, si osserva la ormai caratteristica disposizione a bande della ferrite e della perlite. Almeno per quanto riguarda il SAE4124MOD (Fig.8.45), pare esserci una frequenza leggermente superiore di strutture perlitiche a grano grossolano. Nello specifico del 4124MOD basandosi sulle tonalità di grigi, qui la perlite assume una colorazione molto più scura, andando a suggerire una distanza interlamellare inferiore. Nel caso del 20MnCr5 non si individuano differenze.

Si passa alla trattazione delle microstrutture ottenute in superficie e a cuore dei provini utilizzati, secondo l'ingrandimento 500X al microscopio ottico. Nel caso del 20MnCr5 la conformazione interna della perlite non mostra differenze rispetto alla prova precedente e si può sempre apprezzare la presenza di precipitati a bordo grano. Complessivamente la conformazione della struttura si mantiene costante rispetto alla Prova 1) e alla Prova 4).

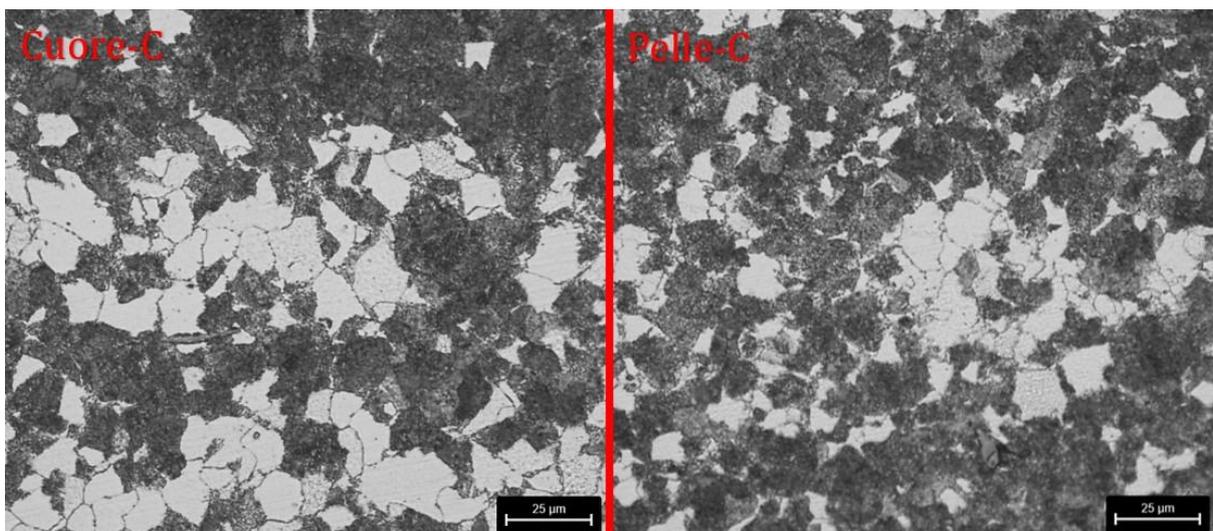


Figura 8.46: Micrografie 'Cuore-C' e 'Pelle-C' dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 500X – Ciclo 980°C-640°C (Prova 5)

Per il SAE4124MOD (Fig.8.46) sembrerebbe che complessivamente vi siano strutture più grossolane di perlite. Non è però possibile distinguere il dettaglio interno delle colonie, ma la colorazione tendente al nero lascia presagire una riduzione della distanza interlamellare. Aspetto supportato anche dall'aumento di durezza registrato. Inoltre, non si è rilevata la presenza di colonie nelle quali si delineerebbe anche una parvenza di lamelle, sono completamente assenti principi di sferoidizzazione. Un ulteriore aspetto riguarderebbe una presunta percentuale volumetrica superiore di perlite, rispetto alla prova precedente. Questo è quello che le micrografie sembrano mostrare, ma servirebbe un'analisi più approfondita per avere una certezza assoluta a scampo di equivoci. Infine, si ha sempre la presenza di precipitati a bordo grano della ferrite, ma da tutte le prove (relativamente anche agli altri materiali) non si è riusciti a delineare una tendenza che potesse correlare una presenza maggiore o inferiore di precipitati.

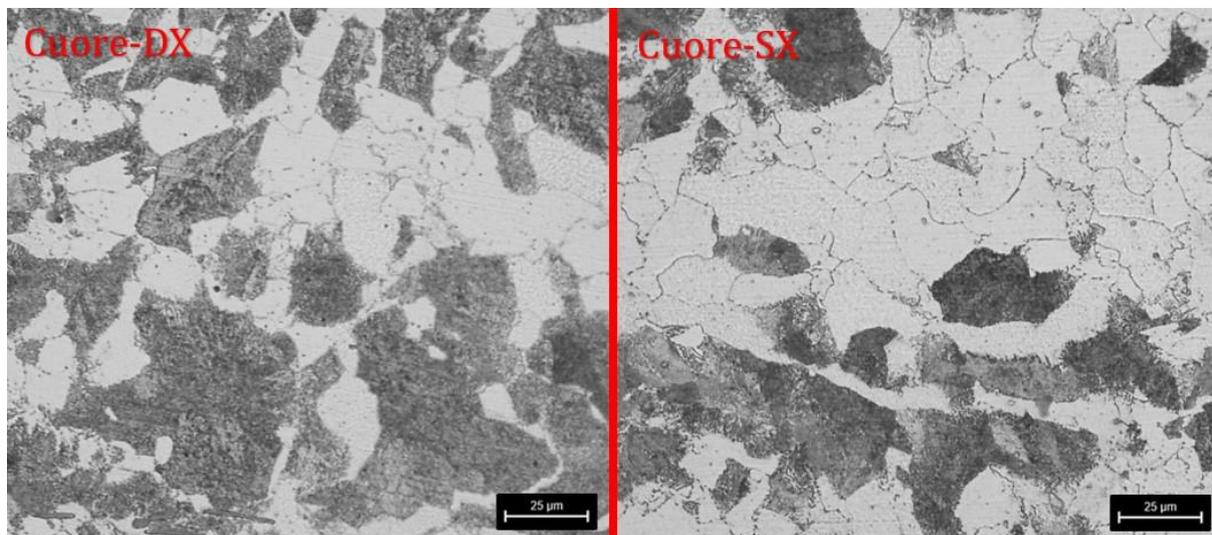


Figura 8.47: Micrografie 'Cuore-DX' e 'Cuore-SX' dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 500X – Ciclo 980°C-640°C Prova 5)

Per il 17NiCrMo6-4 (Fig.8.47) si nota la quasi totale scomparsa di colonie perlitiche che presentino lamelle di cementite e ferrite ben definite, oltre che fenomeni di sferoidizzazione delle lamelle di cementite. Come suggeriscono anche i dati della prova di durezza e la presenza di colonie con tonalità più scure, il valore della distanza interlamellare (σ_0) è mediamente inferiore. Rispetto alla prova precedente e le micrografie della Prova 1), per quanto sia possibile riscontrarlo, la dimensione delle colonie perlitiche non presenta variazioni sostanziali. Nonostante questo, dalla visione delle micrografie di questa prova per i due ingrandimenti (100X e 500X), pare esserci un numero leggermente superiore di grani perlitici grossolani.

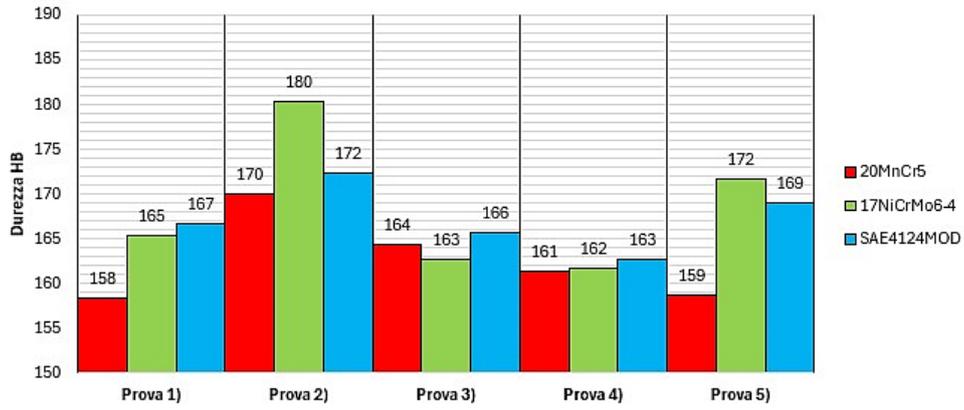
Sulla base del solo confronto visivo di tutte le micrografie, i grani ferritici non sembrano subire delle variazioni nella loro dimensione. Dimostrano così costanza dimensionale tra le varie prove, probabile causa è la storia termica di questa fase. Come si può vedere dai diagrammi TTT, il mantenimento isoterma non interessa mai in modo significativo la trasformazione dell'austenite in ferrite. Da un confronto qualitativo dei diagrammi con i

percorsi termici, questa trasformazione è sempre avvenuta durante il primo raffreddamento (dalla temperatura di austenitizzazione): in modo continuo, con temperature iniziali e finali simili tra le varie prove, per durate temporali quasi uguali.

Come visto principalmente nel caso del SAE4124MOD e del 17NiCrMo6-4, rispetto alla prova precedente, l'adozione di una temperatura di austenitizzazione superiore porta alla formazione di perlite più fine, con la scomparsa di lamelle di cementite globulizzate. Questo è sinonimo che complessivamente, la trasformazione dell'austenite (residua, dalla precedente trasformazione in ferrite) in perlite è avvenuta a temperature inferiori. Si avanza la seguente interpretazione del fenomeno. L'adozione di una temperatura di austenitizzazione più alta non varia di molto il tempo che intercorre nel raffreddamento da questa temperatura a quella di mantenimento isoterma, in ogni caso il flusso termico maggiore (dovuto ad una differenza di temperatura superiore) tende a compensarne gli effetti. Oltre ad omogeneizzare la fase austenitica e quindi stabilizzarla, una temperatura di austenitizzazione maggiore induce a sua volta una dimensione del grano austenitico maggiore. Quest'ultimo aspetto ritarda la nucleazione delle nuove fasi (ferrite, perlite, bainite), con un conseguente aumento della temprabilità (come visto nel *Capitolo 3*). Su di un digramma TTT questo si traduce nella traslazione delle curve di interesse verso tempi maggiori. Dato che la ferrite e la perlite si formano nucleando ai bordi di grano (tralasciando casi particolari), un grano austenitico più grande possiede meno bordi di grano e questo ne ritarda la nucleazione (come visto nel *Capitolo 3*). Siccome la temperatura scende, a causa del ritardo nella nucleazione la perlite si forma a temperature più basse. Da qui emergono gli effetti osservati.

Si conclude con la Fig.8.48 riassuntiva, la quale riporta le durezze medie registrate a 'Pelle' e 'Cuore' dei materiali ottenute al termine di ogni prova.

Durezza Brinell HB Media - Evoluzione - Cuore



Durezza Brinell HB Media - Evoluzione - Pelle

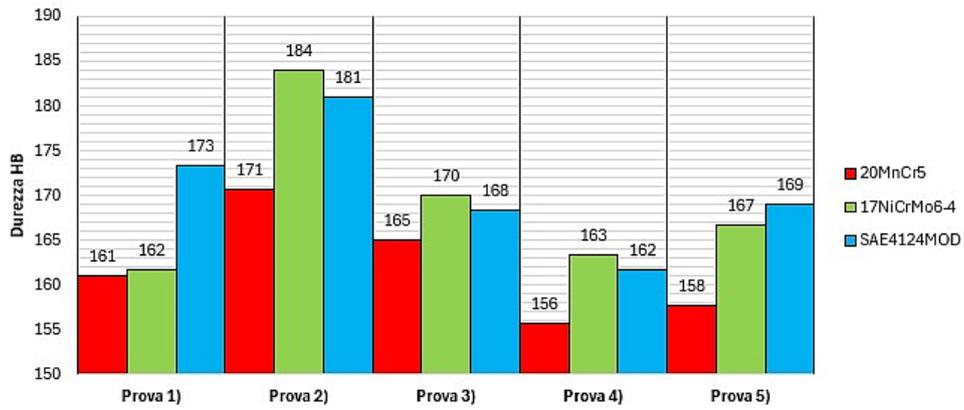


Figura 8.48: Durezza Brinell media a Cuore e Pelle per i vari materiali nel corso delle prove

Capitolo 9: Conclusioni

La finalità dell'elaborato è stata quella di valutare la durezza e le microstrutture ottenibili, a seguito della variazione dei parametri termici assunti per un trattamento di ricottura isoterma, in componenti metallici realizzati con acciai da cementazione (ipoeutetoidici). Come già accennato, la durezza ottenuta è fondamentale per lavorazioni meccaniche che prevedono l'asportazione di truciolo. Durezze troppo elevate si traducono in tempi di lavorazione e consumo degli utensili maggiori, ne deriva la natura economica.

L'adozione di una temperatura di mantenimento isoterma bassa, porta ai valori di durezza più elevati. La minor agitazione termica tende a favorire la nucleazione rispetto alla crescita, portando così a strutture perlitiche più piccole.

Una temperatura di mantenimento superiore mostra un comportamento opposto come emerso dal confronto della Prova 1) con la Prova 2). Nel caso in cui le temperature di mantenimento si avvicinino alla temperatura A_{c1} , questi aspetti vengono accompagnati da una sferoidizzazione più accentuata della perlite. Le micrografie e i valori di durezza ottenuti con la Prova 3), vanno contro a questa tendenza. E' un caso particolare che si può manifestare anche nella realtà operativa. Nel caso specifico delle prove realizzate, probabilmente la durata del mantenimento non è tale da garantire la completa trasformazione dell'austenite residua in perlite. Per cui, la perlite andrebbe a formarsi durante il raffreddamento seguente a temperature più basse.

Per quanto riguarda la temperatura di austenitizzazione, come emerso dal confronto della Prova 4) con la Prova 5) (all'occorrenza anche quella di riferimento), il progressivo aumento di questa temperatura porta a perlite caratterizzata da una distanza interlamellare inferiore e alla scomparsa di lamelle di cementite globulizzate. Questo significa che la trasformazione dell'austenite residua avviene a temperature più basse. Il fatto che la trasformazione avvenga a temperature progressivamente inferiori è possibilmente dovuto ad un effetto legato ad un grano austenitico più grande (a causa della temperatura di austenitizzazione maggiore). Data la presenza di un minor numero di bordi di grano, la nucleazione della ferrite e della perlite viene ritardata (su di un diagramma TTT questo si traduce nella traslazione delle curve verso tempi maggiori) cosicché, durante il raffreddamento dalla temperatura di austenitizzazione a quella di mantenimento, la trasformazione avvenga a temperature più basse.

Un altro aspetto è l'apparente incremento della frazione volumica di perlite, secondo quanto riscontrato per il SAE4124MOD (unico caso su cui ci si possa basare). Probabilmente, sempre a causa del ritardo della nucleazione delle fasi di interesse (ferrite e perlite), la ferrite tenderebbe quindi a presentare una cinetica di trasformazione più lenta che porta ad una frazione ridotta di austenite trasformata in fase puramente ferritica, favorendo così un quantitativo complessivamente maggiore di perlite.

La Prova 4), caratterizzata dalla temperatura di austenitizzazione inferiore, è quella che ha portato ai valori di durezza mediamente più bassi.

In merito alla fase ferritica, dalla comparazione visiva delle micrografie inerenti alle varie prove, non sono state rilevate differenze evidenti. Questo potrebbe essere dovuto ad un percorso di raffreddamento (dalla temperatura di austenitizzazione a quella di mantenimento isoterma) con caratteristiche circa costanti tra le varie prove, dato che è in questa transizione che avviene la formazione della ferrite.

Nelle varie prove, il 20MnCr5 (materiale con minor elementi di lega) ha dimostrato una grande costanza nei valori di durezza e soprattutto nelle micrografie. Diversamente il 17NiCrMo6-4 è quello che ha dimostrato una variabilità maggiore, come riscontrato dalle microstrutture della Prova 2) data la plausibile presenza di bainite (o comunque una terza fase estranea alla ferrite e perlite). Da questo acciaio emerge una certa "sensibilità" nei confronti delle temperature adottate per la ricottura. Per cui, un errore nella scelta dei parametri di ricottura costituiscono un rischio maggiore, rispetto al caso in cui si consideri il 20MnCr5. Le differenze tra questi due materiali, derivanti dalla loro composizione chimica, si osservano anche attraverso i diagrammi TTT.

In merito al SAE4124MOD, lega che presenta il maggior contenuto di molibdeno, non sono emerse informazioni tali da poter definire con chiarezza il suo diagramma TTT. Dall'analisi dei risultati, ha mostrato proprietà che attingono da una o dall'altra lega piazzandosi in molti casi come via di mezzo (per questo lo si è sempre considerato come un "ibrido" rispetto alle altre due leghe). Soprattutto dalla visione delle microstrutture emergono due possibili opzioni:

- a) la temperatura B_s (che definisce il campo bainitico) assume valori inferiori come avviene con il 20MnCr5.
- b) le curve perlitiche si presentano ad istanti di tempo inferiore, ma mantengono una conformazione/un andamento simile a quella/o del 17NiCrMo6-4 nell'intorno della temperatura B_s . La motivazione di una medesima conformazione intorno a B_s risiede nel contenuto di molibdeno maggiore che potrebbe compensare il contenuto di cromo inferiore (come visto nel *Capitolo 3 Fig.3.7*, entrambi gli elementi contribuiscono ad accentuare questo andamento).

Bibliografia

- [1] R. Remus, M. A. A. Monsonet, S. Roudier, L. D. Sancho - Best Available Techniques (BAT) Reference Document for Iron and Steel Production - JRC REFERENCE REPORT (EC) - <https://op.europa.eu/en/publication-detail/-/publication/eea047e8-644c-4149-bdcb-9dde79c64a12>
- [2] ASM Handbook - Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys – 1990 - ASM International The Materials Information Company
- [3] Luigi Caligaris, Stefano Fava, Carlo Tomasello - Manuale di meccanica – HOEPLI
- [4] Mehran Maalekian - The Effects of Alloying Elements on Steels (I) - Christian Doppler Laboratory for Early Stages of Precipitation - Institut für Werkstoffkunde, Schweißtechnik und Spanlose Formgebungsverfahren - Technische Universität Graz – Elsevier - <https://graz.elsevierpure.com/en/publications/the-effects-of-alloying-elements-on-steels-i>
- [5] Cesare Cibaldi – Atlante micrografico degli acciai speciali da costruzione e da utensili – Volume 1 - c.e: AQM
- [6] <https://www.thermaldynamix.com/exothermic-atmosphere-distributors>
- [7] <https://www.thermaldynamix.com/endothemic-atmosphere-generators>
- [8] Harris F. E. - Case Depth-An Attempt at a Practical Definition - Metal Progress, Vol. 44 n.2 1943 - pag.265-272
- [9] ASM Handbook - Volume 4: Heat Treating – 1991 - ASM International The Materials Information Company
- [10] Joachim Roesler, Harald Harders, Martin Baeker – Mechanical Behavior of Engineering Materials Metals, Ceramics and Composites – Springer
- [11] Hong-Seok Yang and H. K. D. H. Bhadeshia - Austenite Grain Size and the Martensite-Start Temperature – University of Cambridge - Scripta Materialia 60 (2009) 493-495 – Elsevier – Doi: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.11.043>
- [12] Ansara, T.G. Chart, P.Y. Chevalier, K. Hack, G. McHugh, M.H. Rand, P.J. Spencer - Phase Diagrams for Binary and Ternary Alloys of Fe, Cr and Ni with C and with Si (Part1) – Physical Sciences – 1985 - pag.39 - Directorate-General for Science, Research and Development (Report EUR 9657/I/EN) - Commission of the European Communities - <https://op.europa.eu/en/publication-detail/-/publication/18028cfb-d3c3-417c-a440-3438b2d14722>
- [13] Marco V. Boniardi e Andrea Casaroli - Metallurgia degli acciai (Parte prima) – Seconda edizione - TRAFILIX INDUSTRIES (Gruppo Lucefin), Politecnico di Milano Dipartimento di Meccanica - <https://hdl.handle.net/11311/1235748>

- [14] L Y Lan, C L Qiu, D W Zhao, X H Gao & L X Du (2011) Effect of austenite grain size on isothermal bainite transformation in low carbon microalloyed steel, *Materials Science and Technology*, 27:11, 1657-1663 – Doi: <https://doi-org.ezproxy.biblio.polito.it/10.1179/1743284710Y0000000026>
- [15] M. R. James – Relaxation of residual stresses an overview – *Advances in Surface Treatments Vol.4* – Rockwell International Science Center, Thousand Oaks, CA 91360, USA - <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-034062-3.50026-4>
- [16] Mengjia Hu, Kejian Li, Shanlin Li, Zhipeng Cai, Jiluan Pana - Stress relief investigation using creep model considering back stress in welded rotor - M. Hu et al. / *Journal of Constructional Steel Research* 169 (2020) 106017 - <https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2020.106017>
- [17] A. García-Junceda, C. Capdevila, F. G. Caballero and C. García de Andre´s - Dependence of martensite start temperature on fine austenite grain size - *Scripta Materialia* 58 (2008) pag.134–137 – Elsevier -Doi: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.09.017>
- [18] A. Arlazarov, E. Soares Barreto, N. Kabou and D. Huin - Evolution of Ms Temperature as a Function of Composition and Grain Size - Volume 51A, December 2020 – pag.6159-6166 - *Metallurgical and Materials Transactions A - The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International* 2020 – Springer - <https://doi.org/10.1007/s11661-020-06022-6>
- [19] A. B. Cota, C. A. M. Lacerda, F. L. G. Oliveira, F. A. Machado, F. G. da Silva Araújo - Effect of the austenitizing temperature on the kinetics of ferritic grain growth under continuous cooling of a Nb microalloyed steel - *Scripta Materialia* 51 (2004) – pag.721–725 – Doi: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.05.044>
- [20] M. M. Aranda, B. Kim, R. Rementeria, C. Capdevila and C. García de Andre´s - Effect of Prior Austenite Grain Size on Pearlite Transformation in a Hypoeutectoid Fe-C-Mn Steel - Volume 45A, April 2014 – pag.1778-1786 - *Metallurgical and Materials Transactions A - The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International* 2013 – Springer – Doi: <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-013-1996-0>
- [21] Seung-Yong Lee, Sang-In Lee and Byoungchul Hwang - Sensitivity of Microstructural Factors Influencing the Impact Toughness of Hypoeutectoid Steels with Ferrite-Pearlite Structure using Multiple Regression Analysis - *대한금속·재료학회지 (Korean J. Met. Mater.)*, Vol. 54, No. 9 (2016) - pag.637-644 - Department of Materials Science and Engineering, Seoul National University of Science and Technology, Seoul 02792, Republic of Korea – Doi: <http://dx.doi.org/10.3365/KJMM.2016.54.9.637>
- [22] BS EN ISO 683-3:2022 - Heat-treatable steels, alloy steels and free-cutting steels - Part 3: Case-hardening steels – BSI Standards Publication

- [23] BS EN ISO 683-2:2018 - Heat-treatable steels, alloy steels and free-cutting steels - Part 2: Alloy steels for quenching and tempering – BSI Standards Publication
- [24] Rodacciai – Acciai da cementazione (Legati) – 20MnCr5/20MnCrS5
(<https://www.rodacciai.it/prodotti.php?pid=25>) – Scheda tecnica:
https://www.rodacciai.it/UPLOAD/datasheets/RM20-RM20PB_20MnCr5-Nr.1.7147-20MnCrS5-Nr.1.7149-ITA.pdf
- [25] ASTM A29/A29M–23 - Standard Specification for General Requirements for Steel Bars, Carbon and Alloy, Hot-Wrought
- [26] BS EN ISO 642:2024 – Steel-Hardenability test by end quenching (Jominy test) – BSI Standards Publication
- [27] ASTM A255-20a - Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel
- [28] Rodacciai – Acciai da cementazione (Legati) – 17NiCrMo6-4/17NiCrMoS6-4
(<https://www.rodacciai.it/prodotti.php?pid=25>) – Scheda tecnica:
https://www.rodacciai.it/UPLOAD/datasheets/RC2-RC2PB_17NiCrMo6-4-Nr.1.6566-17NiCrMoS6-4-Nr.1.6569-ITA.pdf
- [29] Rodacciai – Acciai da bonifica (Legati) – 25CrMo4/25CrMoS4
(<https://www.rodacciai.it/prodotti.php?pid=22>) – Scheda tecnica:
https://www.rodacciai.it/UPLOAD/datasheets/RK0S-RK0SPB_25CrMo4-Nr.1.7218-25CrMoS4-Nr.1.7213-ITA.pdf
- [30] D. Scott Mackenzie – Intergranular oxidation in carburizing steels – Thermal processing magazine (2023) - <https://thermalprocessing.com/intergranular-oxidation-in-carburizing-steels/>
- [31] Thomas Tobie, Frank Hippenstiel and Hardy Mohrbacher - Optimizing Gear Performance by Alloy Modification of Carburizing Steels – MDPI - Metals 2017, 7, 415 – (www.mdpi.com/journal/metals) - Doi: <https://doi.org/10.3390/met7100415>
- [32] Bernard Ennis (Tata Steel) - A review of the effects of chemical and phase segregation on the mechanical behavior of multi-phase steels – pag.4 – ResearchGate – Doi: <http://dx.doi.org/10.48550/arXiv.1604.06485>
- [33] H. K. D. H. Bhadeshia - Interpretation of the microstructure of steels - University of Cambridge - http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2008/Steel_Microstructure/SM.html
- [34] R. Manna – Time Temperature Transformation (TTT) Diagrams – University of Cambridge - <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2012/Manna/Part2.pdf>
- [35] J. Collins, M. Piemonte, M. Taylor, J. Fellowes and E. Pickering - A rapid, Open-Source CCT Predictor for Low-Alloy Steels and Its Application to Compositionally

Heterogeneous Material – MDPI - Metals 2023, 13, 1168 –

(www.mdpi.com/journals/metals) - <https://doi.org/10.3390/met13071168>

[36] Thawin Hart-Rawung, Johannes Buhl, Alexander Horn, Markus Bambach, Marion Merklein - A unified model for isothermal and non-isothermal phase transformation in hot stamping of 22MnB5 steel - Journal of Materials Processing Tech. 313 (2023) 117856 - <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.117856>

[37] H. K. Khaira and A. K. Jena - On modeling of the Ae3 temperature of steel - NML JAMSHEDPUR, pag.151-162 - <https://eprints.nmlindia.org/5593/1/151-162.PDF>

[38] J. Trzaska - Calculation of critical temperatures by empirical formulae - J. Trzaska – Arch. Metall. Mater Vol 61(2016) No 2B pag. 981-986 – Doi: <http://dx.doi.org/10.1515/amm-2016-0167>

[39] S. Kang, S. Yoon, S. J. Lee - Prediction of Bainite Start Temperature in Alloy Steels with Different Grain Sizes - ISIJ International Vol. 54(2014) No. 4 pag. 997-999 - DOI: <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.54.997>

[40] J. Ingber and M. Kunert - Prediction of the martensite start temperature in high-carbon steels - Steel research international 2021 - doi: <https://doi.org/10.1002/srin.202100576>

[41] M. V. Li, D. V. Niebuhr, L. L. Meekisho, D. G. Atteridge - A Computational Model for the Prediction of Steel Hardenability - Metall. Mater. Trans. B 1998, 29B, pag.661–672 - <https://doi.org/10.1007/s11663-998-0101-3>

[42] Jye-Long Lee and H. K. D. H. Bhadeshia - A methodology for the prediction of time-temperature-transformation diagrams - Materials Science and Engineering, A 171 (1993) pag.223-230 – Elsevier Sequoia - [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(93\)90409-8](https://doi.org/10.1016/0921-5093(93)90409-8)

[43] H.K.D.H. Bhadeshia – A Thermodynamic Analysis of Isothermal Transformation Diagrams - Metallurgical Science and Technology (1982), Vol.16, pag.159-165 - <http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2002/TTT.html>

[44] M. Enomoto – Prediction of TTT-diagram of Proeutectoidic Ferrite Reaction in Iron Alloys from Diffusion Growth Theory - ISIJ International (1992), 32(3), pag.297-305 - https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational1989/32/3/32_3_297/article

[45] 18.3 Transient Heat Transfer (Convective Cooling or Heating) - Thermodynamics and Propulsion | mit.edu - <https://web.mit.edu/16.unified/www/FALL/thermodynamics/notes/node129.html>

[46] <https://www.fornimadeinitaly.it/prodotti/forni-da-laboratorio/#descrizioneME>

[47] https://gnr.it/gnr_product/s7-metal-lab-plus/

[48] <https://steelselector.sij.si/steels/EC100.html>

- [49] N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A. P. Miodownik and J. P. Schillé - The Calculation of TTT and CCT diagrams for General Steel - <https://www.sentesoftware.co.uk/knowledge-base>
- [50] UNI EN ISO 6506-1 (2015) – Materiali metallici-Prova di Durezza Brinell-Parte 1: Metodo di prova
- [51] UNI EN ISO 6506-2 (2019) – Materiali metallici-Prova di durezza Brinell-Parte 2: Verifica e taratura delle macchine di prova
- [52] UNI EN ISO 6507-1 (2023) – Materiali metallici-Prova di durezza Vickers-Parte 1: Metodo di prova
- [53] <https://www.leica-microsystems.com/it/prodotti/microscopi-ottici/p/leica-dm6-m/>
- [54] <https://cdn.werktuigen.com/data/listing/img/hdv/ms/94/77/12935297-01.jpg?v=1715071348>
- [55] <https://www.easydur.com/prodotti/durometri/>
- [56] <https://remet.it/collections/microdurometria>

Appendice A: Risultati della calibrazione del modello sviluppato e commenti

Qui vengono raccolti tutti i diagrammi derivati e utilizzati per i confronti, le tabelle utilizzate per la calibrazione dei pesi e delle costanti caratterizzanti le equazioni di Q , più una serie di importanti commenti.

Formulazioni Q: costanti α e pesi β

Le tre tabelle successive riportano i pesi e le costanti adottate per le formulazioni principali del parametro Q. Oltre ai valori ideali complessivi di tale parametro per ogni materiale scelto nella calibrazione originale e anche gli scostamenti risultanti.

Stima costanti e pesi delle formulazioni Q per Ferrite										
EN16						QFs Ottimale		QFf Ottimale		STIMA
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	EN16	111500	EN16	n.d.	
0.33	0.18	1.48	0.26	0.27	0.16	EN14	108000	EN14	n.d.	
QFs	110946.7	553.3	QFf	n.d.		EN18	104000	EN18	n.d.	
EN14						EN110	114000	EN110	n.d.	
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	20MnCr5	106000	20MnCr5	n.d.	
0.29	0.26	1.67	0.21	0.04	0.12	17NiCrMo6-4	104500	17NiCrMo6-4	n.d.	
QFs	108346.7	-346.7	QFf	n.d.		s: start (0.01) f: finish (0.99)				
EN18										
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr					
0.48	0.25	0.86	0.18	0.04	0.98	In rosso gli scostamenti dai valori ottimali				
QFs	108753.6	-4753.6	QFf	n.d.						
EN110										
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	In rosso gli scostamenti dai valori ottimali				
0.39	0.23	0.62	1.44	0.18	1.11					
QFs	114252.3	-252.3	QFf	n.d.						
20MnCr5						Costanti e pesi per QFs		Costanti e pesi per QFf		
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	Costante α	102500	Costante α	n.d.	
0.19	0.275	1.25	0	0	1.2	Peso β C	2000	Peso β C	n.d.	
QFs	110245	-4245	QFf	n.d.		Peso β Mn	2900	Peso β Mn	n.d.	
17NiCrMo6-4						Peso β Ni	2970	Peso β Ni	n.d.	
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	Peso β Mo	12750	Peso β Mo	n.d.	
0.17	0.275	0.75	1.4	0.2	0.95	Peso β Cr	3750	Peso β Cr	n.d.	
QFs	114605.5	-10105.5	QFf	n.d.						

Tabella A. 1: Costanti, pesi e scostamenti per la valutazione del parametro Q della Ferrite

Stima costanti e pesi delle formulazioni Q per Perlite													
EN16						QPs Ottimale		QPf Ottimale		STIMA			
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	EN16	n.d.	EN16	119000				
0.33	0.18	1.48	0.26	0.27	0.16	EN14	n.d.	EN14	118000				
QPs	n.d.		QPf	118442.2	557.8	EN18	n.d.	EN18	109000				
EN14						EN110	n.d.	EN110	116000				
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	20MnCr5	132500	20MnCr5	121400				
0.29	0.26	1.67	0.21	0.04	0.12	17NiCrMo6-4	121290	17NiCrMo6-4	114840				
QPs	n.d.		QPf	116568	1432	s: start (0.01) f: finish (0.99)							
EN18													
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr								
0.48	0.25	0.86	0.18	0.04	0.98								
QPs	n.d.		QPf	112756.8	-3756.8								
EN110													
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	In rosso gli scostamenti dai valori ottimali							
0.39	0.23	0.62	1.44	0.18	1.11								
QPs	n.d.		QPf	116701.6	-701.6								
20MnCr5													
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr					Costanti e pesi per QPs		Costanti e pesi per QPf	
0.19	0.275	1.25	0	0	1.2					Costante α	109500	Costante α	102500
QPs	120218	12282	QPf	118133	3267	Peso β Mn	5560	Peso β Mn	8560				
17NiCrMo6-4						Peso β Ni	2100	Peso β Ni	2100				
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	Peso β Mo	12000	Peso β Mo	15000				
0.17	0.275	0.75	1.4	0.2	0.95	Peso β Cr	3140	Peso β Cr	5140				
QPs	121993	-703	QPf	118638	-3798	Peso β C	0	Peso β C	6500				

Tabella A.2: Costanti, pesi e scostamenti per la valutazione del parametro Q della Perlite

Stima costanti e pesi delle formulazioni Q per Bainite													
EN16						QBs Ottimale		QBf Ottimale		STIMA			
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	EN16	115500	EN16	116738				
0.33	0.18	1.48	0.26	0.27	0.16	EN14	118000	EN14	118000				
QBs	115472.8	27.18	QBf	116932.6	-194.55	EN18	112000	EN18	114000				
EN14						EN110	114000	EN110	116000				
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	20MnCr5	120500	20MnCr5	125700				
0.29	0.26	1.67	0.21	0.04	0.12	17NiCrMo6-4	126430	17NiCrMo6-4	119670				
QBs	115489.7	2510.31	QBf	116914.2	1085.85	s: start (0.01) f: finish (0.99)							
EN18													
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr								
0.48	0.25	0.86	0.18	0.04	0.98								
QBs	115582.5	-3582.46	QBf	117325.8	-3325.8								
EN110													
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	In rosso gli scostamenti dai valori ottimali							
0.39	0.23	0.62	1.44	0.18	1.11								
QBs	115551.1	-1551.12	QBf	117613.2	-1613.15								
20MnCr5													
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr					Costanti e pesi per QBs		Costanti e pesi per QBf	
0.19	0.275	1.25	0	0	1.2					Costante α	115300	Costante α	116600
QBs	115452.7	5047.35	QBf	117410.7	8289.35	Peso β C	500	Peso β C	135				
17NiCrMo6-4						Peso β Mn	25	Peso β Mn	100				
C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	Peso β Ni	30	Peso β Ni	200				
0.17	0.275	0.75	1.4	0.2	0.95	Peso β Mo	150	Peso β Mo	0				
QBs	115436.7	10993.35	QBf	117500.5	2169.55	Peso β Cr	22	Peso β Cr	550				

Tabella A.3: Costanti, pesi e scostamenti per la valutazione del parametro Q della Bainite

Diagrammi e commenti

Segue ora una serie di immagini che mostrano le curve TTT ottenute tramite codice e quelle utilizzate come riferimento da poter confrontare. Le curve di calibrazione EN e US [42] riportano due andamenti: *Predicted* (curve simulate secondo criterio di Bhadeshia), *Experimental* (curve ottenute sperimentalmente).

I diagrammi TTT per le leghe con sigla 'US', diversamente da quelle con sigla 'EN' (eccezione EN36, EN24 ed EN19), non sono stati impiegati durante la calibrazione a livello quantitativo (vedi tabelle 'Pesi e costanti') dei parametri, ma solamente per effettuare un confronto visivo diretto delle curve una volta che il codice è stato realizzato. Da notare che per i grafici relativi alle leghe EN e US non sono state applicate correzioni alle costanti di nessun tipo e sono risultato diretto del codice (in modo da evidenziare le differenze nei risultati tra il codice creato e il modello consolidato in tale fonte), l'unica eccezione a quanto detto è la curva P 1% (o perlite-start) dell'acciaio EN36 alla quale è stata applicata una correzione corrispondente a quella che verrà presentata per l'acciaio 20MnCr5 oggetto di discussione ulteriore. Seguono dopo i diagrammi i vari commenti.

Le composizioni di riferimento sono quelle indicate in Tab.6.1 e Tab.6.2 (*Capitolo 6*), eventuali modifiche alla composizione o altre note di rilievo sono indicate nella didascalia della figura.

