

Capitolo VIII

LE CURVE CCT (Continuous Cooling Transformation)

Poiché nella maggioranza dei trattamenti termici d'importanza pratica gli acciai non vengono mantenuti isotermicamente a temperature costanti, ma vengono raffreddati con continuità, più o meno velocemente, seguendo ben determinate traiettorie, di raffreddamento, per comprendere meglio i fenomeni collegati coi trattamenti termici, è opportuno fare riferimento alle curve di trasformazione anisoterme (diagrammi continui, C.C.T.), ottenute dallo studio della dilatomètria assoluta dell'austenite.

Il diagramma CCT [$T(^{\circ}\text{C})/\log(t)$] è una rappresentazione della cinetica di decomposizione dell'austenite ottenuta mediante raffreddamenti continui fino al completamento della reazione.

Permette di rappresentare contemporaneamente le differenti trasformazioni microstrutturali, comprese quelle non rappresentabili nei diagrammi di fase, e le leggi di raffreddamento effettivamente utilizzati.

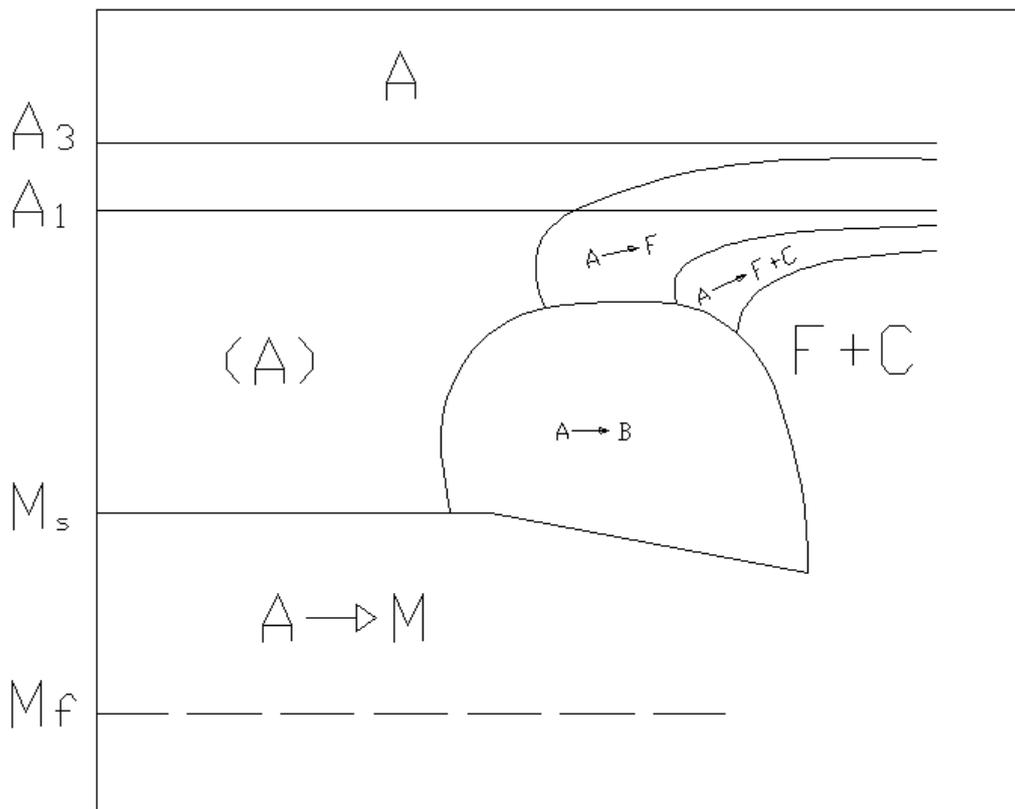


Figura 8.1: andamento schematico delle curve CCT: A = austenite stabile, (A) = austenite instabile, F = ferrite, C = cementite secondaria, $F+C$ = perlite, B = bainite, M = martensite

La forma delle curve e quindi le traiettorie e le strutture ottenute dipendono fortemente dalla percentuale di carbonio e dagli elementi di lega presenti nell'acciaio.

Principali differenze tra curve CCT e TTT:

Rispetto alle curve TTT (curve isoterme) dello stesso acciaio, le curve CCT, le quali si ottengono segnando su di un fascio di traiettorie di raffreddamento I, II, II', III, IV', V, i punti di inizio e fine

trasformazione, sono spostate a destra in quanto, a parità di tempo globale, nelle curve CCT l'acciaio rimane per parte di tale tempo a temperatura più elevata, ove minore è la tendenza a trasformarsi, e pertanto le trasformazioni iniziano dopo un tempo superiore.

Dal momento poi che nel raffreddamento continuo un aumento del tempo è associato con una diminuzione di temperatura, il punto in cui la trasformazione inizia in una curva CCT si trova inoltre in basso rispetto alla corrispondente curva TTT. Analogamente avviene per i punti di fine trasformazione.

In particolare si ha un sensibile spostamento del "naso" della curva, con un miglioramento dal punto di vista delle possibilità di tempra, in quanto la velocità II' è inferiore a quella II.

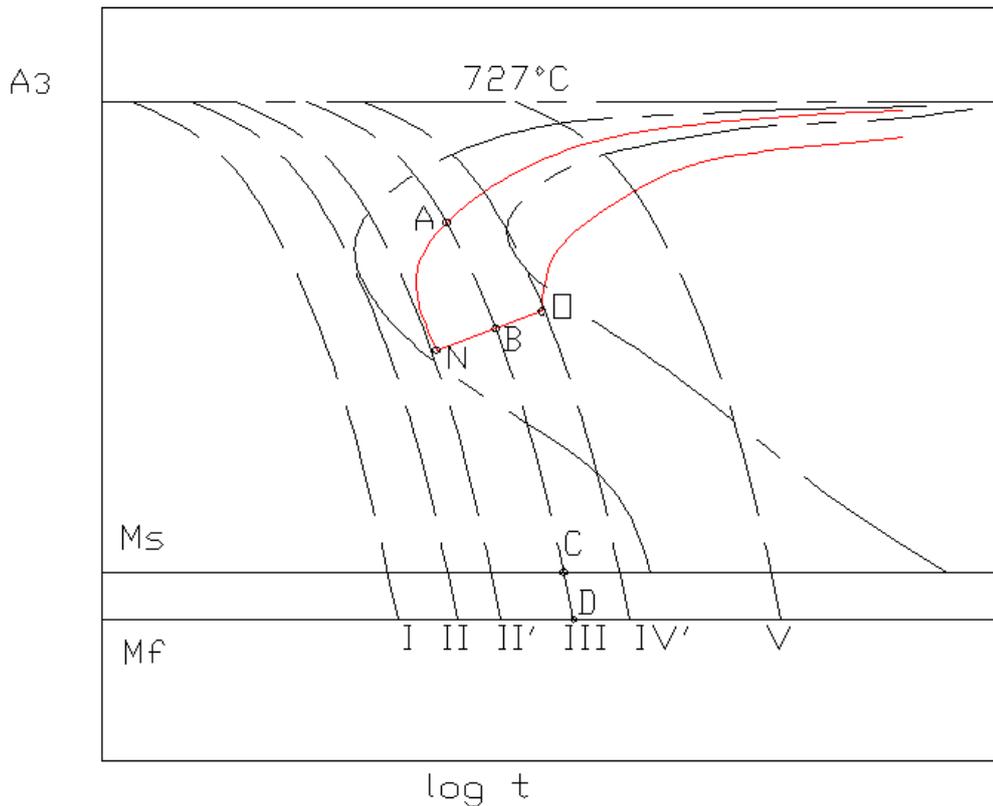


Figura 8.2: sovrapposizione tra curve TTT e CCT.

Talvolta le curve delle trasformazioni anisoterme possono presentare una particolarità che le caratterizza e le differenzia nettamente da quelle isoterme, le due curve di inizio e di fine trasformazione si interrompono rispettivamente nei punti N ed O, e il tratto NO assume un nuovo significato, quello di *interruzione della trasformazione*.

Così se si segue una traiettoria di raffreddamento III, intermedia tra quelle II' e IV' che passano rispettivamente per N ed O, all'incontro in A con la curva s ha inizio la trasformazione, ed essa prosegue fino in B, dove si arresta, per riprendere poi da C a D, dove l'austenite che era rimasta in B si trasforma in martensite.

I punti C e D corrispondono all'incontro della curva con due rette, rispettivamente Ms (*Martensite Start*, temperatura alla quale inizia la formazione di martensite nel corso del raffreddamento) e Mf (*Martensite Finish*, temperatura alla quale ha termine la formazione di martensite durante il raffreddamento).

Sulla linea NO si può segnare una scala da 0 (in corrispondenza del punto N) a 100 (in corrispondenza del punto O) con le percentuali di struttura trasformata ad alta temperatura.

L'arresto della trasformazione in corrispondenza della linea NO comporta lo sdoppiamento dei punti critici al raffreddamento. Dal punto di vista pratico ha una notevole importanza la conoscenza della velocità limite superiore V_s corrispondente alla traiettoria II' , che permette di individuare la legge di raffreddamento meno severa che rende possibile, a partire dall'austenite, la formazione esclusiva di martensite.

Fattori che influenzano le trasformazioni di fase

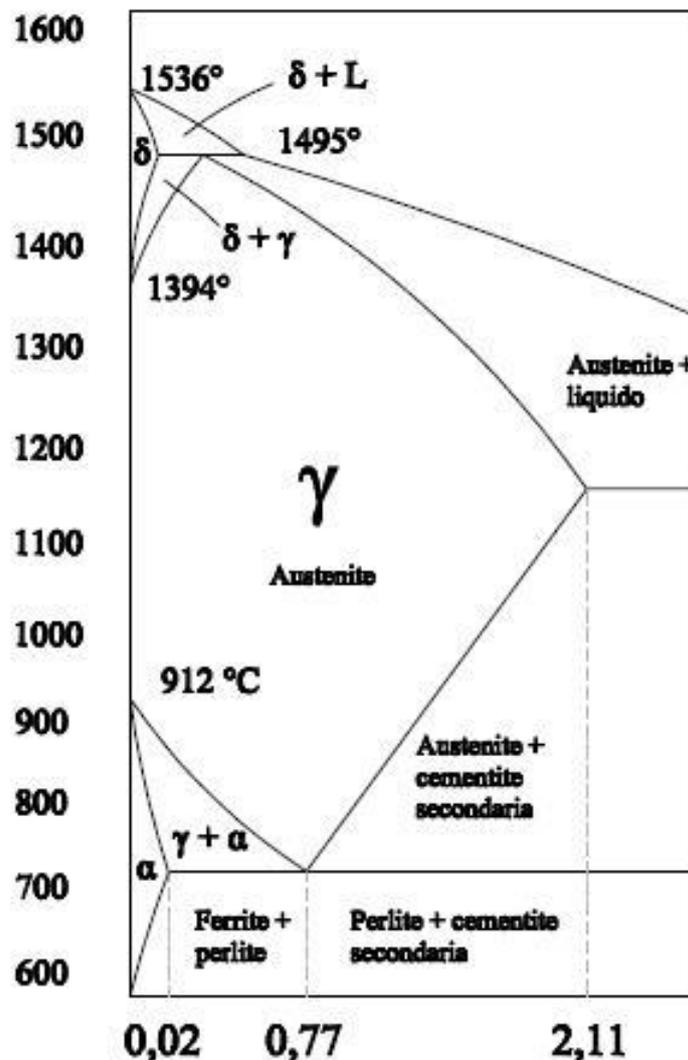


Figura 8.3: porzione di diagramma Fe-C.

Il diagramma precedente è relativo ad una lega Fe-C (Fe-Fe₃C, ferro - cementite) con tenori di C < 2%.

Le trasformazioni rappresentabili nel diagramma di stato avvengono in condizioni di quasi equilibrio, ovvero con velocità di raffreddamento infinitesima.

È fondamentale osservare che nella pratica dei trattamenti termici la velocità di raffreddamento sono invece sempre diverse da zero.

Per tutti gli acciai al carbonio a temperatura opportuna, è possibile avere unicamente la soluzione solida di carbonio nel ferro γ (austenite).

Durante il raffreddamento questa austenite si trasforma per dare:

- **Ferrite + perlite** negli acciai ipoeutetoidici;
- **Perlite** negli acciai eutetoidici;
- **Cementite secondaria + perlite** negli acciai ipereutetoidici.

Punti critici

Si definisce **eutettoide** la lega che prevede la trasformazione



alla minor temperatura in assoluto. (con γ = lega con struttura cubica facce centrate; e α = lega con struttura cubica corpo centrato)

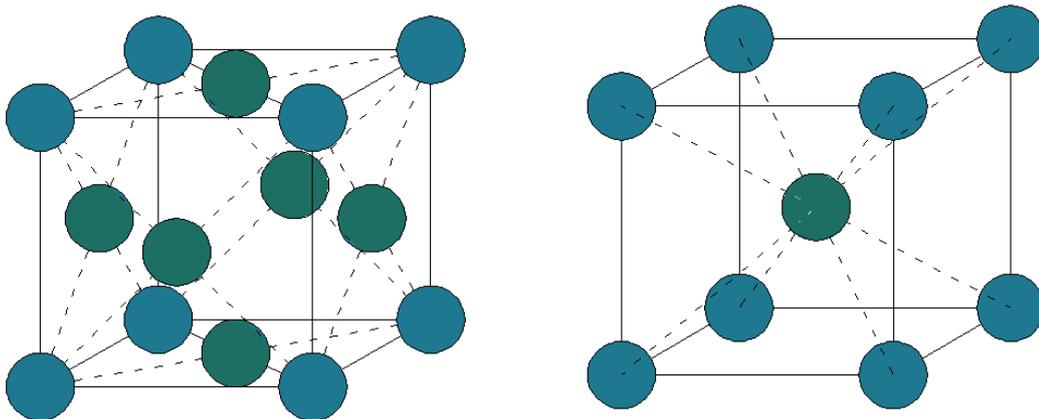


Figura 8.4: struttura cubica facce centrate, in cui gli atomi sono disposti ai vertici e sulle facce del reticolo cristallino; struttura cubica corpo centrato, in cui gli atomi sono disposti ai vertici ed uno al centro del reticolo cristallino.

In relazione al tenore nominale di C gli acciai si dividono in:

- **Acciaio eutettoide:** possiede % C = 0.8;
- **Acciaio ipoeutettoide:** possiede % C < 0.8;
- **Acciaio ipereutettoide:** possiede % C > 0.8.

Si definiscono **punti critici** le temperature alle quali avvengono le trasformazioni polimorfiche per una data lega. I punti critici di importanza fondamentale per la comprensione delle dinamiche che intervengono nel corso dei trattamenti termici degli acciai sono:

A1 temperatura di equilibrio *austenite* \leftrightarrow *perlite*

- **Ac1** temperatura alla quale l'austenite eutettoide comincia a formarsi nelle condizioni di riscaldamento;
- **Ar1** temperatura alla quale la trasformazione austenite eutettoide (ferrite + cementite) inizia nel corso del raffreddamento;

A3 (per acciai ipoeutettoidi), temperatura di equilibrio *austenite* \leftrightarrow *ferrite*, al di sopra della quale solo l'austenite è stabile e al di sotto della quale si forma la ferrite:

- **Ac3** temperatura alla quale la trasformazione *ferrite* \rightarrow *austenite* è completa nelle condizioni di riscaldamento;
- **Ar3** temperatura alla quale la trasformazione *austenite* \rightarrow *ferrite* inizia nel corso del raffreddamento;

Acm (per acciai ipereutettoidi), temperatura dell'equilibrio *austenite* \leftrightarrow *cementite*, al di sopra del quale solo l'austenite è stabile e al di sotto del quale si forma la cementite:

- **Ac cm** temperatura alla quale la dissoluzione della cementite nell'austenite è completa nelle condizioni di riscaldamento;
- **Ar cm** temperatura alla quale inizia lo smiscelamento della cementite dall'austenite satura nelle condizioni di raffreddamento;

Influenza della velocità di raffreddamento

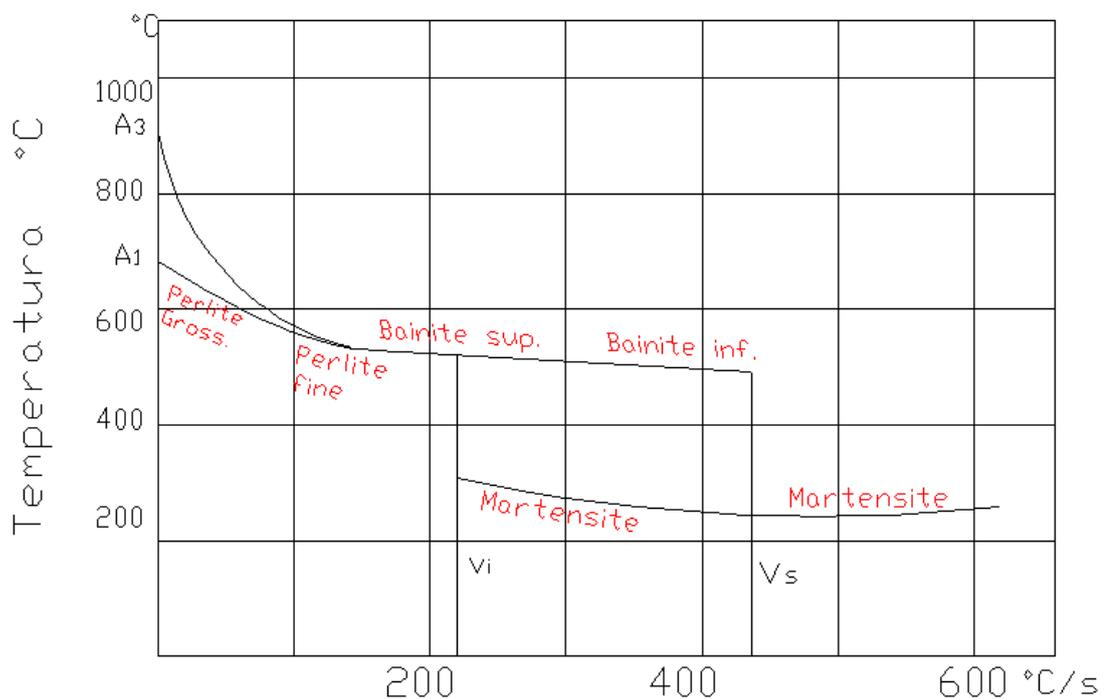


Figura 8.5: effetto sulla struttura della velocità di raffreddamento.