• Acciaio EN14:

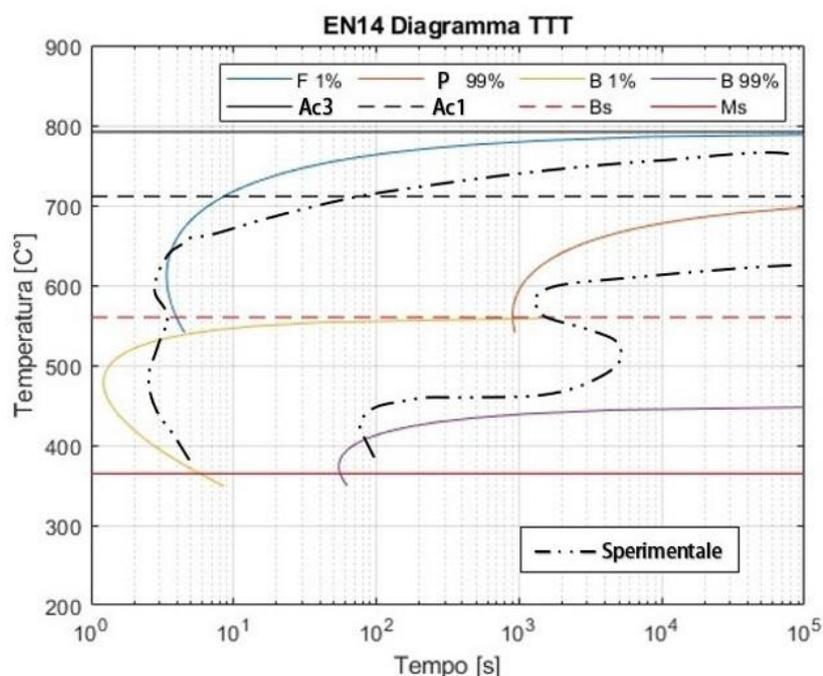


Figura A.1: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un EN14

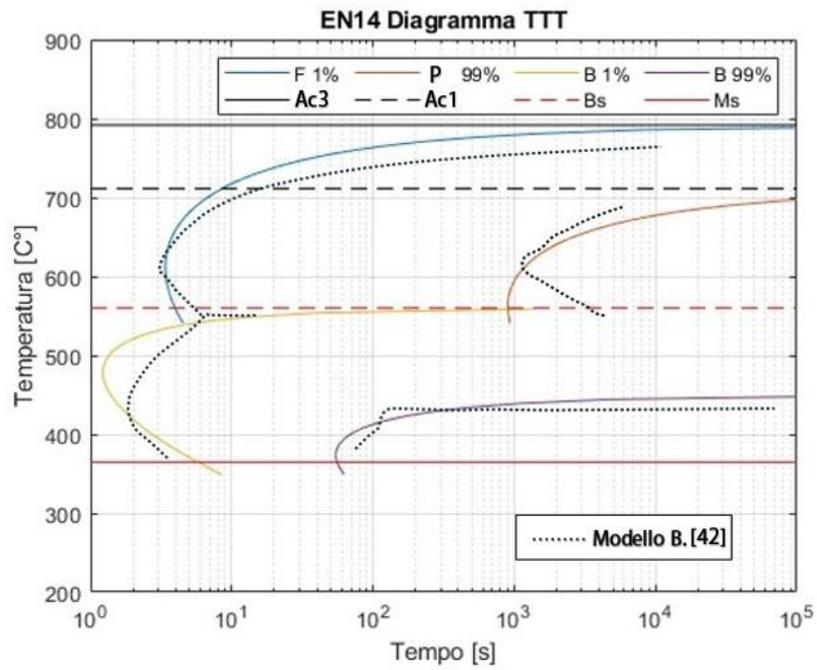


Figura A.2: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Bhadeshia [42] per un EN14

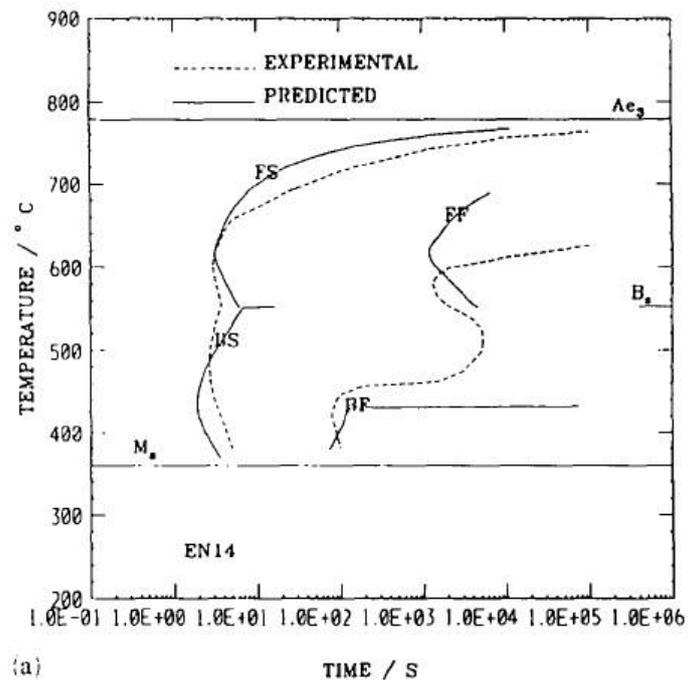


Figura A.3: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Bhadeshia da estratto [42] per un EN14

• Acciaio EN16:

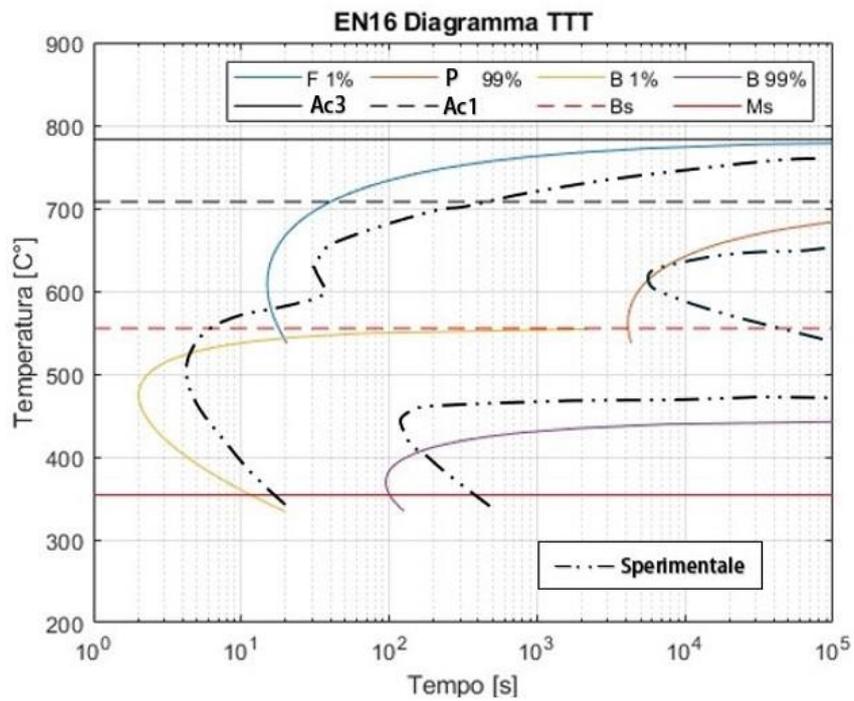


Figura A.4: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un EN16

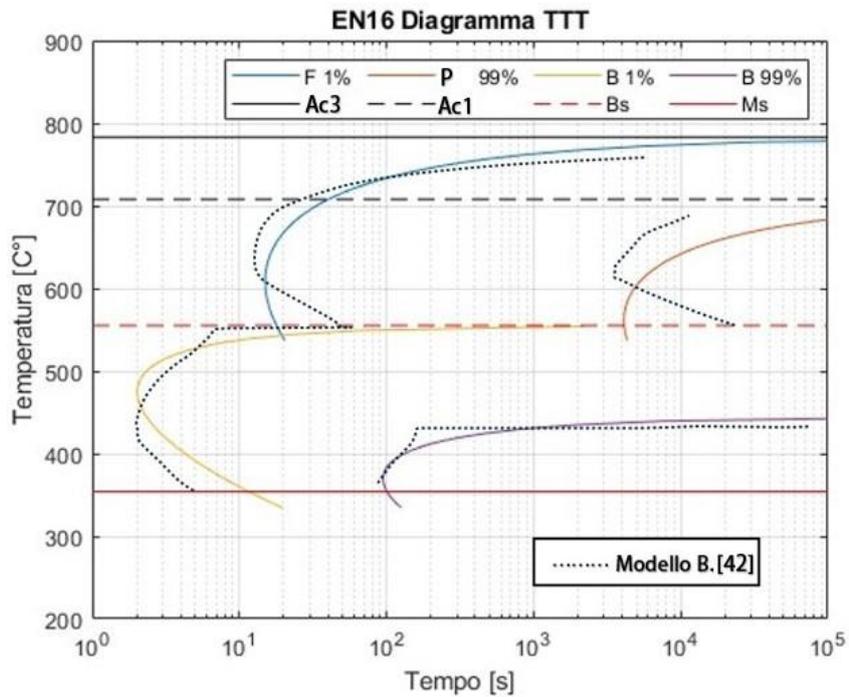


Figura A.5: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Bhadeshia [42] per un EN16

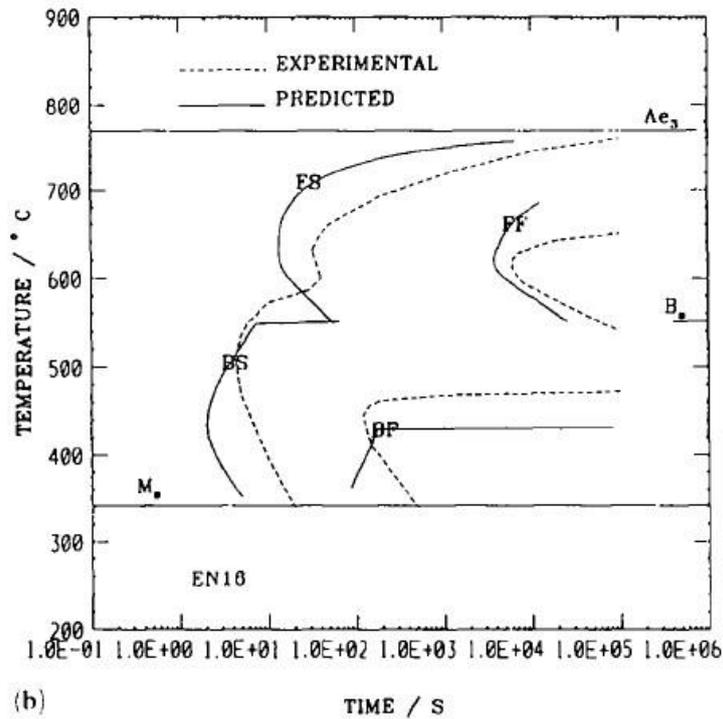


Figura A.6: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Bhadeshia da estratto [42] per un EN16

• Acciaio EN18:

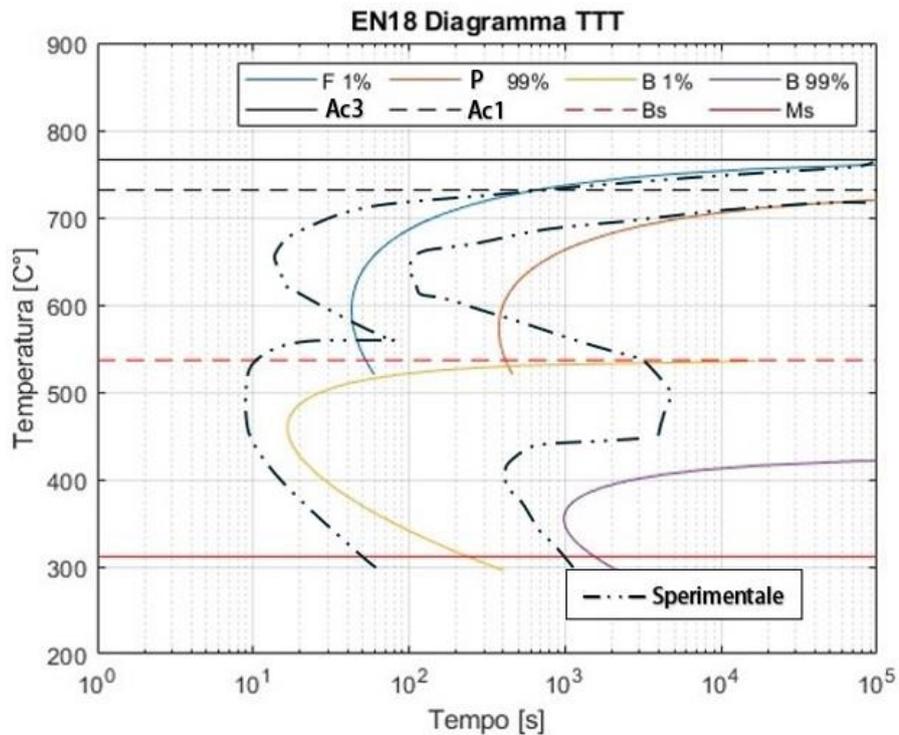


Figura A.7: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un EN18

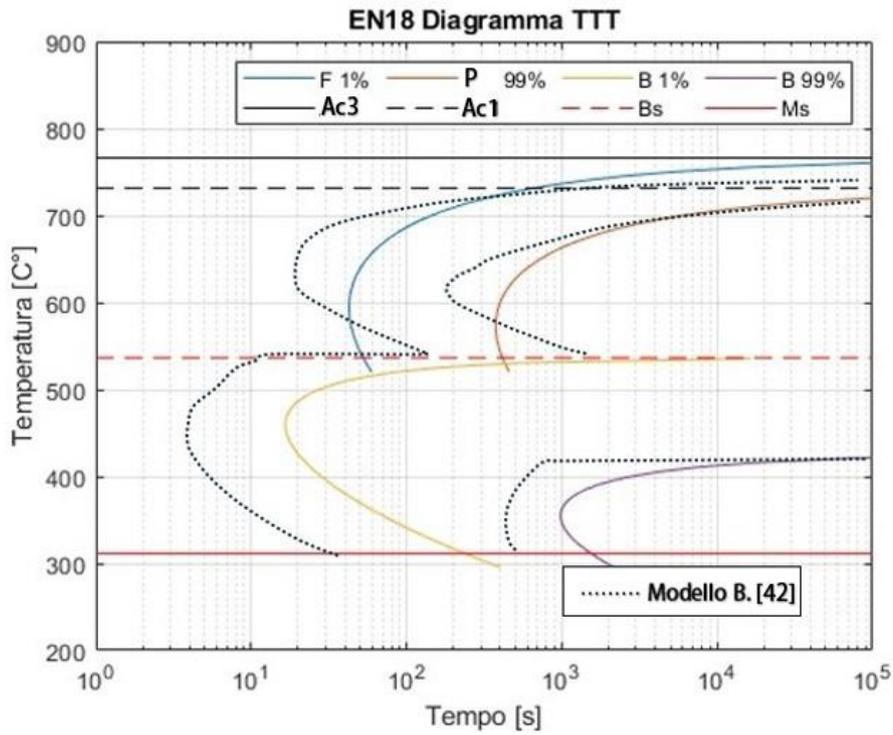


Figura A.8: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Bhadeshia [42] per un EN18

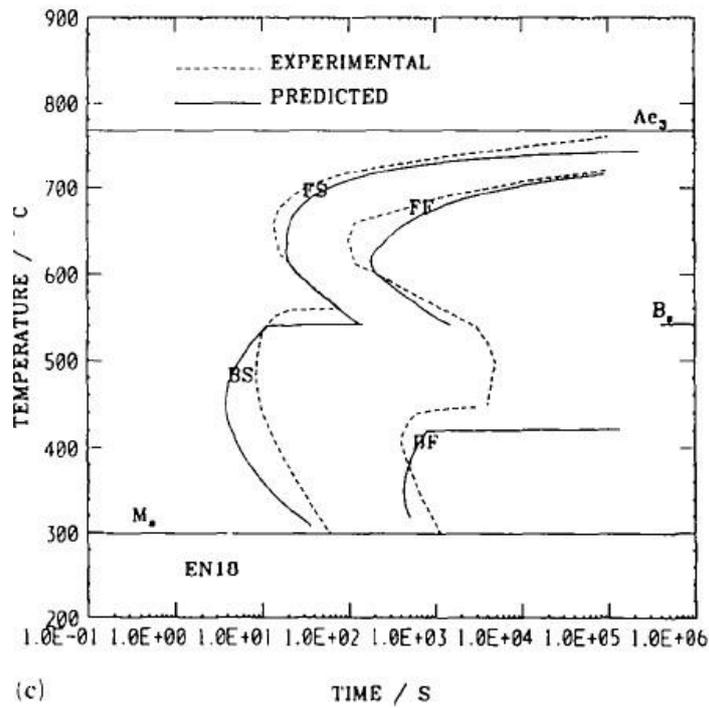


Figura A.9: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Bhadeshia da estratto [42] per un EN18

• Acciaio EN19:

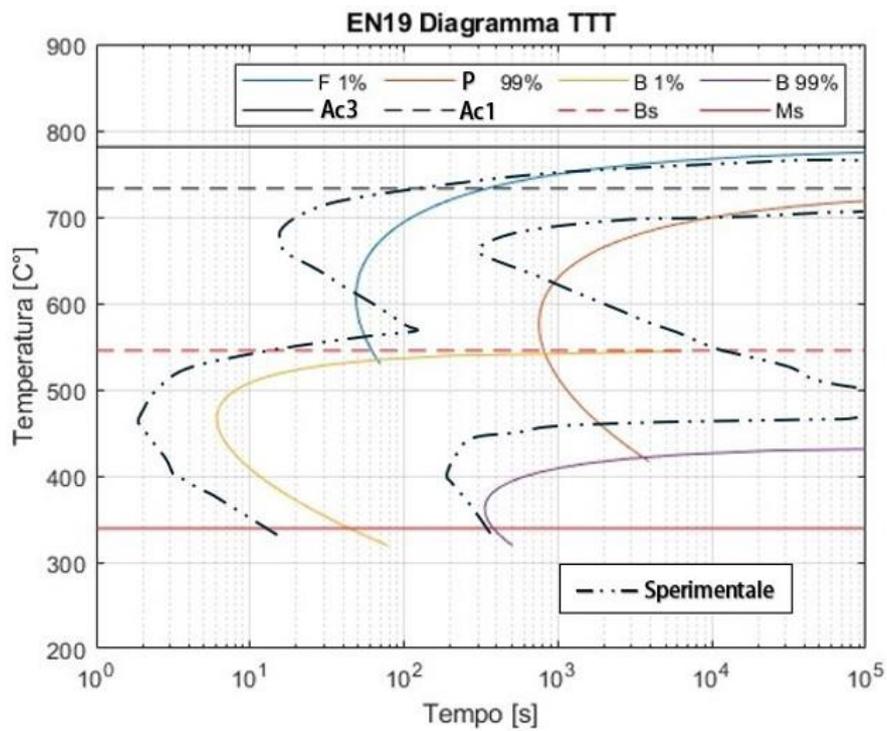


Figura A.10: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un EN19

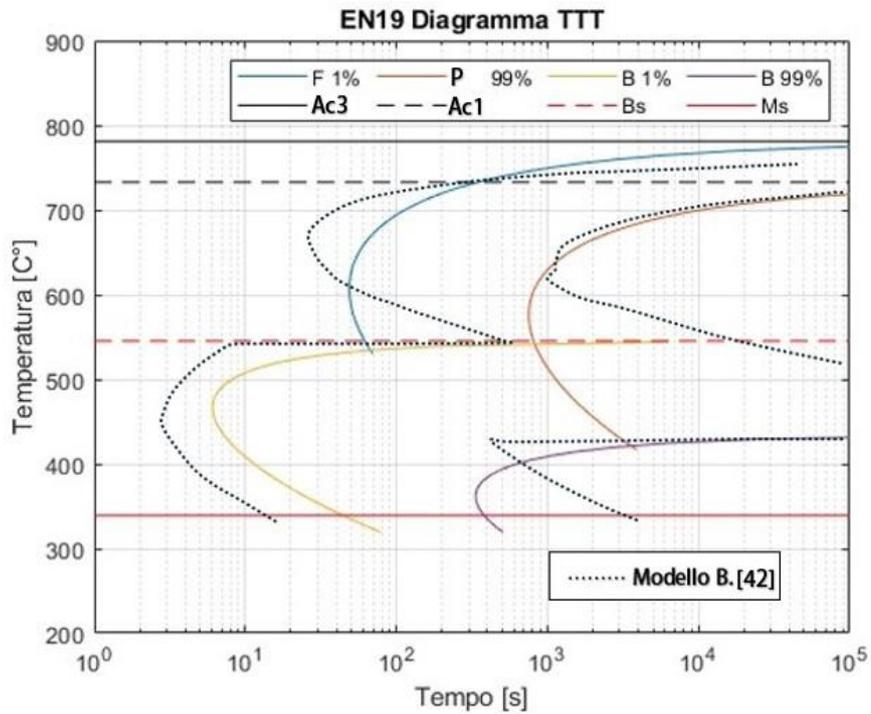


Figura A.11: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Bhadeshia [42] per un EN19

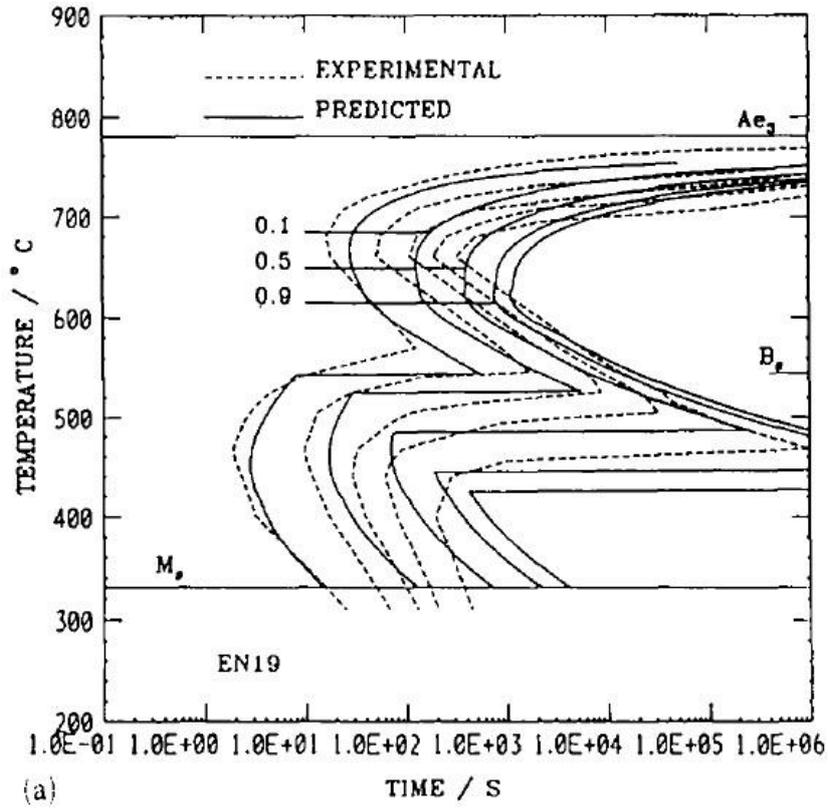


Figura A.12: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Bhadeshia da estratto [42] per un EN19

• Acciaio EN24:

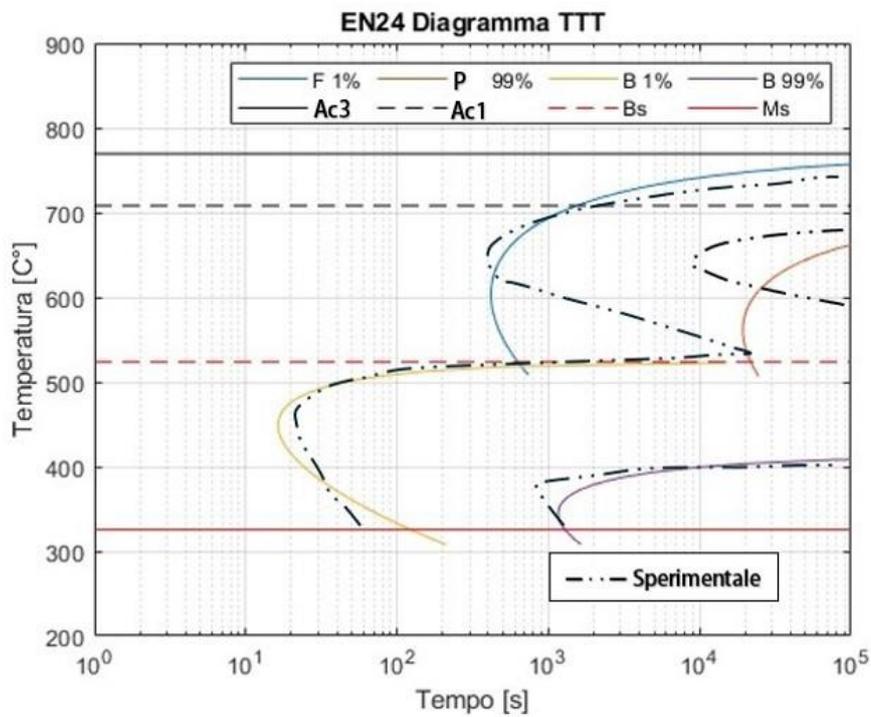


Figura A.13: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un EN24

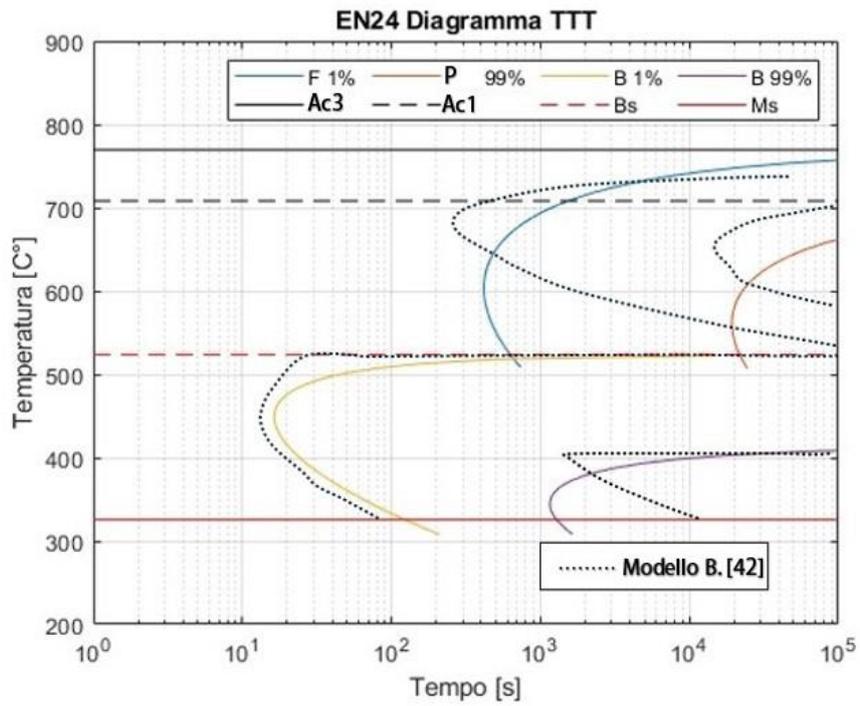


Figura A.14: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Bhadeshia [42] per un EN24

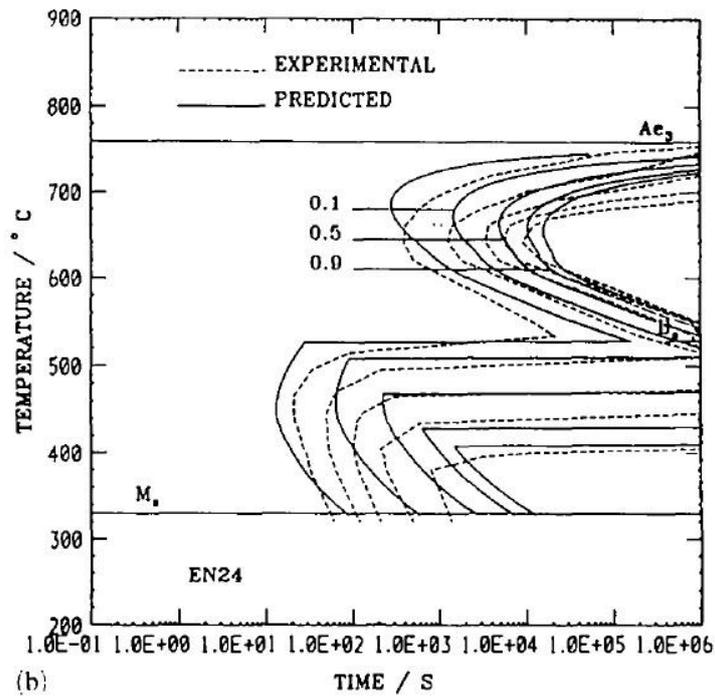


Figura A.15: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Bhadeshia da estratto [42] per un EN24

• Acciaio EN110:

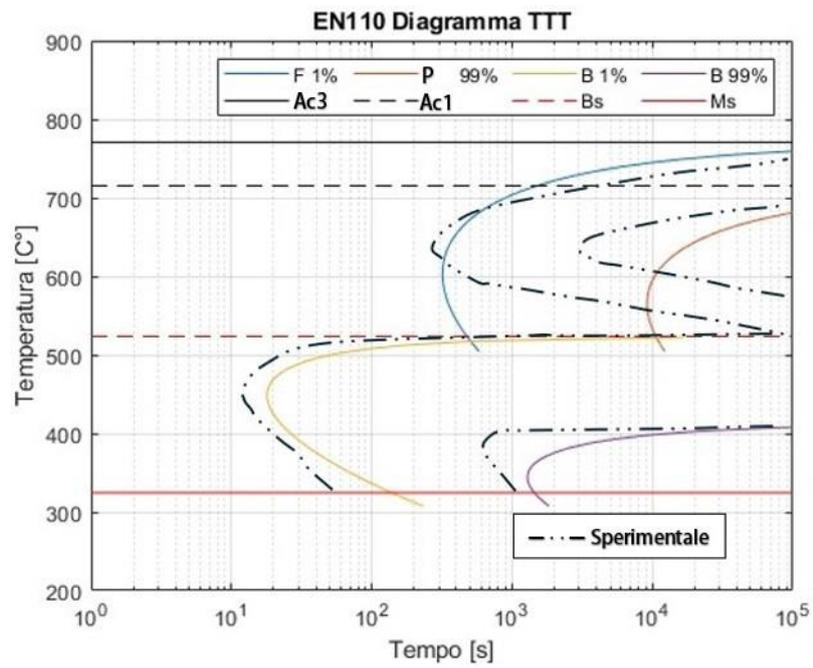


Figura A.16: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un EN110

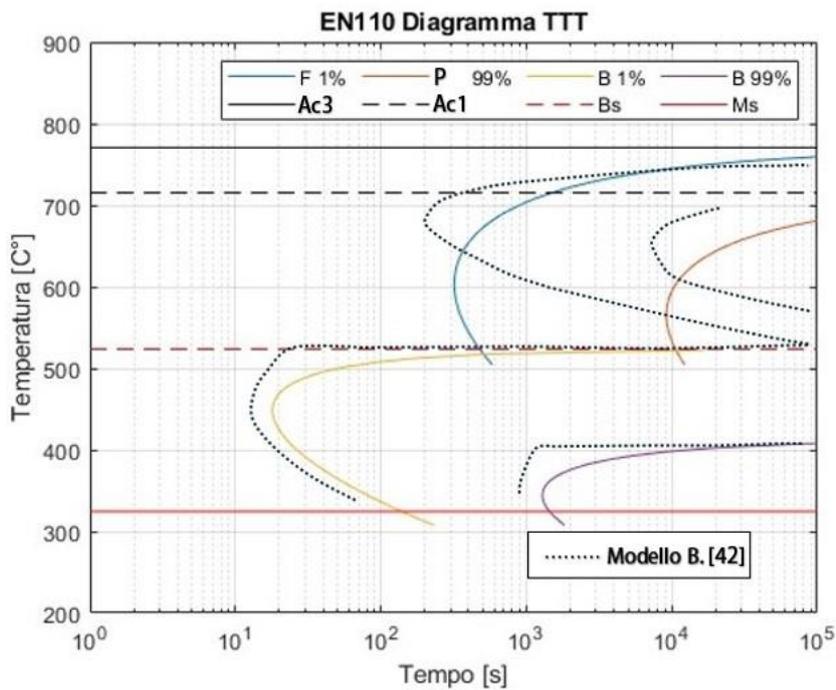


Figura A.17: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Bhadeshia [42] per un EN110

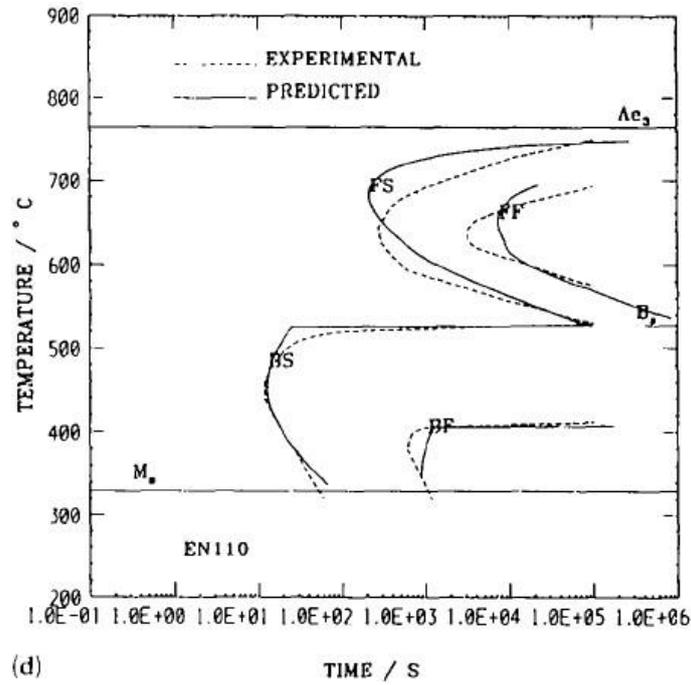


Figura A.18: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Bhadeshia da estratto [42] per un EN110

• Acciaio US4140:

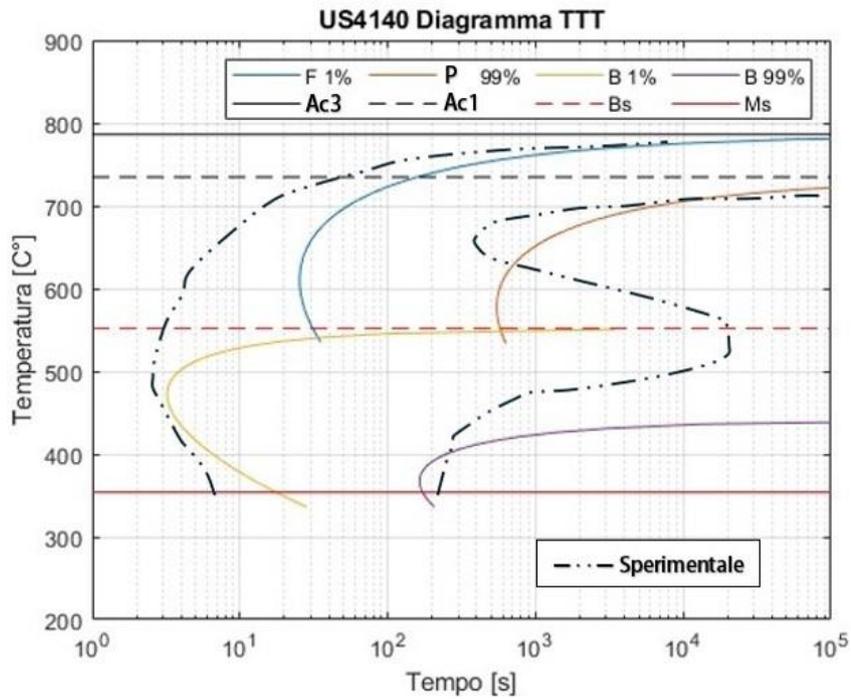


Figura A.19: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un US4140

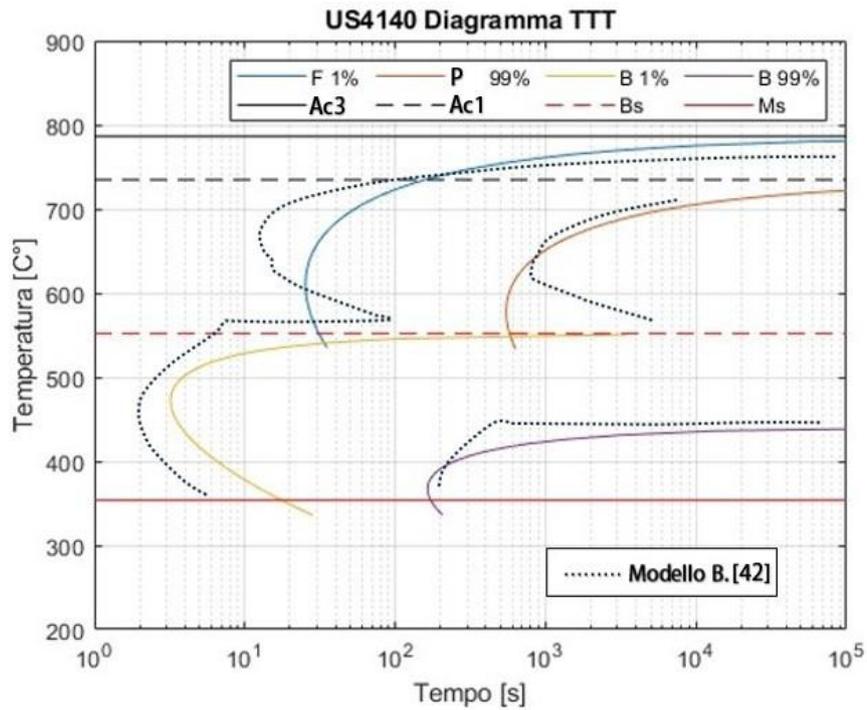


Figura A.20: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Bhadeshia [42] per un US4140

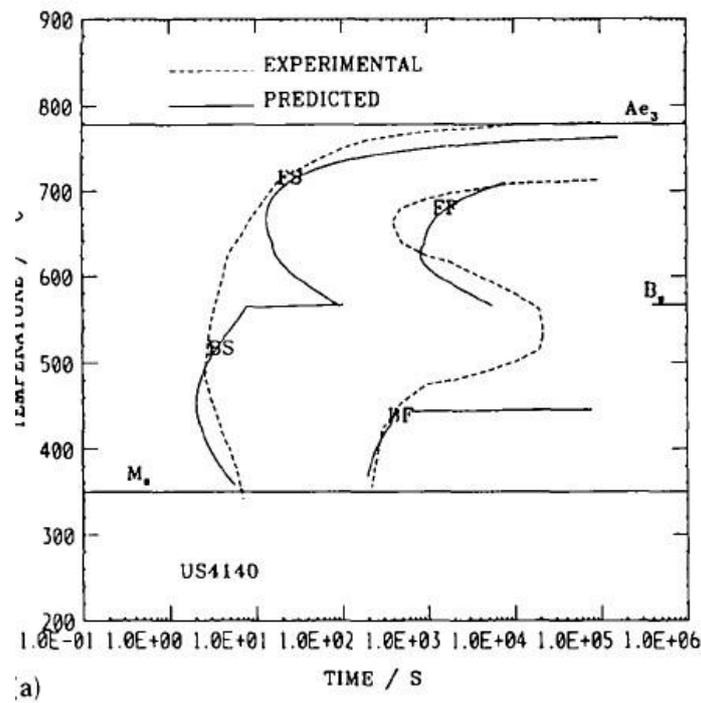


Figura A.21: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Bhadeshia da estratto [42] per un US4140

• Acciaio US4150:

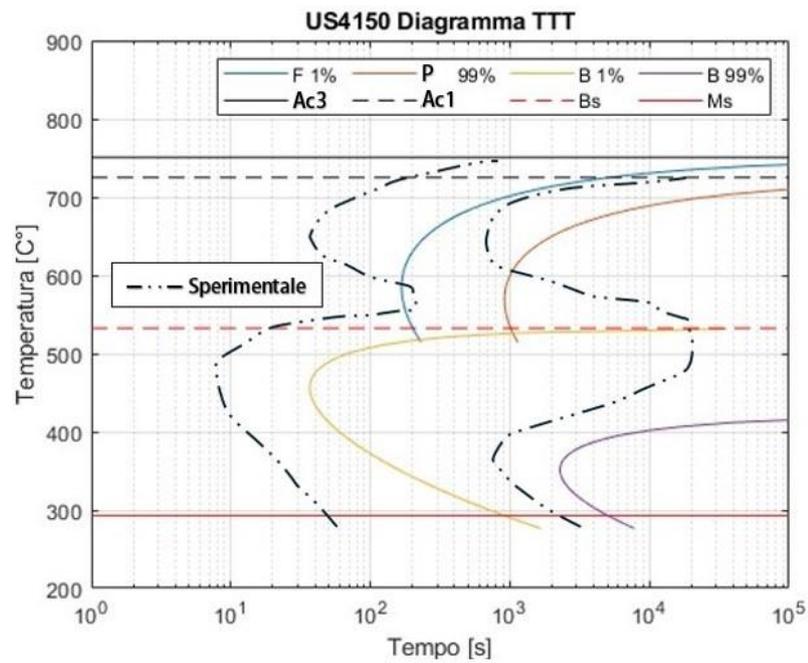


Figura A.22: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un US4150

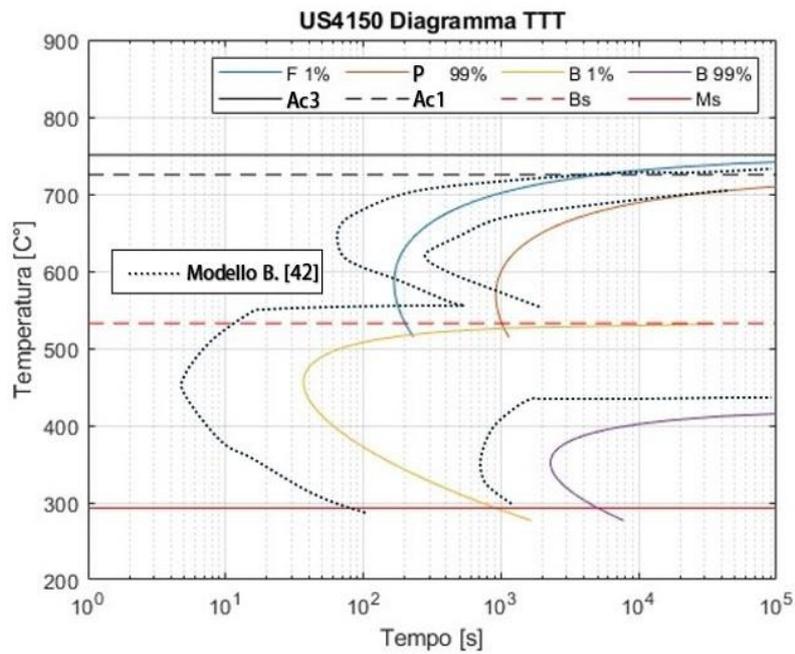


Figura A.23: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Bhadeshia [42] per un US4150

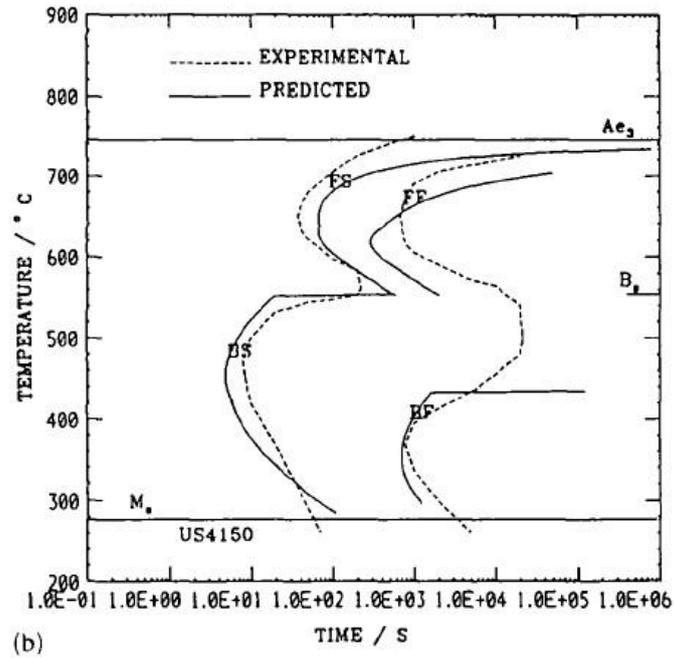


Figura A.24: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Bhadeshia da estratto [42] per un US4150

• Acciaio US4340:

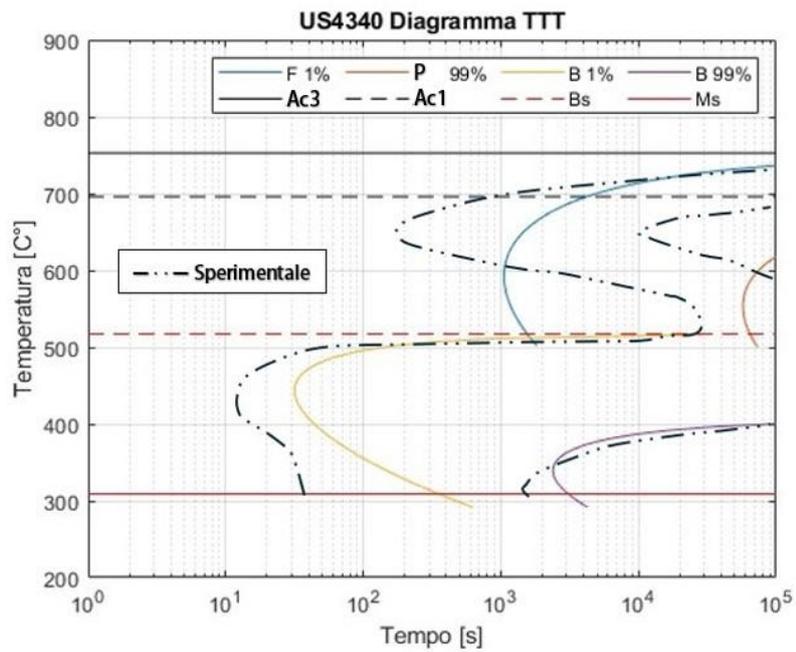


Figura A.25: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un US4340

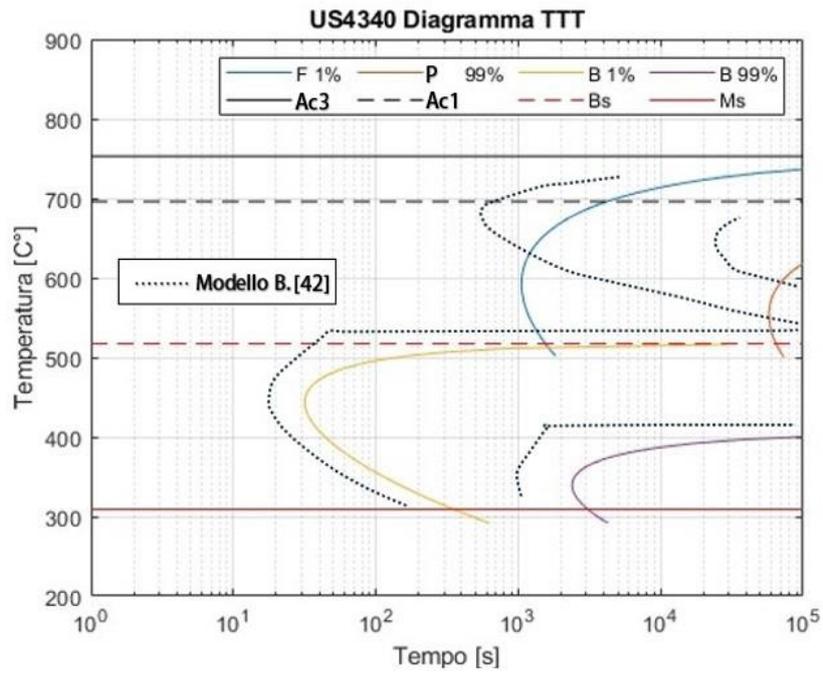


Figura A.26: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Bhadeshia [42] per un US4340

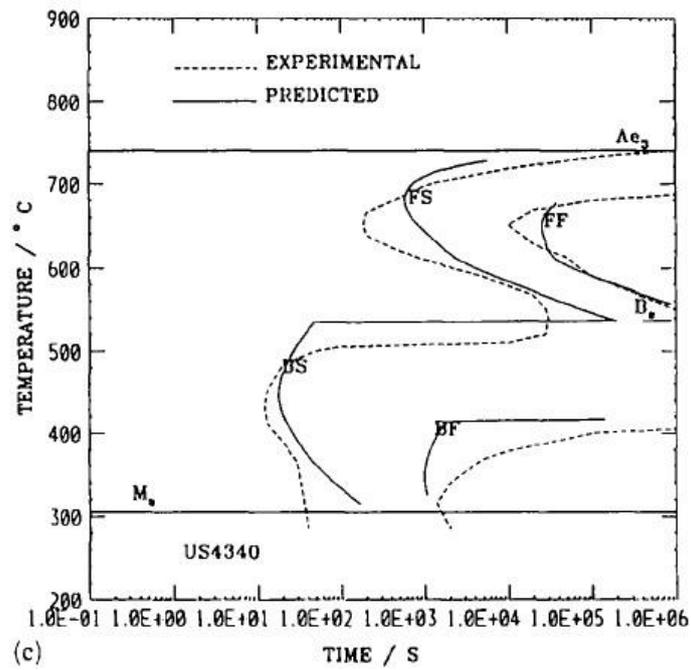


Figura A.27: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Bhadeshia da estratto [42] per un US4340

• Acciaio US5140:

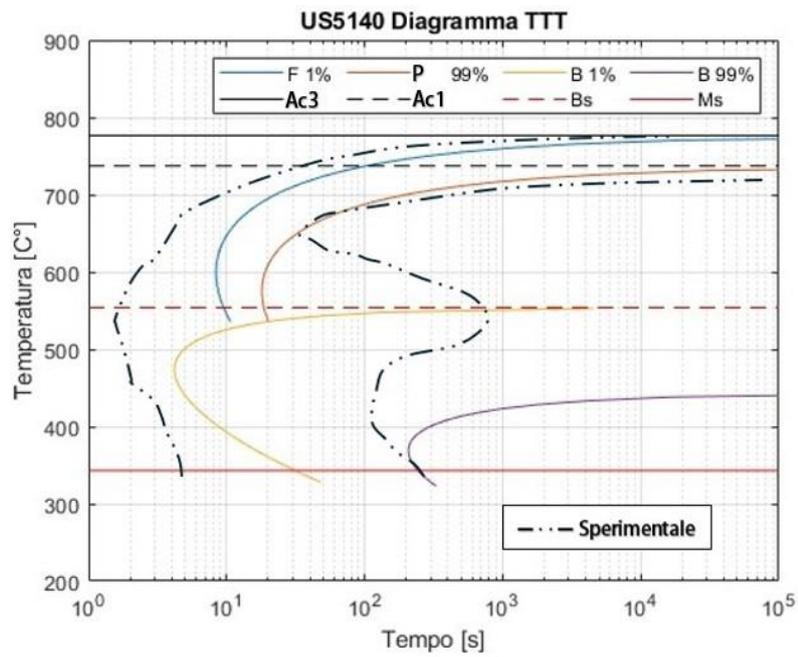


Figura A.28: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un US5140

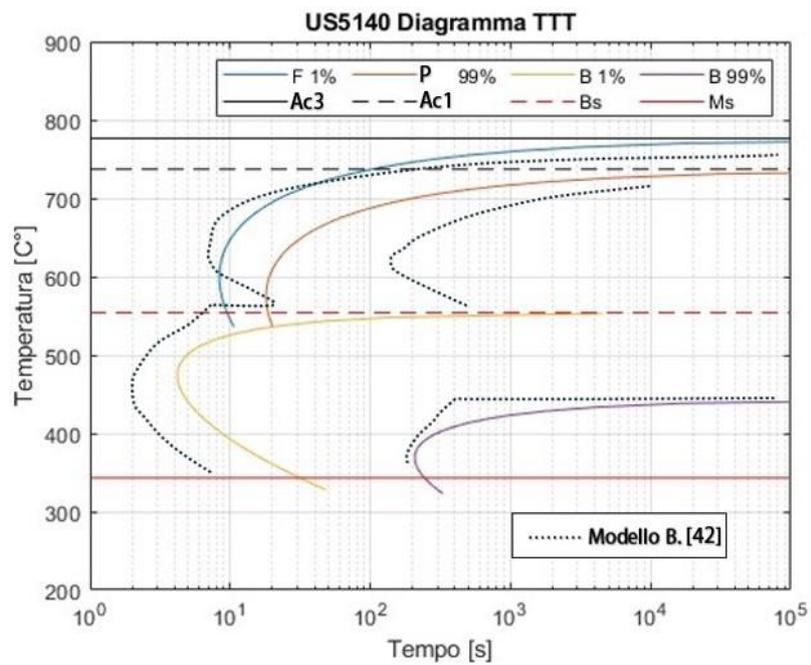


Figura A.29: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Bhadeshia [42] per un US5140

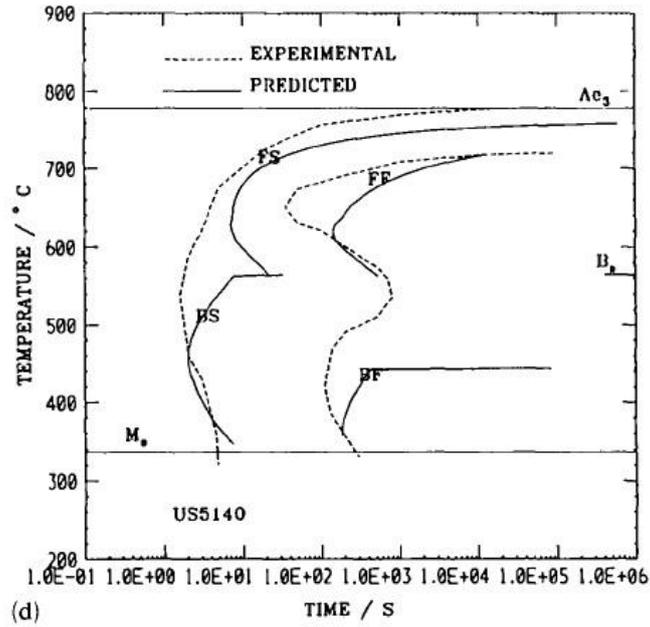


Figura A.30: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Bhadeshia da estratto [42] per un US5140

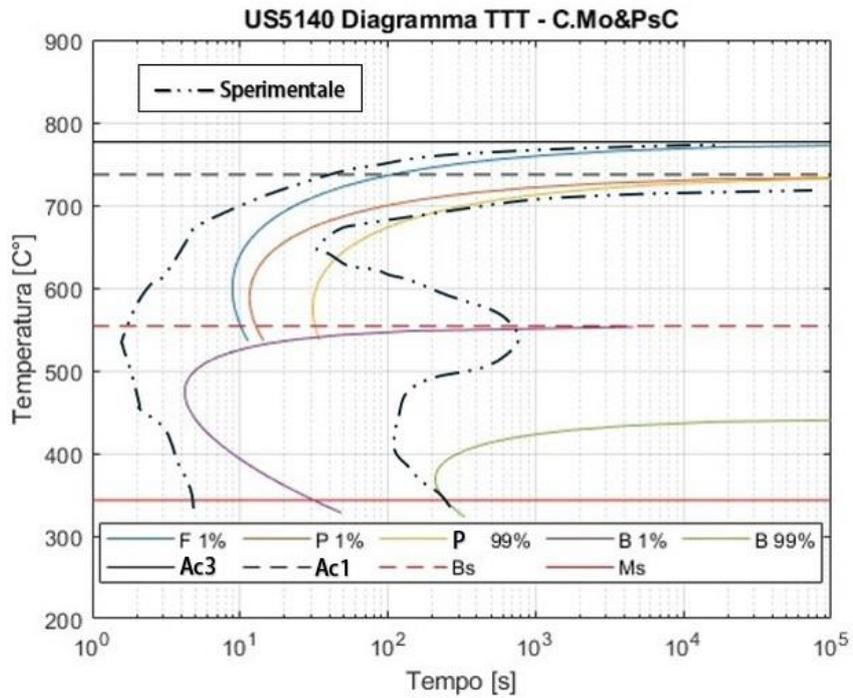


Figura A.31: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [42] per un US5140 – Correzione al contenuto minimo di Mo (ora uguale a 0.01%) e Correzione applicata alla costante per la curva Ps ↔ P1% (QPs + 8000)

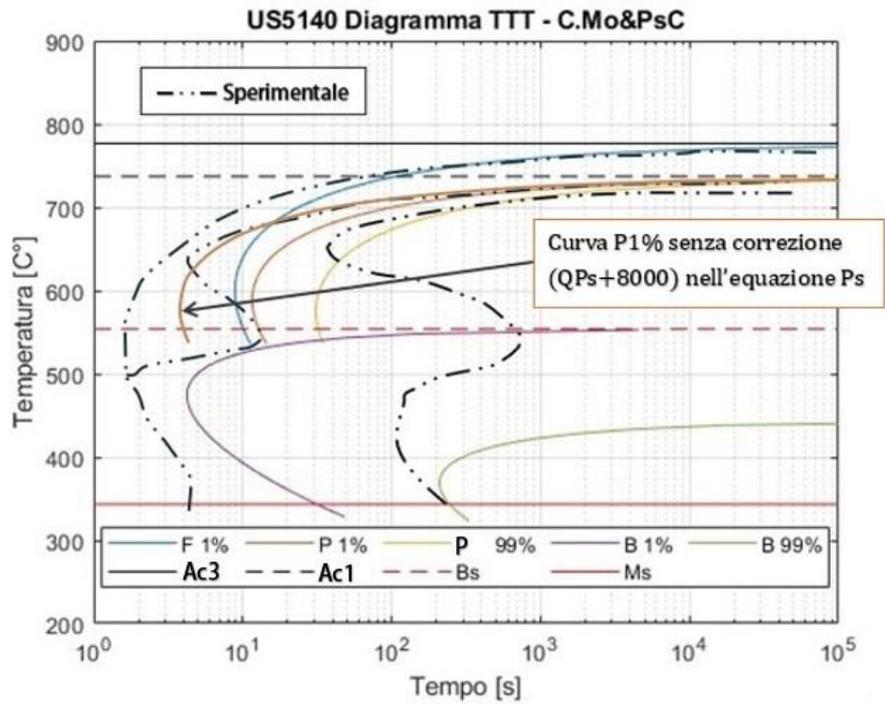


Figura A.32: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [49] per un US5140 – Correzione al contenuto minimo di Mo (ora uguale a 0.01%) e Correzione applicata alla costante per la curva Ps ↔ P1% (QPs + 8000)

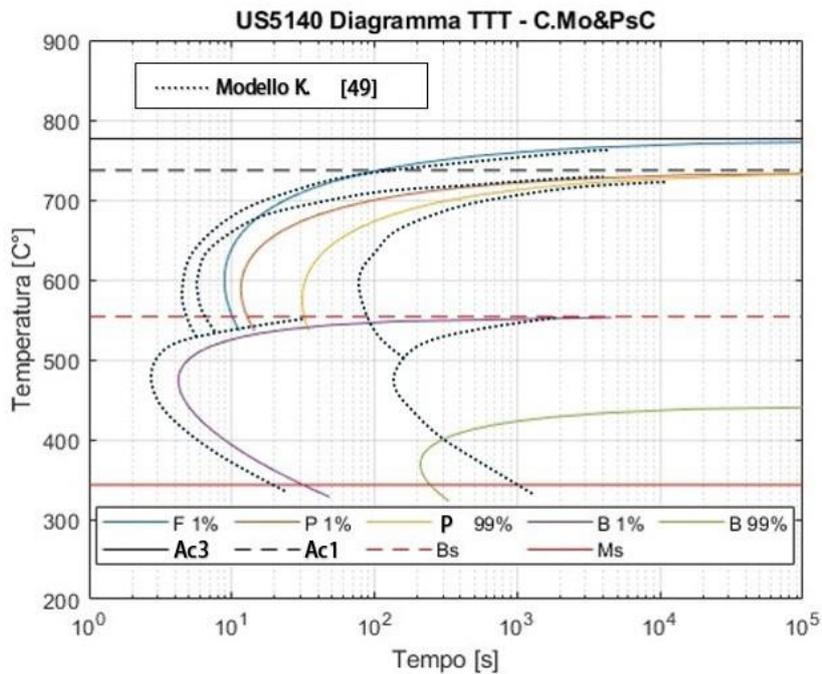


Figura A.33: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Kirkaldy e collaboratori in JMatPro [49] per un US5140 – Correzione al contenuto minimo di Mo (ora uguale a 0.01%) e Correzione applicata alla costante per la curva Ps ↔ P1% (QPs + 8000)

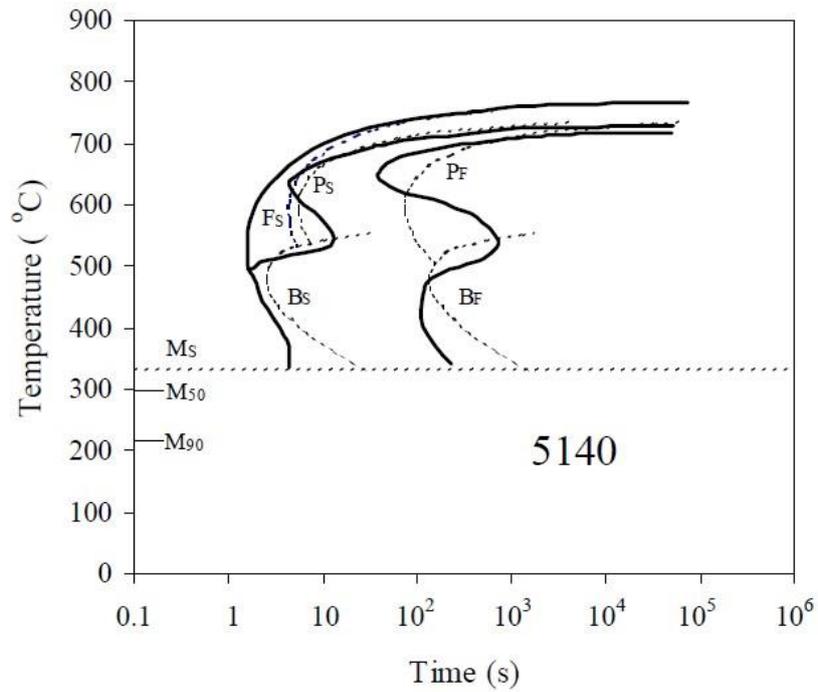


Figura A.34: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Kirkaldy e collaboratori in JMatPro [49] per un US5140

• Acciaio EN36:

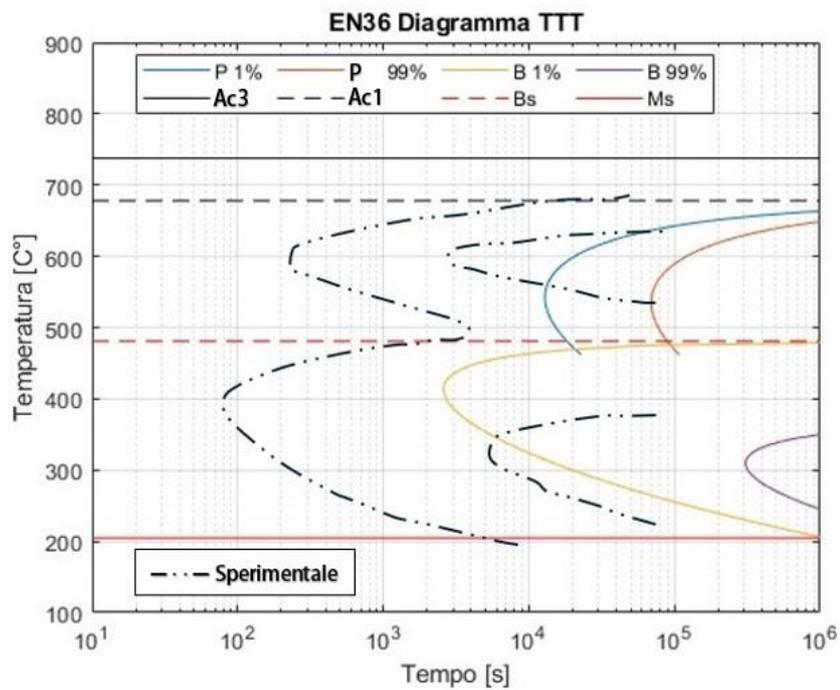


Figura A.35: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [49] per un EN36

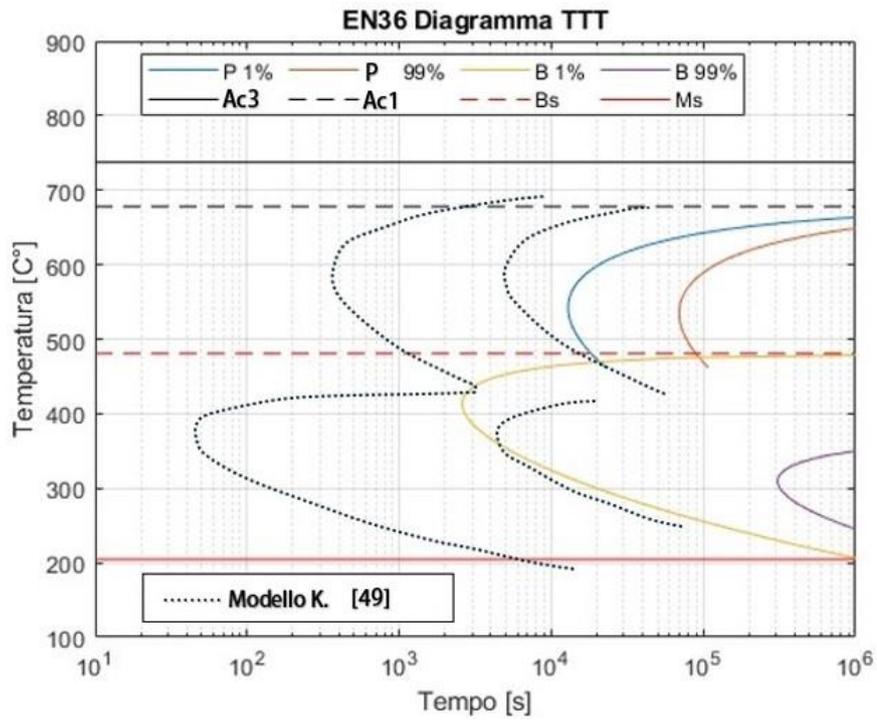


Figura A.36: Curve TTT da codice confrontate con quelle ottenute secondo modello di Kirkaldy e collaboratori in JMatPro [49] per un EN36

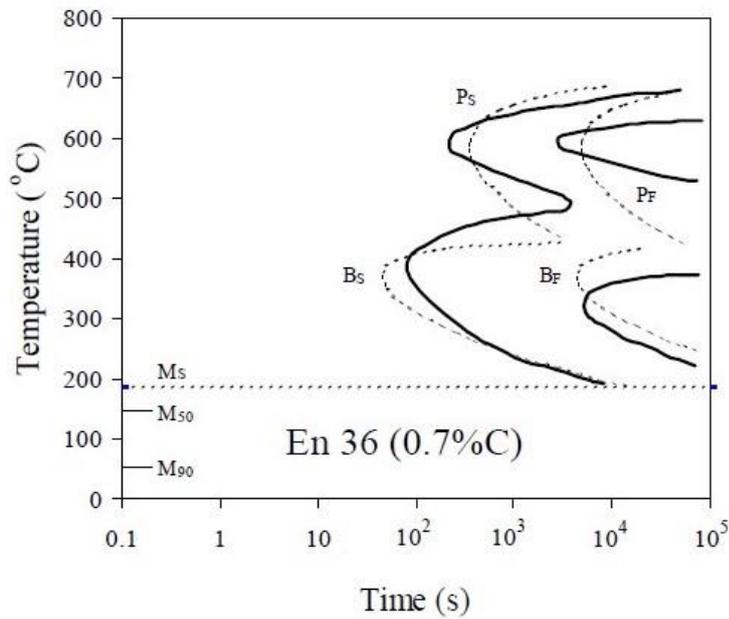


Figura A.37: Curve TTT sperimentali e secondo modello di Kirkaldy e collaboratori in JMatPro [49] per un EN36

• Acciaio 20MnCr5:

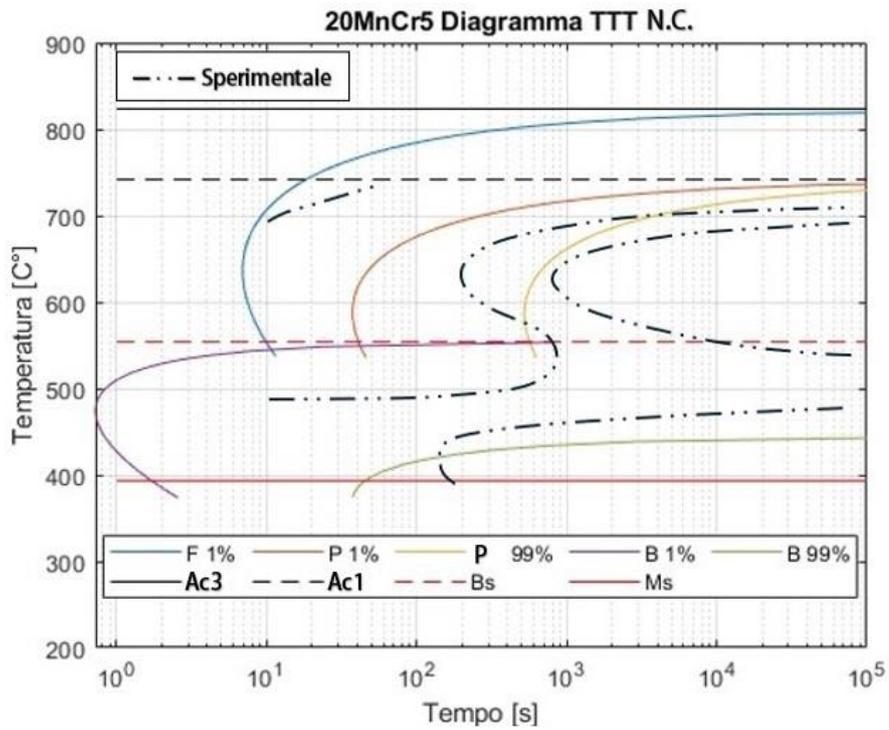


Figura A.38: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [24] per un 20MnCr5 – No correzioni

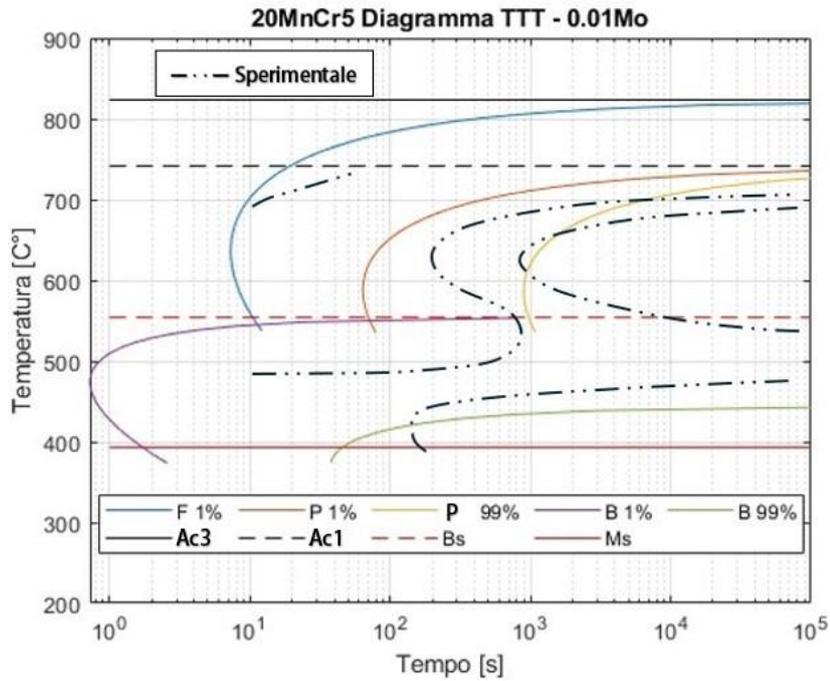


Figura A.39: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [24] per un 20MnCr5 – Con contenuto minimo 0.01% Mo

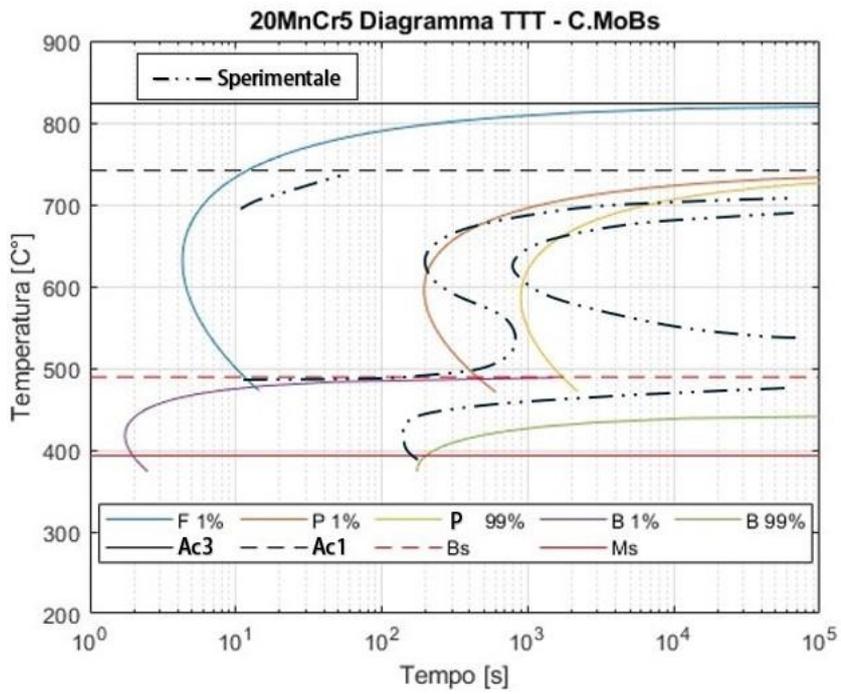


Figura A.40: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [24] per un 20MnCr5 – Applicazione delle Correzioni alle costanti, alla temperatura Bs, contenuto minimo di 0.01% Mo

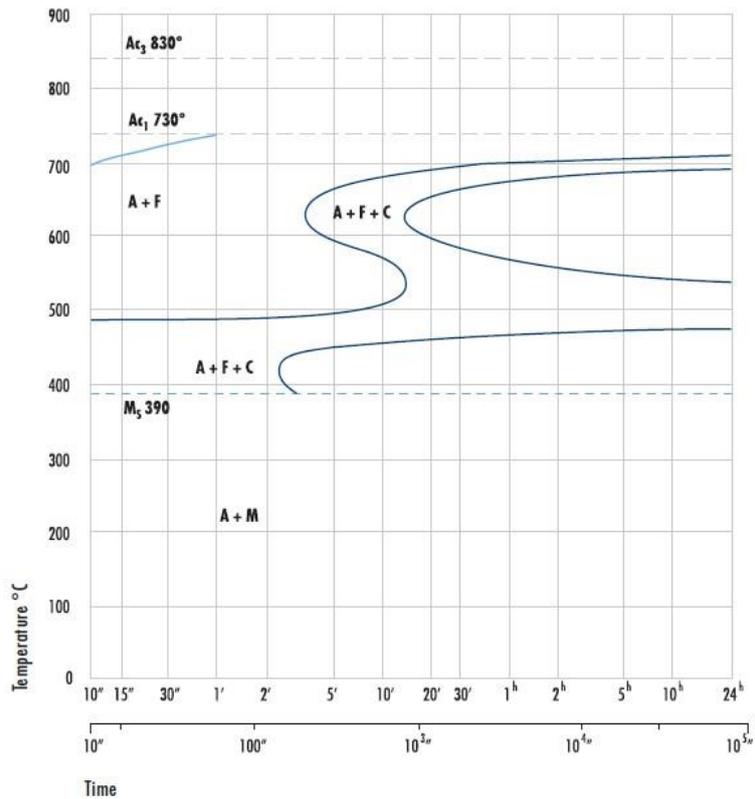


Figura A.41: Curve TTT sperimentali da estratto [24] per un 20MnCr5

• Acciaio 17NiCrMo6-4:

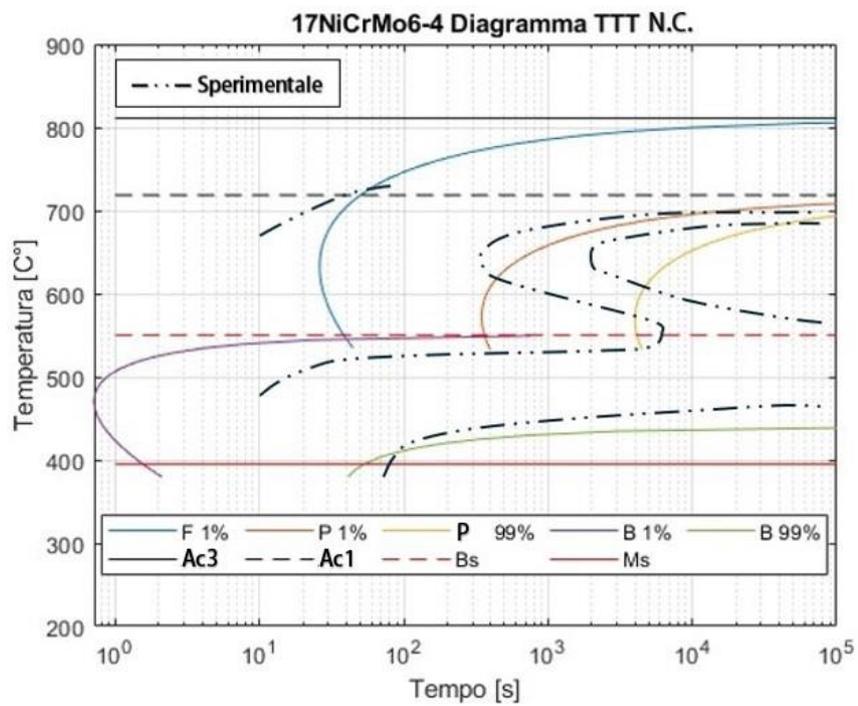


Figura A.42: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [28] per un 17NiCrMo6-4 – No correzioni

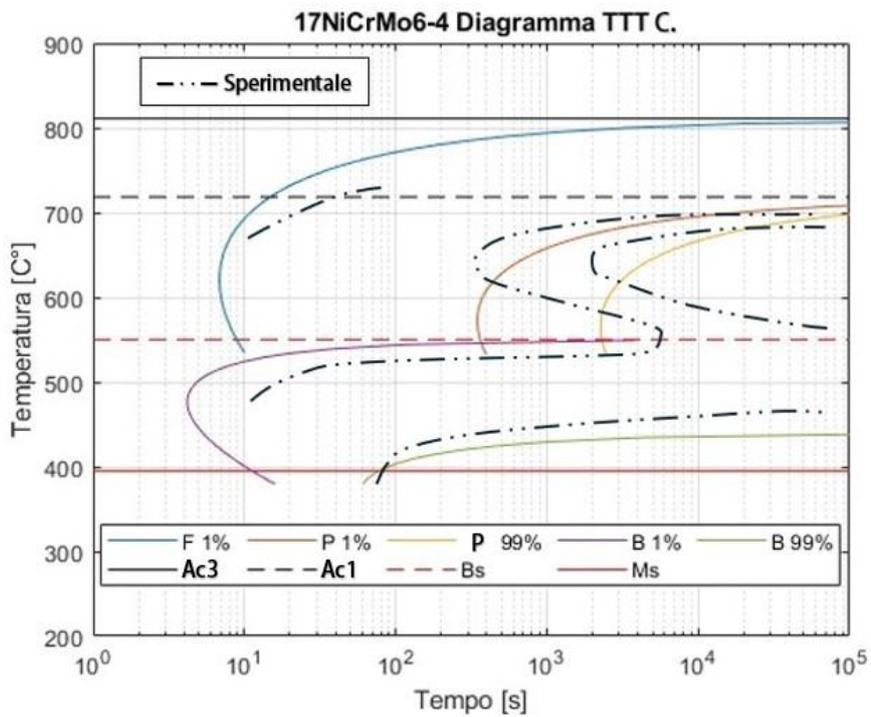


Figura A.43: Curve TTT da codice confrontate con quelle sperimentali [28] per un 17NiCrMo6-4 – Applicazione delle Correzioni alle costanti

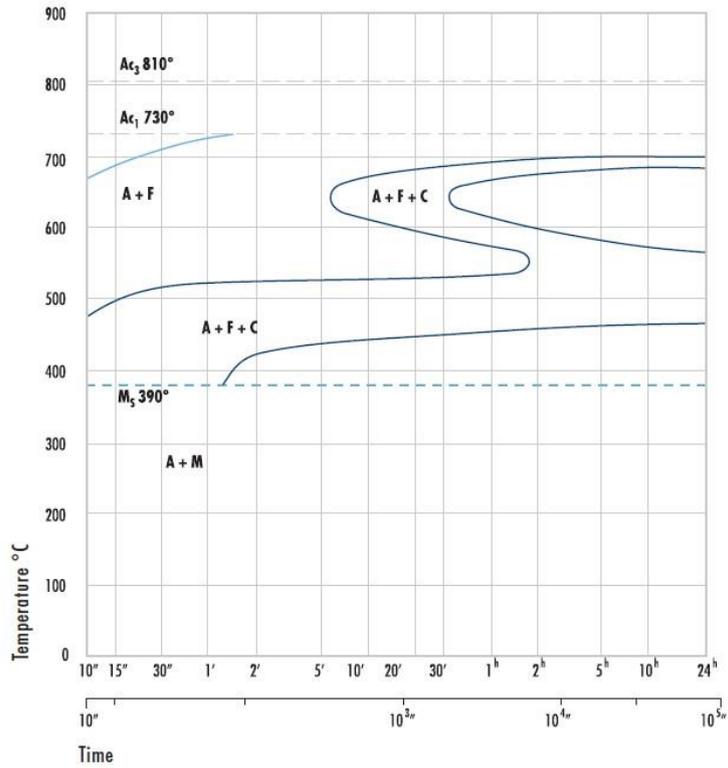


Figura A.44: Curve TTT sperimentali da estratto [28] per un 17NiCrMo6-4

• Acciaio SAE4124 MOD:

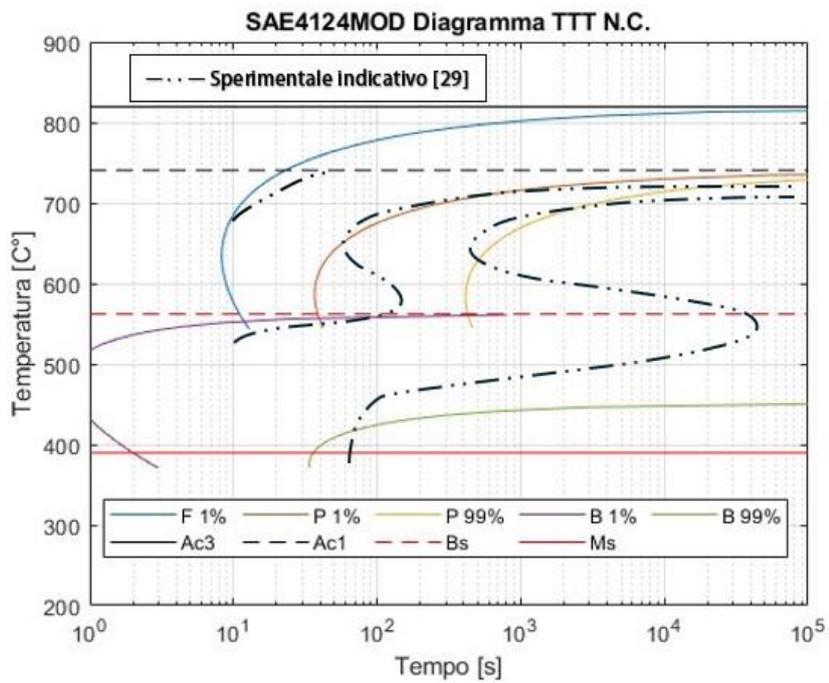


Figura A.45: Curve TTT da codice per un SAE4124 MOD confrontate con quelle di un 25CrMo4 [29], a puro scopo indicativo - No correzioni

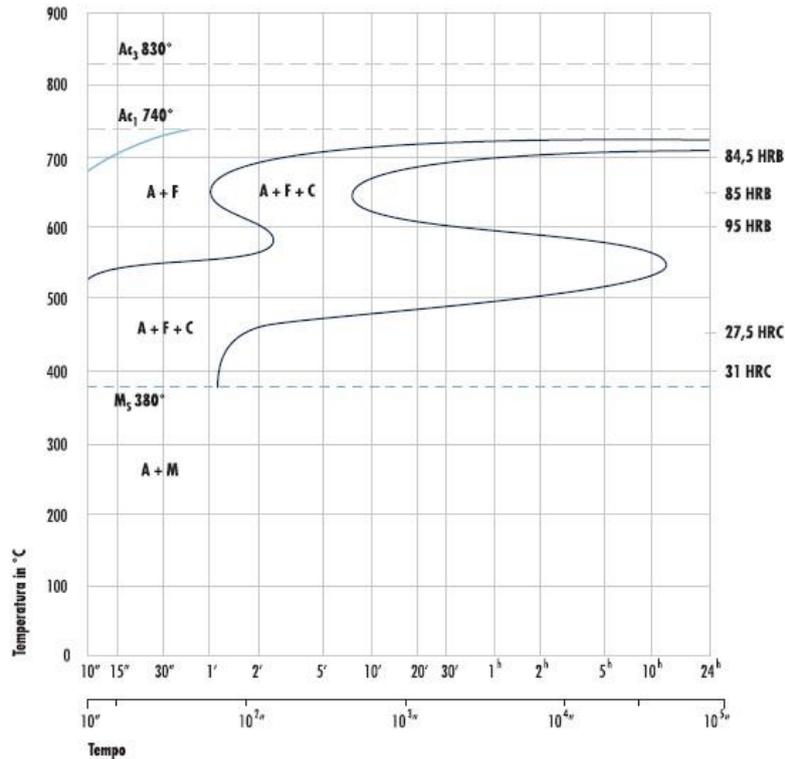


Figura A.46: Curve TTT sperimentali da estratto [29] per un 25CrMo4

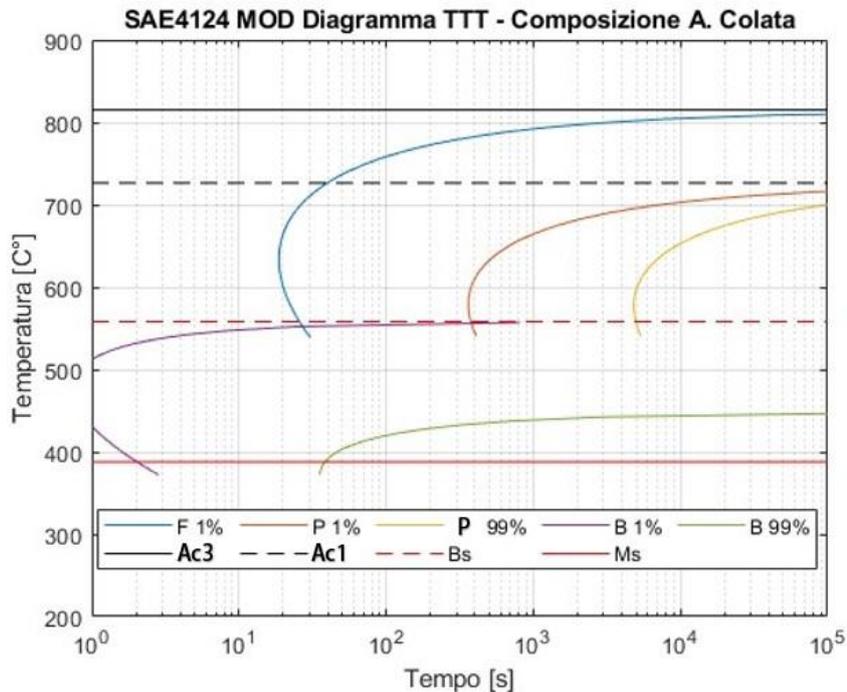


Figura A.47: Curve TTT da codice per un SAE4124 MOD con composizione 'A. Colata' da Tab.5.3

La sequenza dei grafici appena introdotti cerca di esporre le capacità del codice creato di riprodurre le curve TTT per una moltitudine di composizioni, facendone emergere anche gli aspetti negativi e limitazioni. Nel seguire con 'curva target' si intende quella ottenuta sperimentalmente.