Variando la velocità di raffreddamento, in relazione anche alla composizione chimica, è possibile ottenere a temperatura ambiente strutture come la perlite fine, la bainite e la martensite, cui corrispondono condizioni di “falso” equilibrio.

Se si considera un acciaio ipoeutettoidico sopra il punto A3, costituito da austenite, e si fa aumentare la velocità di raffreddamento (diminuzione di temperatura nell'unità di tempo), ambedue

le temperature dei punti Ar3 ed Ar1 si abbassano per fenomeni di isteresi, ed in particolare l'abbassamento di Ar3 è maggiore di quello Ar1 tanto che oltre un certo limite arrivano a coincidere in un unico punto.

Mentre con velocità di raffreddamento vicino a zero la trasformazione avviene alla massima temperatura e la cementite assume la forma lamellare che ha nella perlite, a velocità maggiore la trasformazione avviene a temperature inferiori e la struttura che si ottiene è a lamelle sempre più sottili, poi, quando il punto Ar1 si è ulteriormente abbassato, compare la bainite.

Aumentando ulteriormente la velocità di raffreddamento, improvvisamente, in corrispondenza di un certo valore V_i della velocità, denominata *velocità critica inferiore di raffreddamento*, il punto Ar1 si sdoppia, cioè la trasformazione avviene in parte ad una temperatura $A'r$ con formazione di bainite e in parte ad una temperatura $A''r$ molto inferiore, dove l'austenite si trasforma in martensite.

Con un ulteriore aumento della velocità di raffreddamento, in corrispondenza di V_s , denominata *velocità critica superiore* scompare il punto $A'r$ e la trasformazione avviene completamente in corrispondenza di $A''r$ con la formazione di sola martensite.

Nell'intervallo tra V_i e V_s la quantità di bainite diminuisce, andando appunto da V_i a V_s , mentre contemporaneamente la quantità di martensite aumenta. Inoltre i valori di V_i e V_s diminuiscono fortemente all'aumentare del tenore di carbonio dell'acciaio.

Il punto $A''r$ rimane quasi costante con l'aumentare della velocità di raffreddamento.

Velocità critiche di raffreddamento

I valori V_i e V_s diminuiscono fortemente all'aumentare del tenore di carbonio dell'acciaio e, come vedremo in seguito, col tenore di elementi speciali, come: cromo, nichel, manganese ecc.

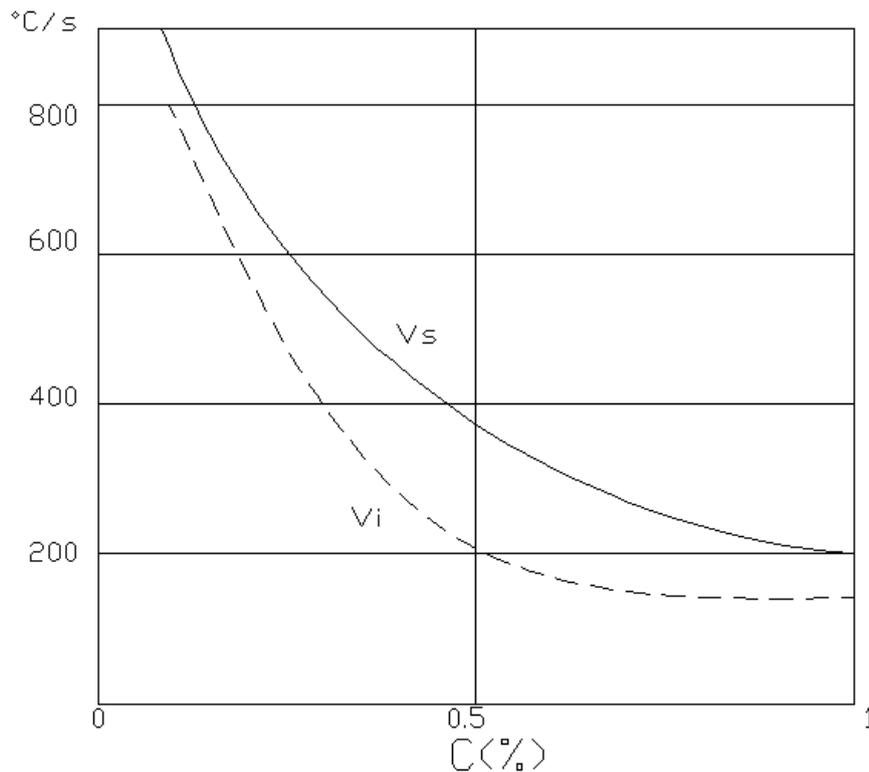


Figura 8.6: variazione delle velocità critiche di trasformazione al variare della percentuale di carbonio.

Nel diagramma precedente, si può notare come sia impossibile mantenere una struttura austenitica a temperatura ambiente, se non per gli acciai ad elevato tenore di carbonio e che contengano elementi di lega con effetto austenitizzante.

Dilatometria

Le trasformazioni dell'austenite durante il raffreddamento sono seguite mediante dilatomia: differenziale (nel caso di raffreddamenti molto lenti), per dilatomia assoluta (nel caso di raffreddamenti lenti e rapidi), per analisi termica e magnetica (nel caso di raffreddamenti molto rapidi).

L'analisi qualitativa e quantitativa delle registrazioni dilatometriche permette, per ogni legge di raffreddamento, di individuare i limiti dei differenti domini di trasformazione dell'austenite nei diversi costituenti. Gli esami micrografici permettono di precisare e di confermare i risultati dell'analisi dilatometrica.

I risultati sperimentali sono riassunti nei diagrammi C.C.T. $T(^{\circ}\text{C})/\log(t)$, in cui sono delimitati i differenti domini di trasformazione mediante la sovrapposizione delle diverse leggi di raffreddamento studiate.

Dilatometria assoluta

Le trasformazioni

austenite \Rightarrow *martensite*

e

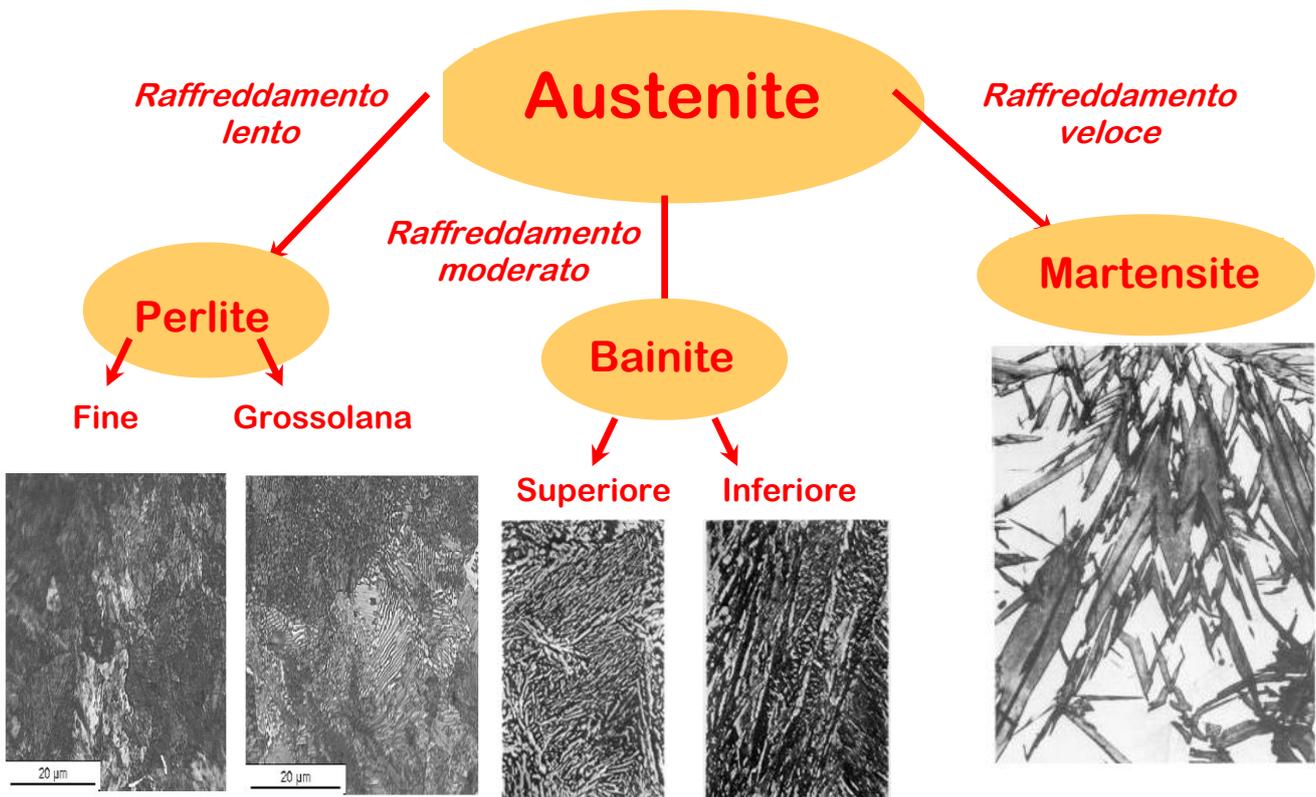
austenite \Rightarrow *perlite*

corrispondono ad una trasformazione da una fase cfc ad una fase ccc. Tali trasformazioni avvengono con aumento di volume, e, quindi, le curve dilatometriche $DI(T)$ mostrano delle anomalie.

E' da notare che la dilatometria differenziale non è utilizzabile qualora i raffreddamenti effettuati sono troppo rapidi.

L'interpretazione quantitativa delle registrazioni dilatometriche è basata su un certo numero di ipotesi semplificatrici, fra cui la più importante è che il coefficiente di dilatazione lineare di un miscuglio di fasi $\alpha + \gamma$ è funzione lineare della frazione volumica (oppure in peso) di tali fasi. Ciò non è più vero nel caso in cui si abbia dell'austenite residua a temperatura ambiente

Le strutture degli acciai



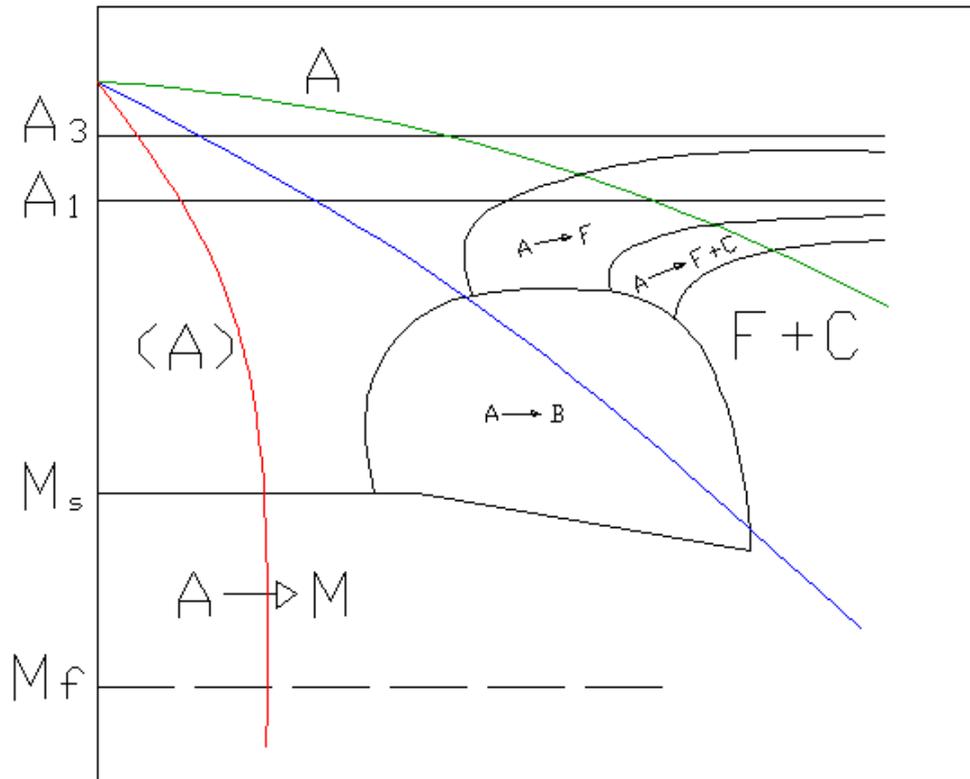


Figura 8.7: differenti strutture ottenibili negli acciai al variare della velocità di raffreddamento.

Le strutture precedentemente elencate sono ottenute mediante tre raffreddamenti ideali dai quali si ottengono le tre principali strutture che rappresentano la grande famiglia degli acciai.

In realtà noteremo in seguito come sarà difficile ottenere queste strutture singolarmente, in realtà gli acciai si presentano come aggregati

Raffreddamento lento

Caso acciaio ipoeutetico

Prendiamo in considerazione un diagramma CCT relativo ad un acciaio ipoeutetico.

La fase iniziale di un trattamento termico che preveda una trasformazione di fase è denominato *austenizzazione*. Tale processo consiste in un riscaldamento effettuato in modo da ottenere una struttura che sia austenitica in modo completo.

I parametri di austenizzazione sono:

- La temperatura di austenizzazione T_a ;
- La durata t_a di permanenza a tale temperatura;

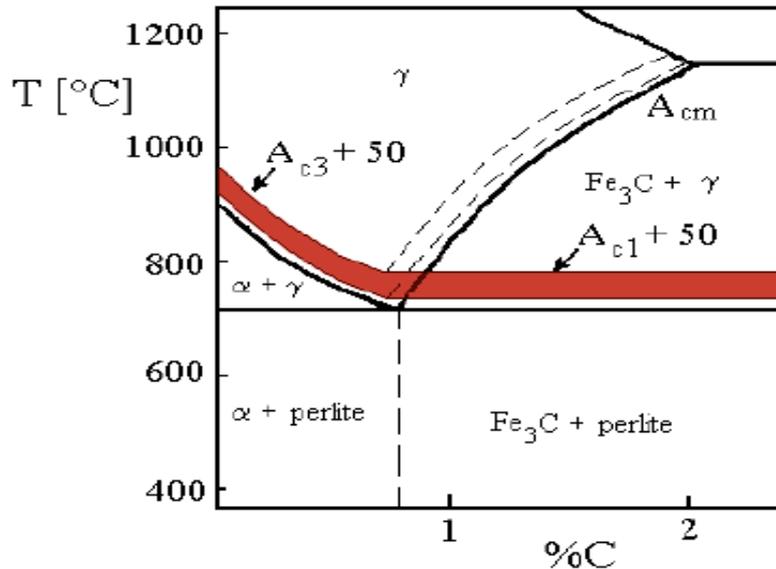


Figura 8.8: zona di austenitizzazione nel diagramma Fe-C.