Un primo aspetto emergente è l'intervallo composizionale di carbonio nel quale si ottengono i risultati migliori (intervallo di ottimo), ovvero si ha riproducibilità migliore senza correzioni nel caso in cui $0.28 < \%C < 0.4$. Al di fuori di questi limiti il decadimento di qualità nei risultati è di tipo progressivo e non del tutto istantaneo. Osservando meglio, in realtà l'andamento delle curve tende a seguire quello delle curve sperimentali e previste da modello di riscontro, ma risultano essere scostate sull'asse dei tempi. La tendenza emergente è uno scostamento misto (alcune curve verso sinistra altre verso destra) lungo l'asse dei tempi nei casi in cui $\%C < 0.28$, mentre si ha uno scostamento verso destra lungo l'asse dei tempi nei casi in cui $\%C > 0.4$ rispetto al target. Quest'ultimo aspetto e quello introdotto precedentemente, è particolarmente visibile nei grafici delle leghe EN19 (0.41% C), EN18 (0.48% C), US4150 (0.55% C) e EN36 (0.7% C), l'andamento opposto è invece presente per le leghe 20MnCr5, 17NiCrMo6-4 e EN13 (quest'ultimo è solamente citato nella fonte [42], ma dato un contenuto di carbonio inferiore al 0.2% si prevede questo andamento).

Direttamente dall'estratto del lavoro di Bhadeshia, è possibile riscontrare quanto segue: *"The coefficients utilized in the calculations were derived by fitting to experimental data, so that the model may not be suitable for extrapolation outside of that dataset. Thus, calculations should be limited to the following concentration ranges (in weight per cent): C 0.15-0.6; Si 0.15-0.35; Mn 0.5-2.0; Ni 0.0-2.0; Mo 0.0-0.8; Cr 0.0-1.7."* Jye-Long Lee, H. K. D. H. Bhadeshia 1993 (pag.229) [42]. Nonostante si rientri nei range appena indicati, la simulazione delle curve proprie dei due acciai scelti ha inizialmente portato ad alcune differenze sostanziali, maggiormente nel caso delle curve ferritiche. La motivazione è da ricercare principalmente nel contenuto di carbonio più basso che oltre ad influenzare il valore delle varie espressioni di Q, influenza anche l'esponentiale a numeratore nelle funzioni τ . In secondo luogo, anche il fatto di avere un elemento legante come il cromo oppure il nichel (elementi molto influenti sulla forma delle curve TTT e CCT, tra cui anche il molibdeno) posto a zero o quasi, ora maggiormente accentuato da un contenuto di C inferiore, contribuisce alla presenza di scostamenti. Per questo motivo è stato necessario introdurre dei fattori correttivi alle costanti contenute nelle espressioni di Q (vedi *Paragrafo 6.4 - Capitolo 6*), ogni qual volta si volesse rappresentare le curve delle due leghe citate. Si è ritenuto che applicare delle correzioni a queste costanti fosse la scelta meno invasiva e cauta per la totalità di un'intera formulazione, evitando di agire sui vari pesi presenti anche nelle funzioni a numeratore (fatto che non avrebbe agevolato la calibrazione). Oltre alla correzione delle costanti, si è notato che l'aggiunta del manganese e del proprio peso nelle varie formulazioni di Q ha consentito di introdurre delle correzioni inferiori, ove necessarie, rispetto al caso in cui l'espressione ne fosse sprovvista. Non solo a livello dei fattori correttivi, ma anche nella generalità di tutte le leghe usate per meglio livellare le differenze dai valori ideali di Q desiderati. La scelta di aggiungere il manganese nelle formulazioni di Q è stata una scelta valutata personalmente (non proveniente da fonti e/o esterni).

Nonostante non venga citato da nessuna parte nel materiale reperito, in luce delle correzioni applicate e dei risultati presentati, secondo riflessione personale (quindi non confermata) è possibile che la parte empirica di ogni formulazione adottata subisca delle modifiche a seconda delle categorie di materiale/acciai analizzate pur rimanendo nei range di calibrazione stabiliti per i vari modelli.

Nota: dall'estratto [42] (precedentemente riportati) si possono riscontrare i range di validità a livello composizionale dei vari elementi per la determinazione delle costanti in maniera empirica. Detto questo, qui si è comunque voluto valutare lo scostamento dalle curve sperimentali dell'acciaio EN36, nonostante questo fuoriesca dai limiti di validità composizionali.

Un altro aspetto è la forma delle curve ferritiche e perlitiche, visto che quelle bainitiche sembrerebbero non avere problemi particolari nel seguire la forma o andamento di quelle target. Per molte leghe (ad esempio EN110 e 17NiCrMo6-4) il codice non è in grado di riprodurre l'andamento che caratterizza una penetrazione maggiore della fase austenitica a scapito di quella ferritica e perlitica in prossimità della temperatura B_s lungo l'asse del tempo, portando a curve più acute e con naso tendente a temperature maggiori. E' possibile osservare che questo andamento è presente nelle leghe in cui il contenuto di elementi leganti Cr - Ni - Mo diventa progressivamente maggiore, per cui a posteriori anche se il codice non è in grado di rappresentarlo lo si può ora intuire. In altri casi invece (come US4140) la forma della curva ferritica non riesce a riprodurre per intero l'andamento della curva target. Rispetto al caso precedente, il codice riesce comunque a far intendere che la curva ferritica è caratterizzata da un naso a più bassa temperatura e da una forma molto meno acuta, che tenderà a terminare in prossimità del naso bainitico. Un esempio di questo è il caso della lega US5140, qui il codice riesce comunque a far intendere l'andamento reale. Consultando l'estratto [42] la forma delle curve è principalmente attribuibile al valore assunto dal parametro Q come si vede in Fig.A.48, infatti per valori crescenti di Q la forma della curva (in questo caso ferritica) assume una forma più acuta con un naso progressivamente posizionato a temperature maggiori, ma ne risulta uno scostamento verso destra lungo l'asse dei tempi. Questo fenomeno è stato correttamente riscontrato in varie prove realizzate nel codice, ma purtroppo nonostante si possa raggiungere la forma ricercata ne risultano degli scostamenti particolarmente eccessivi sull'asse dei tempi (in merito alle curve ferritiche e perlitiche, come già accennato). Infatti, per valori di Q simili a quelli presentati nella figura si ottengono degli andamenti adeguati, ma la corrispondenza temporale è completamente persa. Nel codice creato il valore medio di Q si aggira in un intervallo di 110000 - 120000, questo però è frutto del modello dal quale vengono reperite le formulazioni per la valutazione di τ . Per cui nonostante si possa avere una corrispondenza per quanto riguarda i tempi, in riferimento a quanto detto in precedenza la forma potrebbe essere non adeguata (ora però si possono intuire i comportamenti).

La probabile causa di questo deriva dalla costruzione in sé del codice; infatti, questo è un modello con base principale fondata sul modello di Kirkaldy-Li [41] con una piccola integrazione basata sul modello di Bhadeshia [42] sul quale però si è basata la calibrazione delle curve. In merito a questo si possono osservare le curve delle leghe US5140 ed EN36 dove è possibile osservare un riscontro anche rispetto ad un modello diverso da quello di Bhadeshia (ovvero quello di JmatPro su base di Kirkaldy e collaboratori [49]). Il modello qui creato cerca di essere una via di mezzo tra i due; alcuni andamenti sembrano preferire quello di un modello piuttosto che un altro, ma in generale è affine ad entrambi.

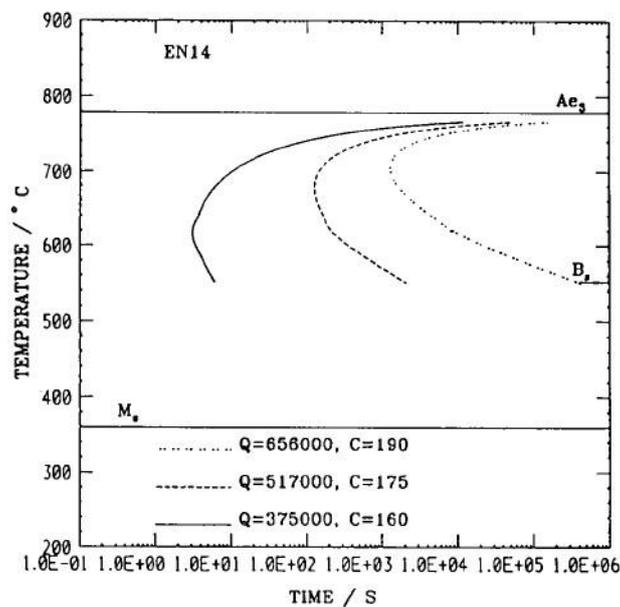


Figura A.48: Effetto del valore di Q e C sulla forma delle curve [42]

Per quanto riguarda la previsione delle temperature caratteristiche (A_{e3} , A_{e1} , B_s , M_s) non emergono discrepanze rilevanti nella quasi totalità dei casi, nonostante questo si è rilevato un grado di incertezza pari a circa $\pm 10^\circ\text{C}$ rispetto al valore ideale. L'unico caso in cui si ha uno scostamento troppo elevato dal valore di una temperatura caratteristica è quello del 20MnCr5, in cui la temperatura B_s calcolata è "superiore" di circa 65°C rispetto al valore misurato sperimentalmente (in merito a questo un prosiegua nel sottoparagrafo che segue *Il caso del 20MnCr5 e relative conseguenze*).

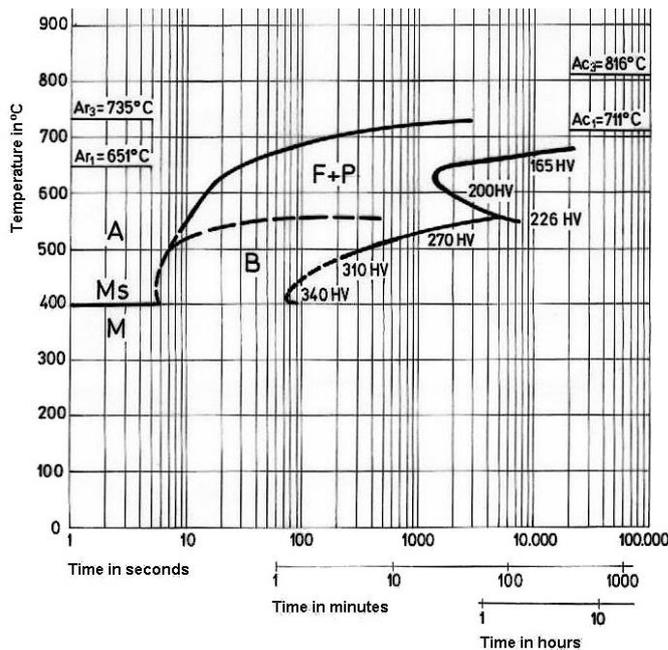


Figura A.49: Diagramma TTT per un 20MnCr5 – SIQUAL 7147 Steel [48]

Dopo una breve riflessione, in realtà è probabile che la stima di tale temperatura sia parzialmente corretta, dato che in Fig.A.38 e Fig.A.39 la curva sperimentale *Ferrite - Pearlite Finish* (usata come confronto per F-P 99%) termina poco sotto la linea rappresentante B_s e in generale la stima negli altri casi non ha presentato grosse discrepanze. A sostenere questa ipotesi è anche il diagramma TTT riportato in Fig.A.49, nel quale la curva che racchiude la zona della bainite 'B' presenta un limite superiore posto ad una temperatura di ~ 550°C, paragonabile con quella

prevista nelle due figure accennate in poche righe più sopra. In ogni caso si è proceduto lo stesso a "correggerla", in modo da ottenere una posizione grafica delle curve F_s (F 1%), P_s (P 1%) e B_s (B 1%) più vicina a quella individuata dalle curve sperimentali. Quest'ultime sono comunque frutto di analisi indubbiamente approfondite, le quali metterebbero in luce l'effettivo campo di esistenza che porta alla formazione della fase bainitica. Proseguendo, osservando il caso della lega EN36 è possibile osservare una discrepanza rilevante di questa temperatura rispetto a quella prevista secondo modello K. (Kirkaldy e collaboratori per JMatPro), ma il codice qui creato e utilizzato mostra invece una previsione corretta se confrontato con la curva sperimentale fornita.

In Fig.A.45 vengono mostrate le curve relative al SAE 4124MOD secondo composizione media relativa ai dati della Tab.6.3, confrontate con quelle del 25CrMo4 a puro scopo indicativo. Si è ritenuto che l'introduzione di correzioni (alle costanti) atte a ottenere una migliore sovrapposibilità non sia una scelta adeguata in questo caso, dato che non vi è l'assoluta certezza che la lega di confronto è la medesima. In ogni caso è logico supporre che le reali curve TTT del SAE4124 MOD non siano molto dissimili da quelle delle altre due leghe. Infatti, in Fig.A.47 viene mostrato un diagramma di questo acciaio con la composizione reale (Tab.5.3), si nota immediatamente la similitudine grafica con le altre due leghe impiegate nelle prove. Al contrario, la somiglianza grafica con la lega di confronto viene persa. La risposta a questo può risiedere nella composizione della lega stessa, la quale presente concentrazioni percentuali di certi alliganti che si scostano dai campi di variabilità forniti. Allo stesso tempo è possibile che in realtà ci sia un fenomeno di sovrastima dei tempi, causato dalla combinazione degli elementi Cr - Mo - Mn presenti in quantità idonee a far sì che il fenomeno si manifesti (aspetto ripreso nel paragrafo che segue).

Quindi, per le prove sperimentali si utilizzeranno grafici del 20MnCr5 e del 17NiCrMo6-4 ottenuti con le apposite correzioni. Mentre nel caso del SAE 4124MOD, verranno impiegati dei grafici non soggetti a correzioni.

E' necessario considerare il seguente ed ultimo aspetto, relativo alla capacità di previsione del programma. Come visto, la calibrazione ha sfruttato diversi materiali, ma ogni ognuno di esso è stato valutato solamente secondo una determinata combinazione dei parametri di austenitizzazione. Purtroppo, non è stato possibile valutare l'accuratezza delle previsioni da parte del programma, in merito all'effetto derivante da combinazioni diverse dei parametri di austenitizzazione (almeno per la temperatura) su di un materiale. Causato dall'apparente assenza (sulla base delle proprie ricerche) di materiale che fornisse dati (per lo più attraverso diagrammi) per costruire una base di ulteriore confronto, evitando un approccio per lo più teorico (non utile per questo scopo). Per cui, non si ha l'assoluta certezza dei risultati da questo punto di vista.

Il caso del 20MnCr5 e relative conseguenze

La calibrazione di questa lega è stata la più problematica tra tutte, ma nel "male" di questo sono emersi due dettagli importanti.

L'aspetto principale è legato al contenuto di molibdeno. Nella calibrazione originale delle curve si è fatto riferimento alla variabilità della composizione presentata nella fonte [24], dalla quale emerge che il Ni e il Mo non sono intenzionalmente addizionati (contenuto contrassegnato con ' - '). Per cui si è scelto di calibrare con un loro contenuto posto a zero, questo ha portato alla determinazione di certe costanti correttive. Nella composizione rinvenuta dall'analisi di colata risulta un contenuto di questi elementi diverso da zero (0.09% Ni e 0.02% Mo), ma la loro presenza è per lo più accidentale e le percentuali rinvenute sono in accordo con quanto previsto da [2]. Il problema riscontrato è che queste piccole variazioni di composizione si traducono in uno scostamento troppo elevato delle curve perlitiche, rispetto alla variazione che si otterrebbe realmente. Nell'analisi delle cause il molibdeno è emerso come colpevole del fenomeno, mentre il nichel ha presentato variazioni minime per piccoli incrementi. L'effetto del molibdeno è osservabile nel confronto tra le curve di Fig.A.38 e Fig.A.39, le quali differiscono per solo il 0.01% di questo elemento. In aggiunta, lo scostamento riscontrato nell'intervallo composizionale A) da 0% a 0.01% è maggiore (il doppio) di quello che si avrebbe nell'intervallo B) da 0.01% a 0.02%, da 0.02% a 0.03% e così via, per cui un incremento del solo 0.001% nell'intervallo A) porta ad uno scostamento di entità maggiore se confrontato con il medesimo incremento nell'intervallo B). Nella generalità del codice, in ogni caso sembra che una variazione del contenuto di Mo tende ad avere degli effetti maggiori di quelli previsti e nell'analisi delle cause si è riscontrato che anche il Cr (compreso il Mn) tende a presentare questo comportamento, ma lo scostamento è costante per ogni variazione di 0.001% e la sua entità è simile a quella del molibdeno (in ogni caso il Mo rimane l'alligante con più effetto a parità di contenuto

nei grafici rispetto al Cr). La soluzione a questo problema, se pur attenuato per variazioni nel range di composizione B) ($\geq 0.01\%$) rispetto ad A), non è stata trovata ed è intrinseca al codice stesso. Nel dettaglio, di per sé il peso attribuito al molibdeno nelle formulazioni di Q non è la causa del comportamento dato che una sua variazione per una composizione percentuale fissa non porta a grandi cambiamenti (a meno che non sia completamente stravolto). Piuttosto è il peso attribuito a questo elemento che risiede nella funzione esponenziale di ogni formulazione τ ad avere gli effetti maggiori, ma questi pesi sono derivati in modo empirico nelle formulazioni presenti in [41] e qui utilizzate. Si è allora cercato di variare questi pesi nelle funzioni esponenziali a denominatore compensando con quelli nelle formulazioni di Q per evitare scostamenti eccessivi, ma senza successo. Il risultato è stato quello di ottenere pesi troppo elevati per il Mo nelle formulazioni di Q oltre ad un peggioramento del carattere predittivo delle curve perlitiche per ogni lega.

Esposte le problematiche, la scelta più cauta è stata quella di porre una soglia minima di sicurezza al contenuto percentuale di Mo nell'operazione del codice pari a 0.01% anche se questo non è presente all'interno di una lega, questa può essere trattata come introduzione accidentale o "impurità" (in ragione dei limiti esposti in [2] e già presentati nel *Capitolo 5*). L'adozione di questa soglia minima anche per un acciaio che non prevede una % definita di molibdeno ha comunque portato a risultati migliori e valori delle correzioni inferiori (vedi Tab.A.4 la quale riporta le correzioni per le varie casistiche) per la lega qui dibattuta. La lega US5140 è un esempio di questo miglioramento se si confronta la posizione temporale del naso della curva ferrite-perlite 99% (o finish) nei grafici di Fig.A.28 e Fig.A.31.

Come già accennato in precedenza, non si sono riscontrate differenze rilevanti nella stima delle temperature caratteristiche, tranne nel caso della temperatura B_s per il 20MnCr5 che viene sovrastimata di $\sim 65^\circ\text{C}$. Non è però chiara la causa di questo scostamento dato che per le leghe restanti si ottengono delle stime adeguate (si rimanda alla breve riflessione presente al termine del paragrafo precedente). Detto questo, la correzione della temperatura B_s per ottenere un grafico ottimale comporta una variazione della costante correttiva applicata a Q_{B_s} .

Evoluzione delle costanti correttive per 20MnCr5 nelle varie casistiche				
1) B_s non corretta e Ni, Mo = 0				
$Q_{Fs} - 4000$	$Q_{Ps} + 12000$	$Q_{Pf} + 3000$	$Q_{Bs} + 5000$	$Q_{Bf} + 8200$
2) B_s corretta e Ni, Mo = 0				
$Q_{Fs} - 4000$	$Q_{Ps} + 12000$	$Q_{Pf} + 3000$	$Q_{Bs} - 5000$	$Q_{Bf} + 8200$
3) B_s non corretta e Ni = 0, Mo = 0.01				
$Q_{Fs} - 4000$	$Q_{Ps} + 8000$	$Q_{Pf} + 0$	$Q_{Bs} + 5000$	$Q_{Bf} + 8200$
4) B_s corretta e Ni = 0, Mo = 0.01 (Costanti correttive finali adottate)				
$Q_{Fs} - 4000$	$Q_{Ps} + 8000$	$Q_{Pf} + 0$	$Q_{Bs} - 5000$	$Q_{Bf} + 8200$

Tabella A.4: Tabella contenente le costanti correttive del 20MnCr5 per i vari step di analisi (casistiche). Casistica 4) adottata per la costruzione delle curve finali

La tabella in Tab.A.4 rappresenta l'evoluzione delle costanti correttive adottate nel corso dello sviluppo del codice; quindi, per la costruzione del grafico finale del 20MnCr5 si utilizzano:

$$Q_{Fs} - 4000 \quad ; \quad Q_{Ps} + 8000 \quad ; \quad Q_{Pf} (o \ Q_{FPf}) + 0 \quad ; \quad Q_{Bs} - 5000 \quad ; \quad Q_{Bf} + 8200.$$

Caso a favore della plausibilità dei risultati

In precedenza, si è accennato alla possibilità che il programma creato non riesca effettivamente a prevedere in modo corretto la posizione temporale delle varie curve, a seguito di una variazione dei parametri di austenitizzazione per la medesima lega. Per trovare una plausibile risposta a questo dubbio si è fatto affidamento ai risultati delle prove sperimentali, nello specifico dal confronto delle micrografie ottenute con i diagrammi creati. Qui di seguito viene riportato un caso che possibilmente conferma la plausibilità dei risultati, ma non si ha l'assoluta certezza.

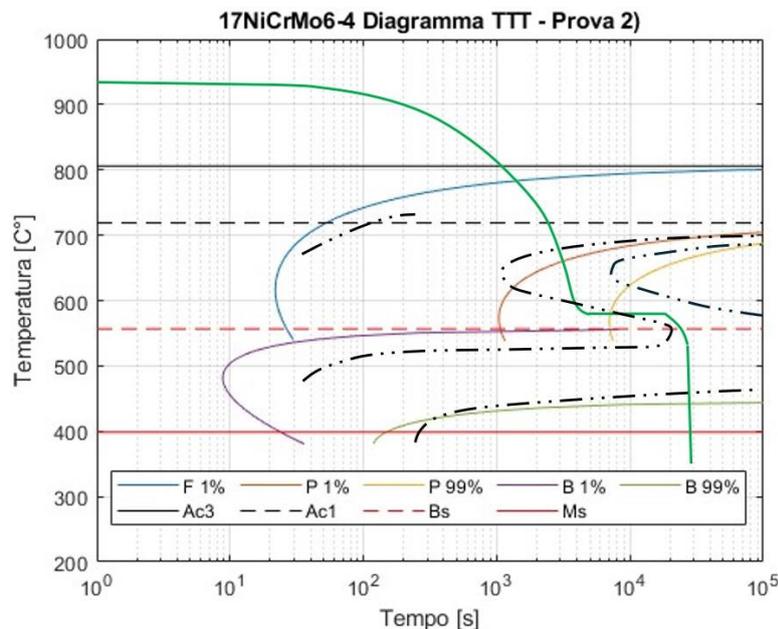


Figura A.50: Diagramma TTT 17NiCrMo6-4 austenitizzato a 940°C per 2h - Prova 2)

Il diagramma TTT di Fig.A.50 è quello del 17NiCrMo6-4, sottoposto ad un'austenitizzazione effettiva di 2h ad una temperatura di 940°C. Dalla temperatura di austenitizzazione ($T_a = 940^\circ\text{C}$), segue un raffreddamento in forno fino ad una temperatura di 580°C della durata di circa 1h e 20min (percorso verde), seguito da un mantenimento isoterma a tale temperatura della durata di circa 4h che termina con un raffreddamento in aria fino a T ambiente. Gli andamenti in nero del tipo ' - · · - ' ; vorrebbero rappresentare la forma reale che le curve stimate da programma dovrebbero assumere. Il fatto che il programma non riesca a riprodurre la forma delle curve perlitiche (non i tempi sul naso delle curve), è già stato esplicitato in precedenza.

Come riportato nel *Capitolo 8*, il confronto tra il percorso termico (in verde) e il diagramma è solamente di tipo qualitativo. La proiezione dei percorsi di raffreddamento di tipo continuo, diversamente dai tratti isotermi, non possiede molto significato su di un diagramma TTT. Si consideri allora indicativamente la sola fase di mantenimento isoterma.

Innanzitutto, considerando le curve stimate con il modello oppure quelle con forma più plausibile (' - · · - '), gran parte della trasformazione dell'austenite in ferrite e perlite avviene durante il raffreddamento dalla temperatura T_a . Facendo ora riferimento alla stima del modello (P 1% e P 99%), la trasformazione dell'austenite residua in perlite termina con la prima fase del mantenimento isoterma. Invece se si considerano le curve in nero, il mantenimento isoterma inizia quasi in corrispondenza con la prima curva che delimita il campo perlitico. Per terminare senza raggiungere una trasformazione completa.

In entrambi i casi (con interesse principale rivolto all'output fornito dal modello sviluppato, dato che sono i risultati con cui si lavora), durante il mantenimento isoterma è probabile che la trasformazione dell'austenite residua sia ancora incorso (si dice 'probabile', dato che la proiezione della curva di raffreddamento su di un diagramma CCT potrebbe segnalare una condizione diversa). Inoltre, aspetto di grande importanza, la fase di mantenimento si trova molto vicino alla temperatura B_s (ovvero le curve bainitiche). Teoreticamente ci si può aspettare: la presenza di ferrite essendo la prima fase a formarsi dalla transizione di quella austenitica - la presenza di perlite fine, dato che il percorso effettua un passaggio (possibilmente più rapido rispetto alle altre prove) nella zona perlitica del grafico per terminare ad una temperatura di isoterma bassa, "quasi" a ridosso della zona bainitica - la possibile presenza di bainite e/o strutture di Widmanstätten dato che la trasformazione isoterma (580°C) è comunque prossima alla fase bainitica e questo acciaio presenta maggiore temprabilità. Inoltre, sulla base delle curve nere, il mantenimento isoterma terminerebbe in una zona nella quale non viene raggiunta la completa trasformazione di fase (da qui la possibilità che si formi bainite). Sono conclusioni di tipo qualitativo, ma si cerca di formare un'idea per quanto possibile.

Si ripete che quanto derivato dal confronto è tipo qualitativo, ma le micrografie derivate dal ciclo termico 940°C - 580°C di questo acciaio, sembrano effettivamente riportare le caratteristiche strutturali principali qui presentate. Come suggerisce anche il diagramma TTT.

Un altro esempio potrebbe essere quello del 20MnCr5. Dalla visione dei diagrammi TTT nelle varie prove del *Capitolo 8*, si nota che il mantenimento isoterma avviene presumibilmente a trasformazione dell'austenite residua in perlite già completata e non si avvicina mai alla temperatura B_s . In modo qualitativo (anche sulla base dei parametri delle prove svolte), non ci si aspetta una struttura diversa da quella contenente ferrite e perlite. Infatti, per ogni prova si è sempre osservata tale struttura senza la presenza di differenze sostanziali (probabilmente dovuto anche ad un primo raffreddamento con

caratteristiche sempre simili tra le prove, sulla base di un confronto qualitativo tra i diagrammi).

Grafici qualitativi

Si conclude ora con i seguenti grafici, riassuntivi degli scostamenti tra i valori calcolati e quelli sperimentali (non derivanti da modello) senza la presenza di costanti correttive, ogni qual volta i grafici sperimentali consentissero il prelievo dei dati con stime corrette:

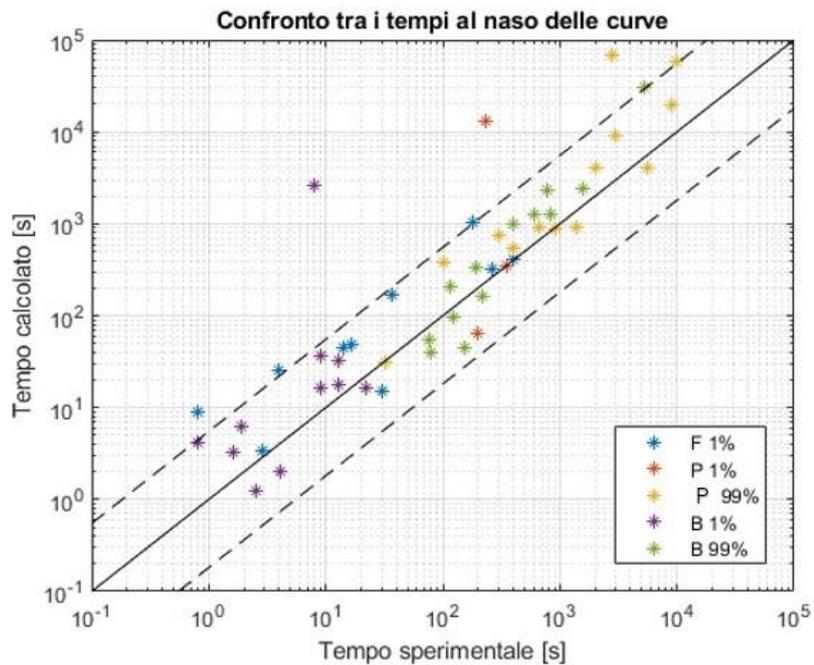


Figura A.51: Grafico rappresentante lo scostamento dei tempi valutato sul "naso" delle varie curve tra quelli calcolati e ottenuti sperimentalmente [42] [49] [24] [28]

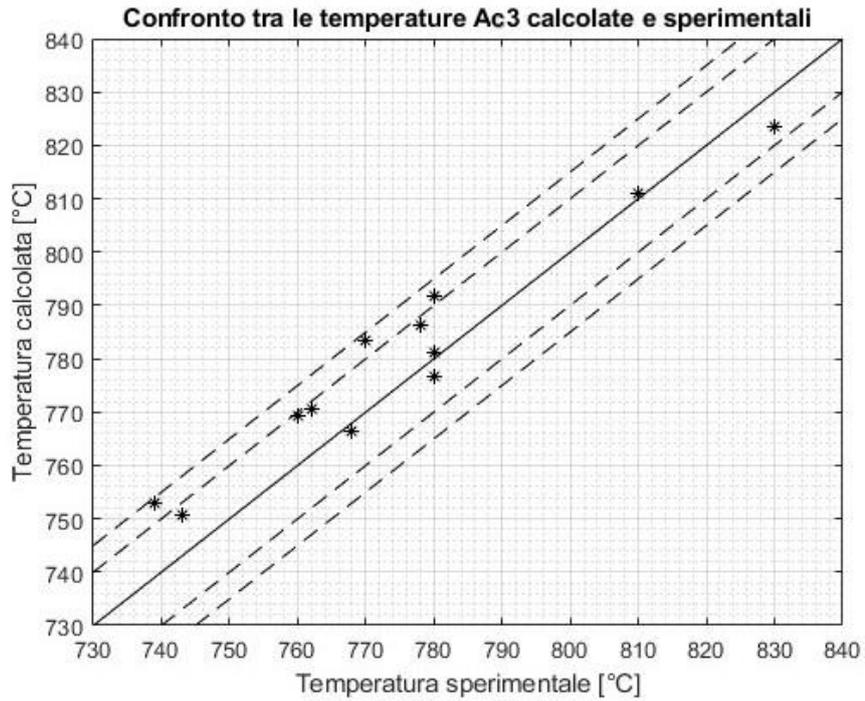


Figura A.52: Grafico rappresentante lo scostamento della temperatura Ac3 calcolata dal valore target, ovvero quello sperimentale [42] [24] [28]. Campo di variabilità simmetrico pari a +/- 10°C e +/- 15°C.

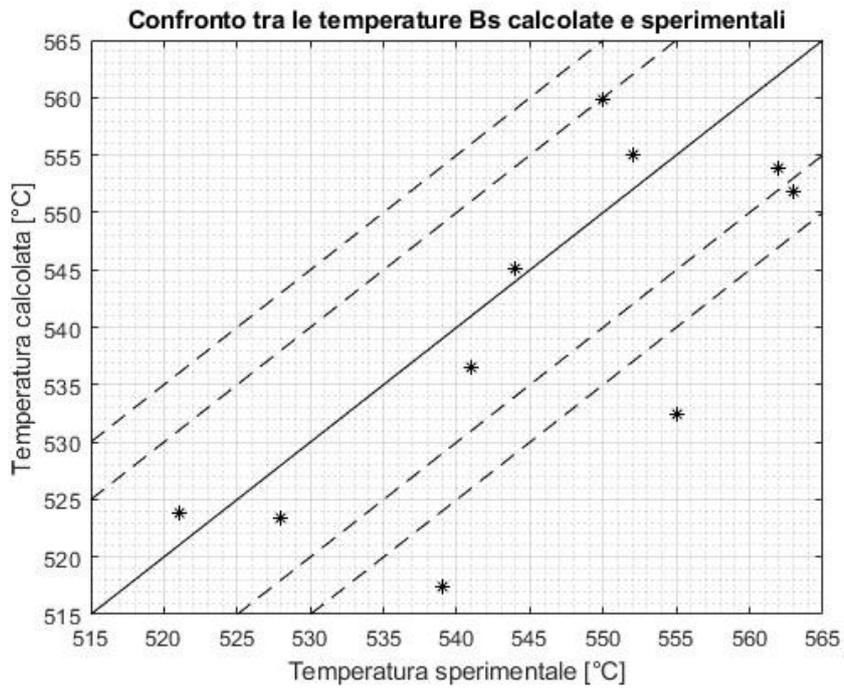


Figura A.53: Grafico rappresentante lo scostamento della temperatura Bs calcolata dal valore target, ovvero quello sperimentale [42]. Campo di variabilità simmetrico pari a +/- 10°C e +/- 15°C.

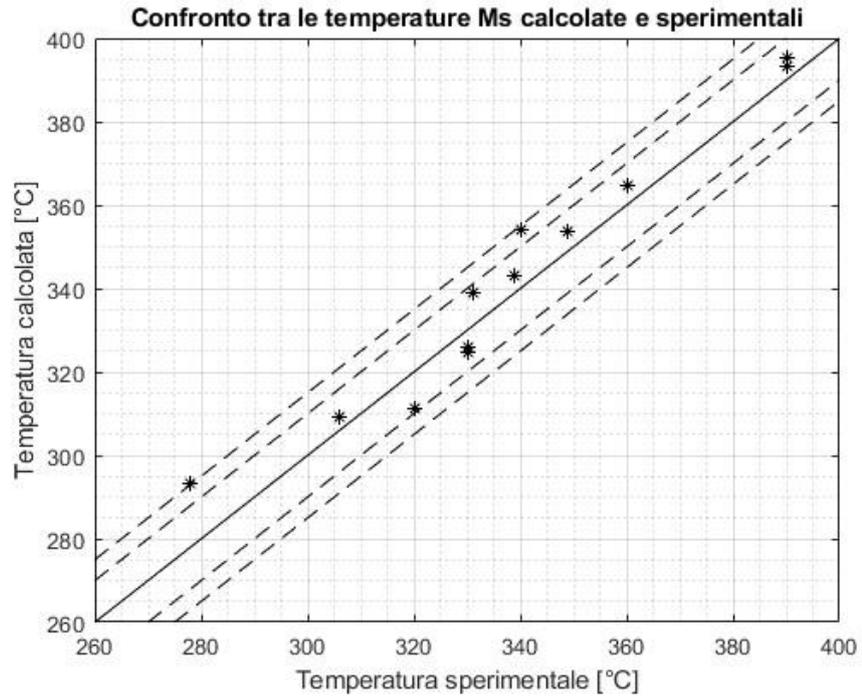


Figura A.54: Grafico rappresentante lo scostamento della temperatura Ms calcolata dal valore target, ovvero quello sperimentale [42] [24] [28]. Campo di variabilità simmetrico pari a +/- 10°C e +/- 15°C.

Appendice B: Micrografie al microscopio ottico

Qui vengono raccolte tutte le micrografie realizzate al microscopio ottico (realizzate presso BTT s.r.l.).

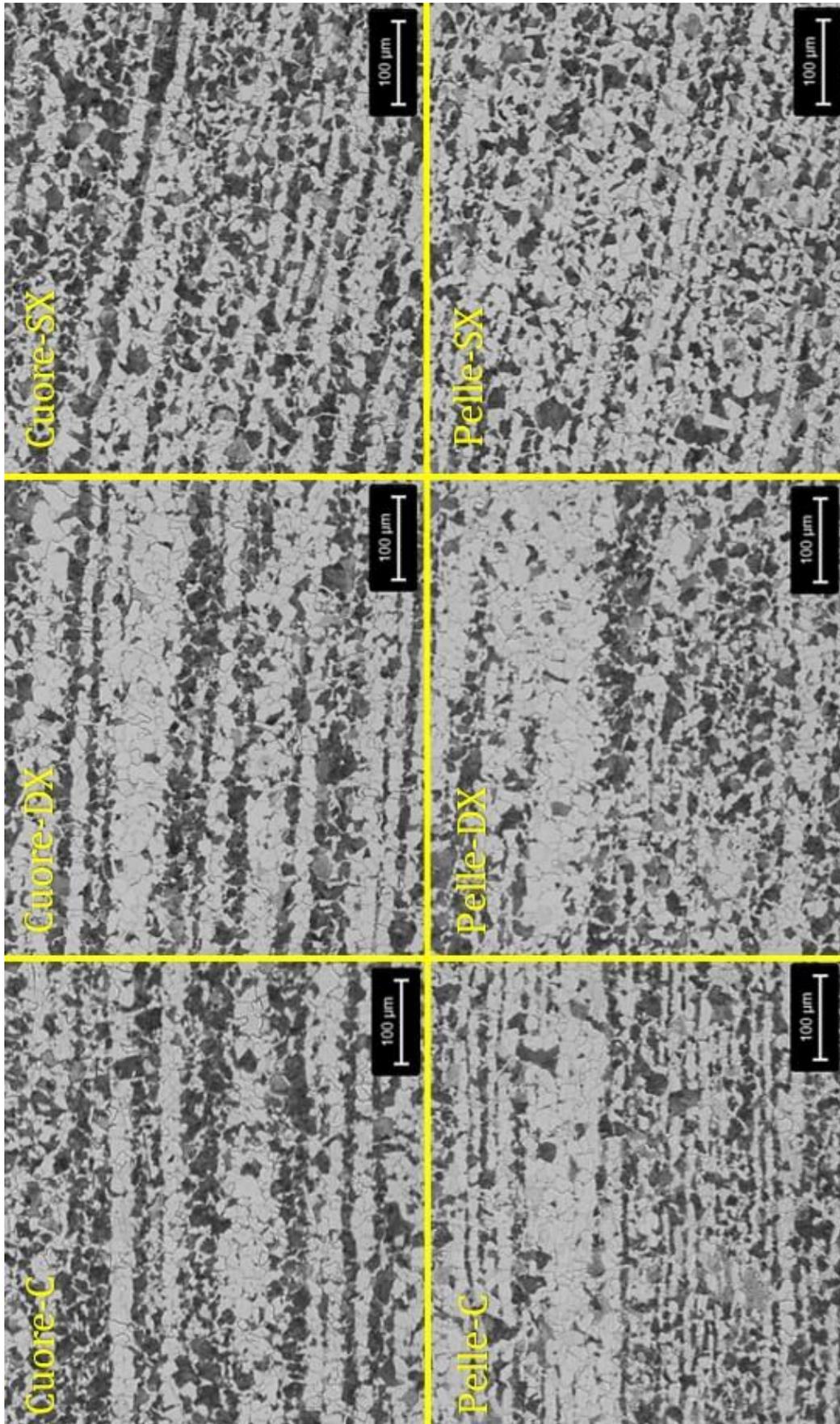


Figura B.1: Micrografie dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

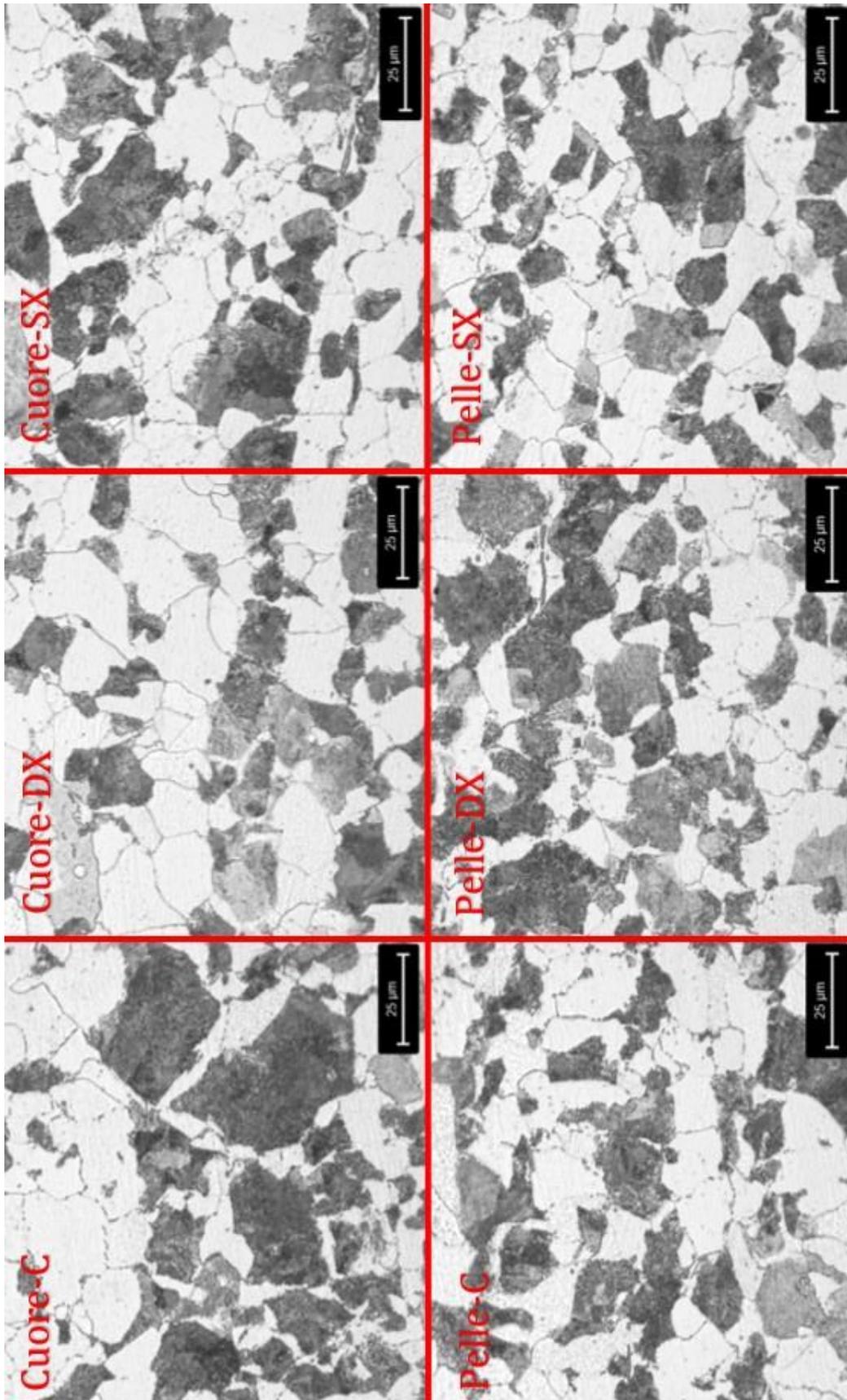


Figura B.2: Micrografie dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

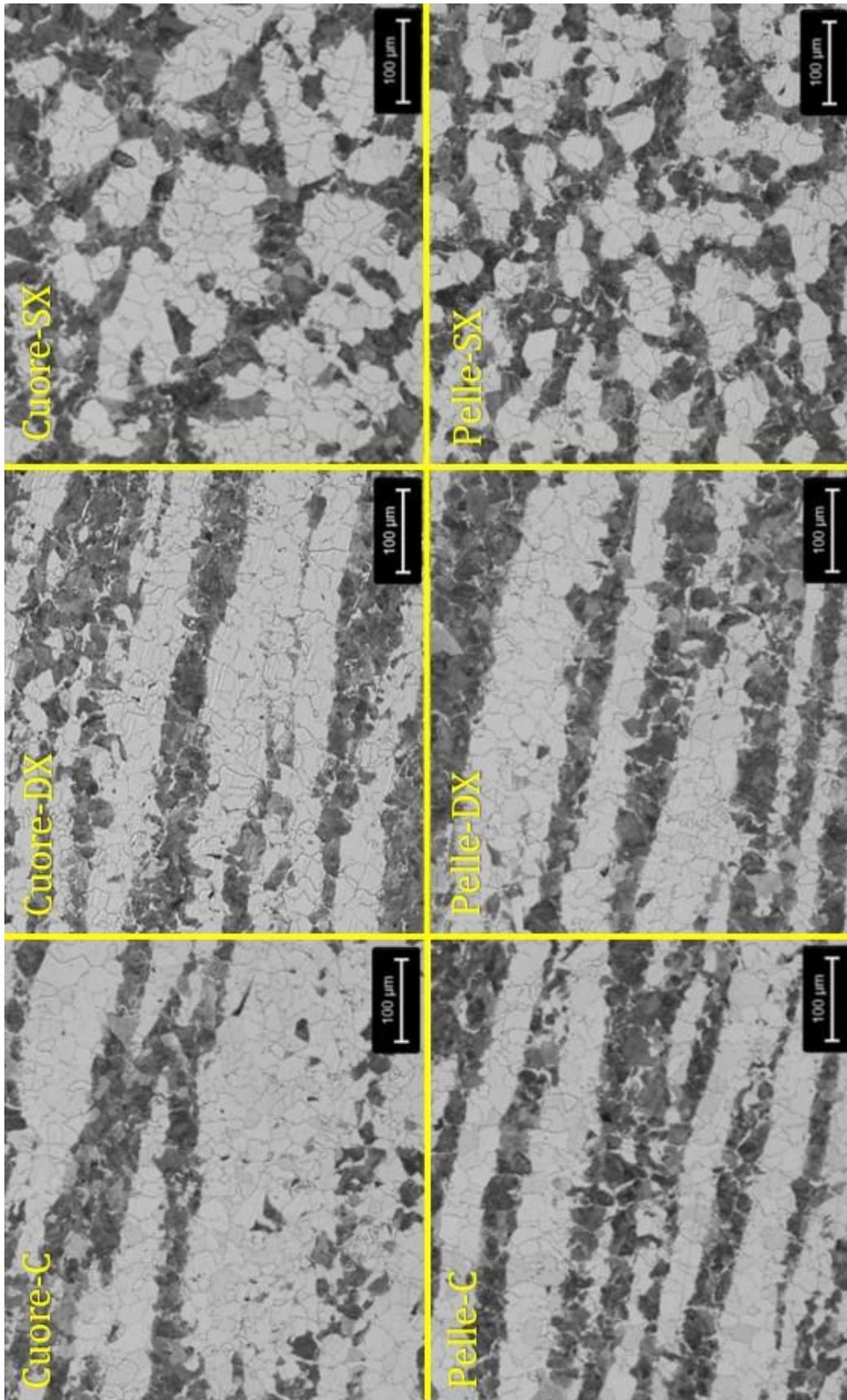


Figura B.3: Micrografie dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

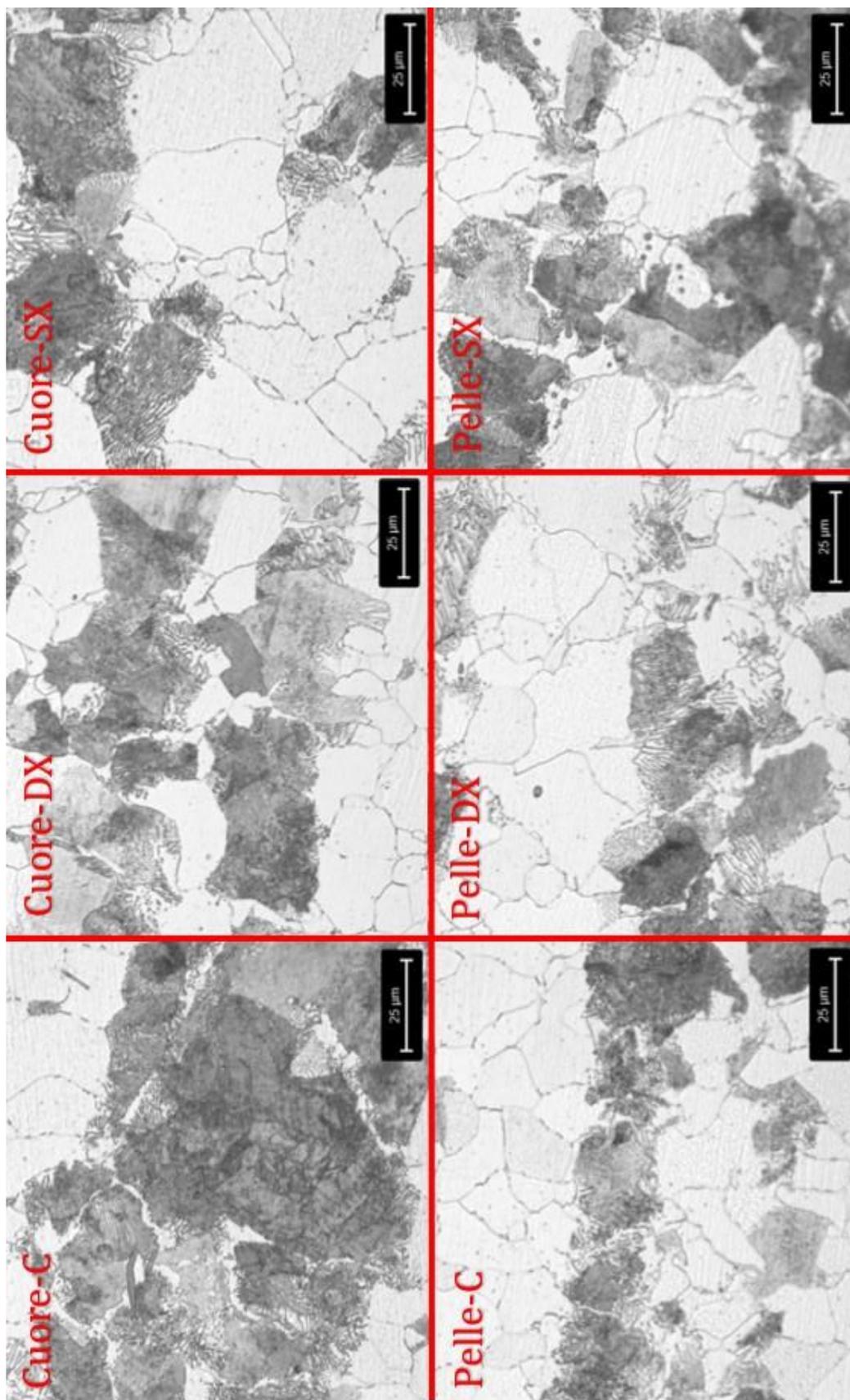


Figura B.4: Micrografie dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

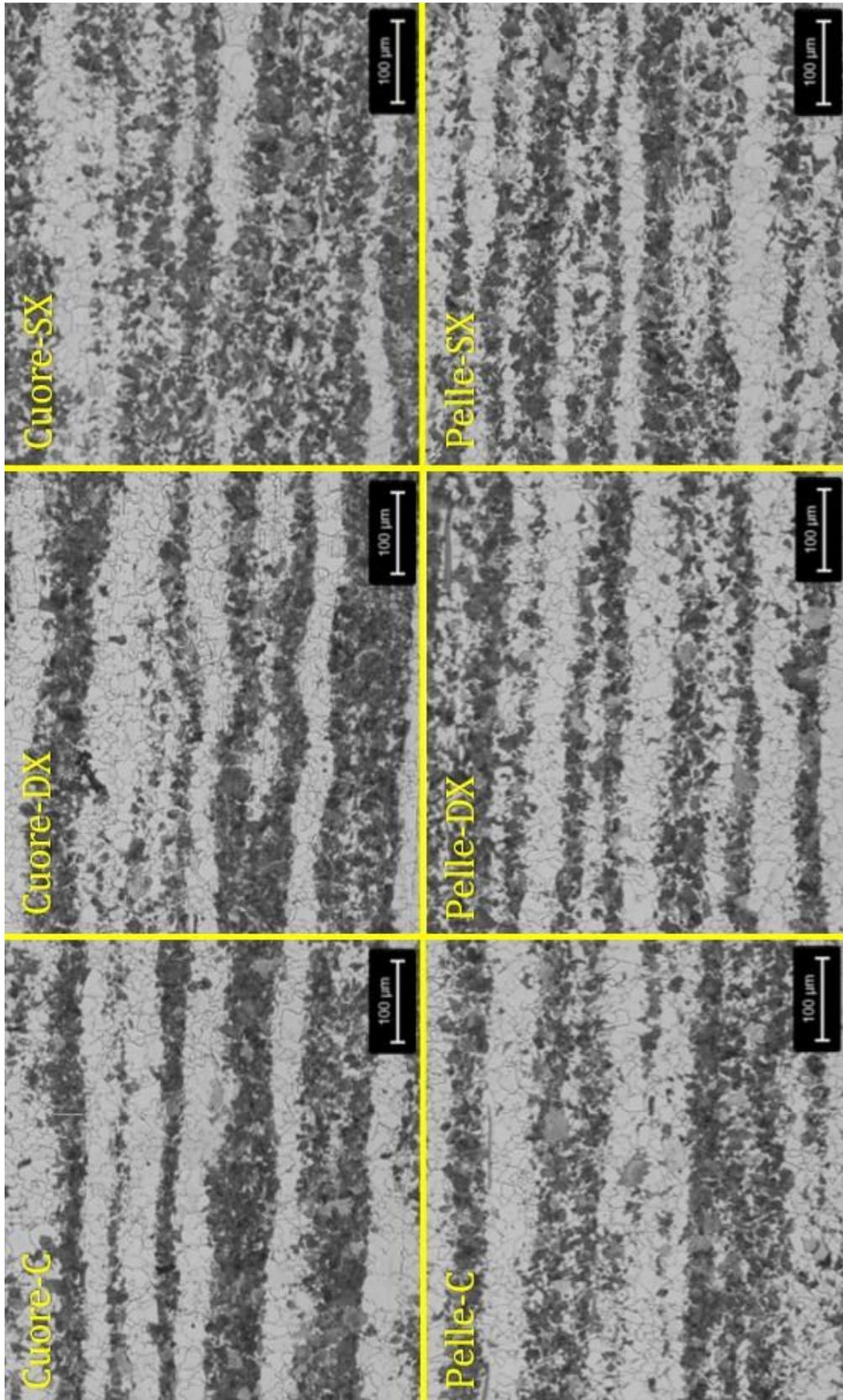


Figura B.5: Micrografie dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

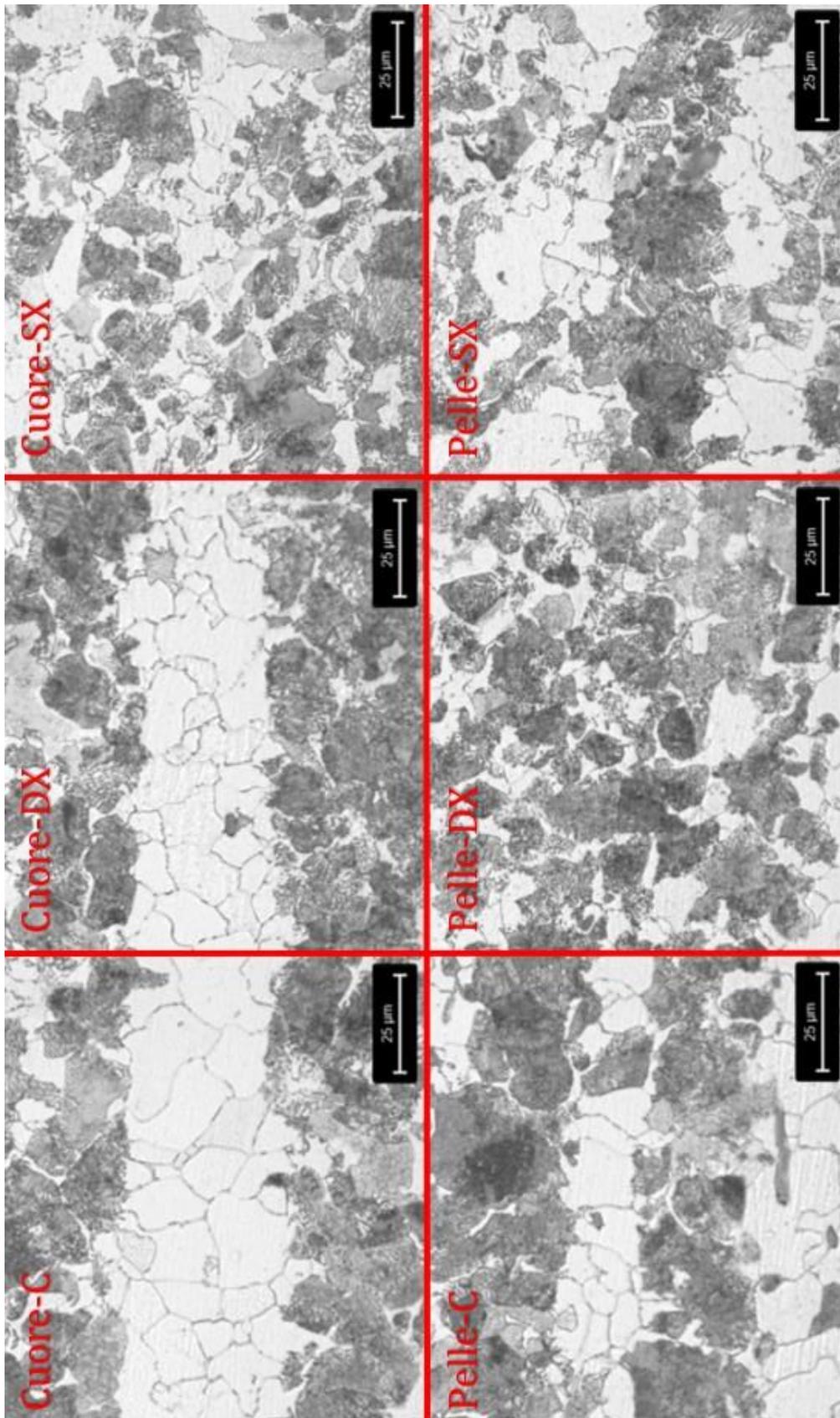


Figura B.6: Micrografie dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

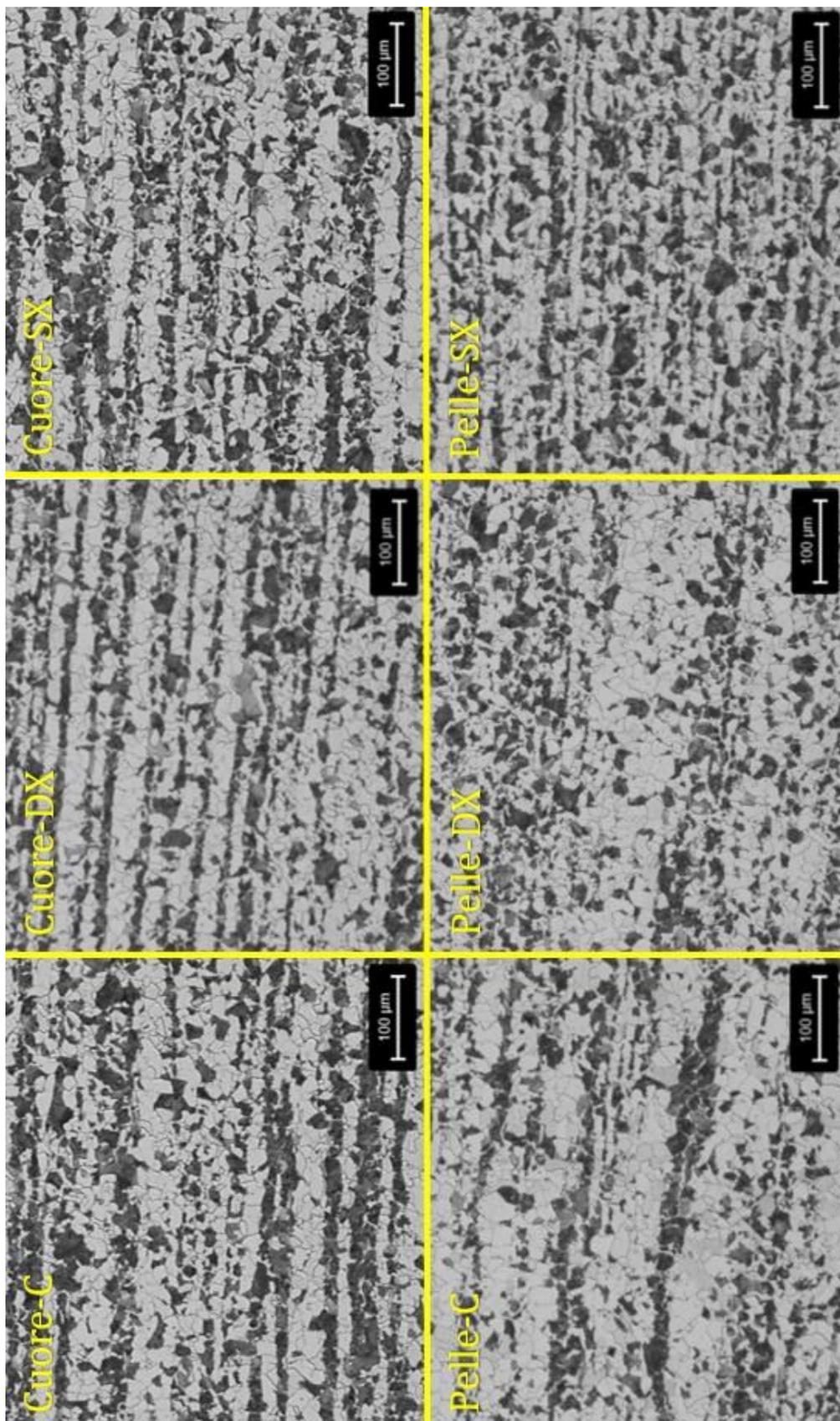


Figura B.7: Micrografie dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

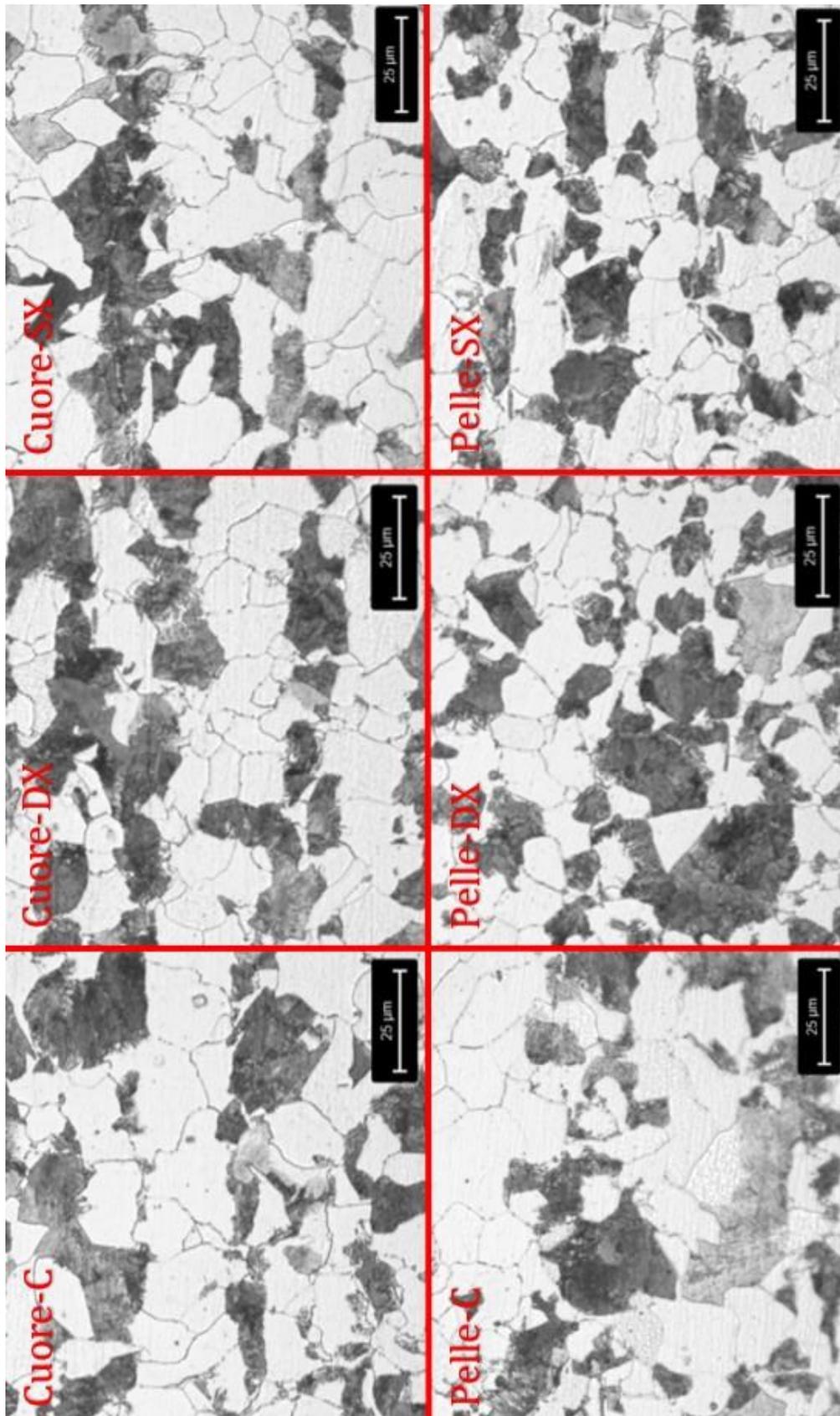


Figura B.8: Micrografie dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

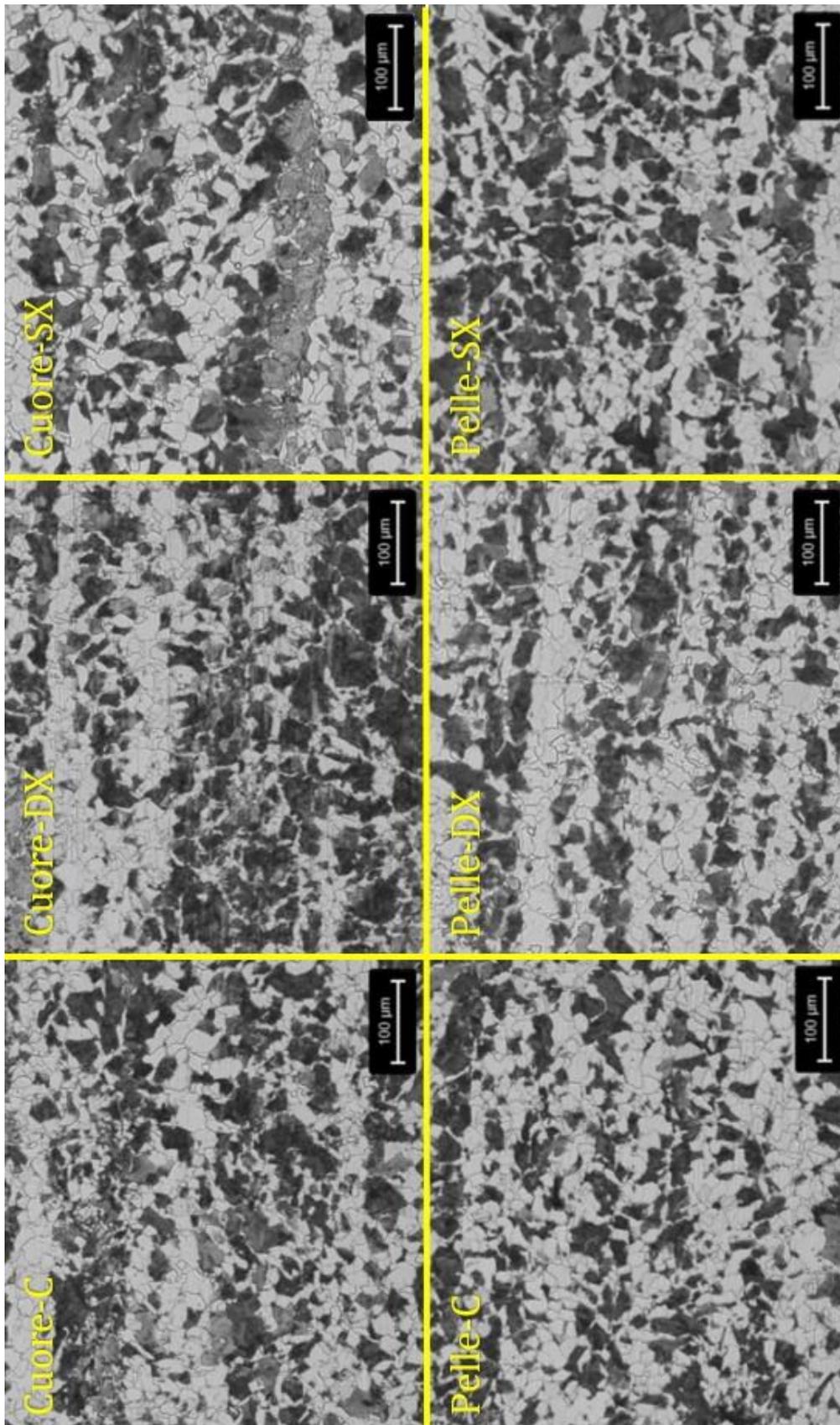


Figura B.9: Micrografie dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

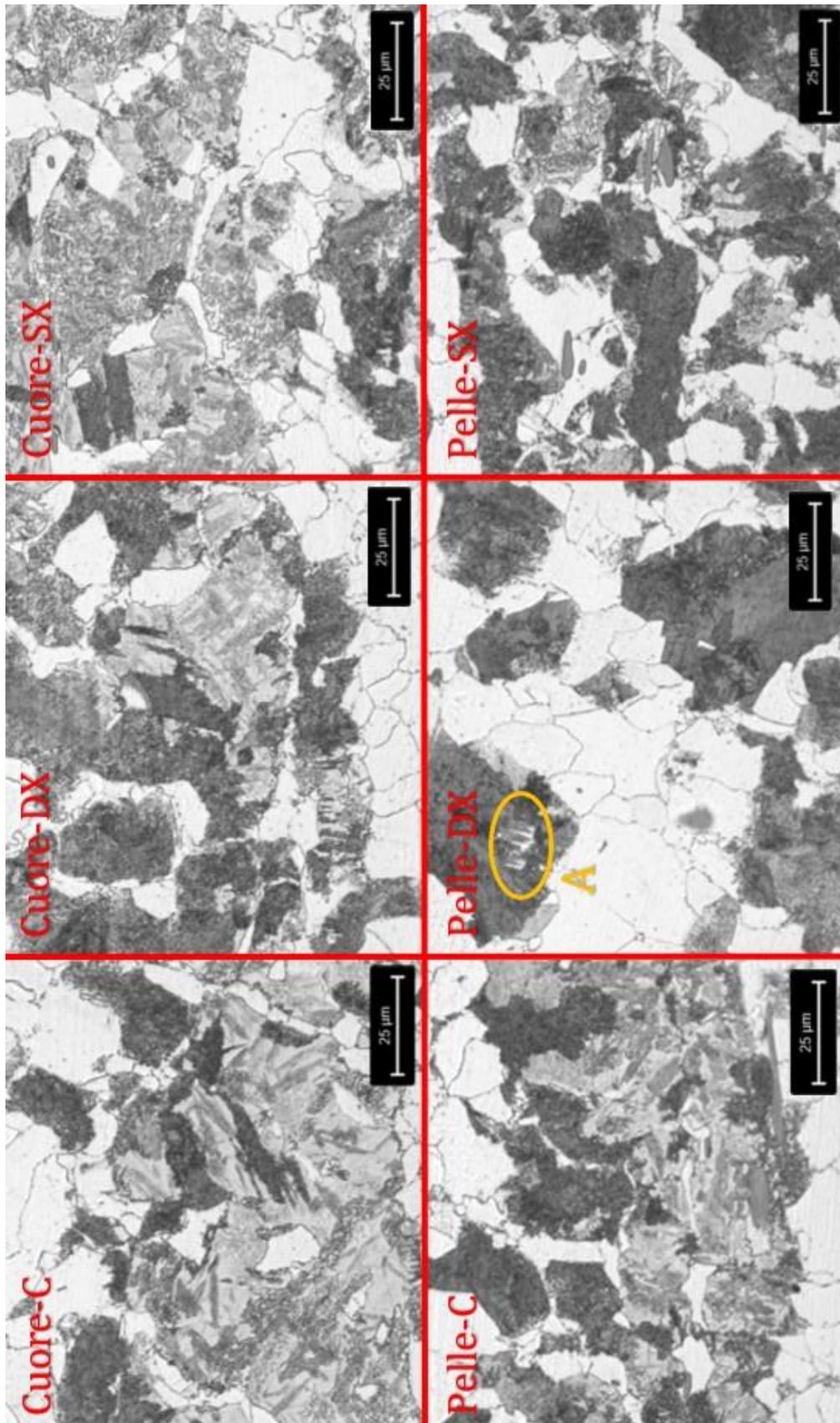


Figura B.10: Micrografie dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

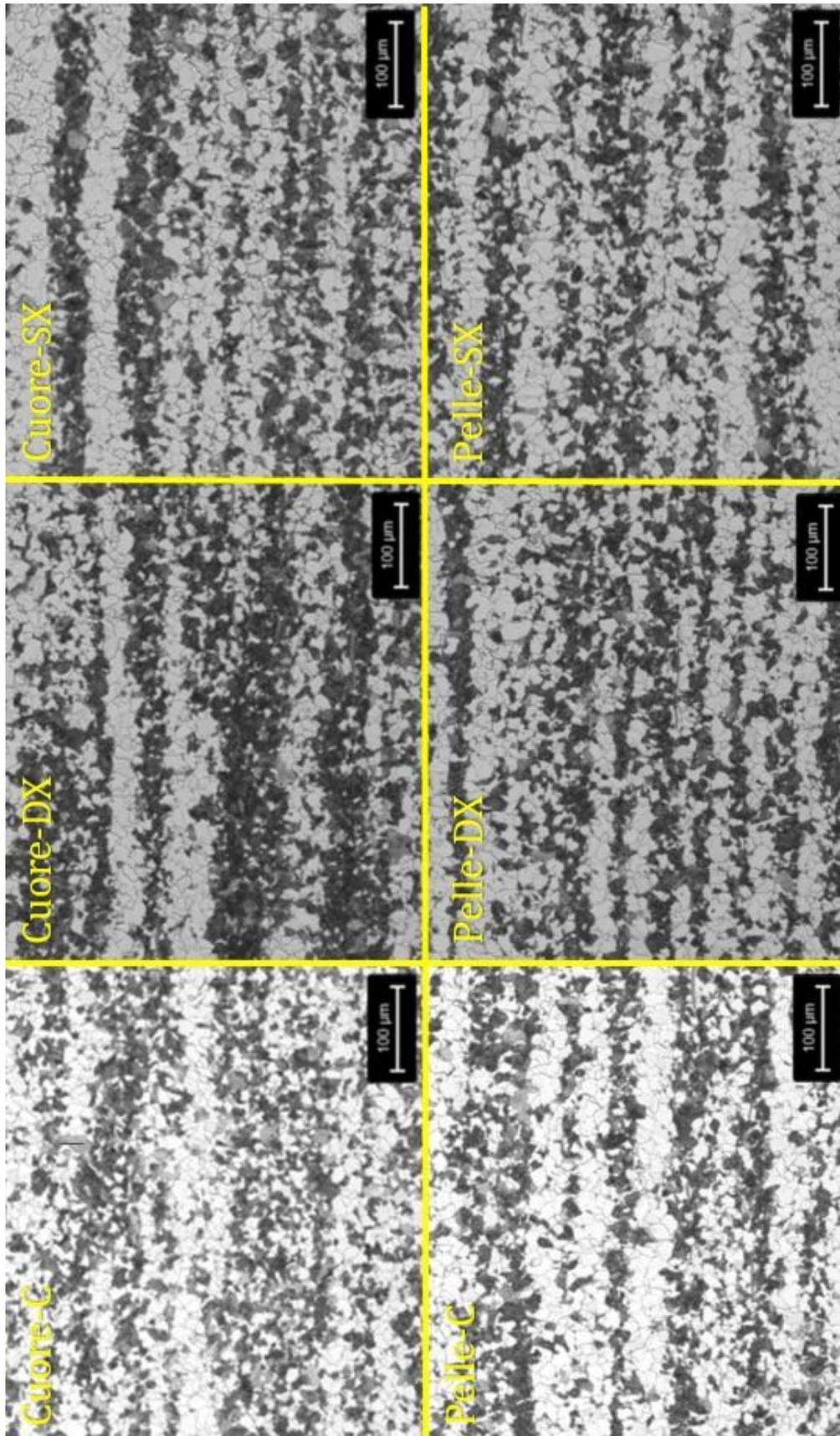


Figura B.11: Micrografie dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

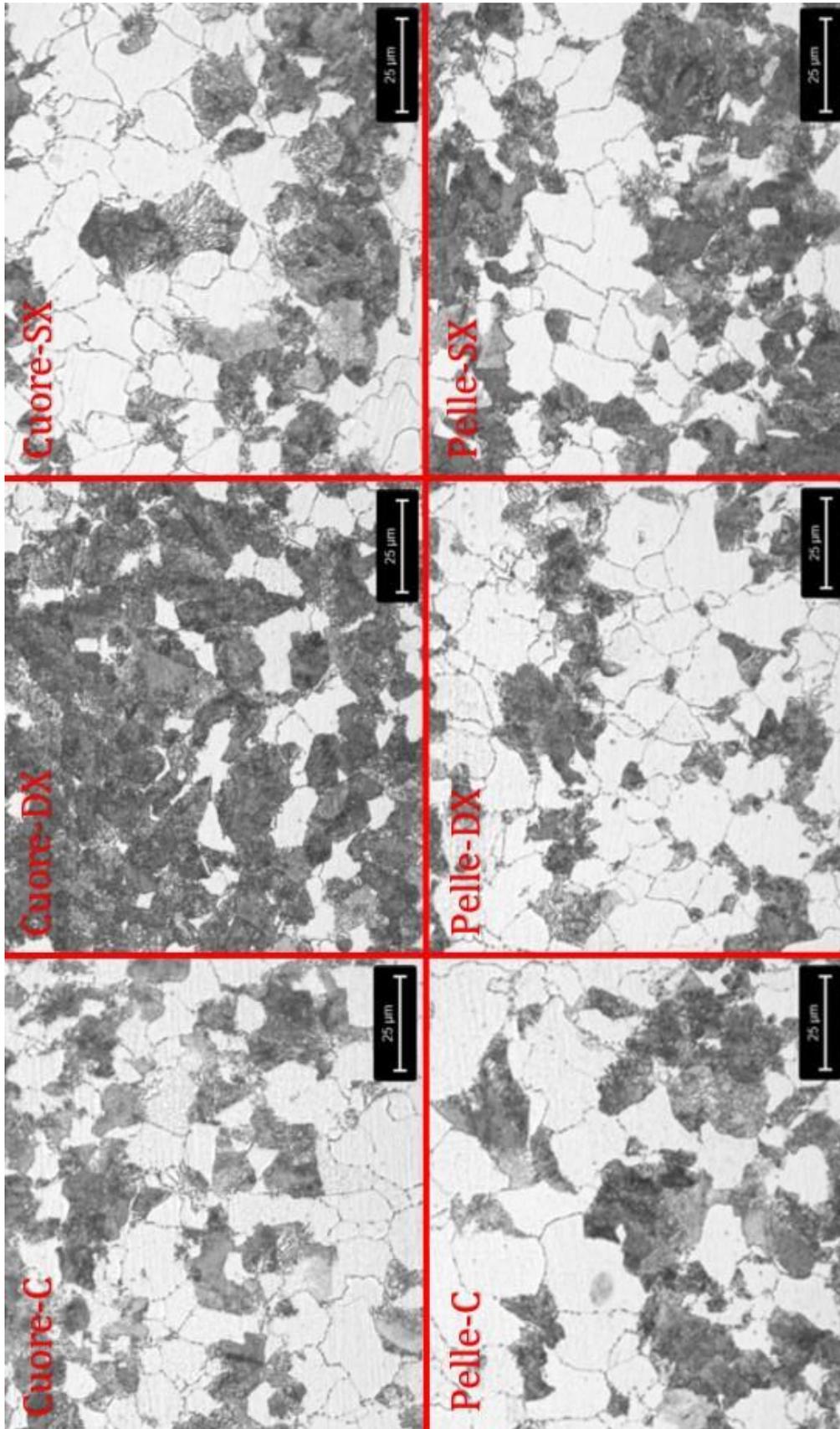


Figura B.12: Micrografie dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