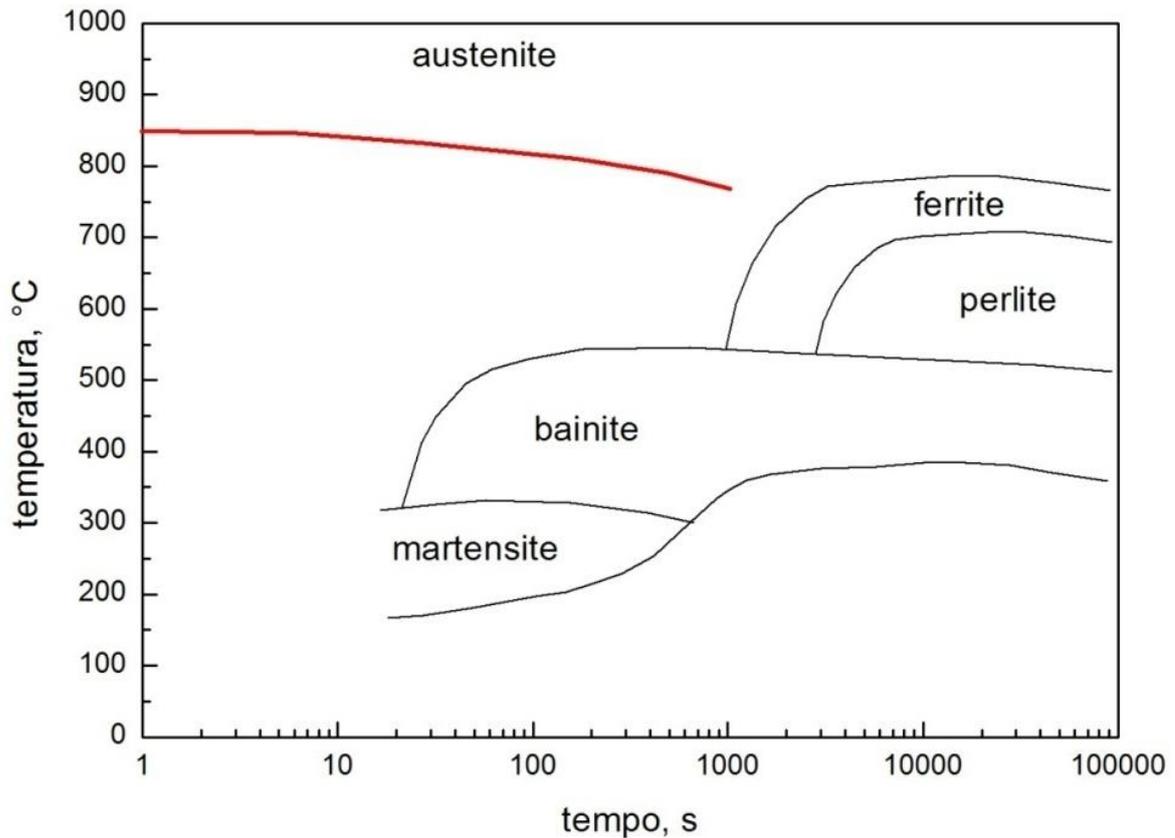
Soluzione solida di uno o più elementi nel ferro γ , cioè ferro γ con disciolto carbonio sotto forma di cementite. Nel ferro puro l'austenite è stabile da 910°C a 1390°C ; nel sistema Fe-C la solubilità massima del carbonio nell'austenite è, per convenzione, del 2.06% in massa a 1147°C . Questa maggiore solubilità per il carbonio è dovuta al fatto che la cella elementare è quella cubica a facce centrate del Fe γ e perciò il centro del cubo non è occupato da atomi e di conseguenza risulta facilitata la penetrazione interstiziale di un atomo di C di piccolo raggio atomico nel centro della cella c.f.c. (mentre la solubilità del carbonio nella cella c.c.c. del ferro α è scarsissima, perché lo spazio vuoto complessivo è troppo frazionato).

Nelle leghe con percentuali minori del 2.06% la soluzione non è satura, cioè è costituita da cristalli elementari misti una parte dei quali ha interno delle celle occupato da un atomo di carbonio e l'altra parte è al centro vuoto.

Nelle leghe con 2.06% di carbonio i cristalli sono costituiti da celle a centro occupato da un atomo di carbonio (austenite satura).

Normalmente è stabile alle alte temperature; può essere presente alla temperatura ambiente in seguito ad un adeguato trattamento termico o in alcuni acciai fortemente legati. È paramagnetica.

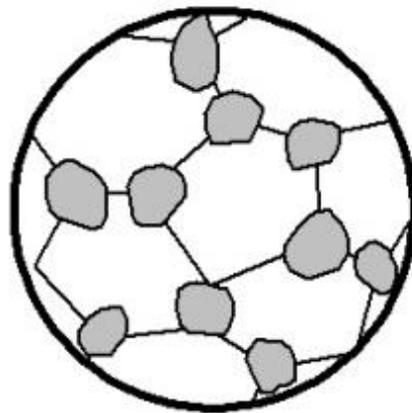
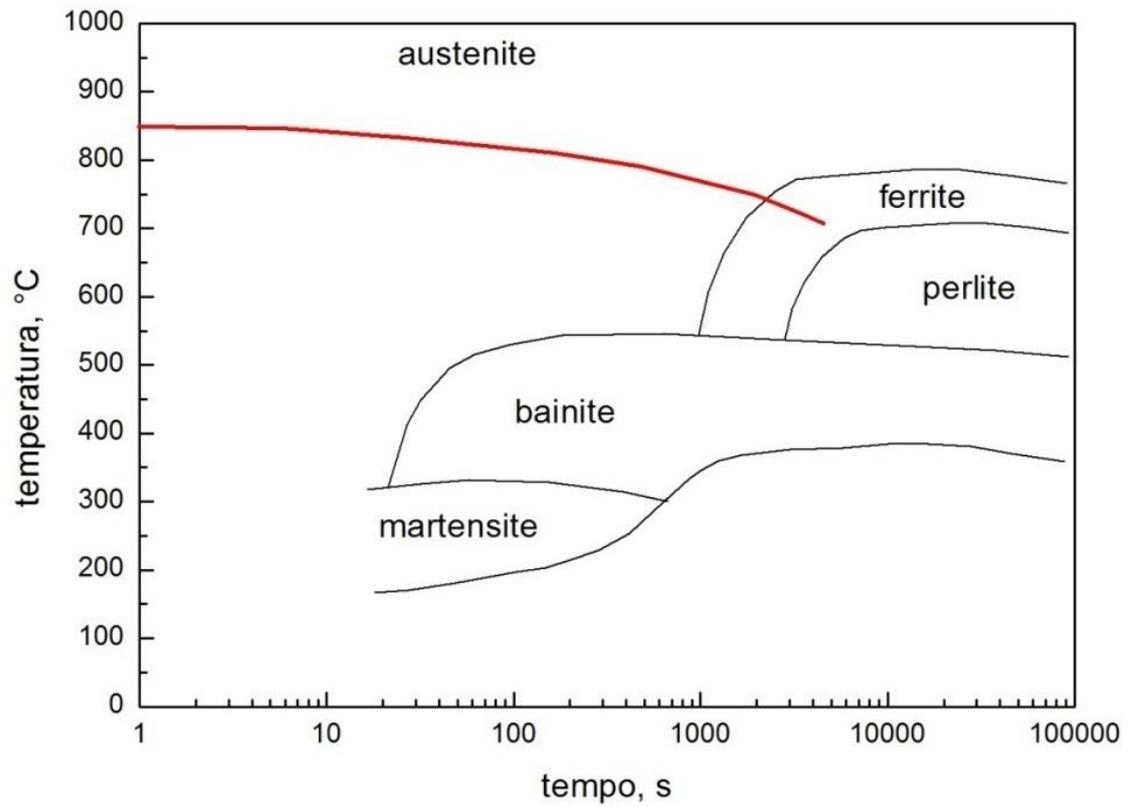
Iniziando il raffreddamento



1000 s, 780 °C

Figura 8.9: raffreddamento lento da temperatura di austenitizzazione di 831 °C.

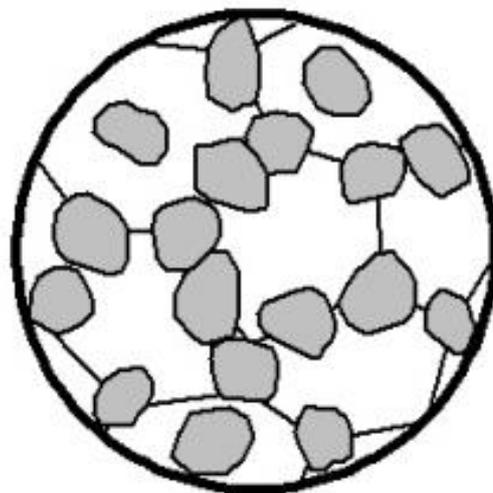
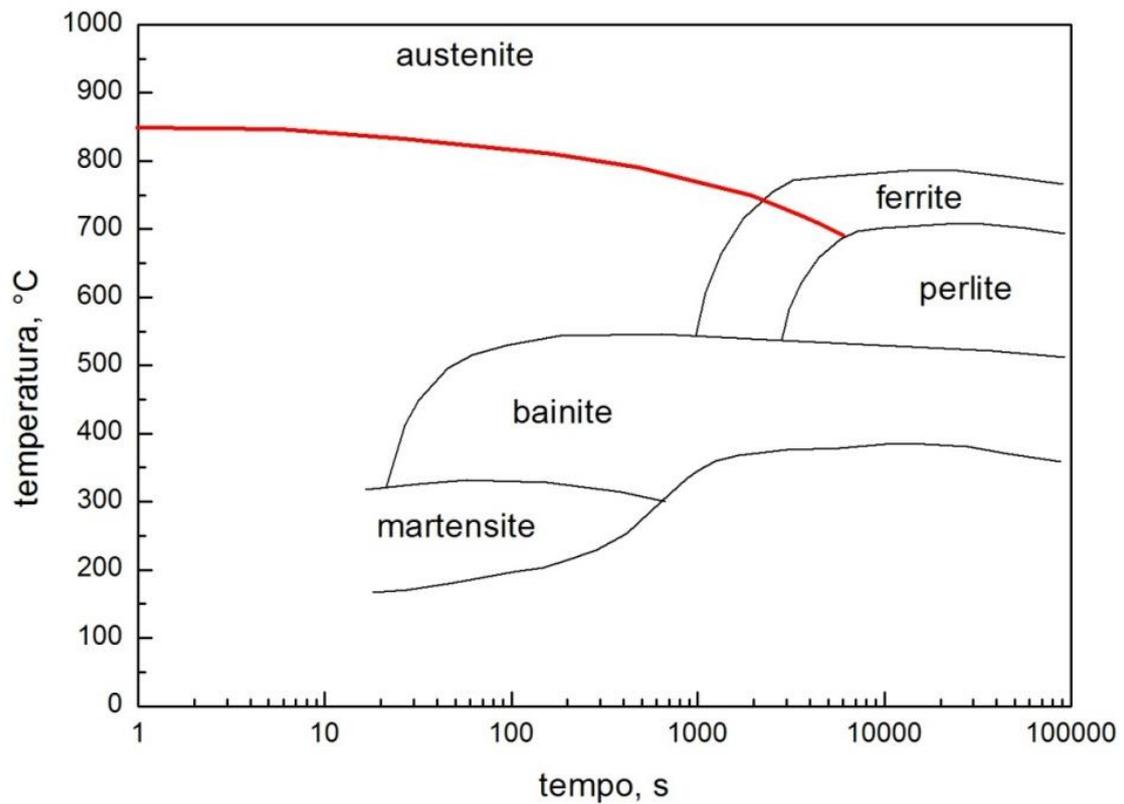
L'acciaio austenizzato alla temperatura di 831°C raffreddato lentamente, si conserva fino alla temperatura di circa 800°C per un tempo indicato dall'ascissa, intersezione tra la curva di raffreddamento e la curva limite superiore di esistenza della ferrite, a questo punto inizierà a smiscelarsi dall'austenite la ferrite (fase solida ferro-alfa), la cui quantità (dimensione dei grani) aumenterà progressivamente al diminuire della temperatura con una conseguente diminuzione della fase gamma che si arricchirà di carbonio dato che la ferrite può tenere in soluzione una bassissima percentuale di C.



5000 s, 730 °C

Figura 8.10: incontro del campo ferritico.

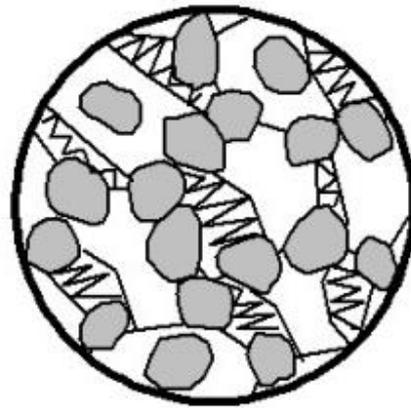
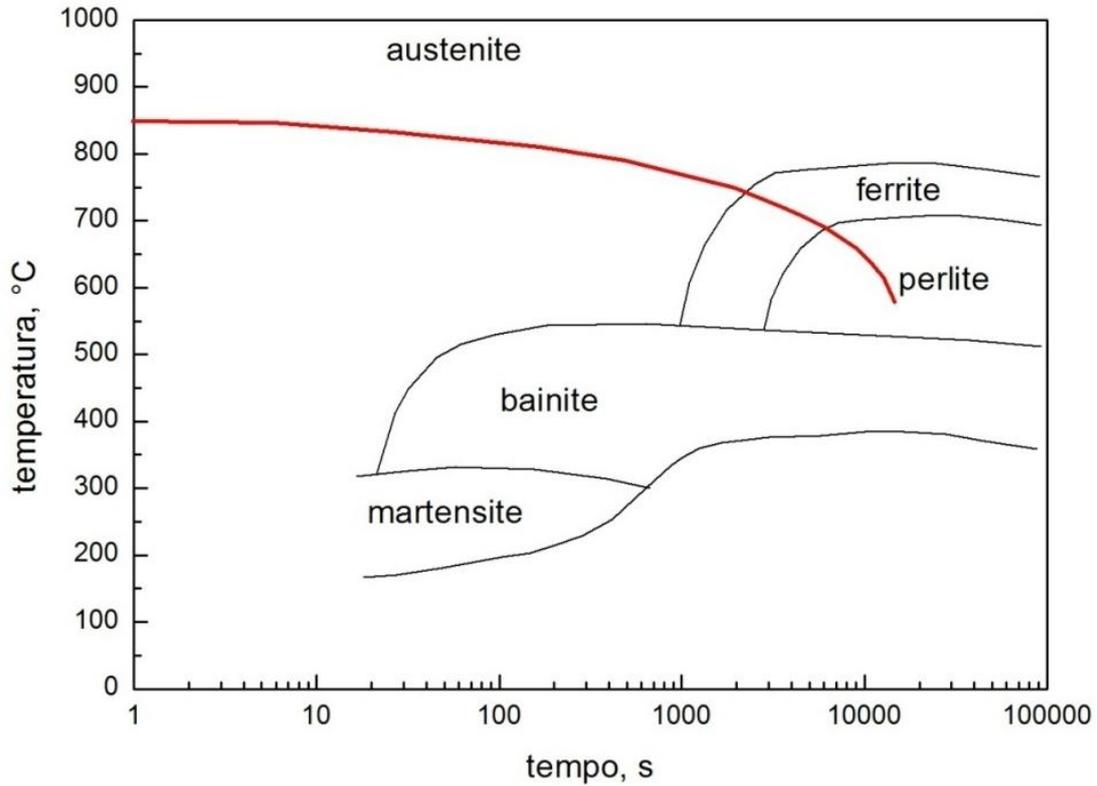
Il tenore di C dell'austenite quindi varierà, al variare della temperatura.



7400 s, 704 °C

Figura 8.11: inizio di trasformazione perlitica.

Il raffreddamento è lento affinché la trasformazione austenite ferrite continui fino all'intersezione della traiettoria di raffreddamento con la curva limite superiore del campo di esistenza della perlite. Da tale punto in poi l'austenite si trasforma in perlite.



1100 s, 600 °C

Figura 8.12: evoluzione della trasformazione perlitica.

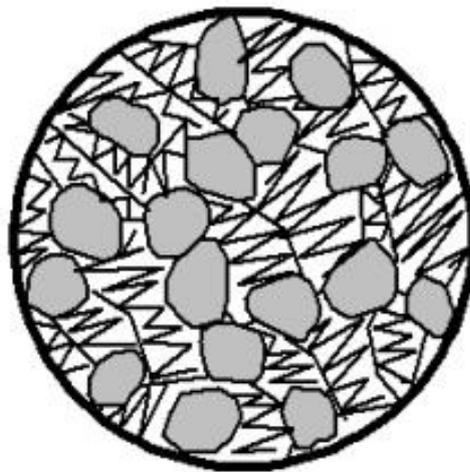
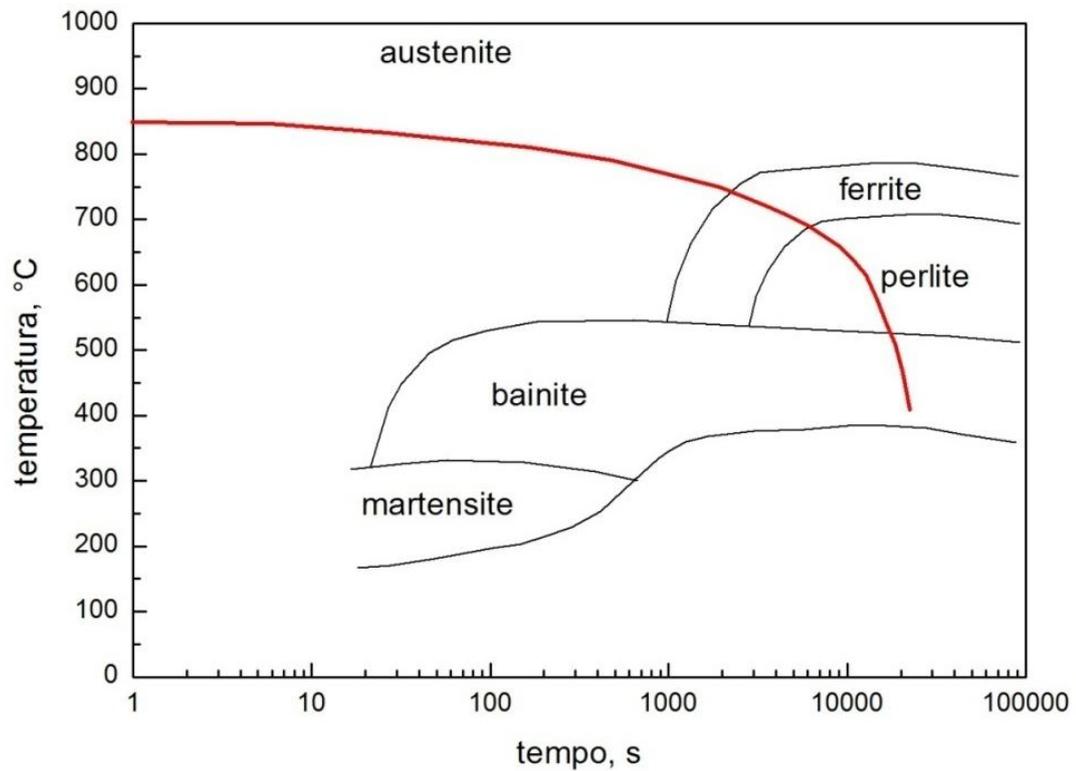
All'interno della struttura austenitica si formano, in maniera uniforme, i primi germi di cristallizzazione di cementite e ferrite attorno ai quali si svilupperanno i relativi cristalli.

La formazione dei cristalli di ferrite e cementite farà sì che vi siano zone ad alta concentrazione di C (quelle in cui si forma Fe_3C) e zone a bassissimo tenore di C (le zone in cui si forma la ferrite) e questo spiega quindi la forma lamellare della perlite.

Tanto più veloce sarà il raffreddamento, tanta più bassa sarà la temperatura alla quale avverrà la trasformazione perlitica (per il fenomeno dell'isteresi).

Questo spiega anche perché aumentando la velocità di raffreddamento le strutture perlitiche che si formano sono sempre più fini. Questo è dovuto al fatto che si ha la formazione di un numero

maggiore di germi (punti di inizio nucleazione) e la diffusione del carbonio è più lenta. Si formerà, quindi, un numero maggiore di lamelle di cementite e ferrite, che saranno quindi più fini.



2200 s, 400 °C

Figura 8.13: inizio di trasformazione bainitica.

Fino a fine trasformazione. Il raffreddamento termina quando il pezzo viene portato a temperatura ambiente.

Caso acciaio ipereutetoidico

Se consideriamo un acciaio ipereutetoidico, il diagramma CCT preso in considerazione, subisce sensibili variazioni nei relativi campi di esistenza.

In questo caso il campo di esistenza della ferrite è sostituito dalla cementite secondaria.

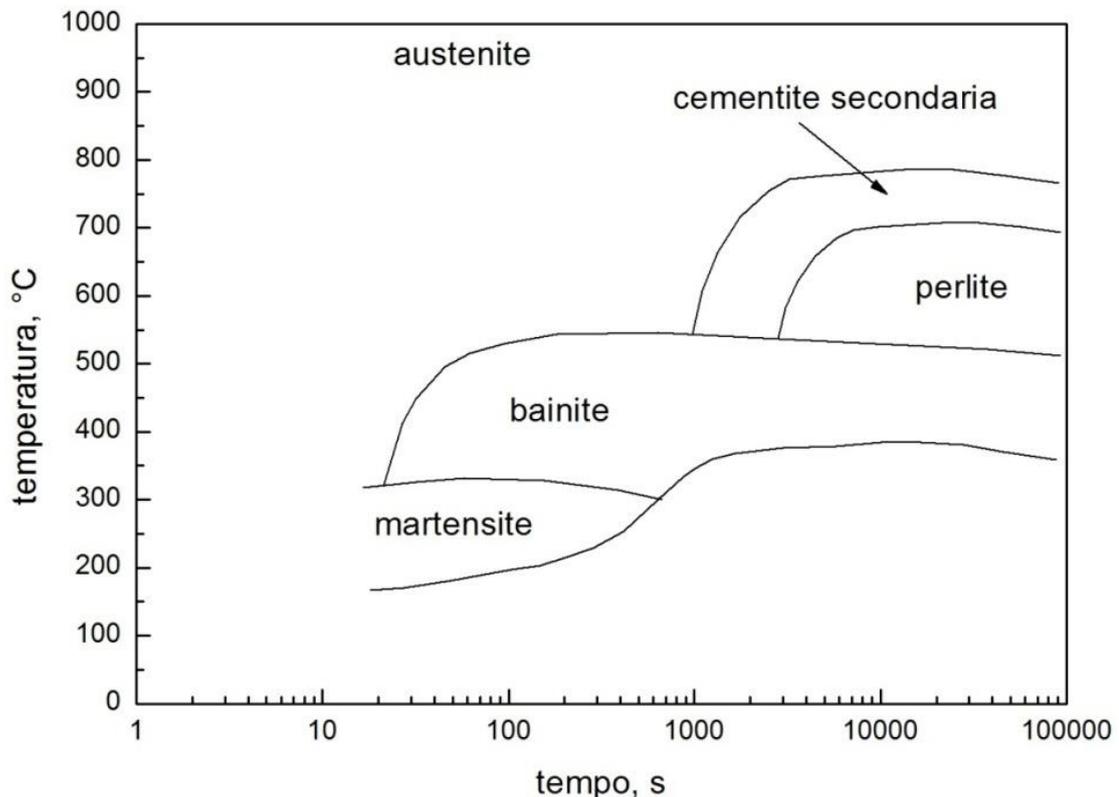


Figura 8.14: diagramma CCT di un acciaio ipereutetoidico.

Quando la traiettoria di raffreddamento interseca la prima curva limite, inizia a formarsi la cementite secondaria e la quantità aumenterà progressivamente al diminuire della temperatura, mentre la quantità di austenite diminuirà come il suo tenore di carbonio.

Quando la lega raggiungerà il campo di esistenza perlitico, l'austenite si trasformerà completamente in perlite.

Al di sotto di tale campo l'acciaio di composizione ipereutetoidica è formato da una matrice perlitica e cementite secondaria ai bordi.

Strutture ottenute durante il raffreddamento

Ferrite

Soluzione solida di Fe α contenente piccole quantità percentuali di carbonio sotto forma interstiziale¹; stabile alle basse temperature.

La massima solubilità del carbonio nel Fe α è di 0.02% in massa a 723°C; per temperature maggiori o minori la solubilità diminuisce fino al minimo di 0.008% in massa, alla temperatura di 0°C. Infine, i grani ferritici, nucleano al confine dei grani austenitici con conseguente affinamento del grano.

La Ferrite α è ferromagnetica dalla temperatura ambiente fino a 768°C.

¹ Interstiziale: atomi che vanno a disporsi negli interstizi fra i siti reticolari occupati.

Cementite secondaria

La cementite è un composto chimico tra il ferro e il carbonio, con 6,67% di C.

Questo carburo è un composto interstiziale a reticolo ortorombico.

Nel caso di una lega ipereutettoidea, l'austenite si raffredda senza subire trasformazioni fino a quando diventa satura. Si ha allora la formazione di cristalli di cementite secondaria al contorno dei cristalli di austenite satura.

La cementite è detta secondaria per distinguerla da quella chiamata primaria che si separa dal liquido nella zona del diagramma Fe-C a temperatura maggiore di 1147°C e per tenori di carbonio superiori al 4,3%.

La formazione di cementite continua al diminuire della temperatura, mediante un accrescimento dei cristalli lamellari formati al bordo grano austenitico. Conseguentemente, l'austenite si impoverisce di carbonio, fino a quando raggiunge, a 723°C, il campo di formazione della perlite.

La distribuzione della cementite secondaria nella struttura dell'acciaio si presenta come una rete a maglie tendenzialmente continua e regolare, che non contorna, però, totalmente i noduli di perlite.

Perlite

La perlite, eutettide del sistema binario ferro-cementite, è un aggregato di cementite e di ferrite che, osservato al microscopio risulta costituito da grani detti *colonie*; ciascuna di queste colonie è un insieme lamellare nel quale una lamella di ferrite si alterna ad una di cementite.

La formazione della perlite è un esempio di trasformazione per nucleazione¹ ed accrescimento.

Essa è presente negli acciai allo stato ricotto e si forma sotto i 723°C.

Il suo contenuto di carbonio, nel caso di trasformazioni di equilibrio, è sempre pari allo 0.77%, ma nel nostro caso, per velocità di raffreddamento, regolate dalle curve CCT, il tenore di carbonio nella perlite cambia, e potrà essere anche molto superiore o inferiore dello 0.77%, ma rimarrà sempre valida la regola che aumentando la velocità di raffreddamento la struttura perlitica risulta sempre più fine, quindi, non si parlerà più di perlite, ma più precisamente di *troostite* e *bainite*.

La *troostite* si presenta come perlite nodulare, non risolubile al microscopio ottico legata all'elevata velocità di enucleazione da

raffreddamento veloce e, conseguentemente alla riduzione del diametro critico.

Esistono due tipi di perlite, quella fine e quella grossolana.

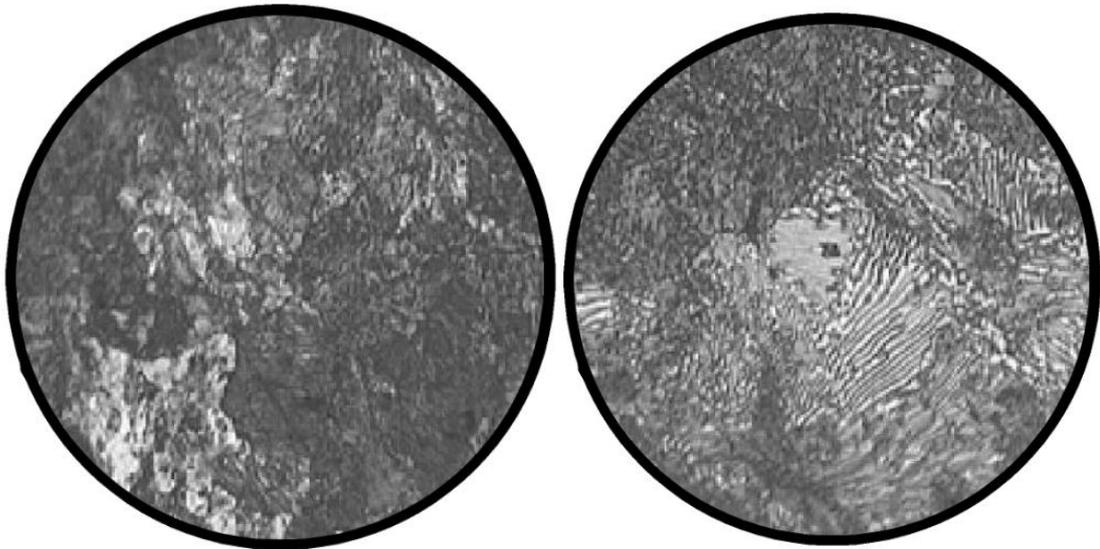


Figura 8.15: perlite fine e perlite grossolana.

La perlite fine presenta maggiore durezza e resistenza meccanica rispetto a quella grossolana. Questo è dovuto ai fenomeni che avvengono ai bordi della ferrite e cementite. Infatti all'interno della perlite fine vi è una maggior aderenza tra le fasi alfa e Fe_3C nelle zone di separazione e quindi la cementite, molto rigida e resistente, impedisce le deformazioni della ferrite. Tale effetto è tanto maggiore quanto maggiore sarà la superficie di contatto (a parità di volume) tra le due fasi, quindi risulterà maggiore nella perlite fine.

Inoltre i confini tra ferrite e cementite si oppongono al movimento dei piani cristallini.

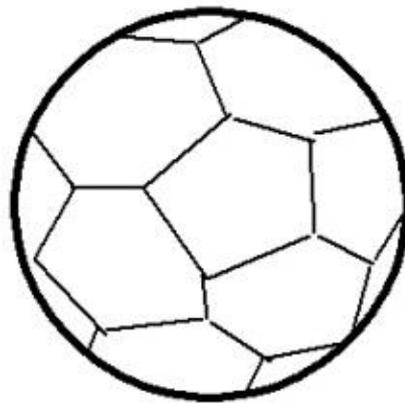
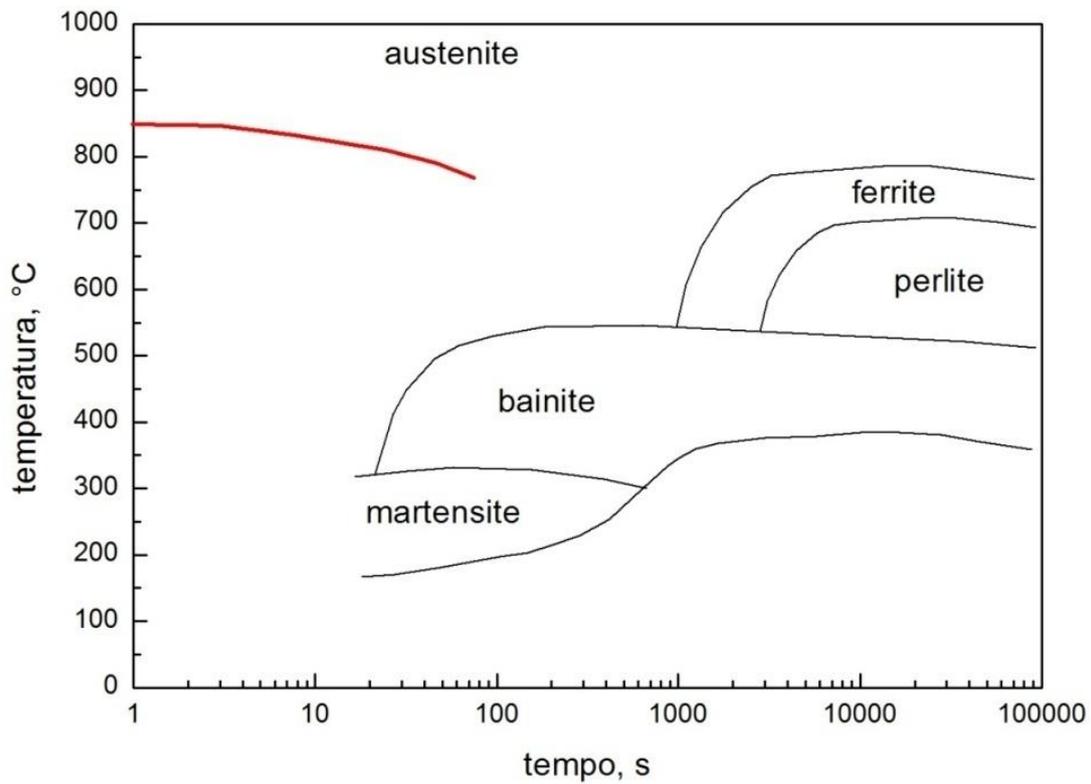
Essendovi nella perlite fine un numero maggiore di tali confini, se ne deduce che lo scorrimento di tali piani, sarà maggiormente ostacolato, spiegando, dunque, la maggiore resistenza (a trazione, flessione, snervamento) e durezza della perlite fine rispetto a quella grossolana.

Durante un raffreddamento lento di un acciaio ipoeutetoidico, la perlite non si presenta singolarmente, ma la struttura dell'acciaio è composta da un aggregato di perlite e ferrite; mentre se il raffreddamento interessa un acciaio ipereutetoidico, la struttura è presente come composizione di perlite e cementite secondaria.