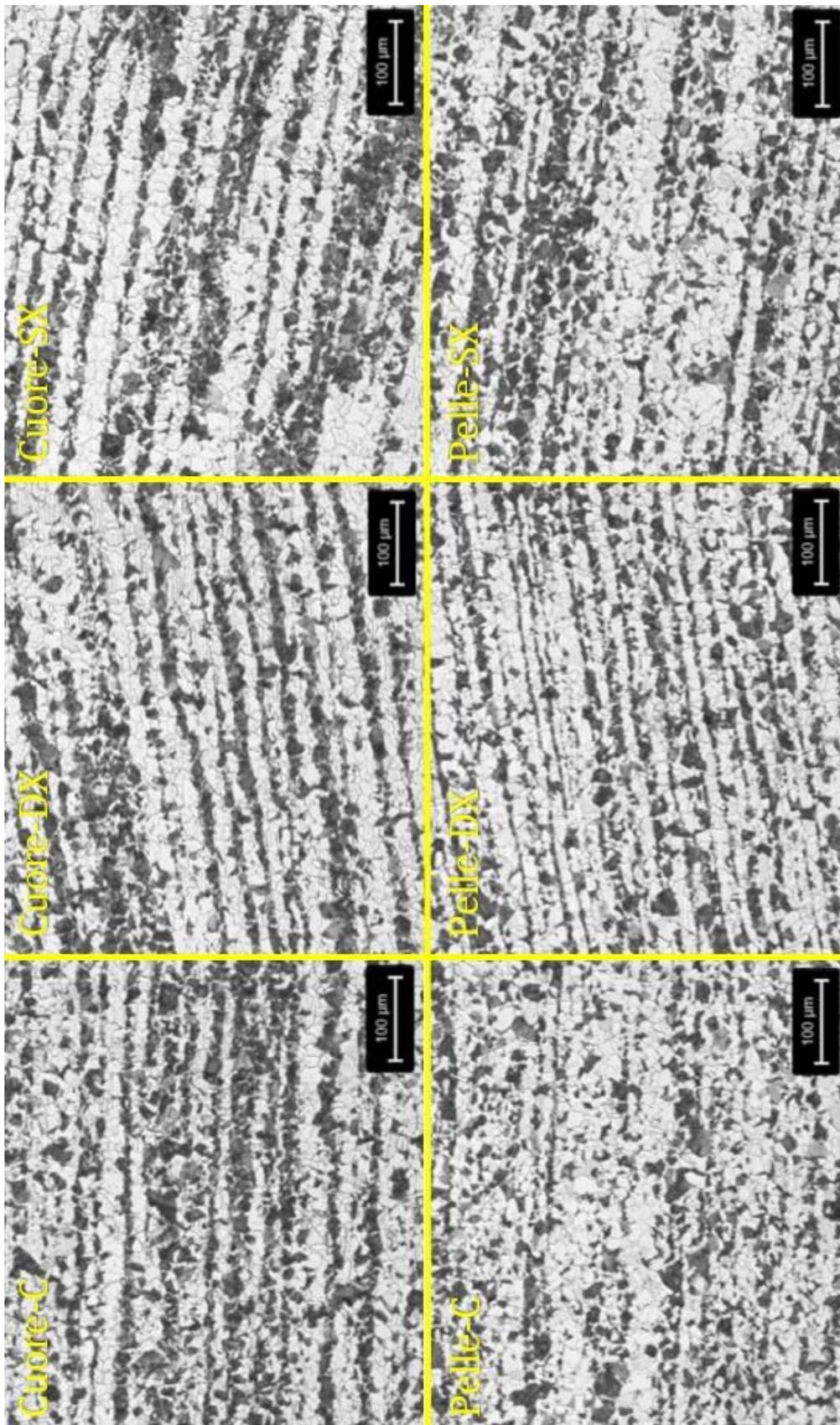


Figura B.13: Micrografie dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-680°C Prova 3)

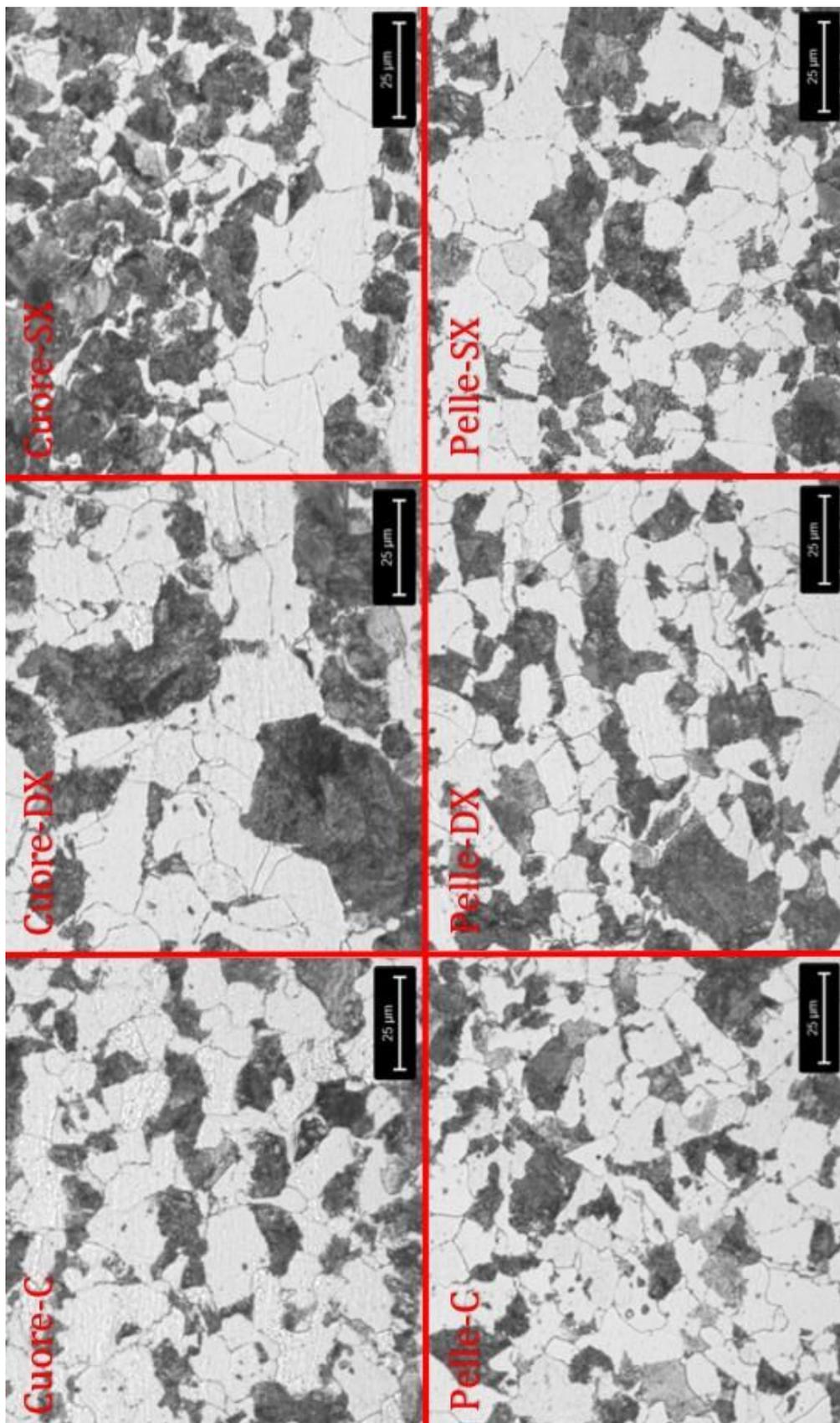


Figura B.14: Micrografie dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-680°C Prova 3)

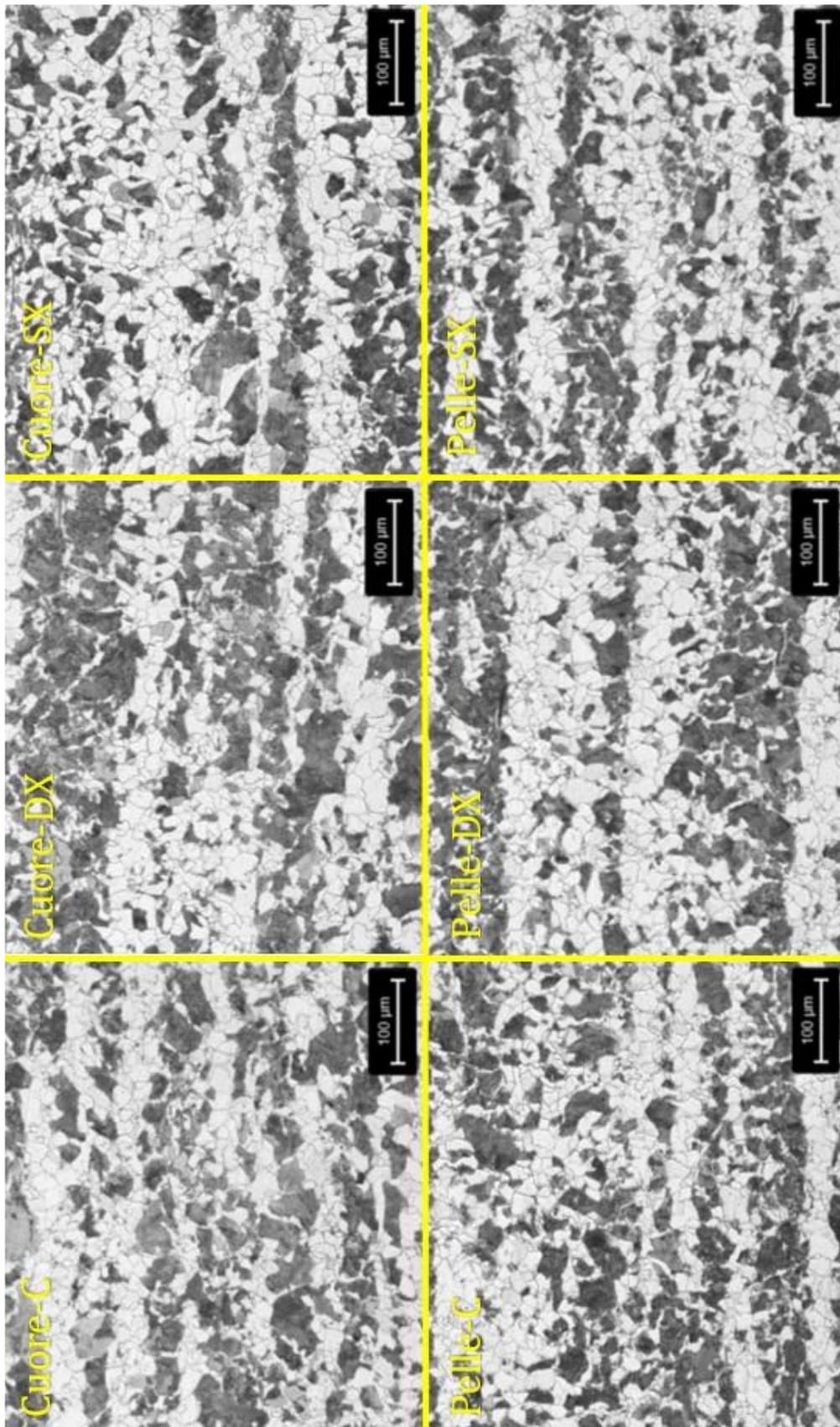


Figura B.15: Micrografie dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-680°C Prova 3)

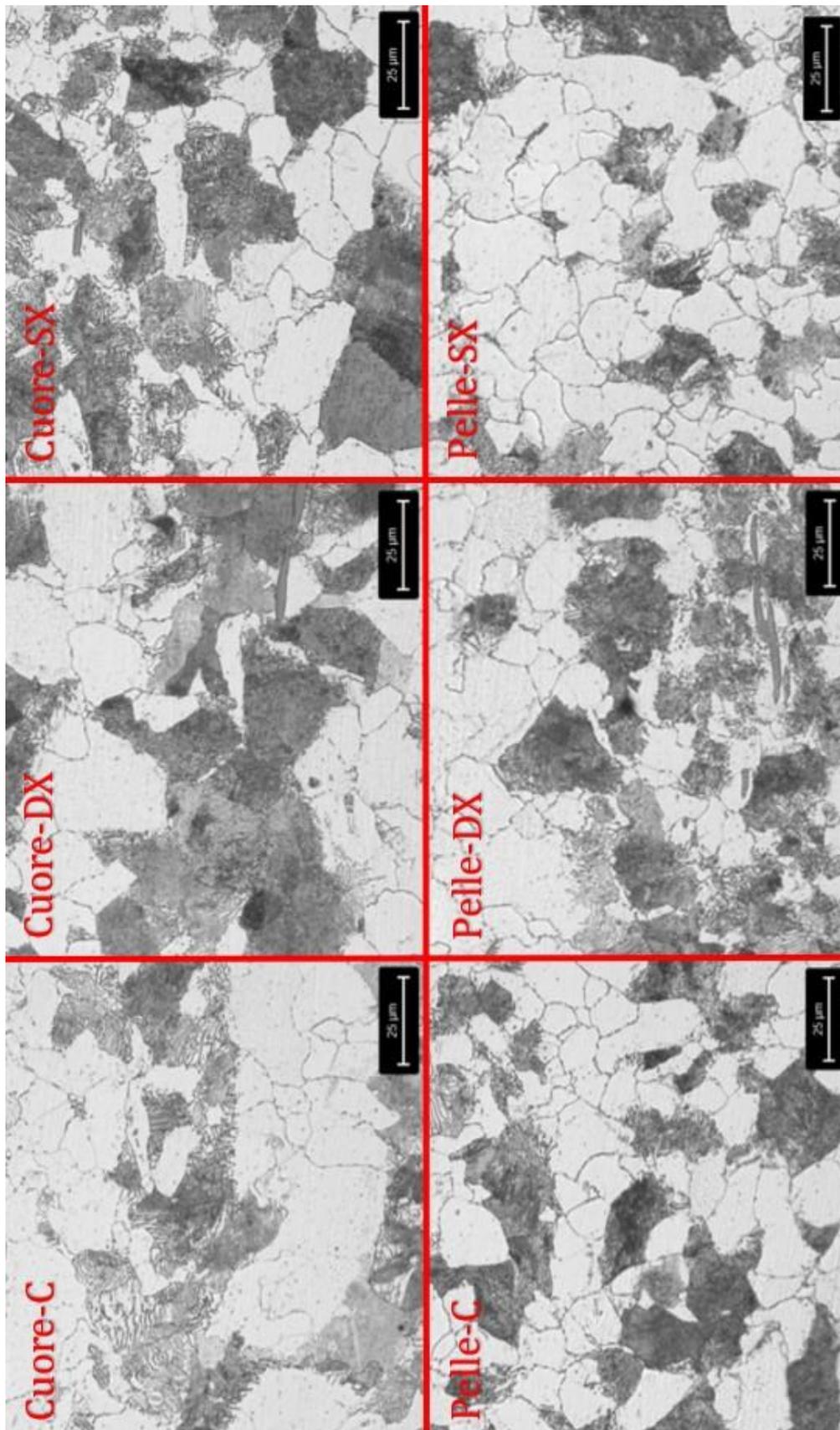


Figura B.16: Micrografie dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-680°C Prova 3)

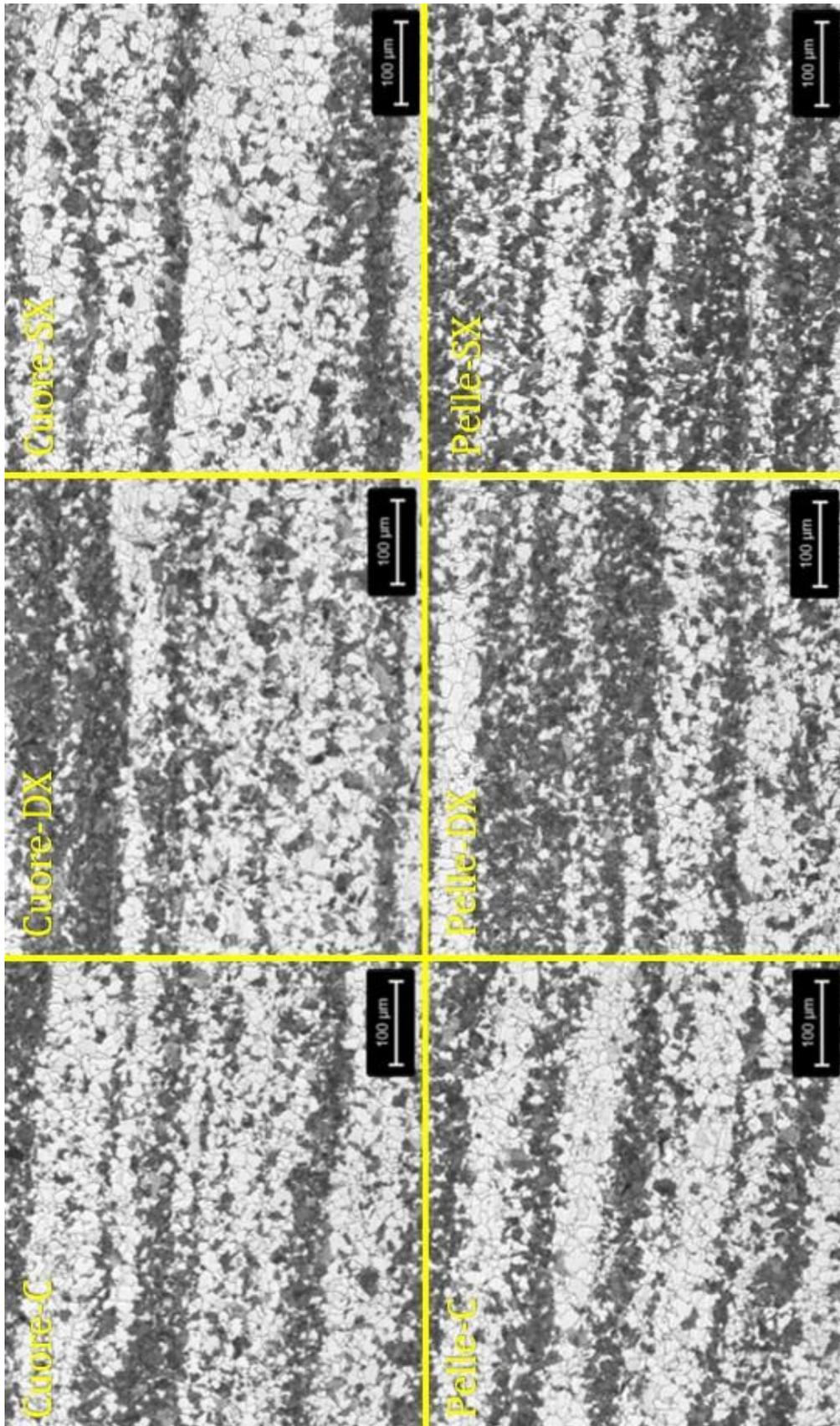


Figura B.17: Micrografie dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 100X – Ciclo 940°C-680°C Prova 3)

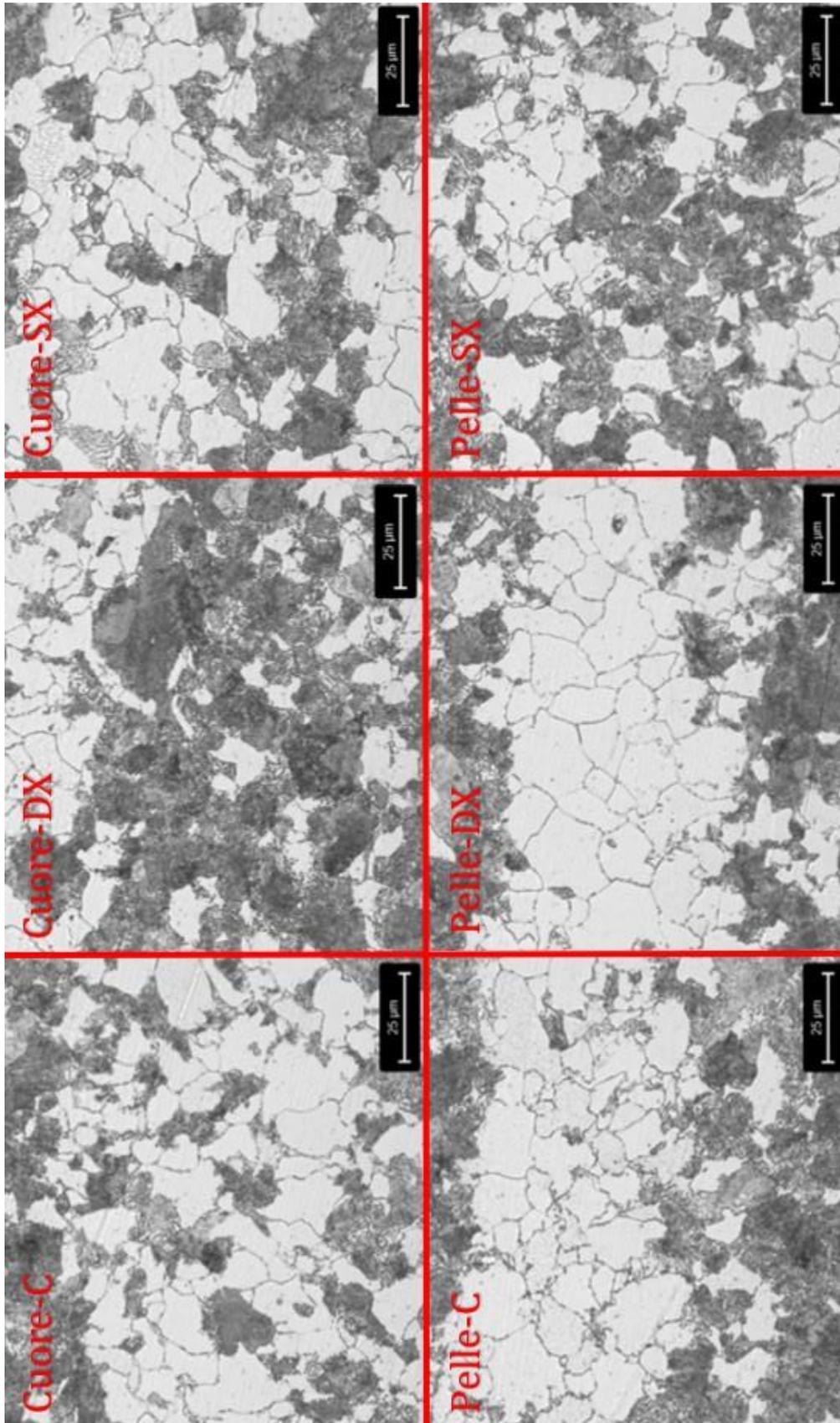


Figura B.18: Micrografie dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 500X – Ciclo 940°C-680°C Prova 3)

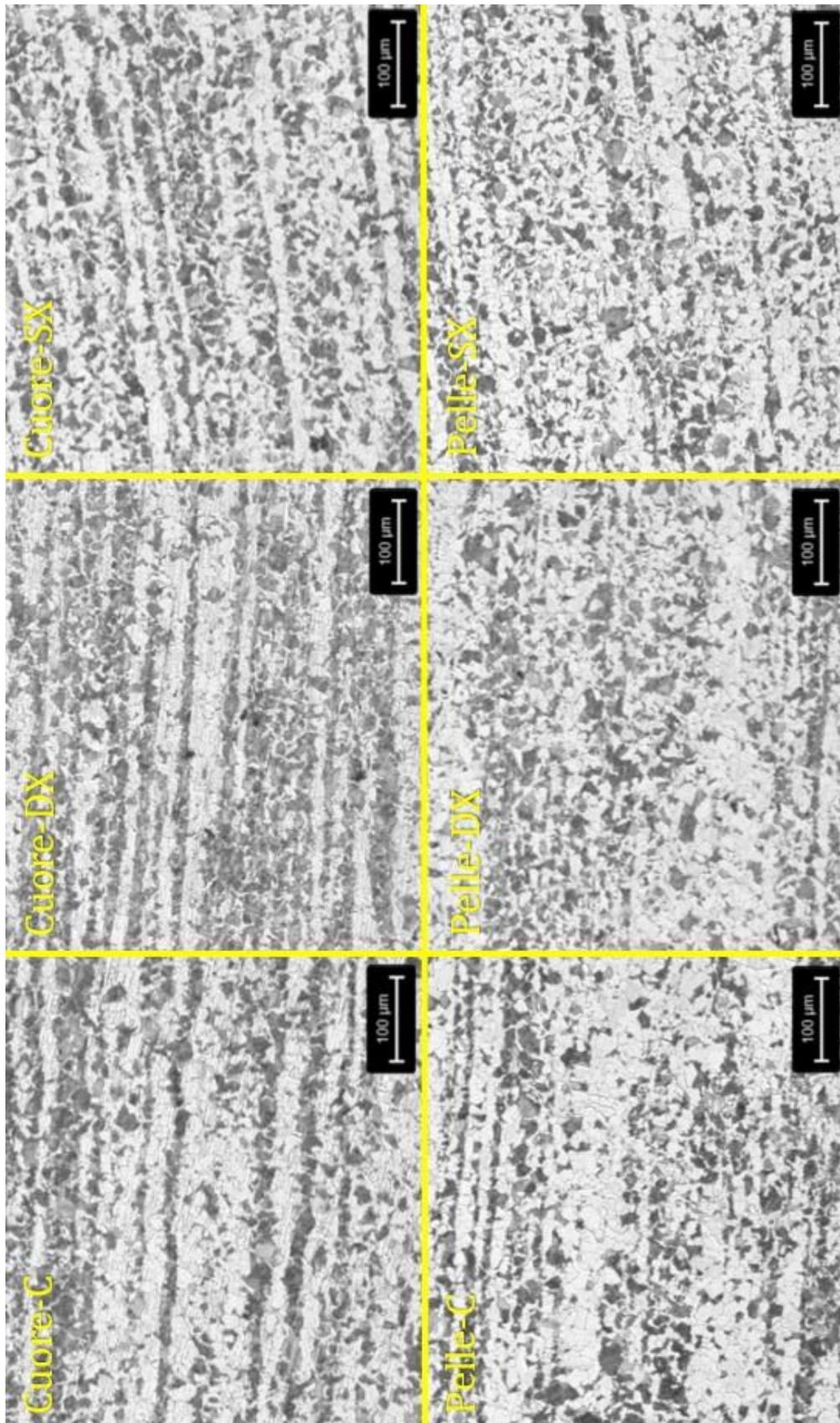


Figura B.19: Micrografie dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 100X – Ciclo 880°C-640°C Prova 4)

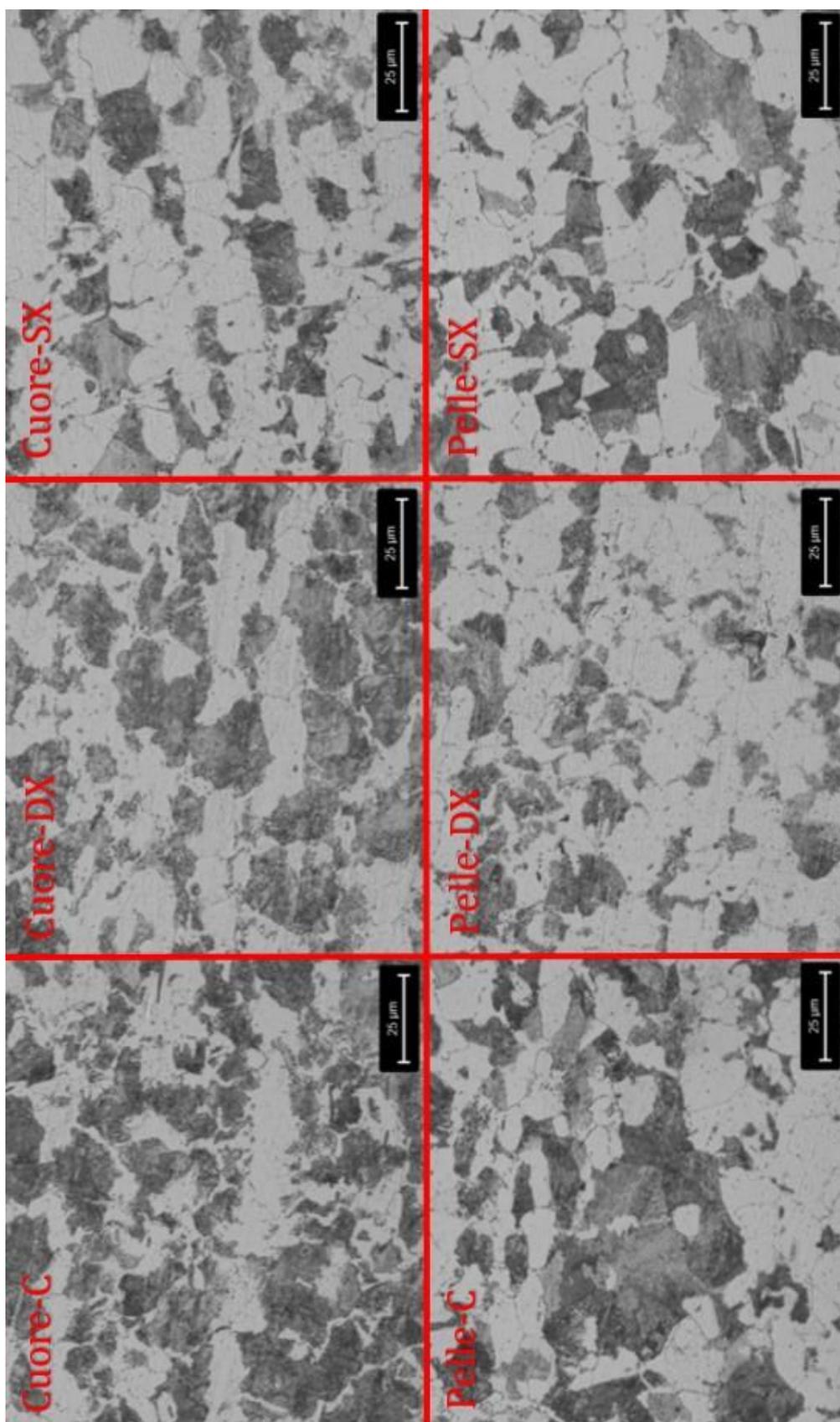


Figura B.20: Micrografie dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 500X – Ciclo 880°C-640°C Prova 4)

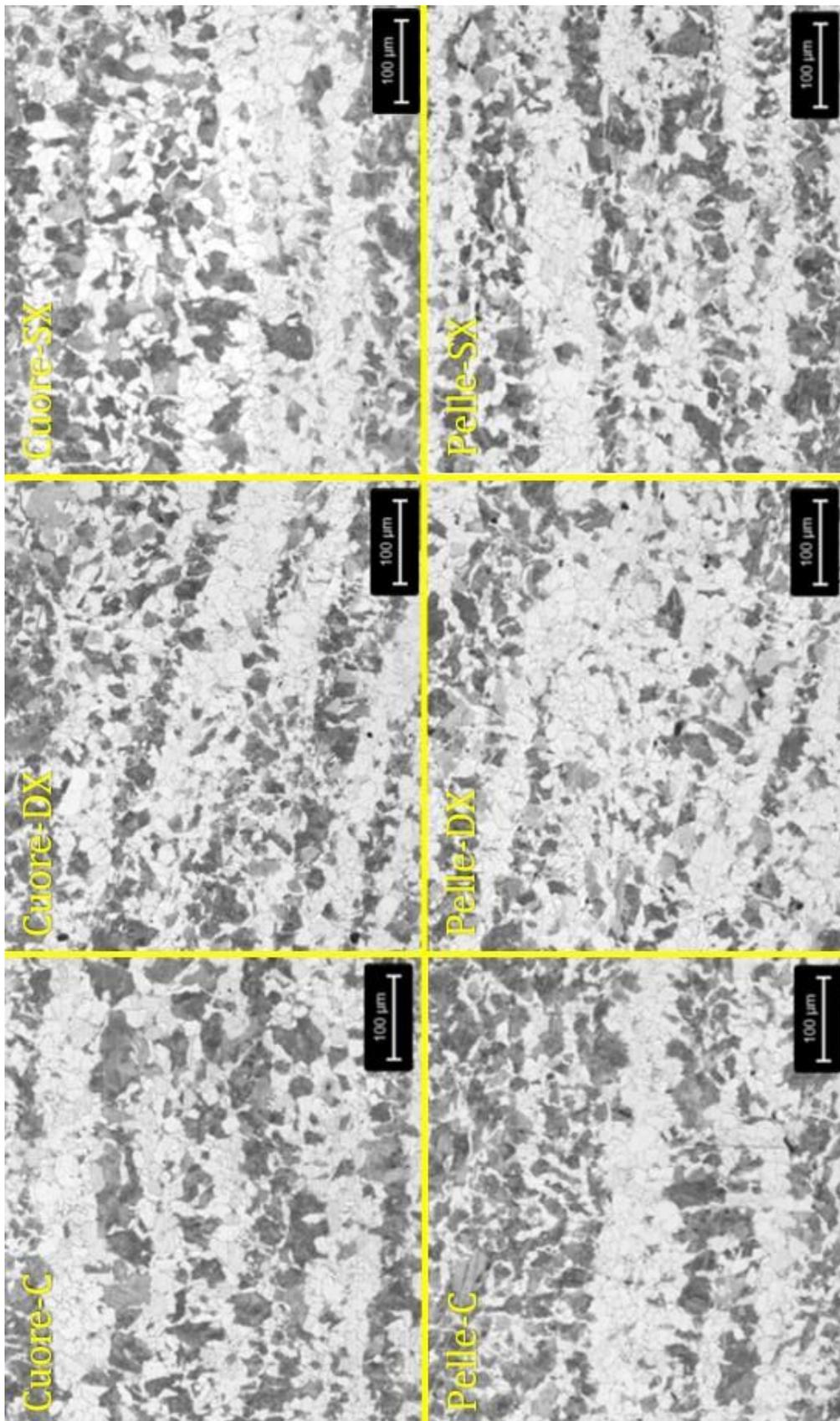


Figura B.21: Micrografie dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 100X – Ciclo 880°C-640°C Prova 4)

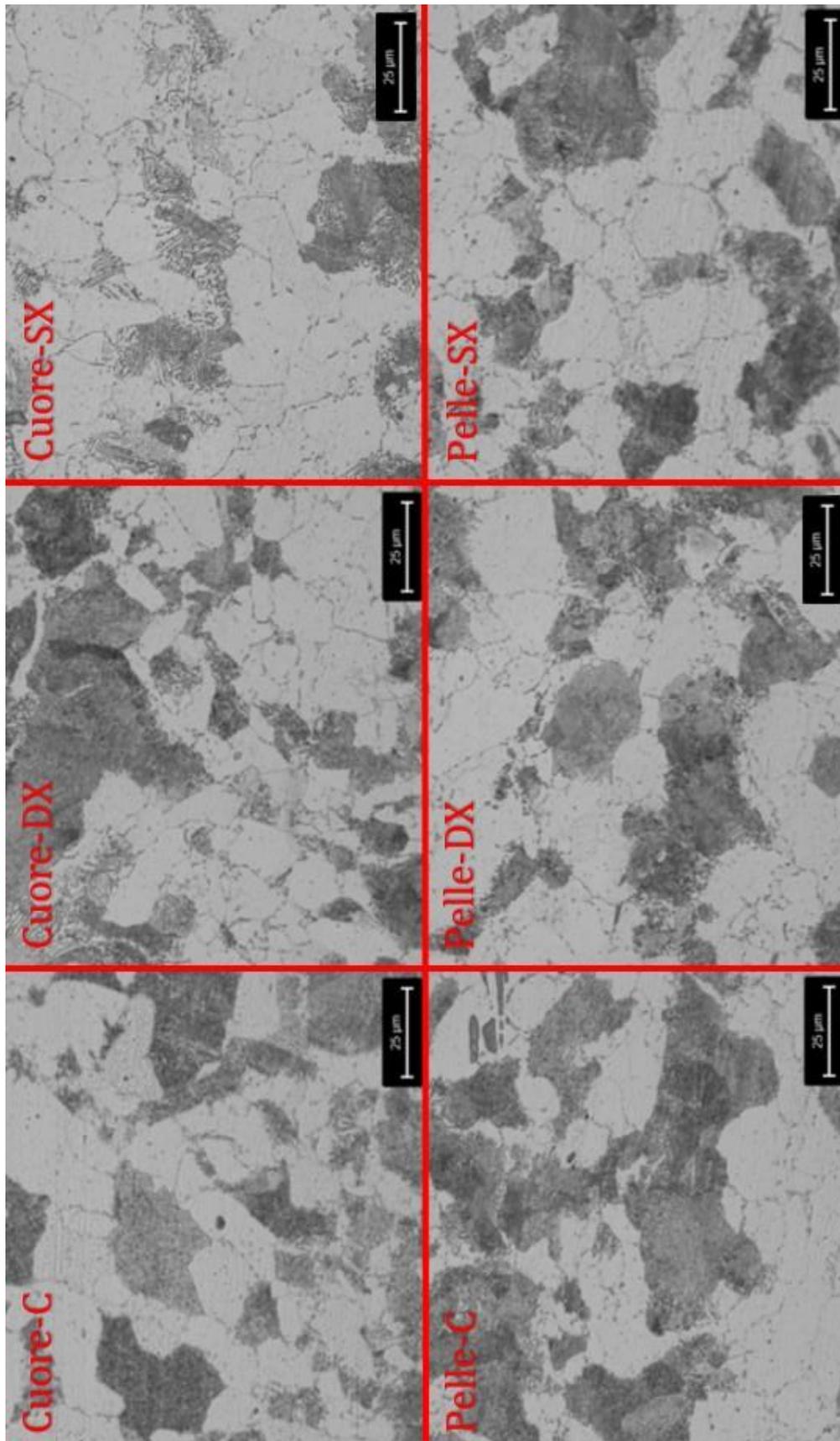


Figura B.22: Micrografie dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 500X – Ciclo 880°C-640°C Prova 4)