Raffreddamento moderato

Se l'acciaio austenizzato alla temperatura di $831^{\circ}C$ è raffreddato moderatamente, la temperatura di trasformazione diminuisce e la diffusione degli elementi di lega sostituzionali diviene sempre più difficoltosa, e la trasformazione perlitica viene progressivamente rimpiazzata dalla trasformazione bainitica.

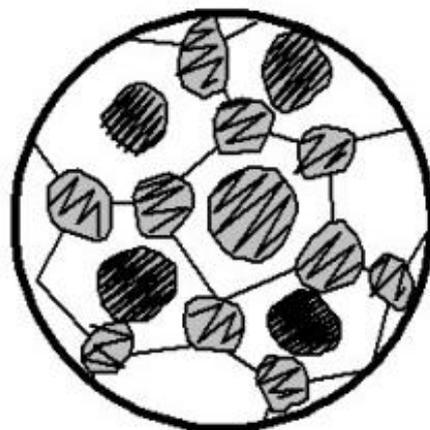
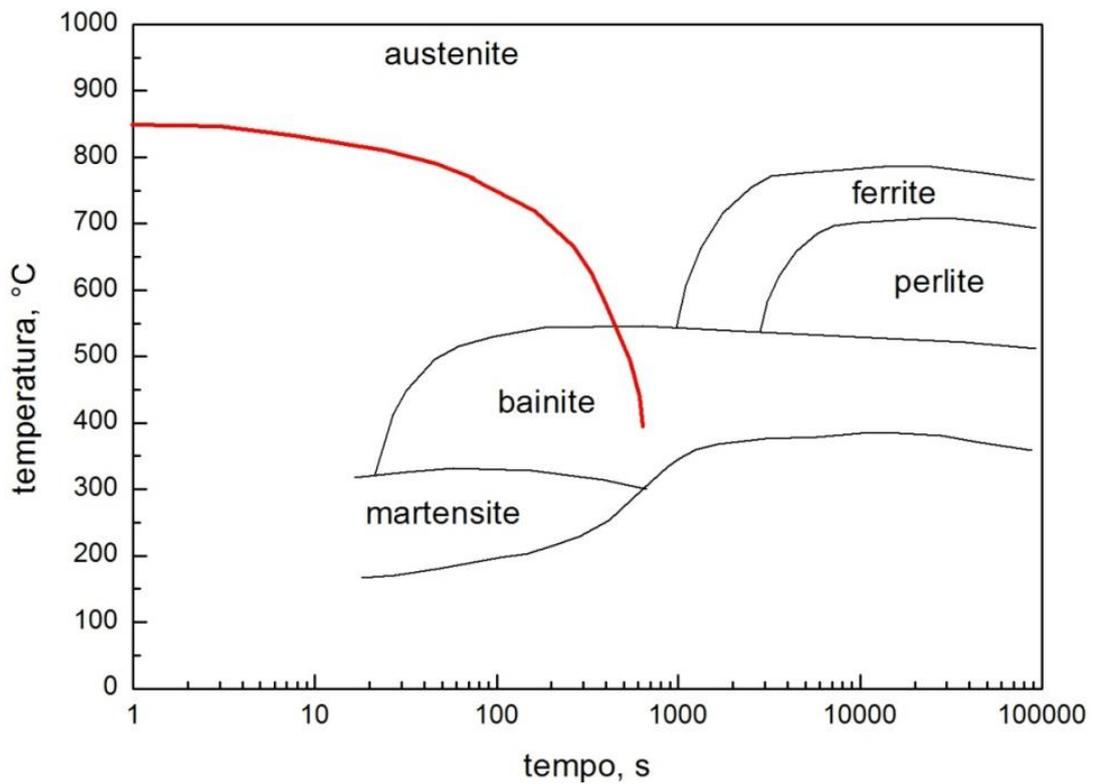
Iniziamo a raffreddare



100 s, 750 °C

Figura 8.16: raffreddamento moderato da temperatura di austenitizzazione di 831 °C.

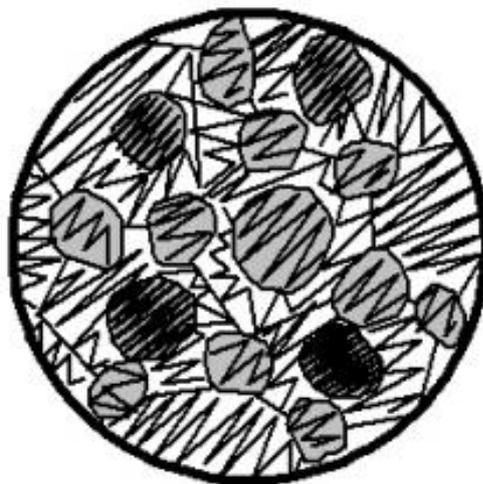
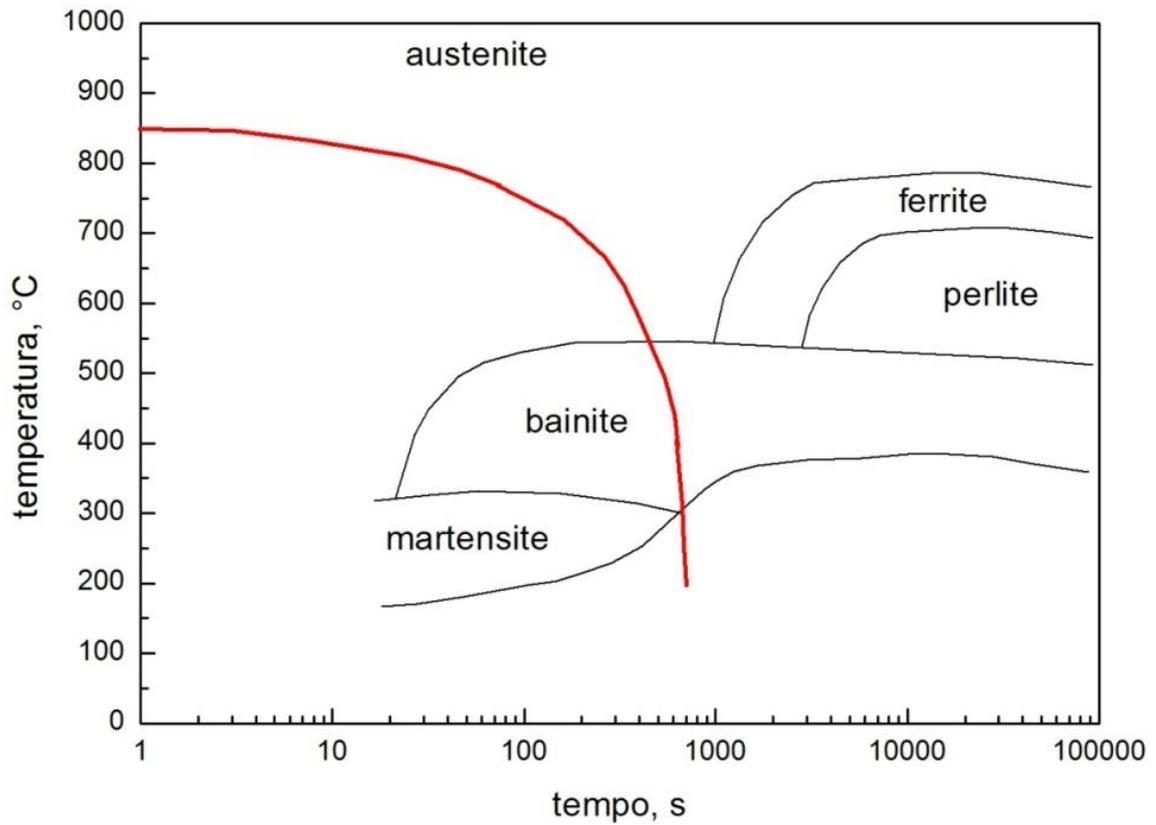
L'austenite stabilizzata alla temperatura di 831°C si conserva per il tempo e fino alla temperatura corrispondente alle coordinate del punto di intersezione tra la linea di raffreddamento e la curva limite superiore del campo di esistenza della bainite.



600 s, 400 °C

Figura 8.17: incontro del campo bainitico.

Nella trasformazione bainitica la fase nucleante è la ferrite: essa si forma mediante taglio del reticolo austenitico, con la nucleazione che avviene secondo i piani ottaedrici dell'austenite. I carburi che si formano sono essenzialmente dei carburi di ferro, dato che il carbonio è l'unico elemento che ha un coefficiente di diffusione sufficientemente elevato.



800 s, 200 °C

Figura 8.18: raffreddamento della struttura completamente bainitica.

Al di sotto di tale temperatura tutta l'austenite già trasformata in bainite, viene raffreddata fino a temperatura ambiente.

Con questa tipologia di raffreddamento si può ottenere una struttura totalmente bainitica.

Strutture ottenute durante il raffreddamento

Bainite

È un costituente metastabile formato dalla decomposizione dell'austenite in un intervallo di temperatura compreso tra la temperatura a cui si forma la perlite e quella in corrispondenza delle quali appare la martensite.

La bainite è formata essenzialmente da ferrite e cementite, nella quale la ferrite soprassatura di carbonio, formatasi prima, è cresciuta sotto forma di aghi, ritenendo il carbonio nei suoi fianchi dando luogo alla cementite, precipitata dall'austenite circostante.

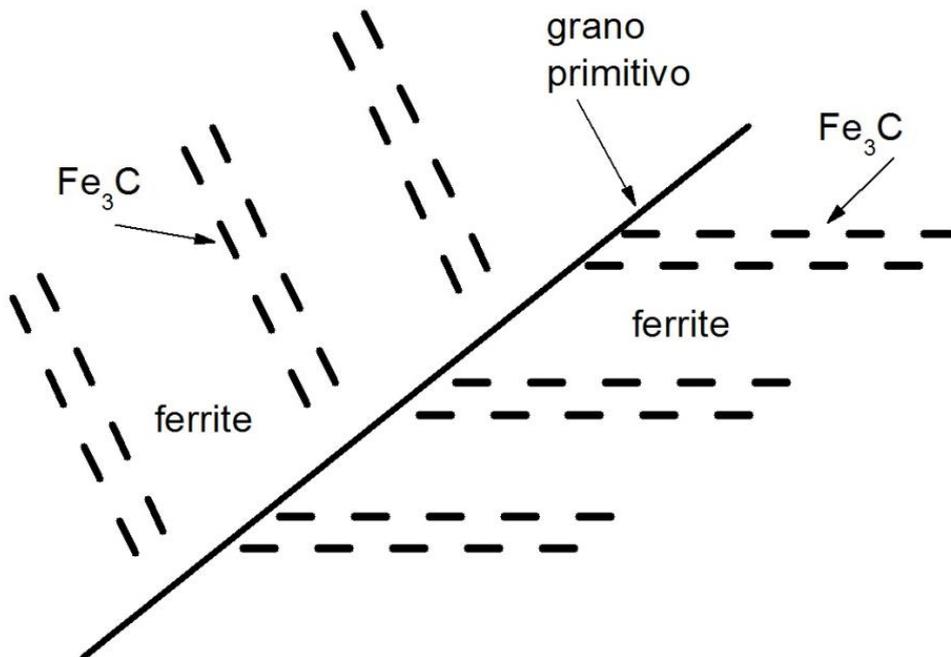
La bainite può ottenersi sia nelle trasformazioni isoterme che in trasformazioni a raffreddamento continuo: in quest'ultimo caso è quasi sempre accompagnata da altre strutture.

Gli acciai bainitici, poiché hanno una struttura più fine (cioè particelle di Fe_3C più piccole nella matrice di ferrite) sono generalmente più resistenti e più duri di quelli perlitici. Essi presentano, però, una favorevole combinazione di resistenza e duttilità.

La bainite può possedere una morfologia aciculare, che la rende in generale resistente come la perlite ma più tenace, o granulare.

La struttura aciculare si suddivide in:

- bainite superiore, si trova nella parte superiore del dominio bainitico ($600-400^\circ C$), con la ferrite sotto forma di lamelle ed i carburi di ferro che precipitano fra queste lamelle sotto forma di placchette fra loro parallele. Tale morfologia conferisce alla bainite superiore delle pessime caratteristiche di resilienza.



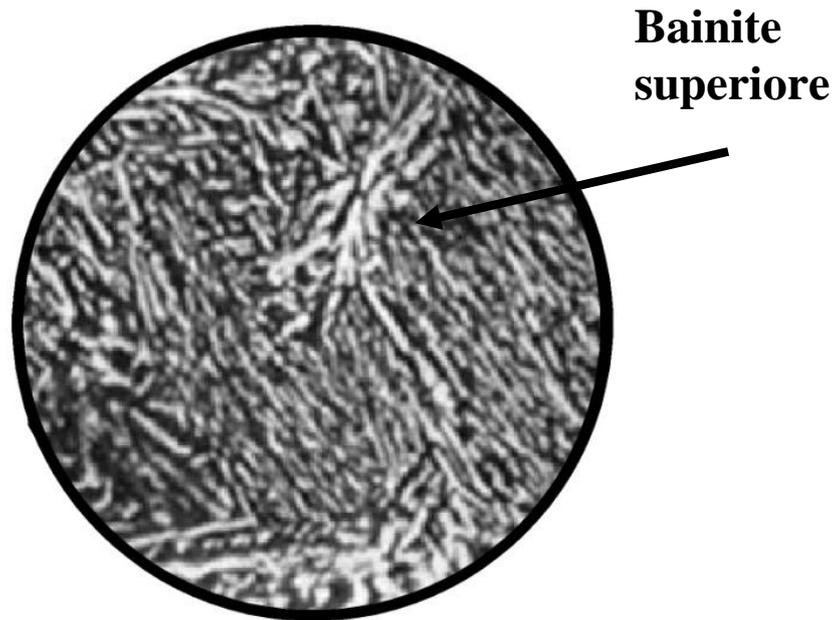
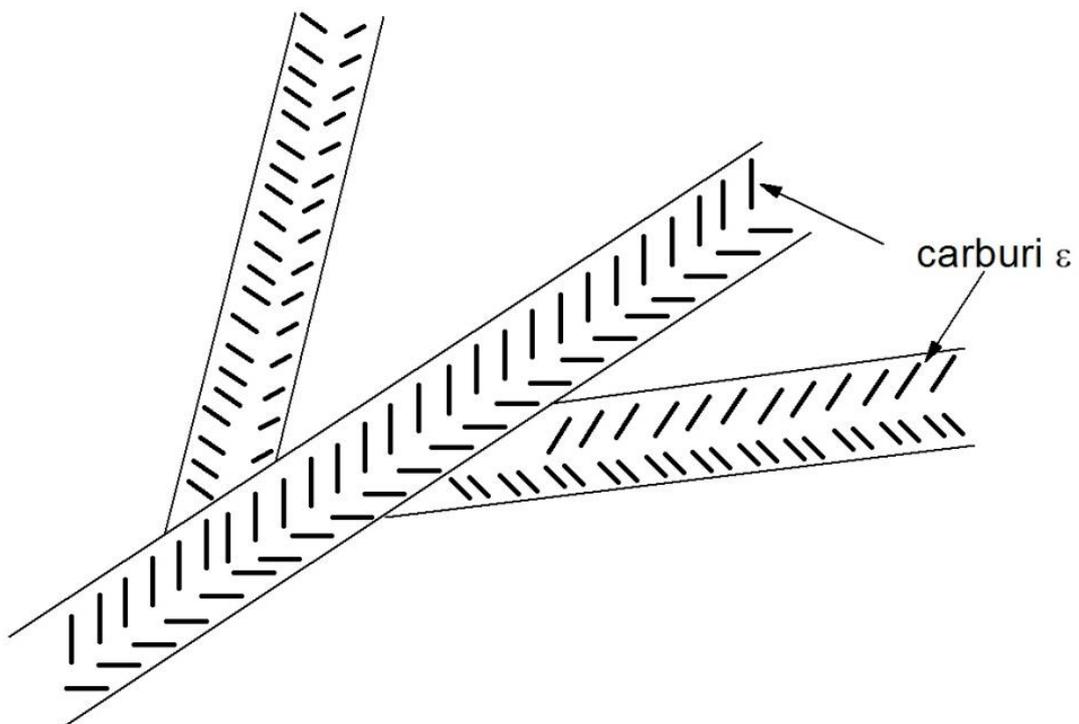


Figura 8.19: schematizzazione e microstruttura della bainite superiore.



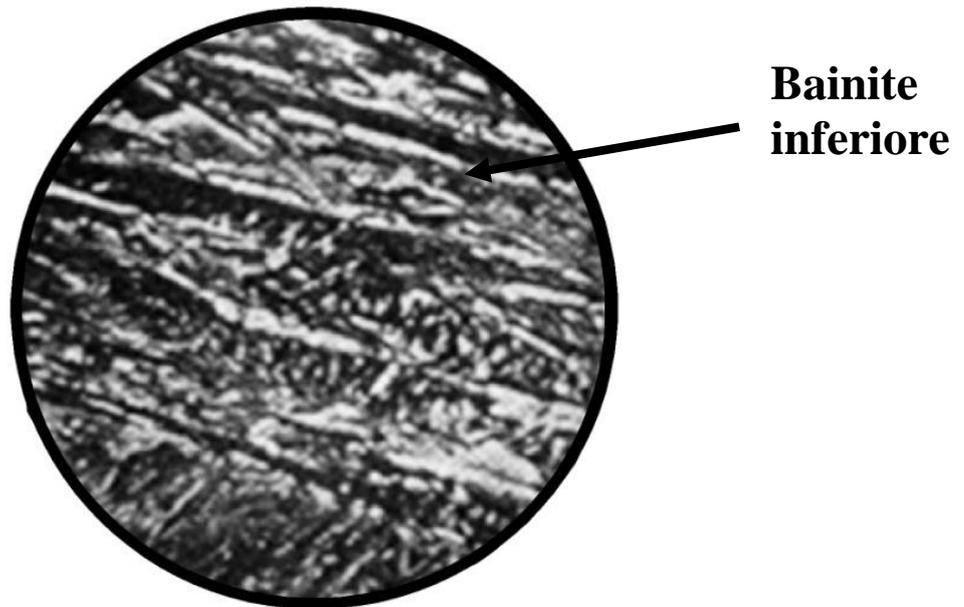


Figura 8.20: schematizzazione e microstruttura della bainite inferiore.

- bainite inferiore, si trova nella parte inferiore del dominio bainitico ($T < 550^{\circ}\text{C}$), con la ferrite che assume sempre più una morfologia aciculare.

Considerata la bassa temperatura di trasformazione, la diffusione del carbonio diviene anch'essa difficoltosa. Grazie a ciò, gli aghetti di ferrite sono sovrassaturi in carbonio al momento della loro formazione.

I carburi di ferro precipitano all'interno degli aghetti di ferrite sotto forma di placchette molto fini, semicoerenti con la matrice ferritica. La presenza di questi precipitati molto fini porta ad un indurimento per precipitazione della matrice ferritica che permette alla bainite inferiore di raggiungere un eccellente compromesso fra limite elastico e resilienza.

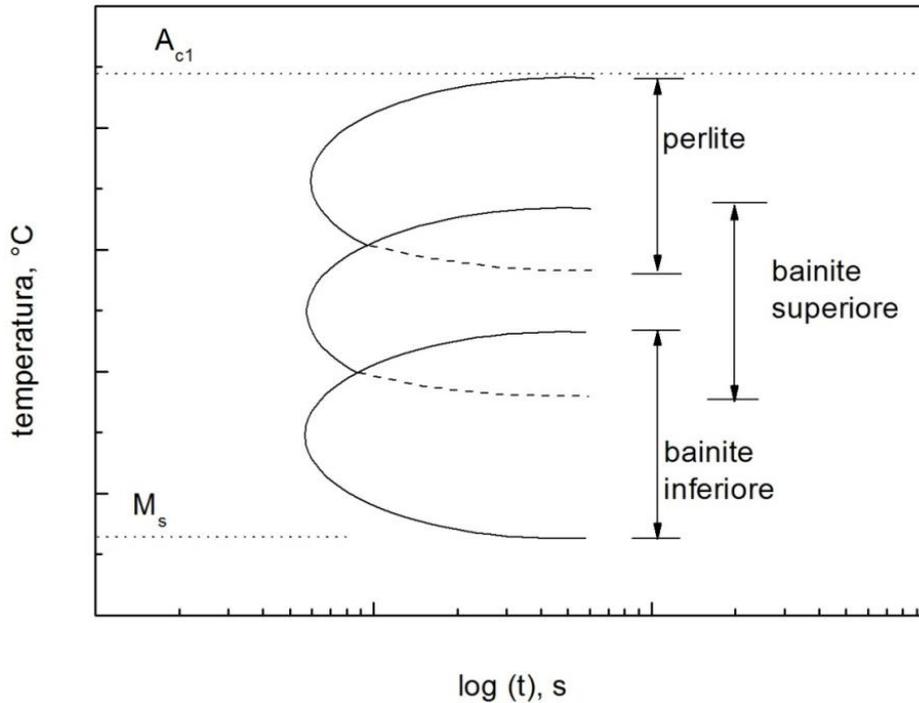
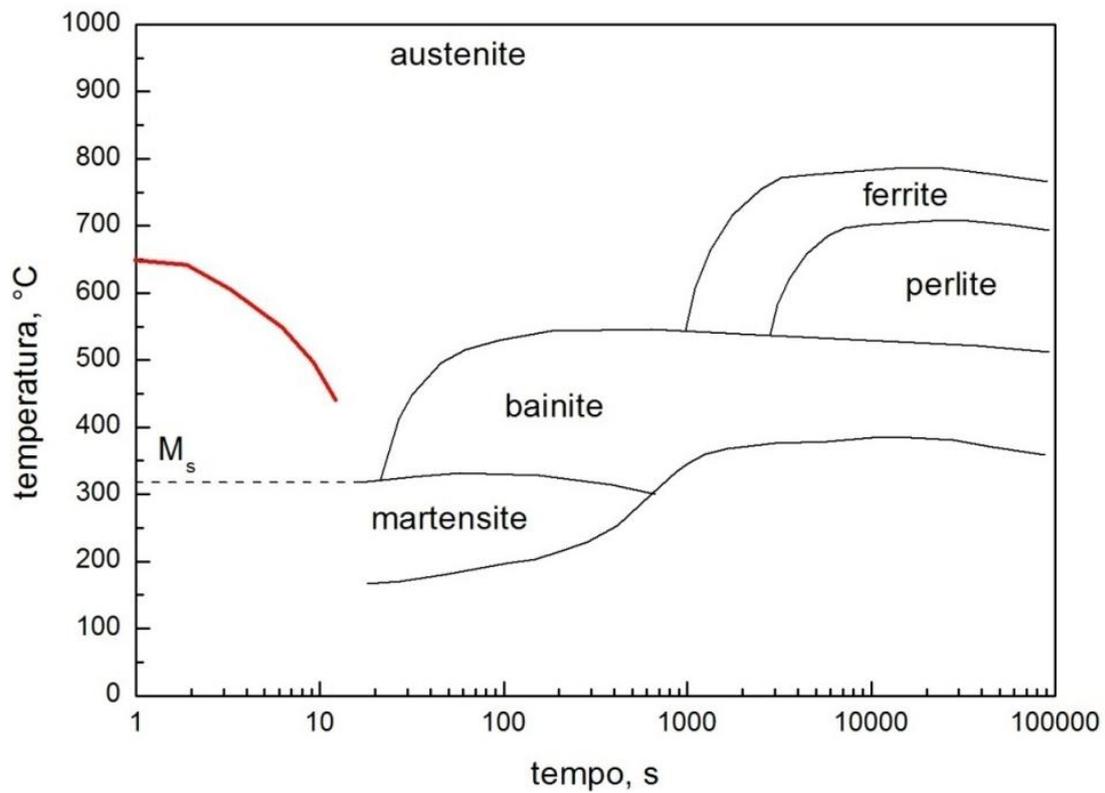


Figura 8.21: i campi di esistenza della bainite superiore, inferiore e perlite. Al variare della composizione dell'acciaio, i differenti domini si possono sovrapporre in modo più o meno ampio ed in certi casi non sono separati

La bainite a struttura granulare si forma nella parte più alta del campo di trasformazione bainitica e si presenta più frequentemente nelle trasformazioni a raffreddamento continuo. La separazione di ferrite avviene a chiazze irregolari. All'interno della ferrite l'austenite può rimanere come austenite stabilizzata oppure decomporsi in bainite o perlite finissima.

Raffreddamento veloce

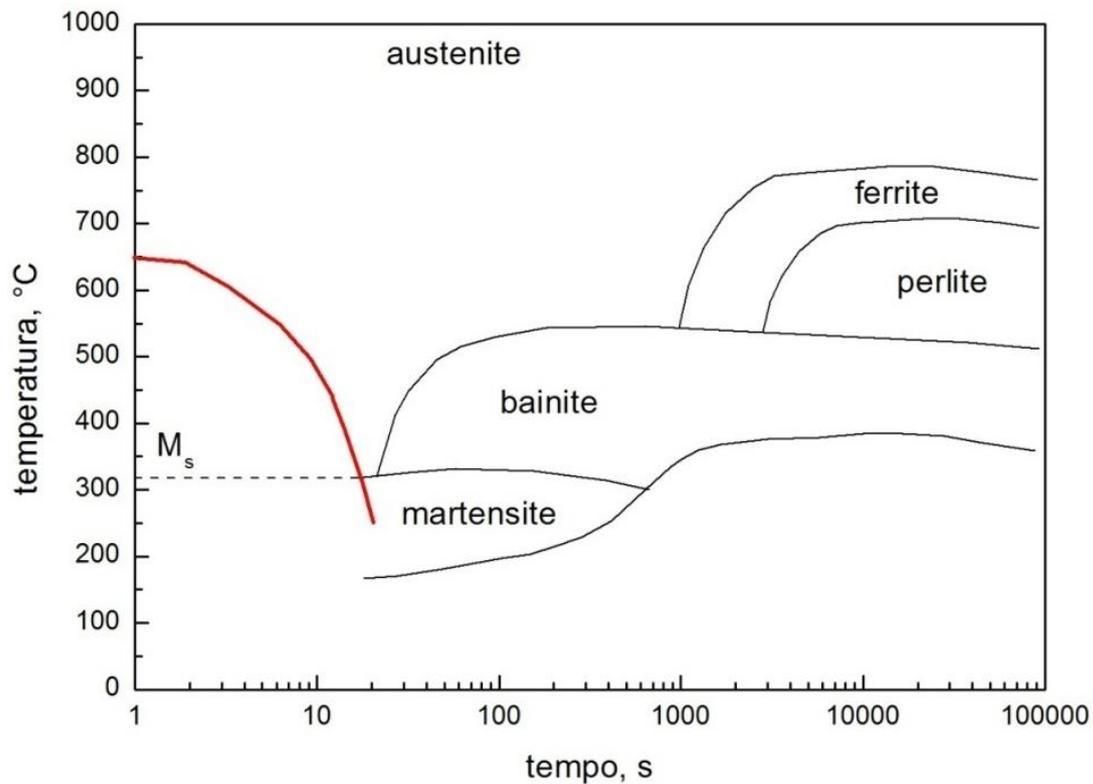
Se l'acciaio austenizzato alla temperatura di 831°C è raffreddato velocemente, la temperatura di inizio trasformazione si abbassa notevolmente e l'austenite rimane stabile fino alla temperatura M_s (Martensite Starting), alla quale inizia a trasformarsi progressivamente in martensite;



10 s, 420 °C

Figura 8.22: raffreddamento rapido da temperatura di austenitizzazione di 831 °C.

Al di sotto di M_s la diffusione del carbonio diviene molto difficile ed infatti la trasformazione martensitica avviene senza diffusione. Essa è quasi istantanea, dell'ordine di 10^{-7} s e, ad ogni temperatura, una frazione determinata di austenite si trasforma in martensite.

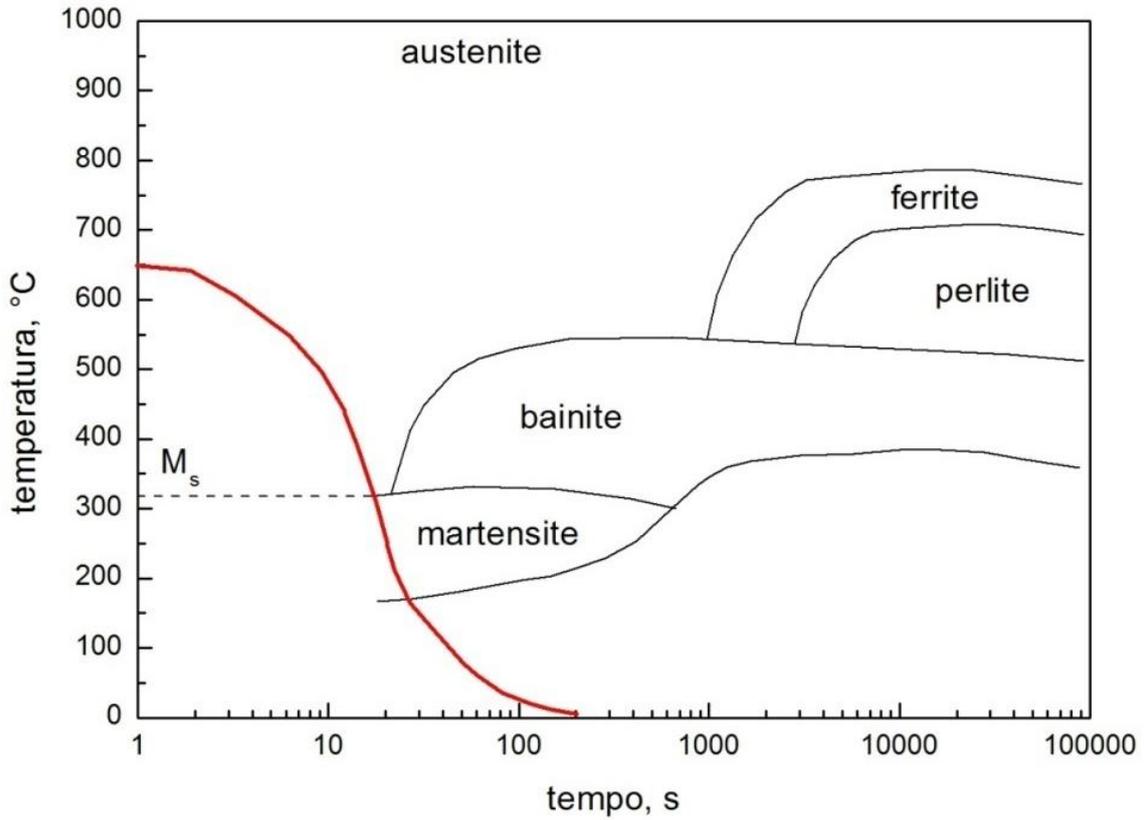


200 s, 250 °C

Figura 8.23: evoluzione della struttura martensitica.

La martensite si nuclea generalmente all'interno e non al contorno dei grani austenitici e lungo piani cristallografici specifici della matrice austenitica. La trasformazione è a-diffusionale ed in maniera praticamente istantanea.

Se il raffreddamento è molto rapido, la trasformazione del reticolo CFC in CCC tende ad avvenire, comunque, senza dar tempo al carbonio di diffondere.



200 s, 20 °C

Figura 8.24: raffreddamento della struttura martensitica.

Si forma così una fase metastabile con reticolo tetragonale corpo centrato ottenuto per distorsione del reticolo CCC a causa della presenza di carbonio interstiziali.

Trasformazione *austenite* → *martensite*

Si parte da una temperatura tale da avere austenite stabile, caratterizzata dal noto reticolo CFC; tale reticolo presenta un'ampia lacuna ottaedrica al centro della cella elementare, nella quale possono sistemarsi in modo statico gli atomi di carbonio presenti nella soluzione solida γ .

Questo reticolo, con raffreddamento sotto il punto A3, tende a trasformarsi in ferro α , a reticolo cubico a corpo centrato, nel quale solo piccolissimi quantitativi di carbonio possono rimanere per intrusione nella soluzione solida.

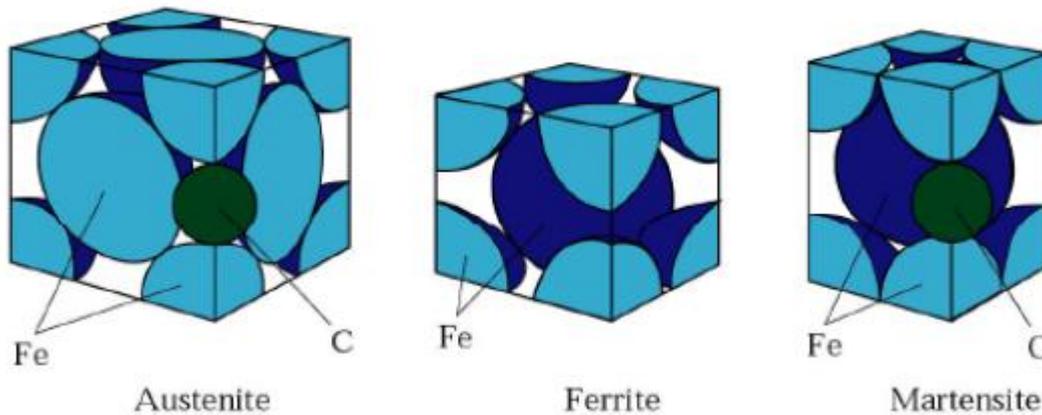


Figura 8.25: distorsione del reticolo durante la trasformazione martensitica.