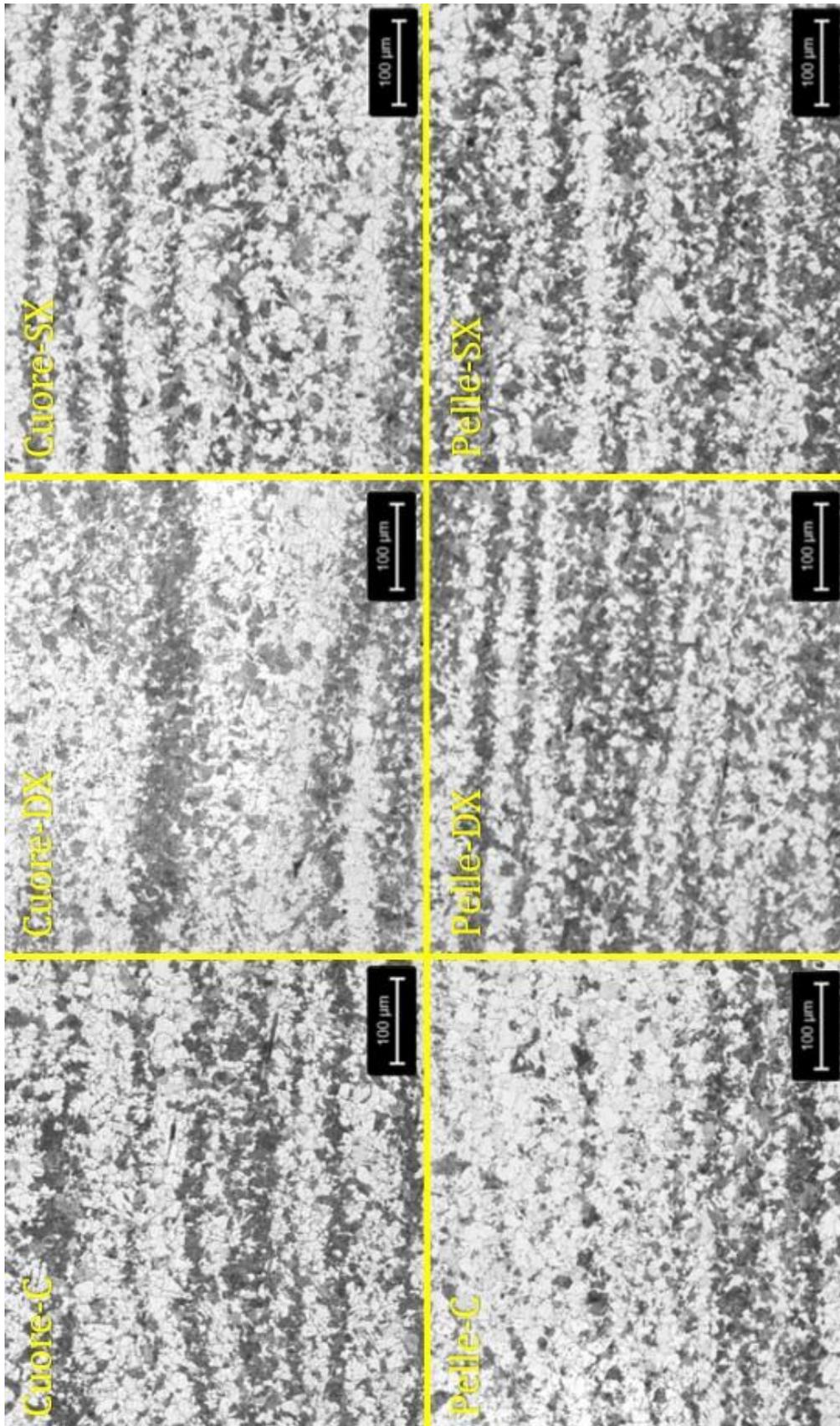


Figura B.23: Micrografie dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 100X – Ciclo 880°C-640°C Prova 4)

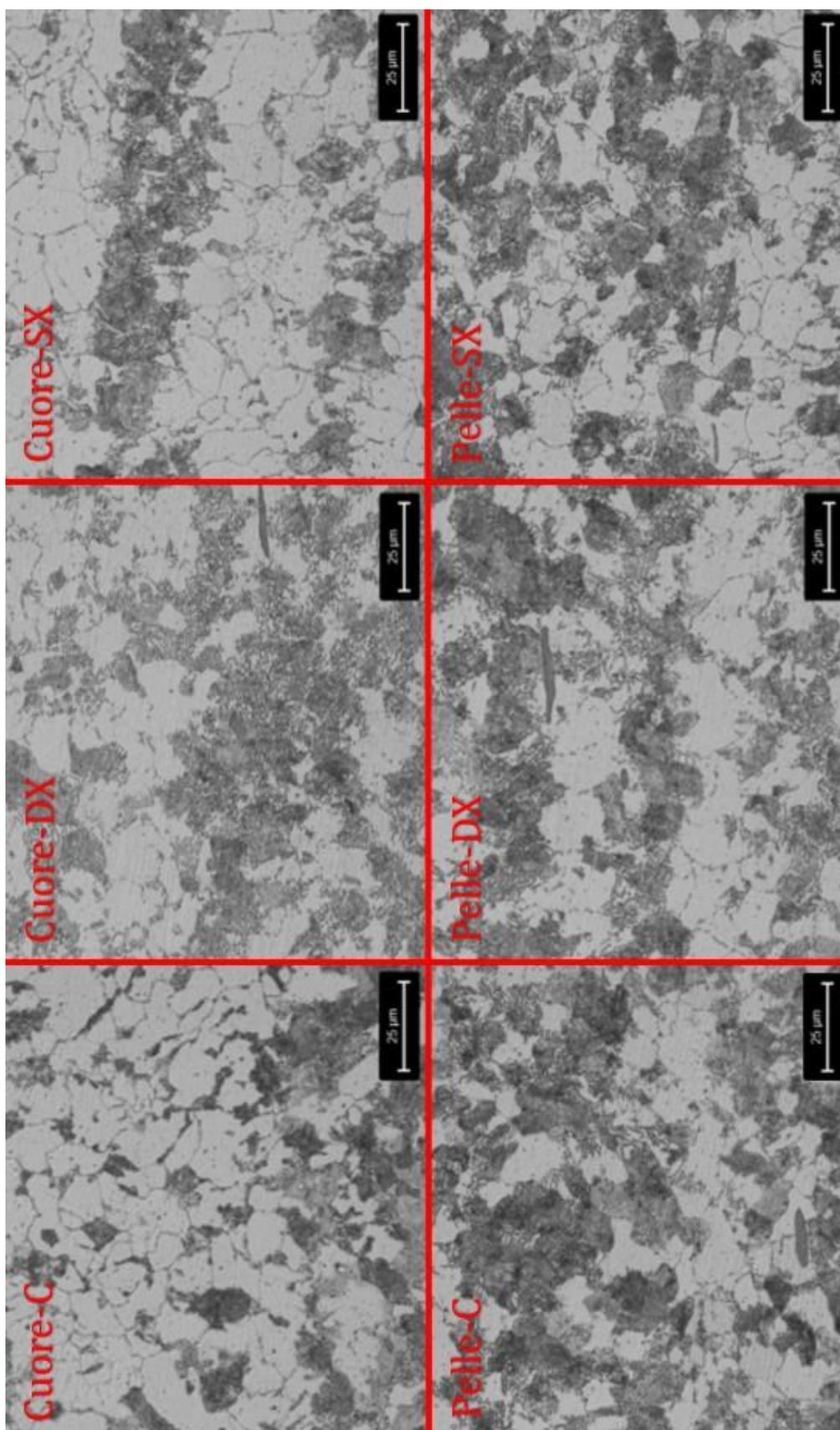


Figura B.24: Micrografie dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 500X – Ciclo 880°C-640°C Prova 4)

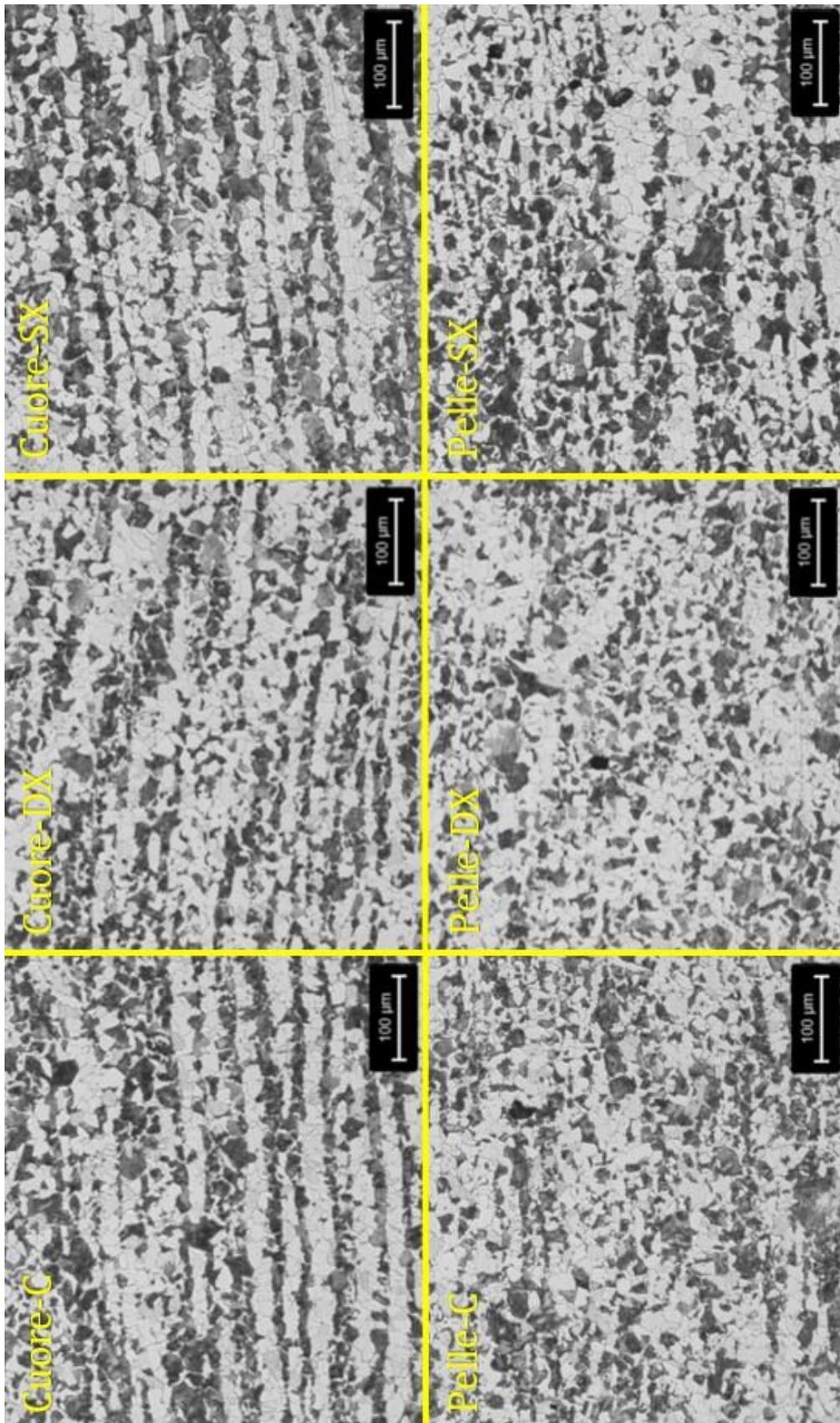


Figura B.25: Micrografie dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 100X – Ciclo 980°C-640°C Prova 5)

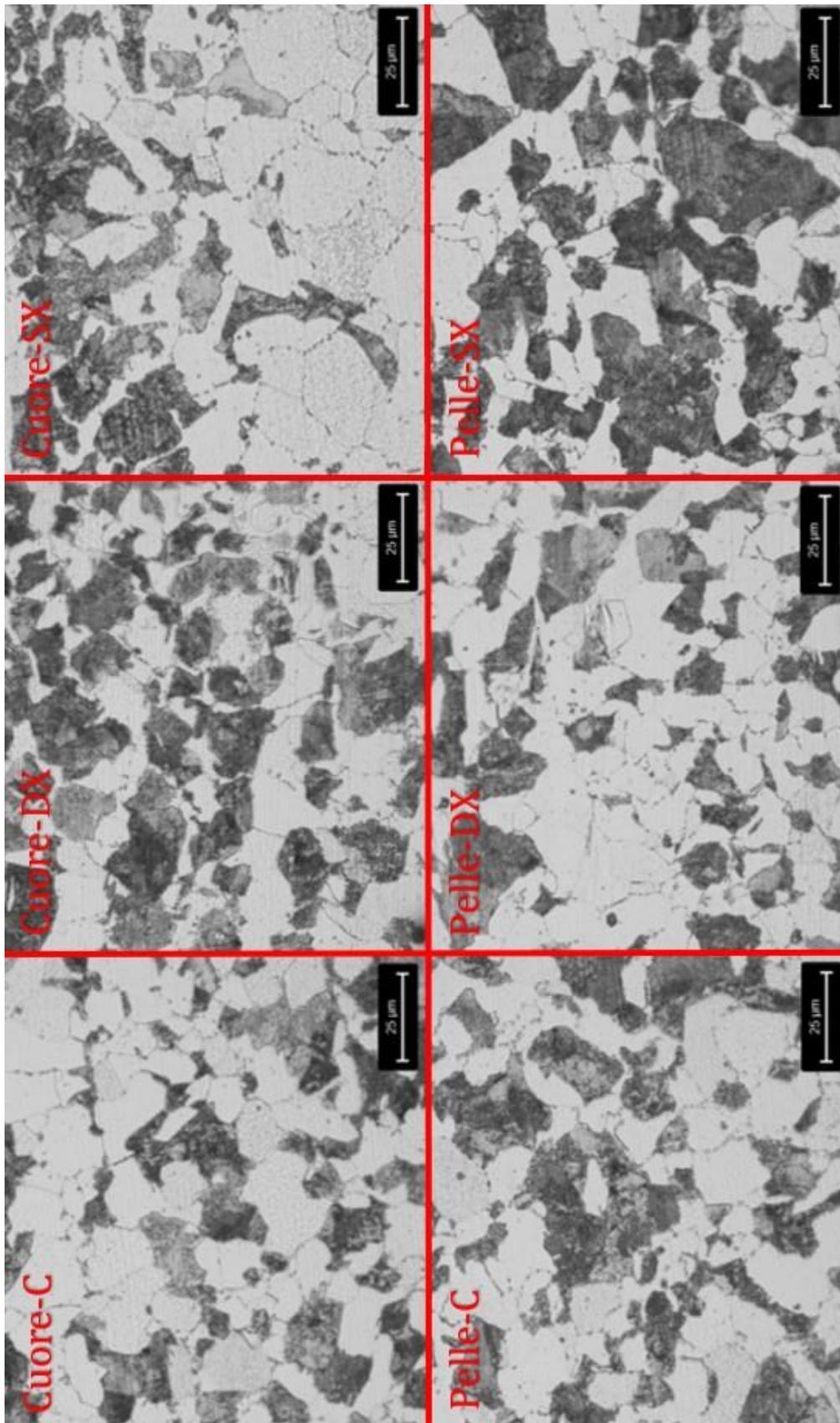


Figura B.26: Micrografie dei provini in 20MnCr5 ingrandimento 500X – Ciclo 980°C-640°C Prova 5)

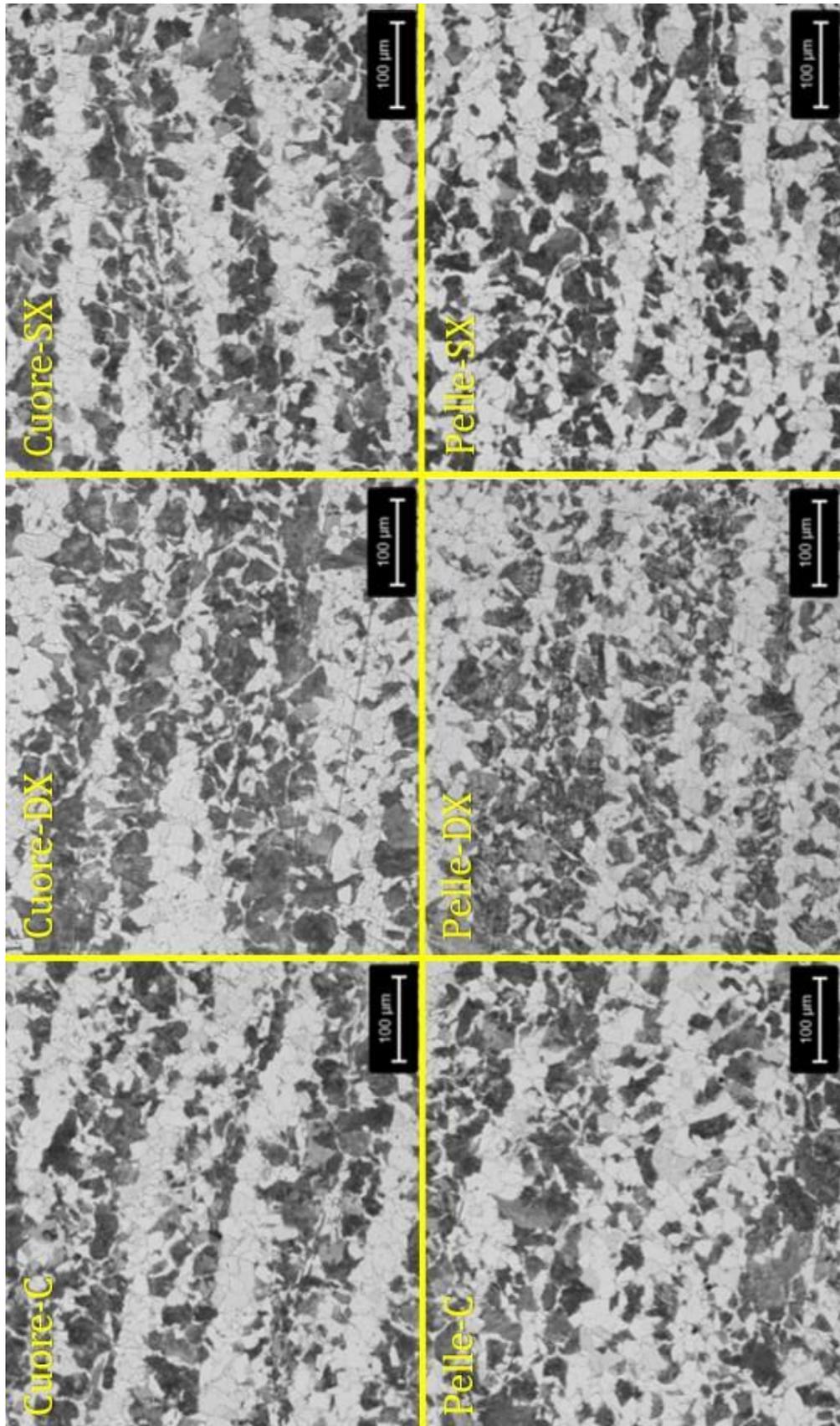


Figura B.27: Micrografie dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 100X – Ciclo 980°C-640°C Prova 5)

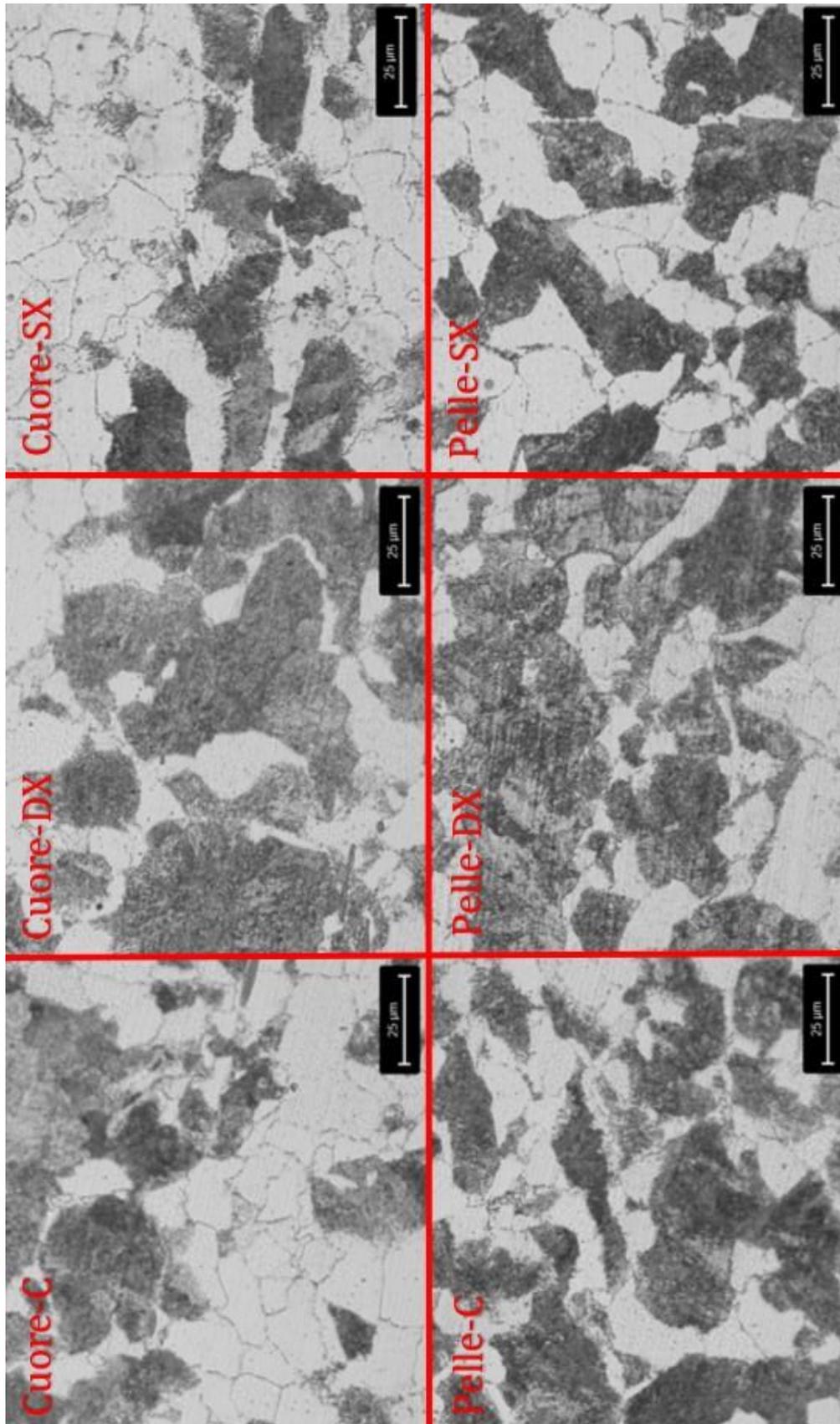


Figura B.28: Micrografie dei provini in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 500X – Ciclo 980°C-640°C Prova 5)

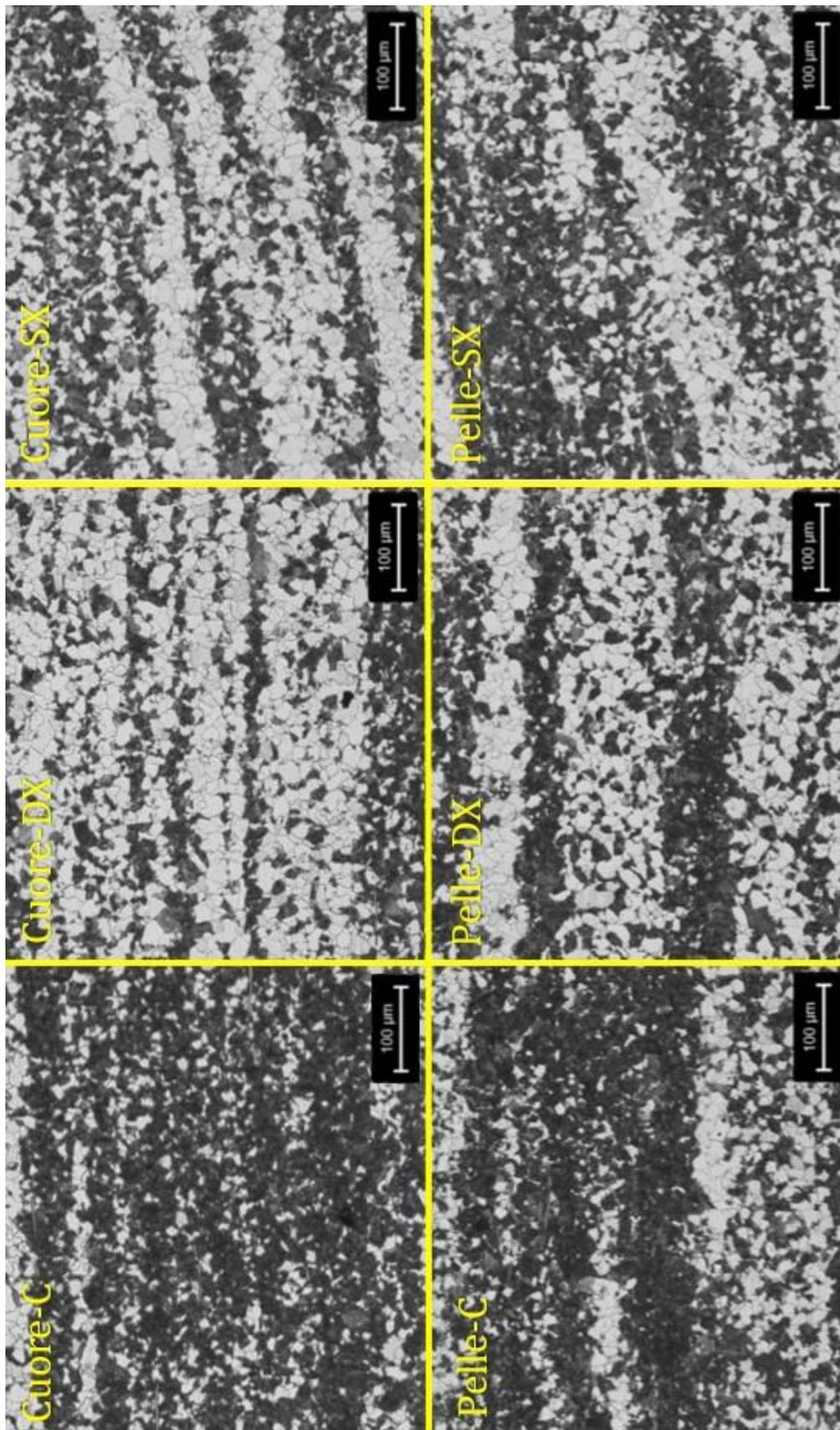


Figura B.29: Micrografie dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 100X – Ciclo 980°C-640°C Prova 5)

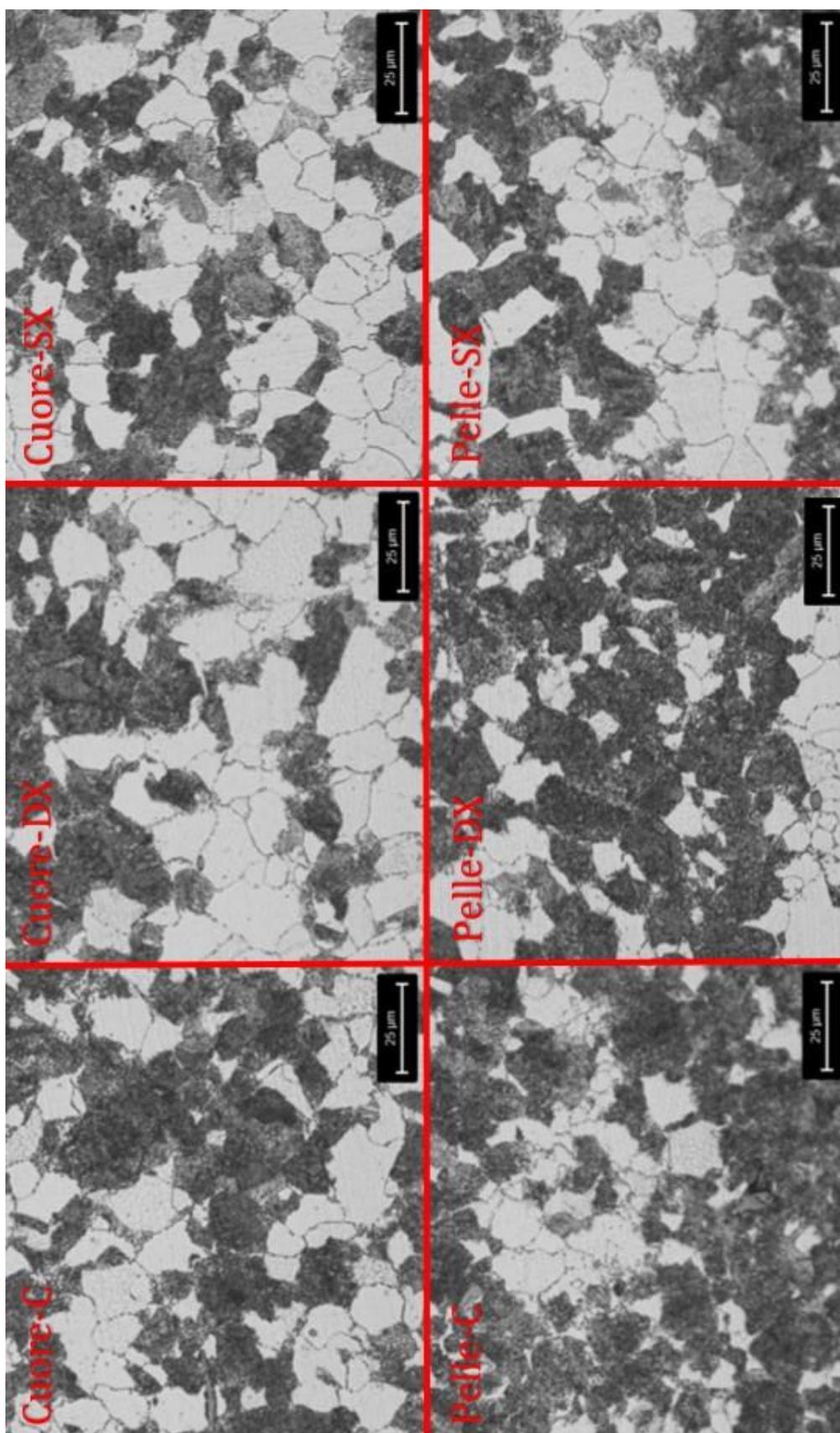


Figura B.30: Micrografie dei provini in SAE4124MOD ingrandimento 500X – Ciclo 980°C-640°C Prova 5)

Appendice C: Micrografie al microscopio elettronico (SEM)

Qui vengono raccolte alcune delle micrografie realizzate tramite SEM (realizzate presso il Politecnico di Torino).

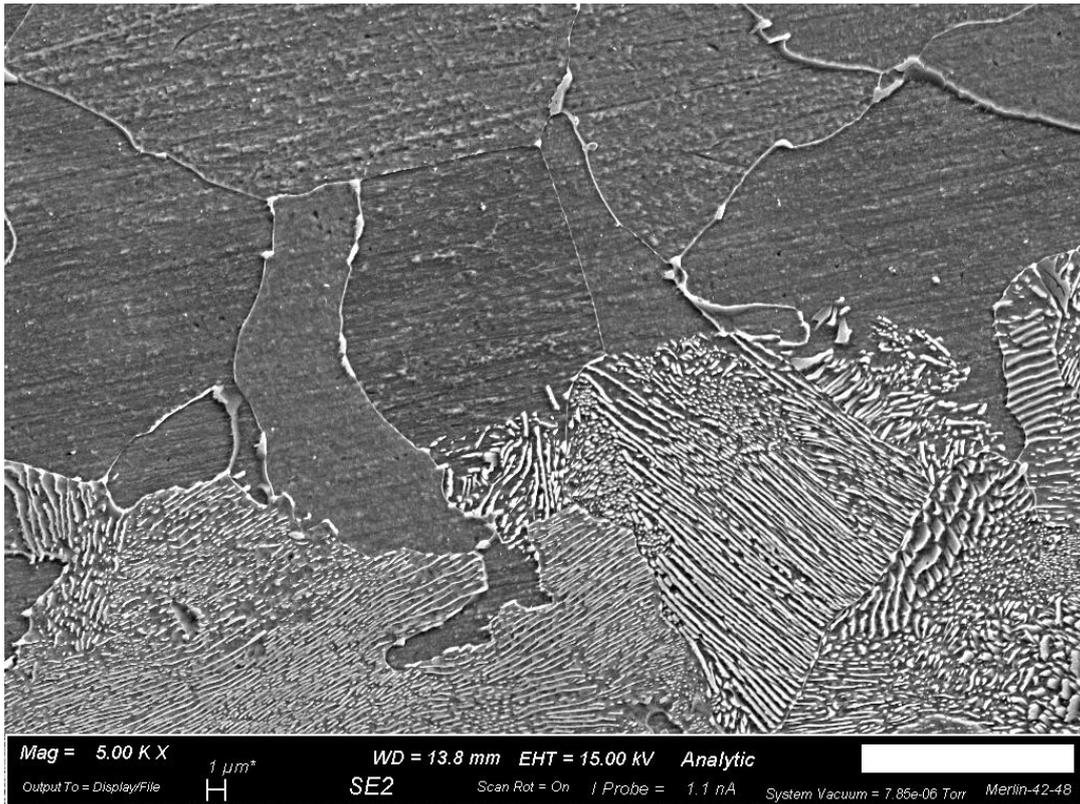


Figura C.1: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 5000X - Ferrite e Perlite – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

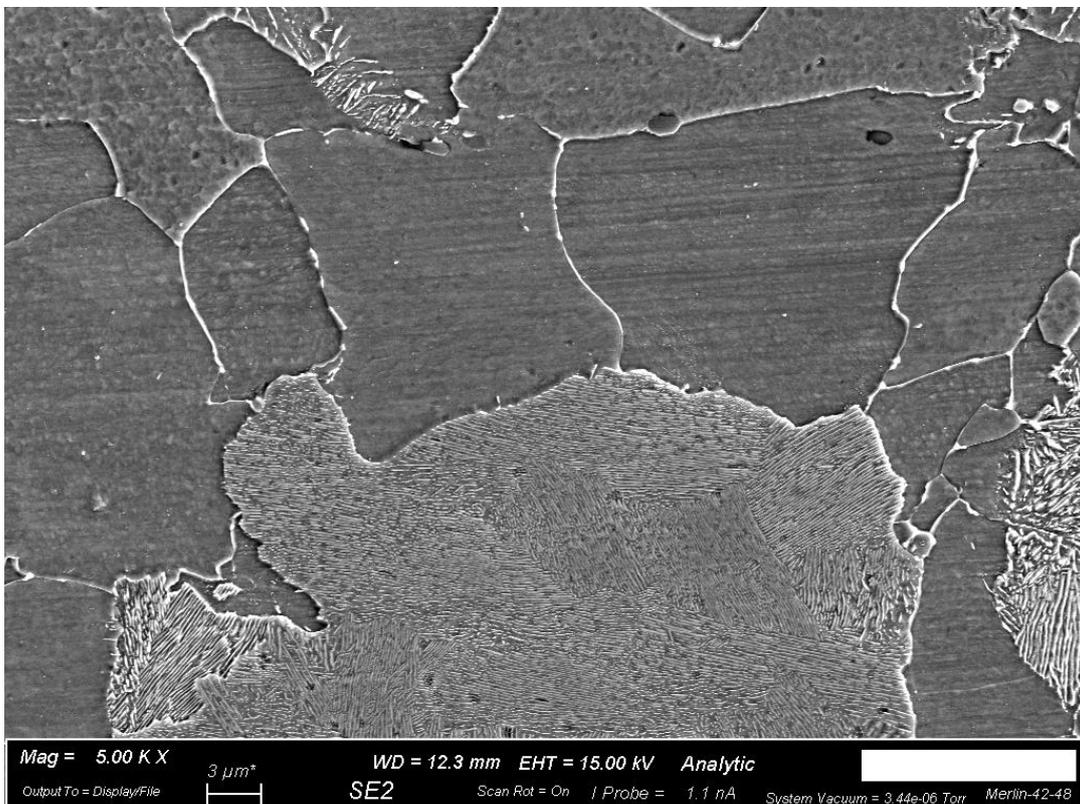


Figura C.2: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 5000X – Ferrite e Perlite – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

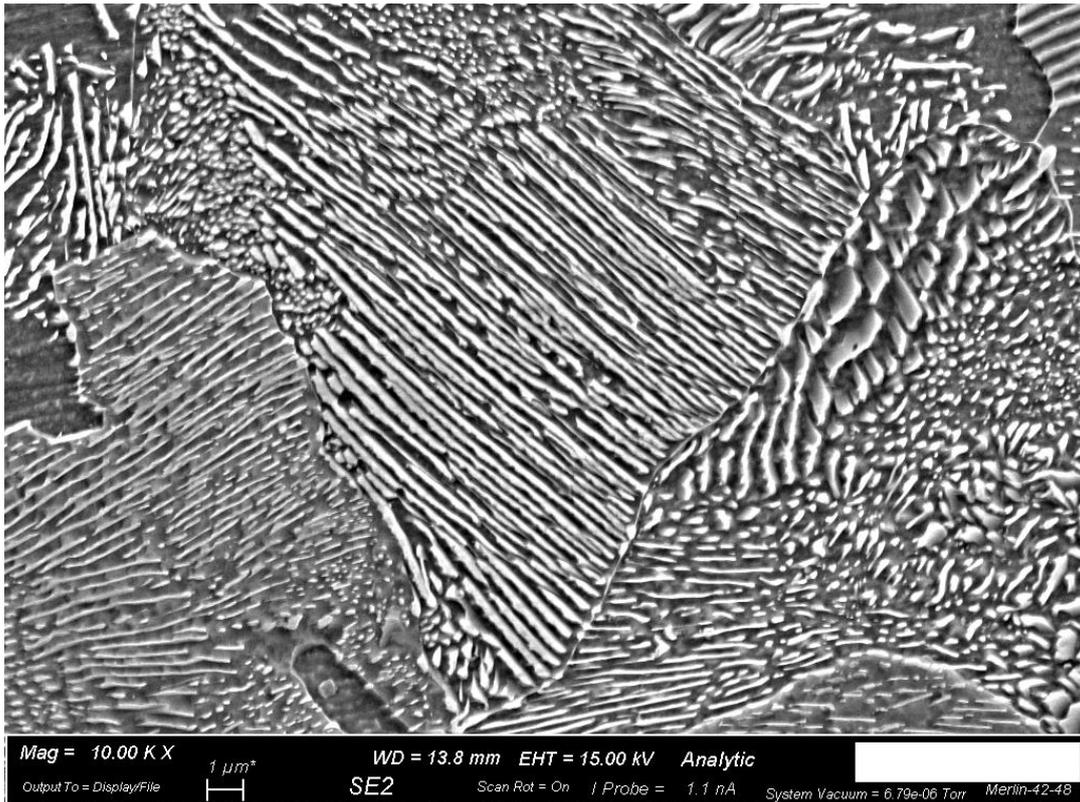


Figura C.3: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento (di Fig.B.1) 10000X – Ferrite e Perlite – Ciclo 940°C- 640°C Prova 1)

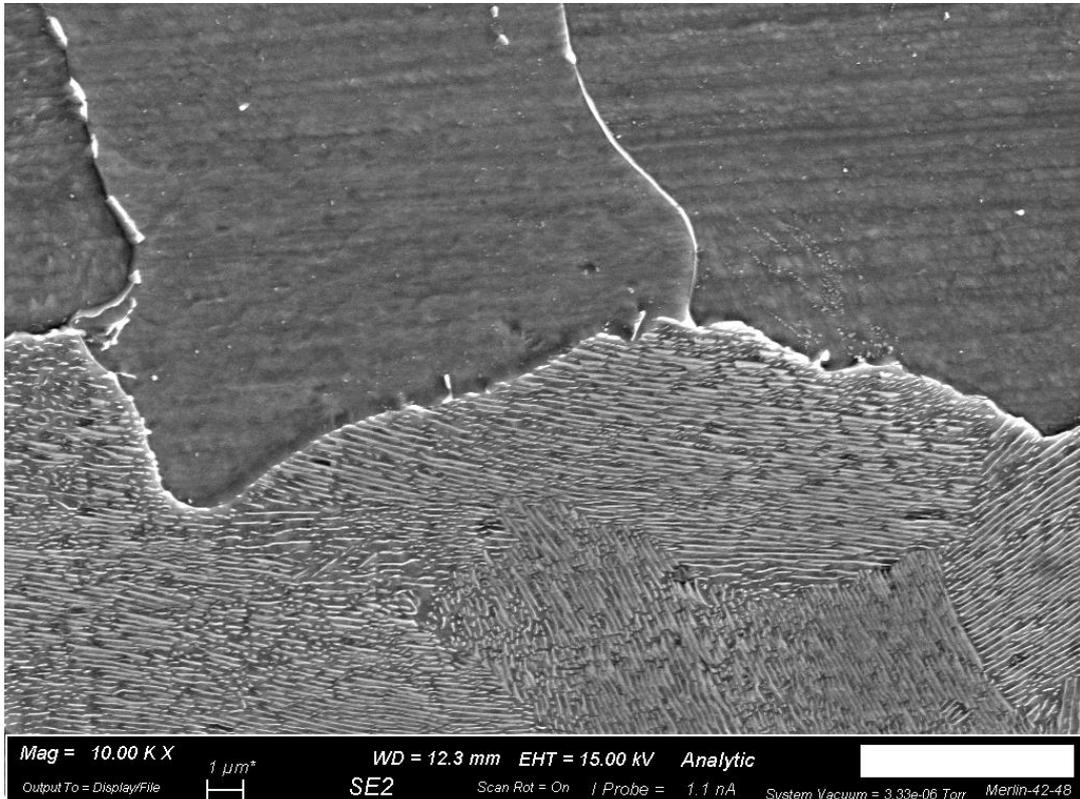


Figura C.4: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento (di Fig.B.2) 10000X – Ferrite e Perlite – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