Se si raffredda con velocità tale da non permettere il verificarsi di fenomeni di diffusione, atomi di carbonio restano inclusi nel nuovo reticolo e vanno ad occupare le posizioni possibili che sono gli spigoli e il centro delle due basi della cella elementare.

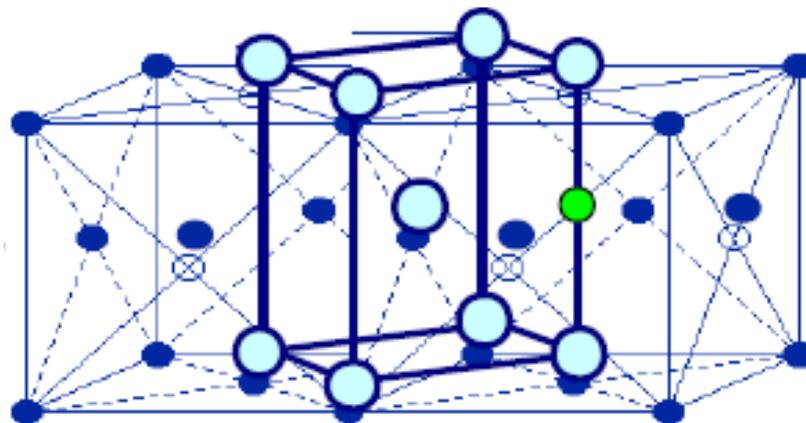


Figura 8.26: reticolo distorto.

Si constata così che la simmetria da cubica diventa tetragonale, in quanto la cella elementare si deve allungare nel senso dell'asse verticale, trasformandosi in un prisma la cui base ha pressoché mantenuto le stesse dimensioni della faccia del cubo costituente la cella elementare del ferro α .

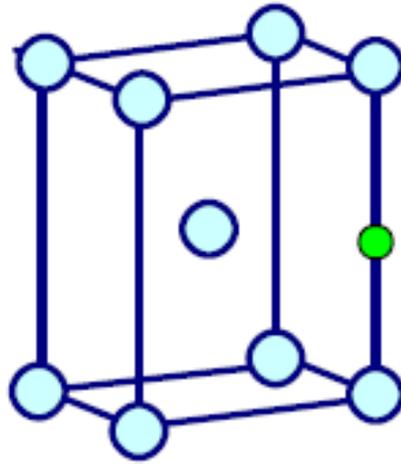


Figura 8.27: cella elementare della martensite a fine trasformazione.

Strutture ottenute durante il raffreddamento

Martensite

È un costituente metastabile, composto da una soluzione solida interstiziale soprassatura di carbonio nel ferro α , che si forma a seguito della trasformazione dell'austenite secondo un processo non diffusionale: la struttura cristallina presenta un reticolo tetragonale a corpo centrato con due atomi di carbonio per cella.

La martensite ha un aspetto aciculare e si forma direttamente dall'austenite con raffreddamento veloce e continuo. Condizione essenziale per la formazione della martensite è infatti che la velocità di raffreddamento, cui è sottoposta l'austenite nel suddetto intervallo (qualche centinaio di °C/s), sia tale da consentire la trasformazione allotropica del ferro γ in ferro α ma non la separazione della cementite la quale, non avendo il tempo di separarsi dalla soluzione, viene a trovarsi a temperatura ordinaria in forma di precipitazione incompleta, disperdendosi così nella massa sotto forma di aghi sottilissimi, producendo un'elevata durezza e fragilità e la massima resistenza a trazione.

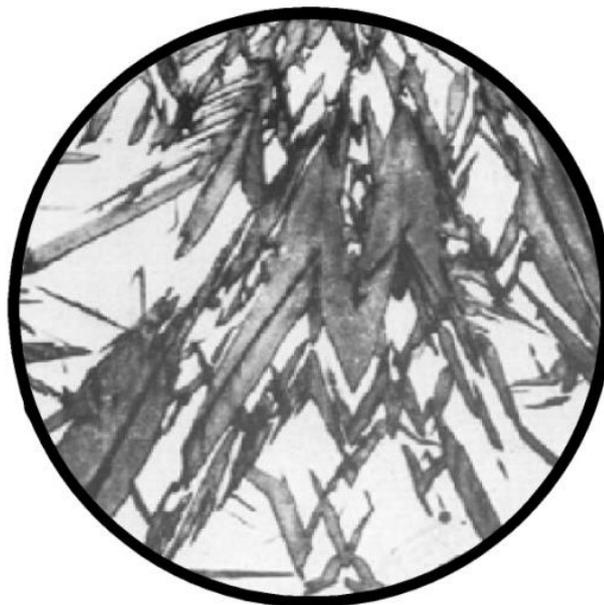


Figura 8.28: struttura aciculare.

Schematicamente quindi:

austenite = soluzione solida $Fe\gamma + Fe_3C$
 martensite = soluzione solida $Fe\alpha + Fe_3C$

Influenza degli elementi di lega sulle curve C.C.T.

La posizione e la forma di tutte le linee sono profondamente modificate oltre che dal tenore di carbonio, anche dalla presenza di elementi speciali in soluzione solida nell'austenite.

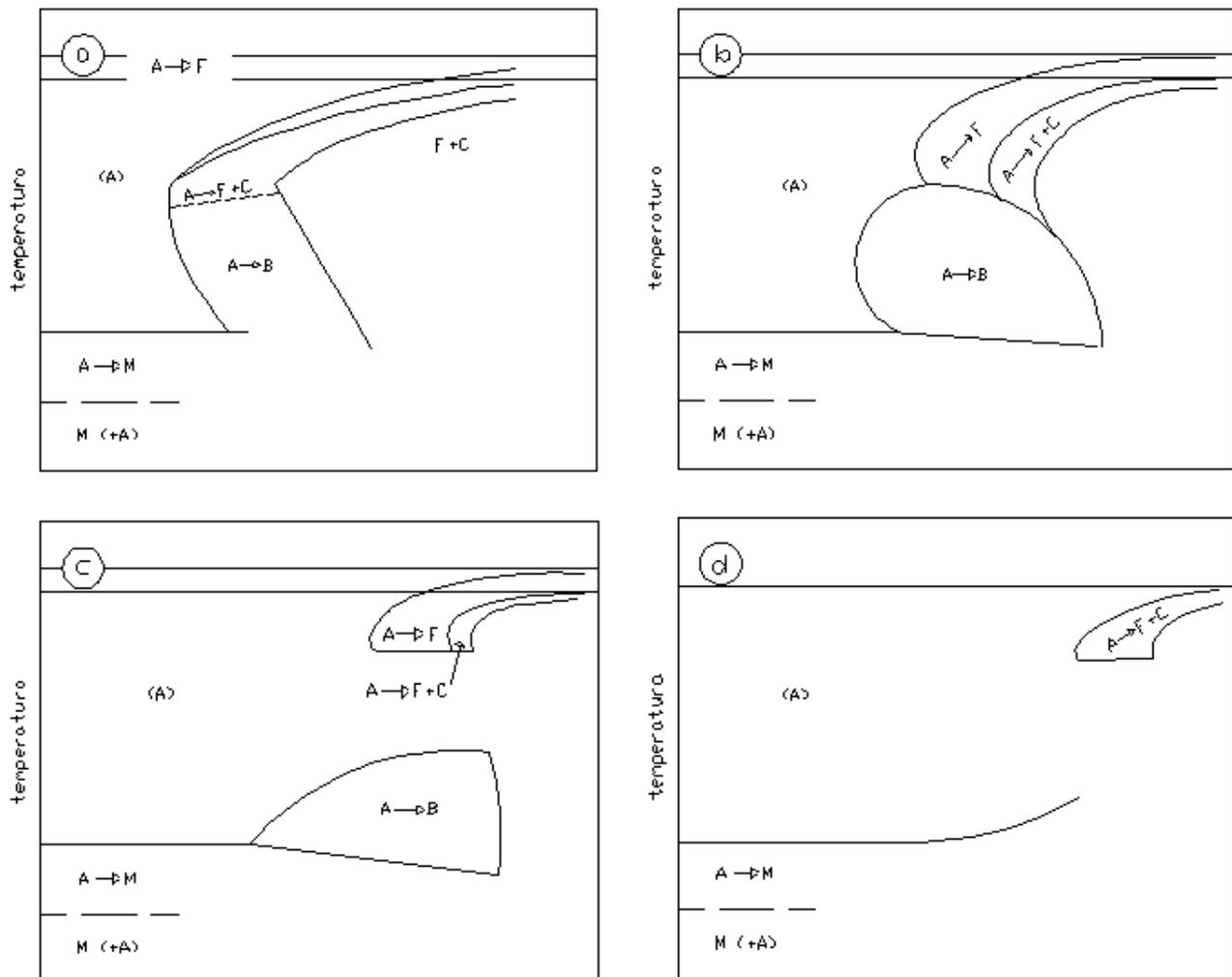


Figura 8.29: influenza degli elementi di lega sulla forma e la posizione delle curve di trasformazione.

L'influenza di tali elementi si manifesta in modo generale con uno spostamento più o meno accentuato delle curve verso destra (con la sola eccezione del cobalto, il quale ha effetto opposto), oltre che con una modificazione della forma di esse, molto variabile da caso a caso.

Dalle numerose CCT di cui ormai si può disporre, sembra improbabile che si possa arrivare a porre in relazione l'andamento e la posizione delle curve con le composizioni chimiche degli acciai in forma sia pure grossolanamente approssimata.

Le curve di trasformazione anisoterme diventano sempre più complesse all'aumentare del numero e della concentrazione degli elementi di lega. Tali modificazioni interessano tutti e tre i campi in cui avvengono le trasformazioni: il campo perlitico, bainitico e martensitico, i quali possono compenetrarsi o essere completamente separati.

Nella figura precedente sono riportati quattro andamenti tipici.

Con la presenza in lega di certi elementi quali per esempio il cromo e il molibdeno, si osserva (figura A e B) la comparsa, a temperature più basse di un secondo naso della curva di inizio della trasformazione dell'austenite in struttura bainitiche.

In alcuni casi l'inizio delle trasformazioni perlitiche e di quelle bainitiche si riscontra a tempi non molto differenti (figura A), mentre in altri casi le trasformazioni perlitiche avvengono in tempi molto maggiori (figura B) a quelle bainitiche. In certi acciai da bonifica ad alto tenore di elementi di lega, le curve CCT sono caratterizzate da notevole stabilità dell'austenite (figura C) in un campo di temperature intermedi. La figura D riproduce infine un andamento, quale per esempio degli acciai inossidabili martensitici, in cui si osserva una trasformazione finita soltanto in capo perlitico.

Da un punto di vista pratico ha notevole importanza la conoscenza della *velocità limite superiore* V_s , (trattata precedentemente) che permette di individuare la legge di raffreddamento meno severa che rende possibile, la formazione dall'austenite di esclusiva martensite.

Come è stato già trattato precedentemente in tema di velocità di raffreddamento, questo parametro varia notevolmente oltre però, con la percentuale di carbonio, anche dagli elementi di lega. Tanto più le curve CCT sono spostate verso destra, tanto meno severa sarà la velocità limite superiore.

A parte il Co e l'Al infine, gli elementi di lega in soluzione solida nell'austenite, abbassano i punti M_s ed M_f . Esistono numerose relazioni empiriche che permettono di legare le temperature M_s ed M_f con la composizione chimica.

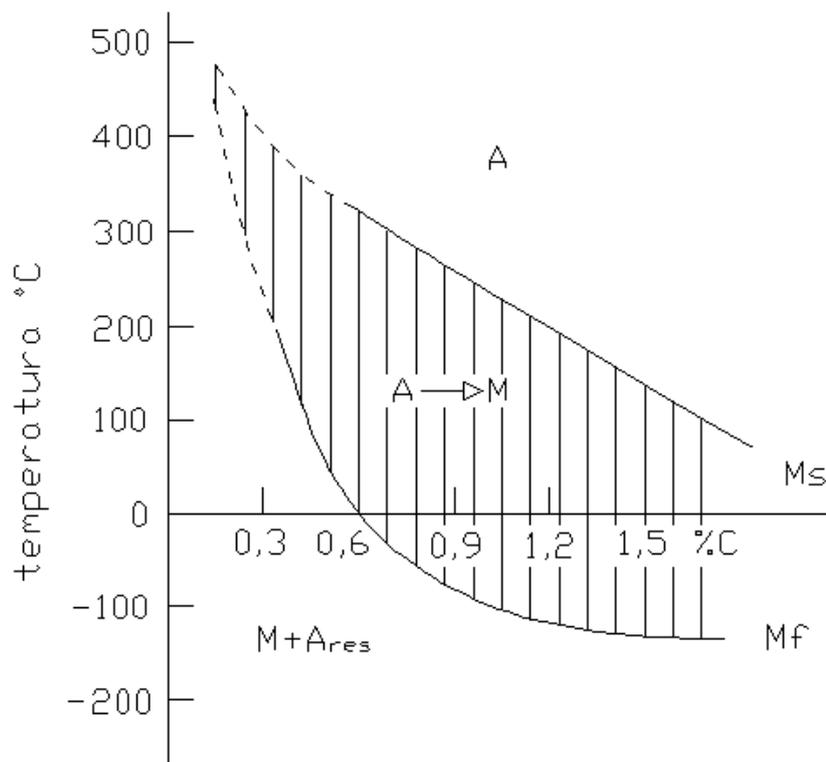


Figura 8.30: effetto della percentuale di carbonio sull'inizio e fine trasformazione martensitica.

Gli elementi in soluzione solida nell'austenite, con eccezione del cobalto, aumentano i tempi di incubazione e spostano i domini peritici e bainitici verso destra: tale proprietà è essenziale e giustifica l'impiego di acciai legati nei trattamenti termici.

Gli elementi di lega quindi possono essere suddivisi per il loro effetto in due sottogruppi: di carattere gammogeno ed alfogeno.

Elementi gammogeni

Degli elementi gammogeni, fanno parte tutti quelli che tendono ad espandere il campo di esistenza del ferro gamma (abbassano il punto A3) e perciò detti stabilizzatori dell'austenite. Gli elementi come il carbonio, che riescono a diminuire la temperatura di transizione austenite- ferrite, sono in particolare *nicel e manganese*, i quali abbassano la temperatura di transizione da CFC a CCC fino a temperatura ambiente.

Elementi alfogeni

Gli elementi alfogeni detti anche ferritizzanti sono quel sottogruppo che favorisce la formazione della ferrite rispetto all'austenite.

Di questi una parte restringe il campo di esistenza CFC, e sono: cromo, titanio, vanadio, molibdeno, silicio, alluminio; un'altra parte restringe il campo di esistenza del ferro gamma abbassando la temperatura di transizione austenite- ferro delta, e sono: boro, niobio, zirconio, ecc..

Fattore che più interessa la nostra trattazione riguardante le curve CCT, di rilevante importanza, è la caratteristica di alcuni metalli alfogeni come Cr, Mo, W, V, Nb, Ti, che sono allo stesso tempo elementi carburigeni, spingono i domini verso destra e fanno apparire i due "nasi" peritici e bainitici, con le due zone che possono essere separate da un intervallo caratterizzato da una grande stabilità dell'austenite.

Generalità sui trattamenti termici

I trattamenti termici sono delle operazioni durante le quali un materiale è sottoposto, allo stato solido, ad uno o più cicli termici, dove per ciclo termico si intende la variazione, entro limiti determinati, della temperatura del materiale in funzione del tempo.

I trattamenti termici isotermi non sono i più pratici da effettuare, infatti essi prevedono che una lega debba essere raffreddata rapidamente da una temperatura superiore all'eutettoide sino ad una temperatura, comunque elevata, e poi mantenuta a questa temperatura.

La maggior parte dei trattamenti termici a cui vengono realmente sottoposti gli acciai implicano invece di un raffreddamento continuo di un campione fino a temperatura ambiente.

I diagrammi di trasformazione isoterma sono validi solo per condizioni di temperatura costante, la situazione cambia se le trasformazioni avvengono mentre la temperatura cambia con continuità, infatti quando il raffreddamento è continuo il tempo necessario perché inizi e finisca una reazione, aumenta sensibilmente.

Temprabilità

Si può definire come temprabilità di un acciaio la sua attitudine a non formare aggregati ferrite-carburi, in corrispondenza a dei raffreddamenti sempre più lenti da Ta fino ad Ms. Quindi più è

lento il raffreddamento che vede l'inizio della trasformazione $A \rightarrow F + C$, più è elevata la temprabilità.