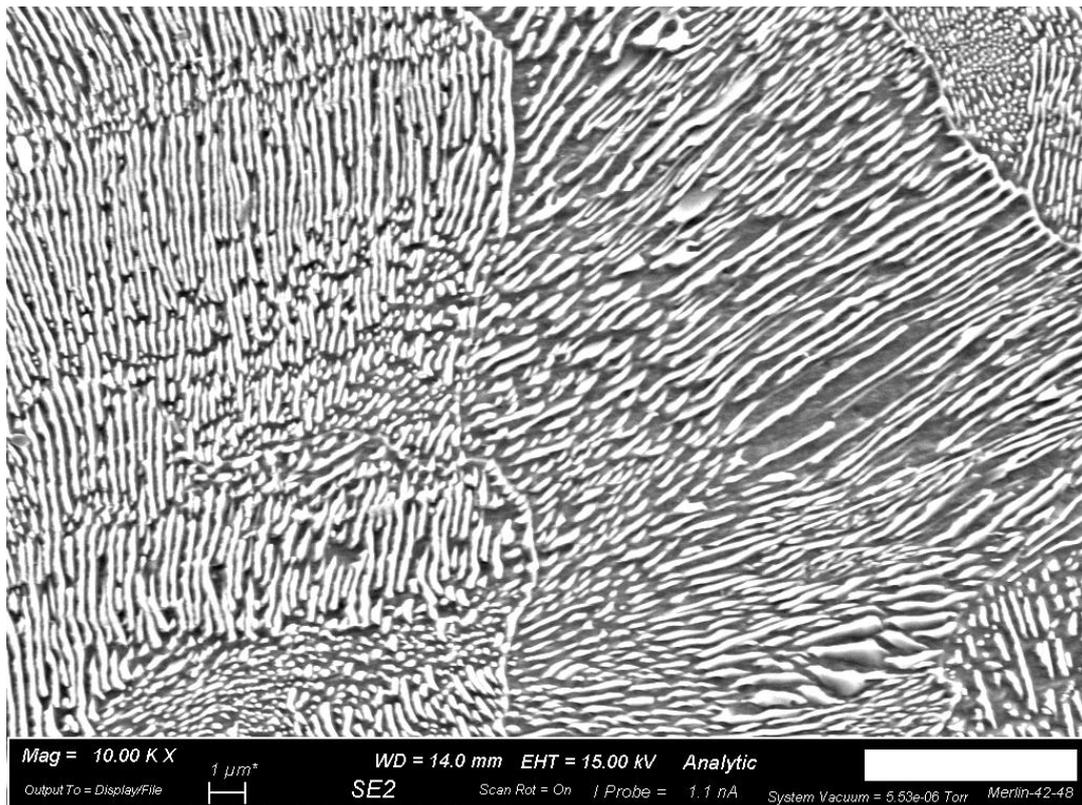


Figura C.5: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 10000X – Ferrite e Perlite – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

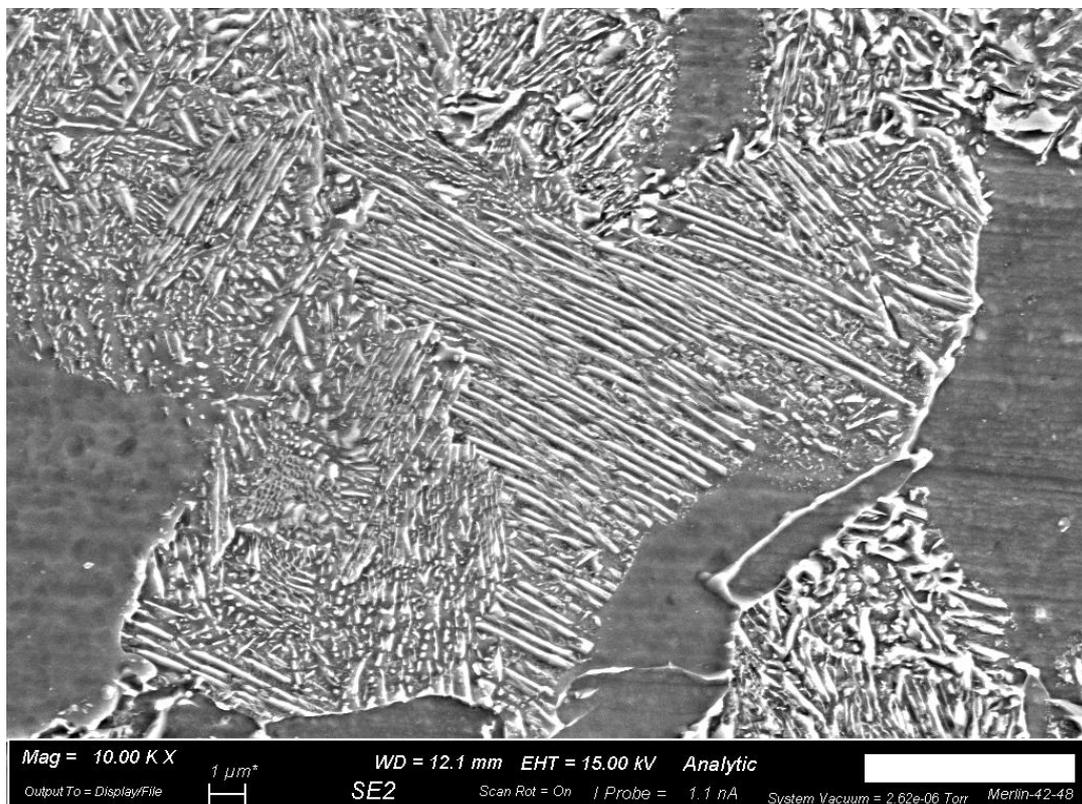


Figura C.6: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 10000X – Ferrite e Perlite – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

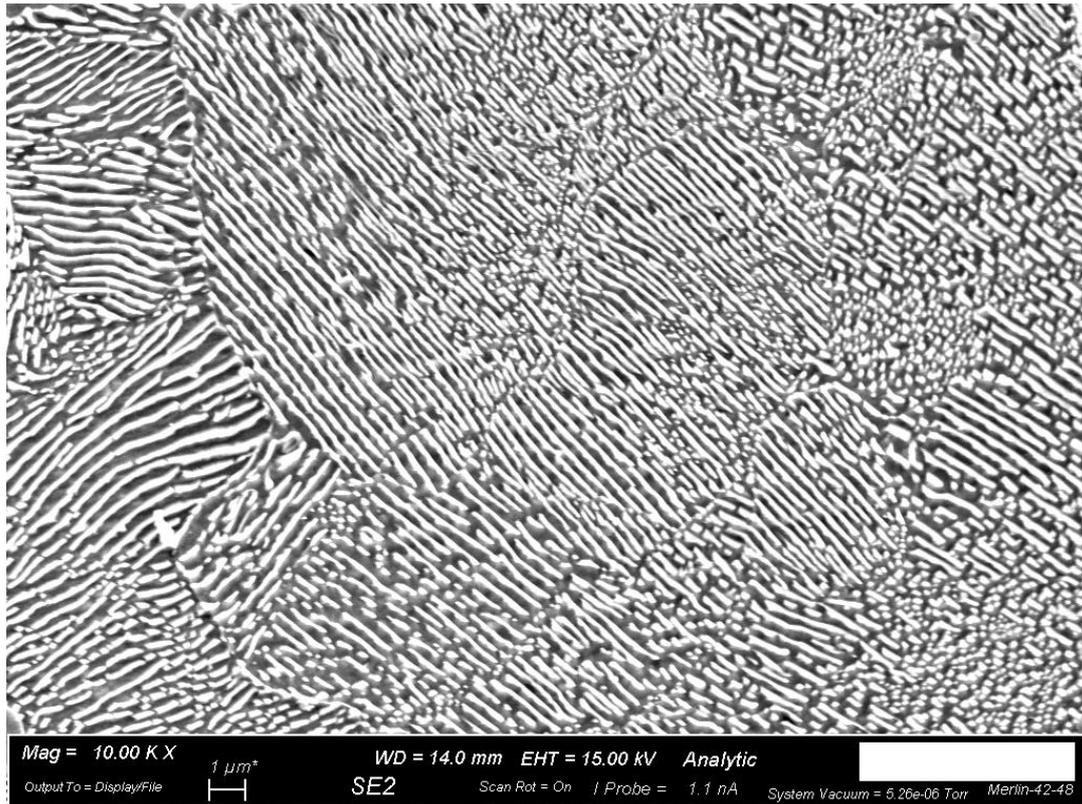


Figura C.7: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 10000X - Ferrite e Perlite – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

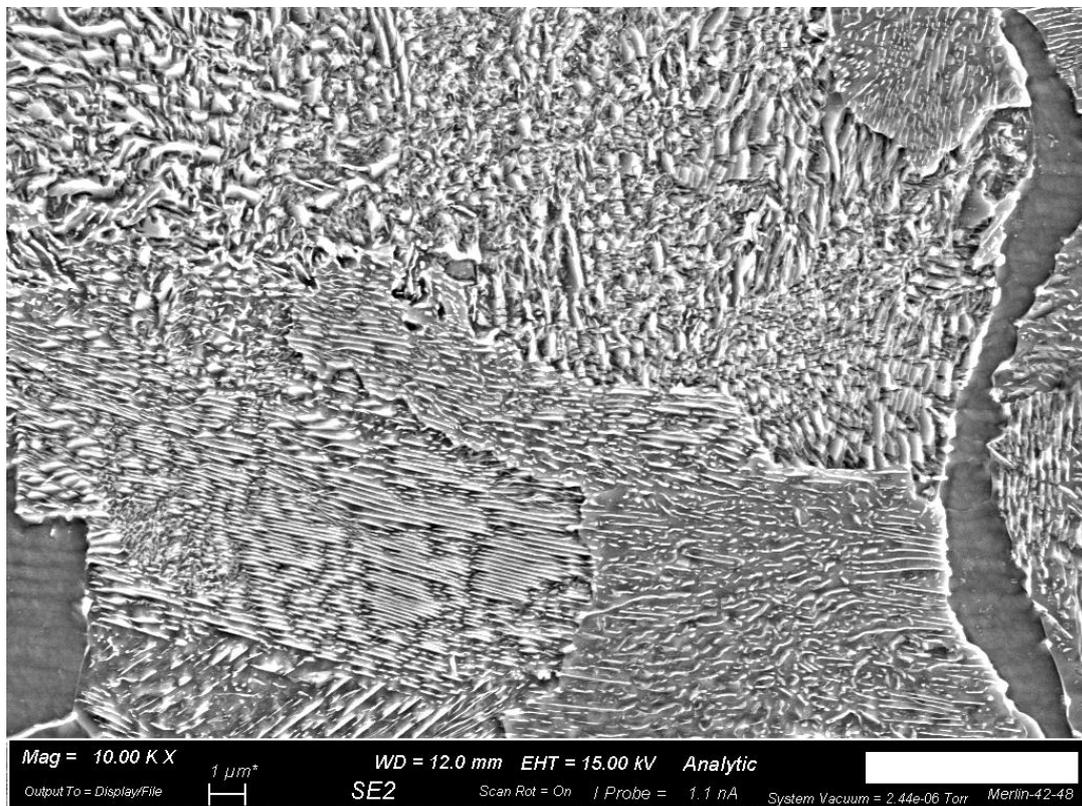


Figura C.8: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 10000X – Ferrite e Perlite – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

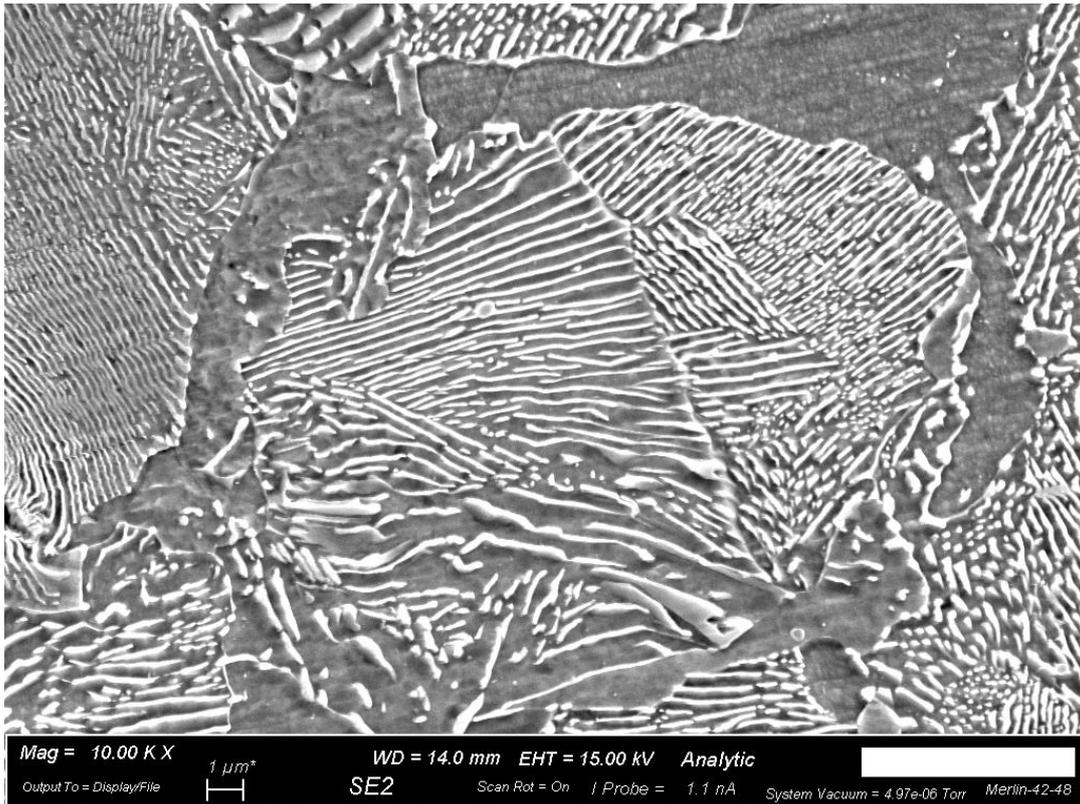


Figura C.9: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 10000X - Ferrite e Perlite – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

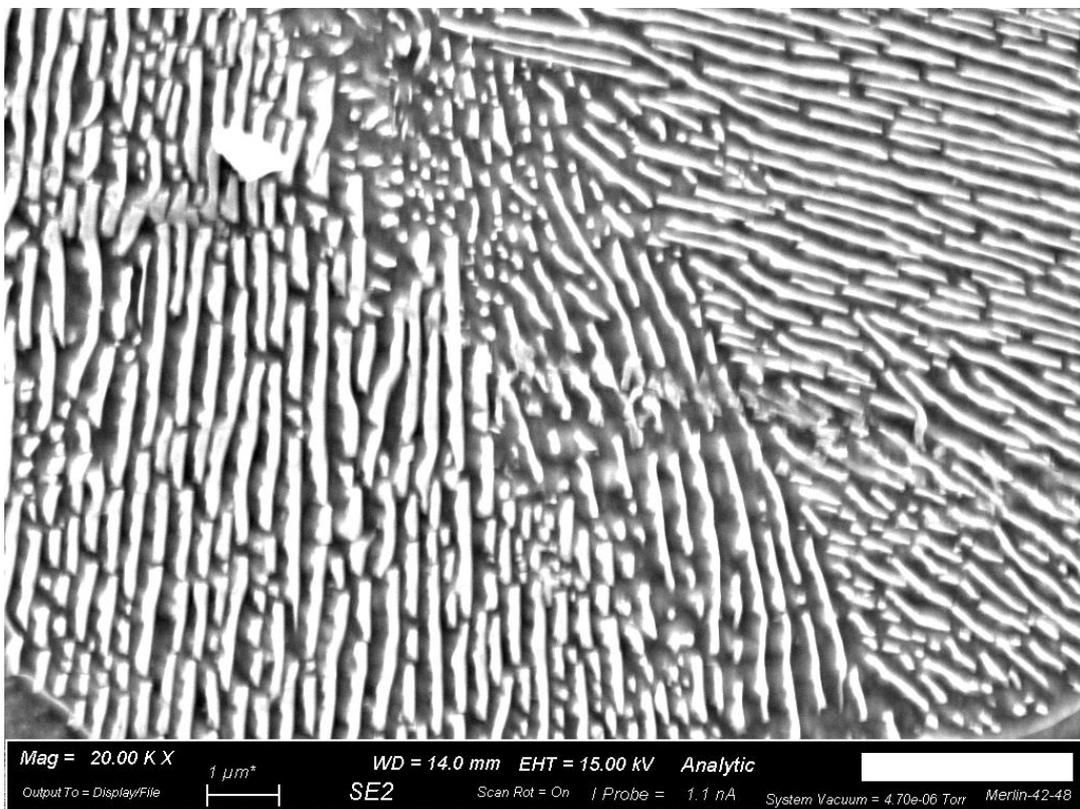


Figura C.10: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 20000X - Ferrite e Perlite – Ciclo 940°C-640°C Prova 1)

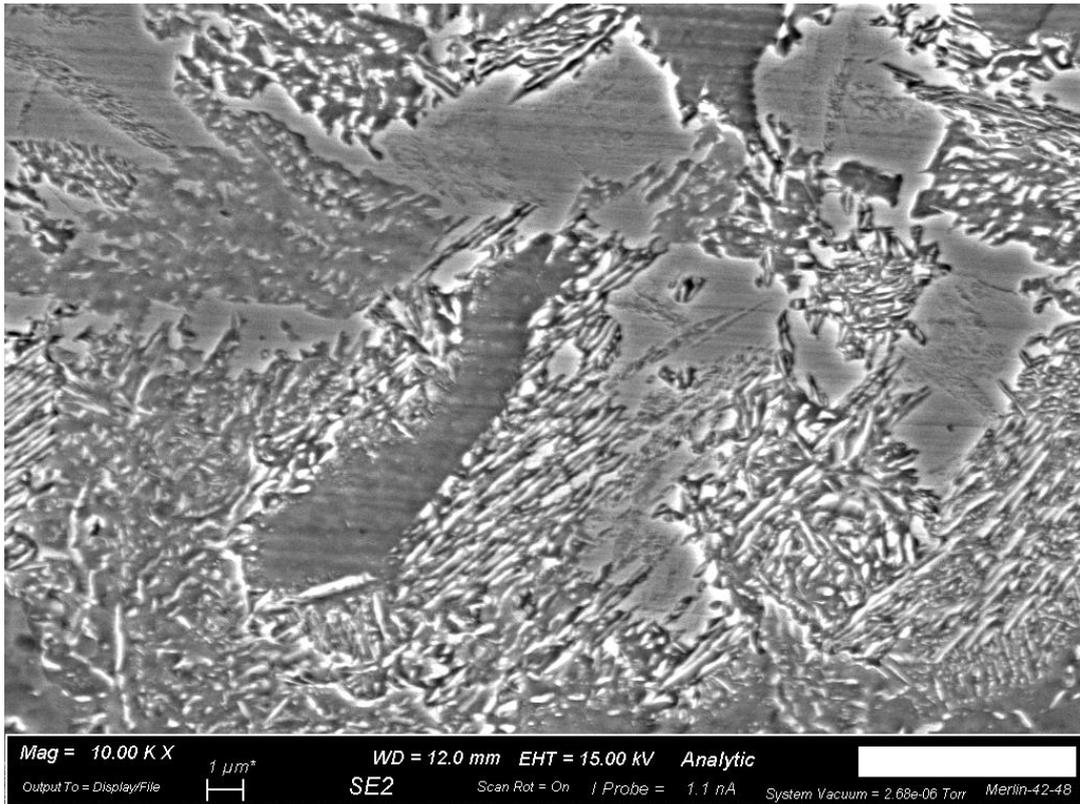


Figura C.11: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento (di Fig.7.22) 10000X – Ferrite, Perlite, presunta Bainite/Terza fase – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

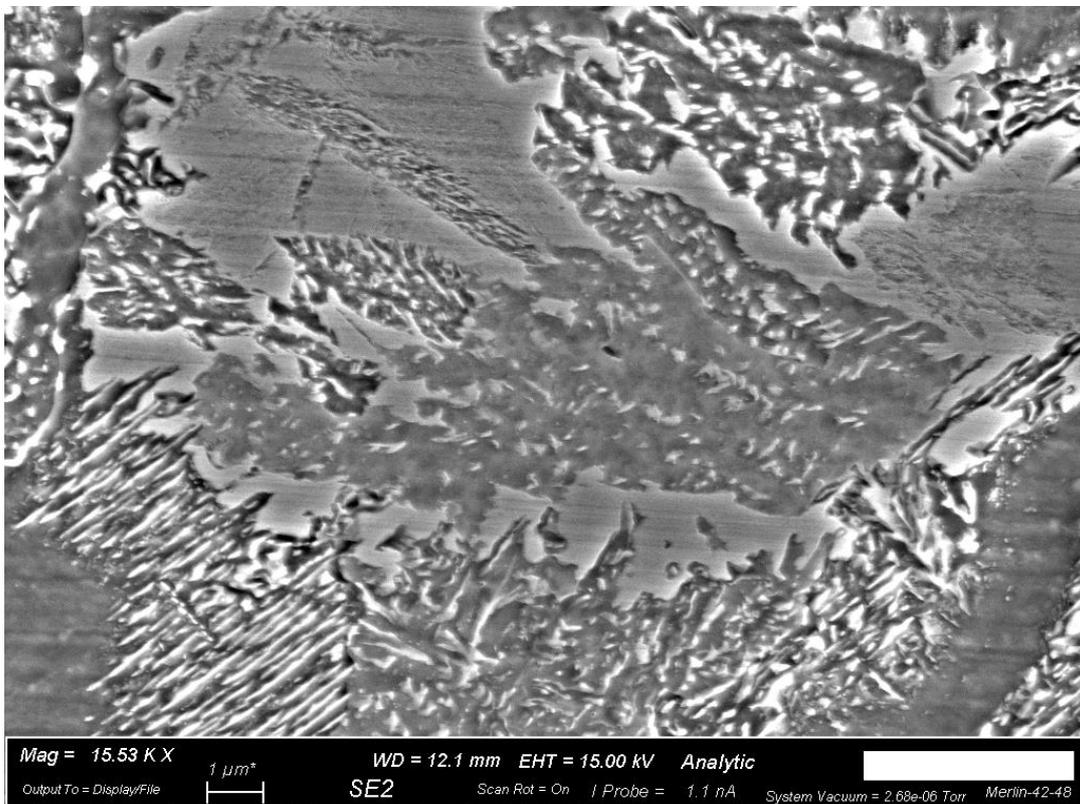


Figura C.12: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento (di Fig.7.22) 15530X – Ferrite, Perlite, presunta Bainite/Terza fase – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

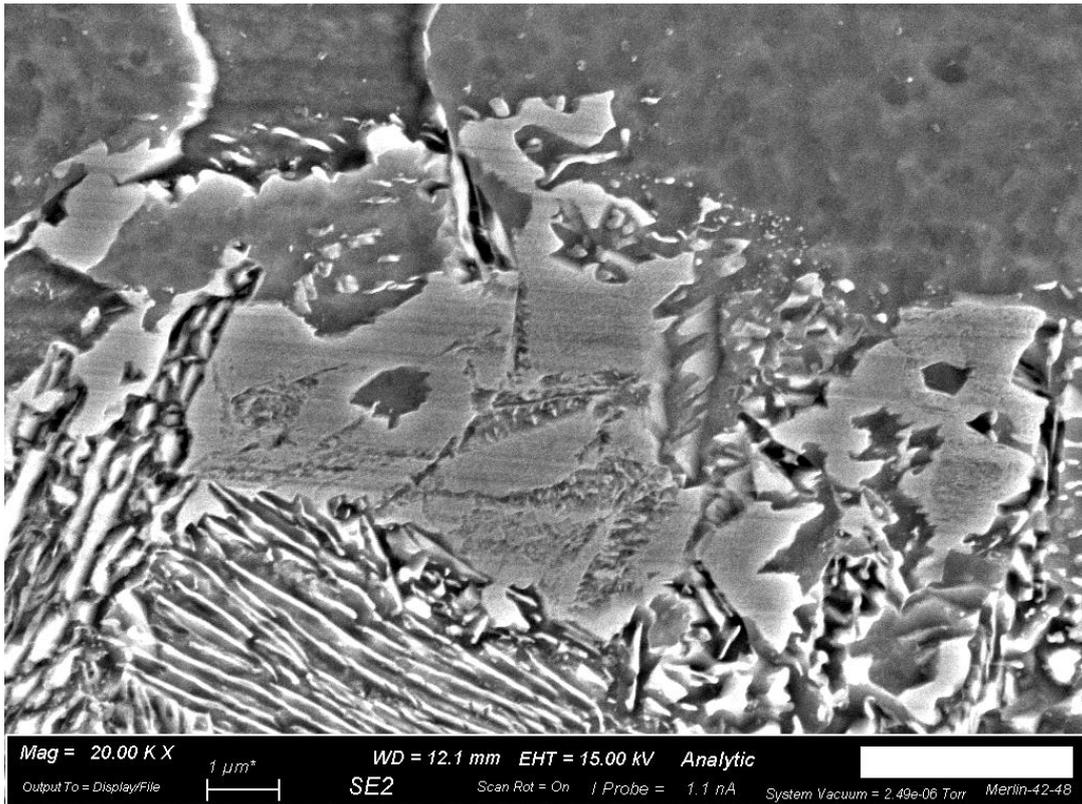


Figura C.13: Micrografia SEM di un campione in 17NiCrMo6-4 ingrandimento 20000X – Ferrite, Perlite, presunta Bianite/Terza fase – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)

Appendice D: Micrografie e durezze al microdurometro

Qui vengono raccolte alcune delle immagini realizzate durante l'utilizzo del microdurometro (realizzate presso il Politecnico di Torino).

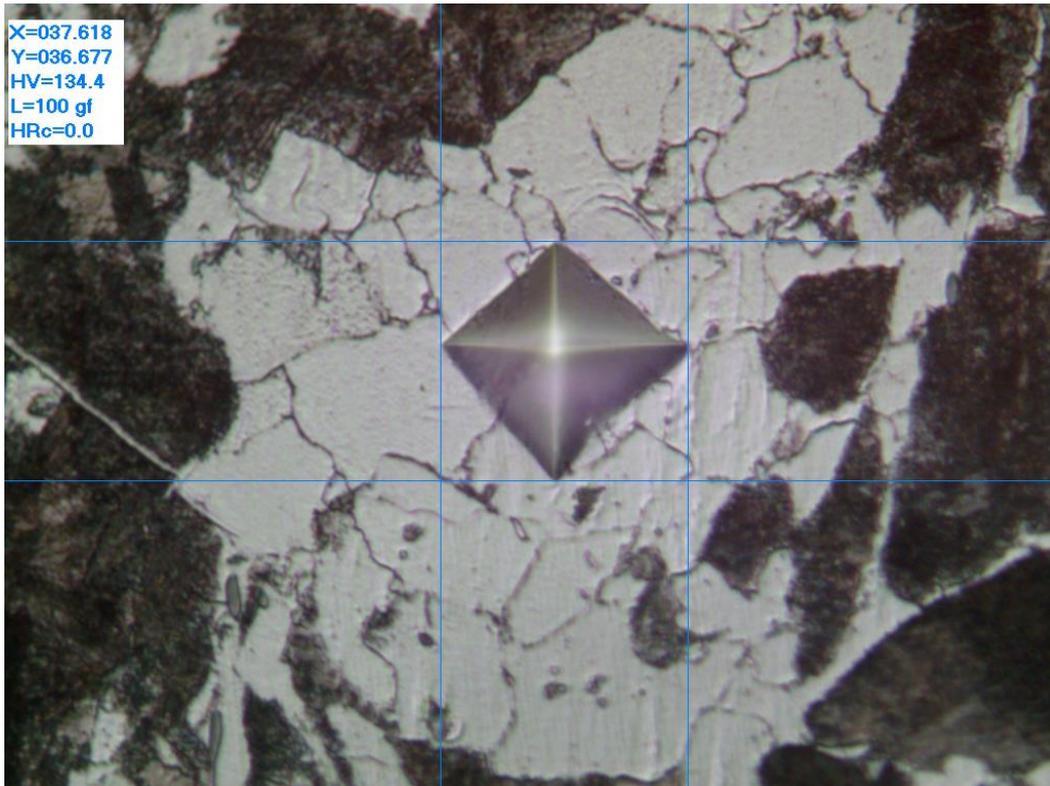


Figura D.1: Valutazione durezza HV Ferrite di un campione in 17NiCrMo6-4 con microdurometro – Ciclo 940°C-580°C (Prova 2)

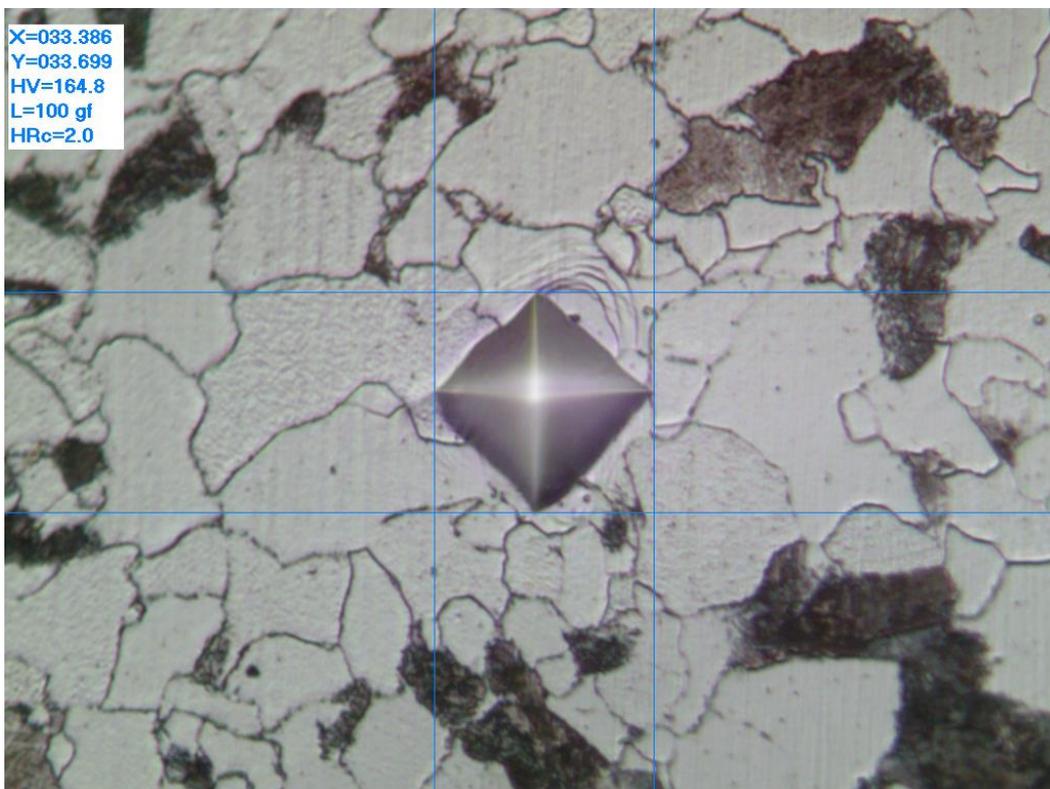


Figura D.2: Valutazione durezza HV Ferrite di un campione in 17NiCrMo6-4 con microdurometro – Grano di Ferrite deformato (parte superiore destra dell'impronta) – Ciclo 940°C-580°C (Prova 2)

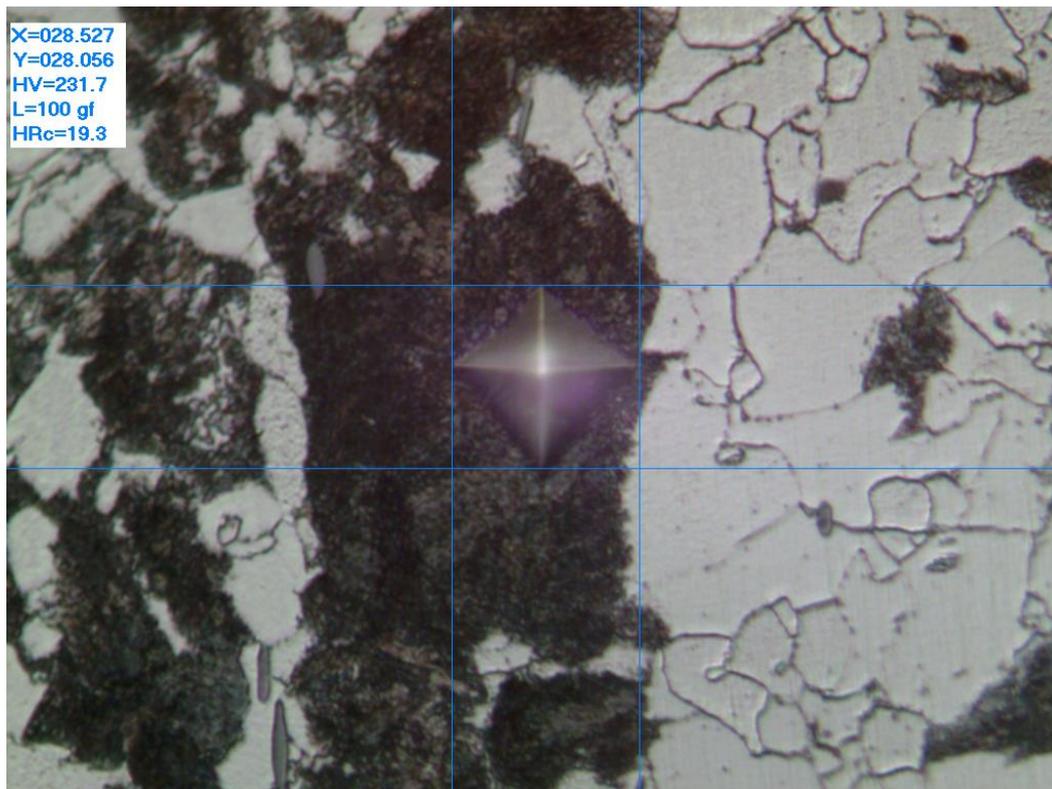


Figura D.3: Valutazione durezza HV Perlite di un campione in 17NiCrMo6-4 con microdurometro – Ciclo 940°C-580°C (Prova 2)

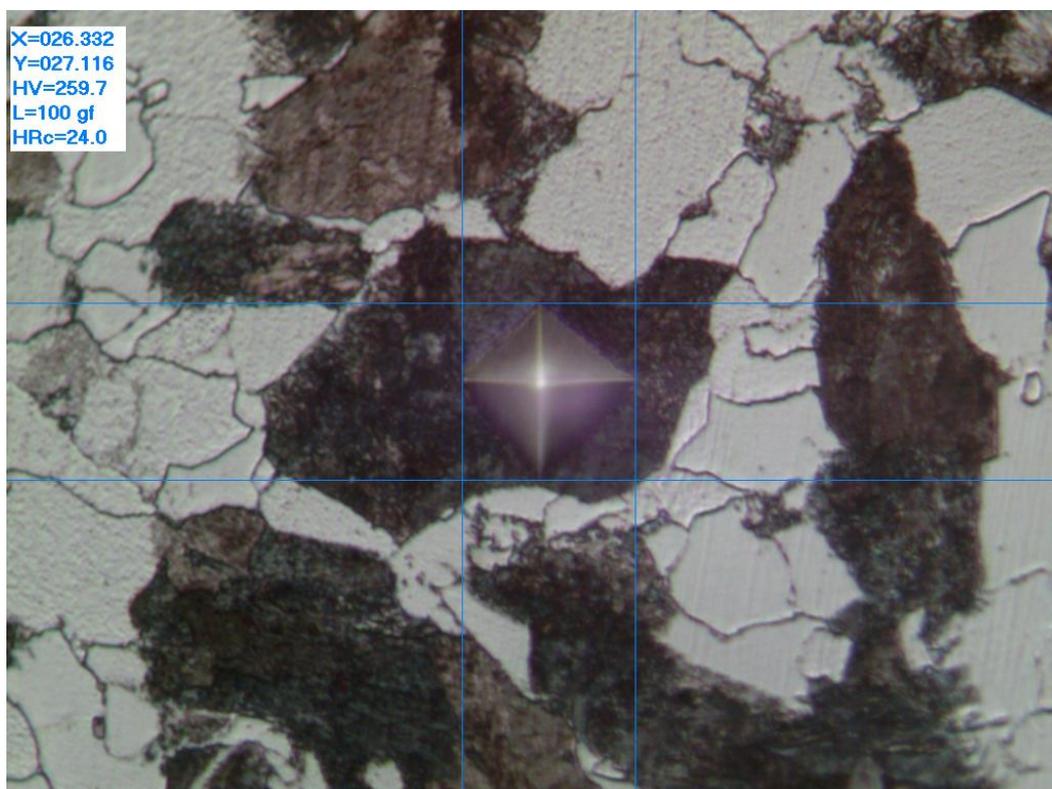


Figura D.4: Valutazione durezza HV Perlite di un campione in 17NiCrMo6-4 con microdurometro – Ciclo 940°C-580°C (Prova 2)

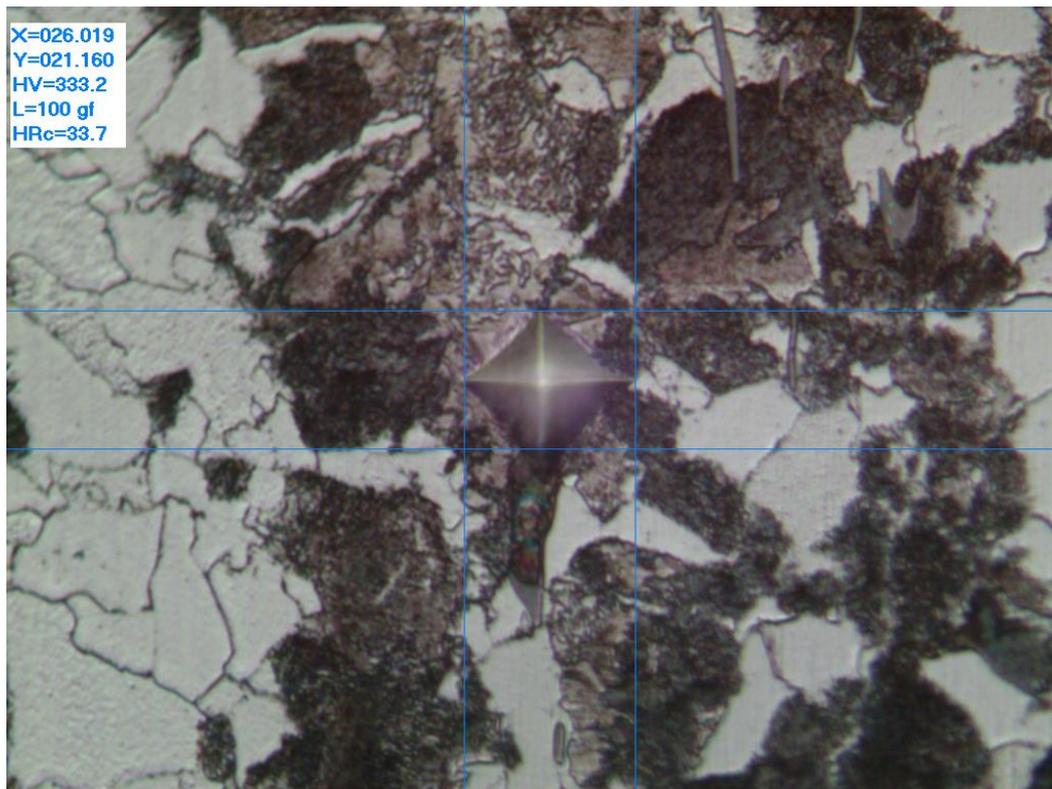


Figura D.5: Valutazione durezza HV della fase aghiforme (presunta bainite) di un campione in 17NiCrMo6-4 con microdurometro – Ciclo 940°C-580°C Prova 2)