Lo studio delle trasformazioni anisotermiche dell'austenite permette di precisare i fattori che influiscono sulla temprabilità. In modo generale, tutti i fattori che agiscono sul tempo di incubazione della reazione $A \rightarrow F + C$, cioè sulla velocità di nucleazione della ferrite o della cementite, ha un'azione diretta sulla temprabilità:

- La solubilizzazione di elementi di lega nell'austenite, con eccezione del Co, ritarda la nucleazione dei carburi, permettendo di aumentare la temprabilità. Questo spiega il ricorso ad acciai più fortemente legati per risolvere dei problemi di tempra non risolvibili con degli acciai ordinari. La presenza di precipitati o di inclusioni può apportare dei siti di nucleazione esogena e diminuire la temprabilità.
- Le condizioni di austenitizzazione, fissando la grandezza del grano austenitico e l'omogeneità chimica dell'austenite, hanno un'influenza notevole sulla temprabilità. Un aumento del grano austenitico migliora la temprabilità ma degrada contemporaneamente la maggior parte delle proprietà meccaniche. Non si usa mai questo metodo per migliorare la temprabilità di un acciaio.

Curve di penetrazione della tempra

Qualora si effettua la tempra di un pezzo, le velocità di raffreddamento cambiano da un punto all'altro.

Per un determinato mezzo di tempra ed una data dimensione del pezzo, si può legare ogni punto del pezzo con una legge di raffreddamento.

La differenza di temprabilità fra acciai di differenti composizioni si traduce in una differenza di penetrazione di tempra. Tale penetrazione di tempra può essere quantificata attraverso la misura della durezza dopo il raffreddamento, in funzione della posizione del pezzo. Tale determinazione sperimentale (prova Jominy) viene effettuata su provini cilindrici. La variazione della durezza lungo una generatrice del cilindro permette di quantificare la temprabilità dell'acciaio in oggetto. Le caratteristiche curve ad U della durezza ottenute su una sezione trasversale permettono di identificare l'influenza dei vari fattori sulla temprabilità.

La **temprabilità**, che dipende essenzialmente dal tenore in elementi di lega, è meno elevata per gli acciai meno legati che per gli acciai al Cr. La **durezza massima** è più elevata per gli acciai non legati che per gli acciai legati.

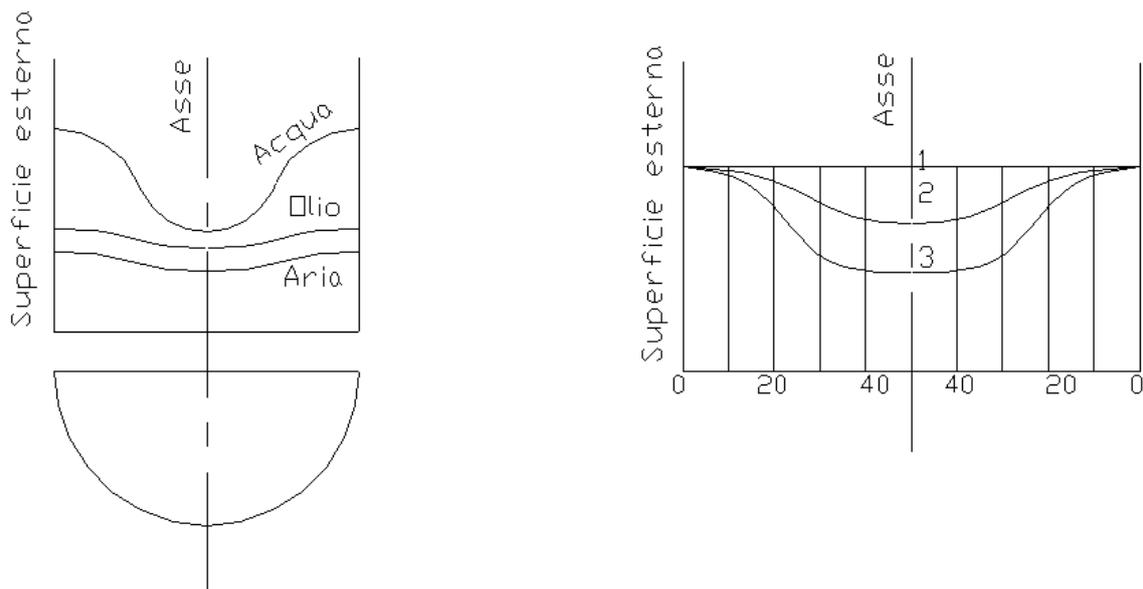


Figura 8.31: andamento delle durezze lungo i diametri delle sezioni normali di tondi dello stesso acciaio ma temprati in acqua, olio e aria; Andamento delle durezze lungo i diametri delle sezioni normali di tondi di acciai differenti.

Determinazione della temprabilità e delle caratteristiche dopo tempra

Per determinare quantitativamente la temprabilità si possono usare i diagrammi CCT e la prova Jominy.

Esistono anche dei programmi di calcolo che permettono di prevedere le proprietà meccaniche dopo tempra in funzione della costituzione fisico-chimica del metallo. Taluni programmi permettono anche di ottenere delle previsioni dopo rinvenimento.

I diagrammi CCT permettono di identificare, normalmente mediante interpolazione, la velocità di raffreddamento minima che bisogna applicare per evitare di formare degli aggregati di ferrite e carburi. Tale velocità è denominata velocità critica di tempra martensitica (V_r^{700}) oppure (Δt^{300}).

Tale velocità costituisce una valutazione quantitativa della temprabilità di un acciaio austenitizzato in condizioni determinate. Tale valutazione risulta interessante in quanto considera contemporaneamente l'effetto chimico e la grandezza dei grani.

Al fine di ottenere un pezzo completamente martensitico è necessario che la velocità di raffreddamento sia superiore alla velocità critica di tempra martensitica in ogni punto del pezzo. In effetti la legge di raffreddamento $T(t)$ in ogni punto del pezzo dipende dalla conduttività λ del metallo, dalla forma e dalle dimensioni del pezzo, dalla capacità di raffreddamento del fluido di tempra che dipende a sua volta dal coefficiente di scambio h legato, fra l'altro, all'agitazione del bagno.

Se si considerano delle forme semplici (tondi, piatti, giunti saldati), i risultati sperimentali sono ben rappresentati da relazioni del tipo:

$$\log(V) = \alpha + \beta \log(r)$$

ove:

$$V = (V_r^{700}) \text{ oppure } (\Delta t^{300})$$

r = diametro del tondo oppure spessore del piatto.

α, β = coefficienti dipendenti dal mezzo di tempra e dal punto del pezzo considerato.

L'esperienza mostra che la capacità di raffreddamento dei mezzi di tempra normalmente utilizzati può variare notevolmente.

Ad esempio, se si considerano dei tondi austenitizzati a 850°C (ove $[(\Delta t^{300})] = s, [d] = \text{mm}$), al centro dei tondi si ha che:

$$\text{- in acqua } \log [(\Delta t^{300})] = 1.568 \log (d) - 1.012$$

$$\text{- in olio } \log [(\Delta t^{300})] = 1.372 \log (d) - 0.331$$

$$\text{- in aria } \log [(\Delta t^{300})] = 0.961 \log (d) + 1.516$$

Se si hanno dei tondi di 100 mm di diametro, le velocità medie di raffreddamento sono rispettivamente $10^4, 5 \cdot 10^3$ e $5 \cdot 10^2$ °C/h.

Il livello degli sforzi residui dopo la tempra costituisce un aspetto importante di un trattamento termico. Il campo degli sforzi interni dipende dalla geometria del pezzo e dal mezzo di raffreddamento utilizzato, ed è legato alla presenza di gradienti di temperatura all'interno del pezzo e ad anomalie di dilatazione associate alle trasformazioni di fase descritte precedentemente.

I gradienti di temperatura dipendono direttamente dalla massività del pezzo e dal mezzo di tempra. Un mezzo di raffreddamento più severo, comporta una velocità di raffreddamento più elevata, ma anche un gradiente spaziale di temperatura più elevato.

L'esistenza di gradienti termici e la non simultaneità delle trasformazioni dell'austenite metastabile nei diversi punti di un pezzo comporta la formazione di eterogeneità di deformazione legate alla formazione di un campo di sollecitazioni dovuto alla tempra. A seconda del livello raggiunto dalle sollecitazioni e della natura del metallo, il limite elastico può essere superato, con una deformazione plastica più o meno estesa ed una possibile rottura locale del pezzo.

In conclusione, i rischi di incidente di tempra aumentano con la severità H del mezzo, la massività del pezzo, il tenore in carbonio.

Gli acciai legati hanno una temprabilità più elevata che i non legati (a parità di C). Questi ultimi possono essere temprati in sicurezza solo se si considerano mezzi di tempra non severi.

Principio della prova Jominy

La prova Jominy ha come obiettivo quello di ottenere, in una sola operazione effettuata su di una provetta normalizzata delle indicazioni globali sulla temprabilità di un acciaio (curva Jominy). Tale prova è effettuata in tre fasi (UNI 3150):

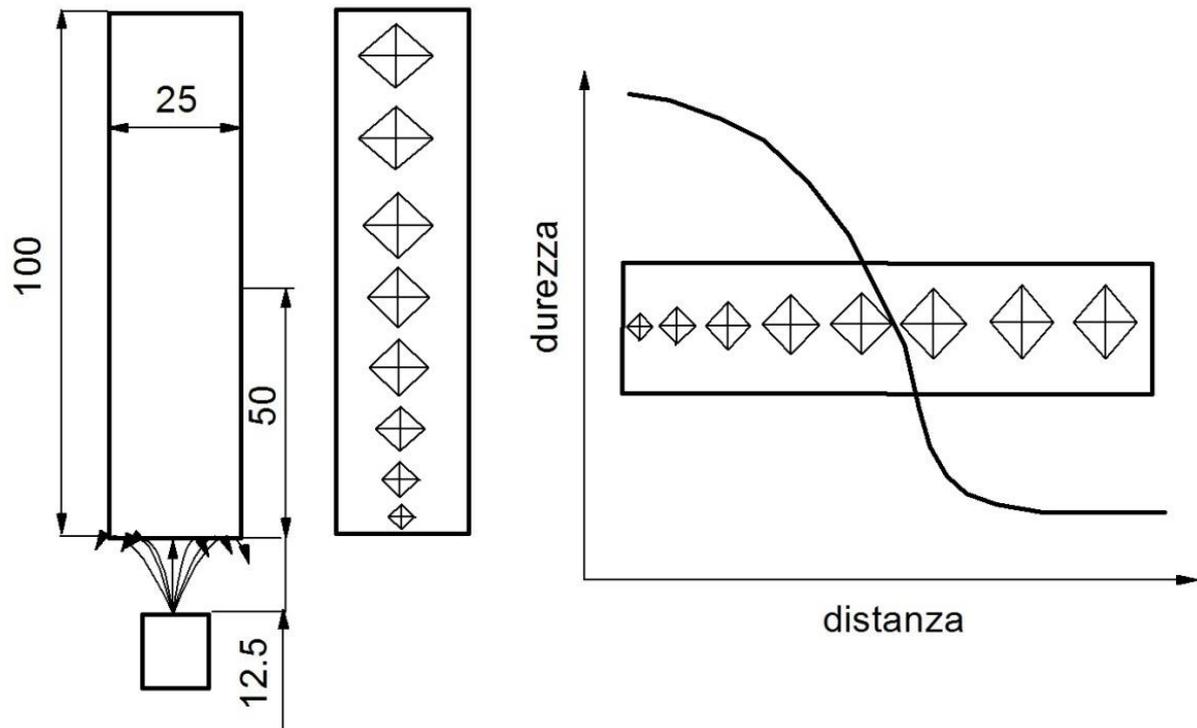


Figura 8.32: prova Jominy e tipico profilo di durezza.

- austenitizzazione di una provetta normalizzata ad una temperatura T_a (normalmente fissata dalla normativa);

- raffreddamento di un estremo della provetta effettuato mediante getto d'acqua in condizioni imposte;

- misura della durezza effettuata su una superficie piana ottenuta con una lavorazione effettuata in modo da non avere un riscaldamento eccessivo.

I risultati di una prova unica sono presentati graficamente su una curva $HRC = f(Jx)$ detta curva Jominy dell'acciaio considerato.

Man mano che la distanza x aumenta, le velocità di raffreddamento diminuiscono e così pure le durezze (con formazione prima di bainite, quindi di perlite e cementite).

La temprabilità di un acciaio è in generale rappresentato da una banda Jominy che considera una dispersione delle composizioni in funzione del prelievo dal lingotto e delle differenze da una colata all'altra.

La conoscenza delle curve Jominy permette di comparare facilmente la temprabilità di differenti acciai.

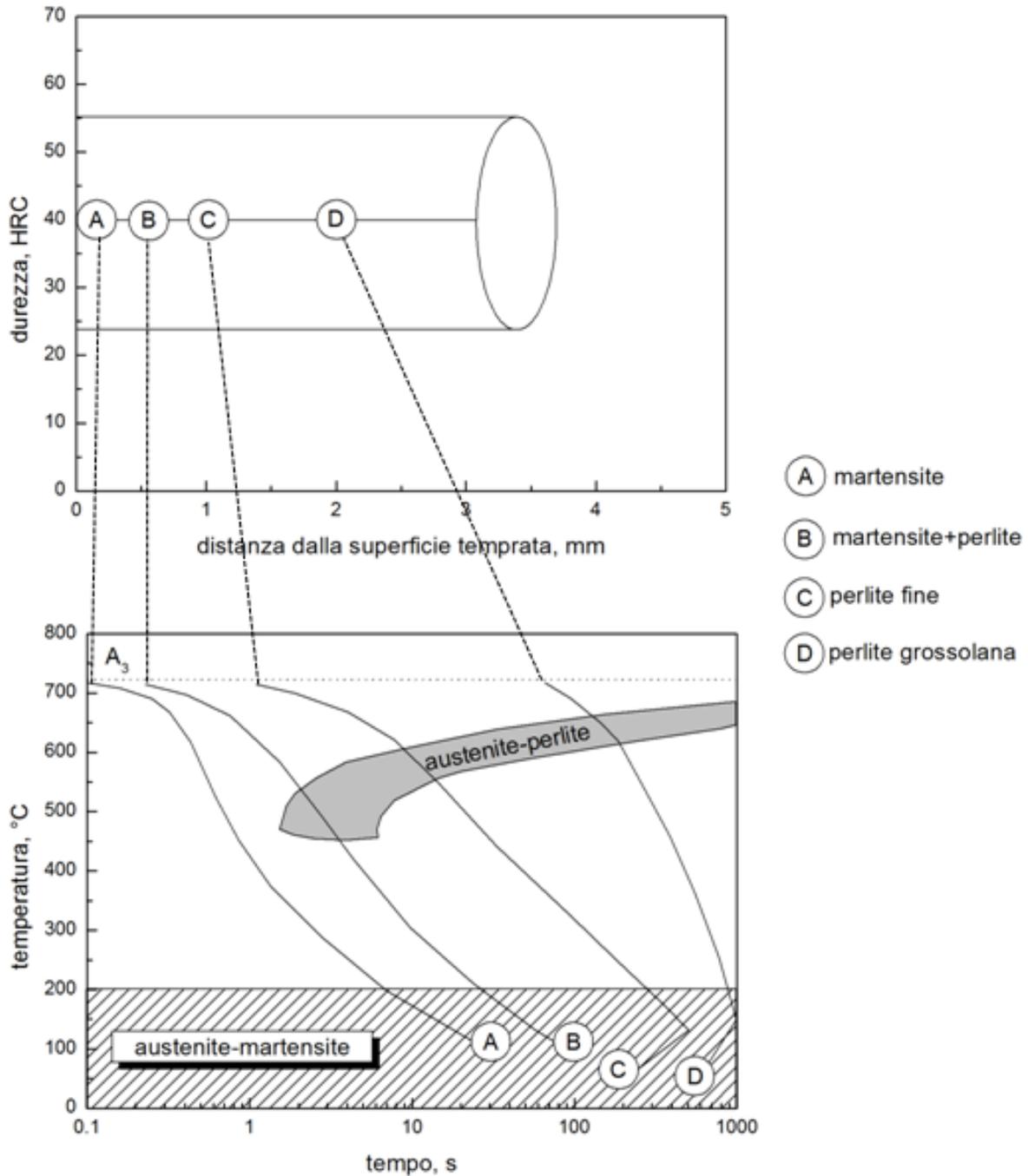


Figura 8.33: nel diagramma viene evidenziato come il progressivo allontanamento dalla zona direttamente raffreddata dal getto d'acqua comporti differenti velocità di raffreddamento; queste ultime vengono descritte nel diagramma CCT associato.

Queste differenti velocità di raffreddamento comportano delle diverse modifiche strutturali durante il trattamento termico che, a loro volta, offrono differenti proprietà meccaniche, come per esempio la durezza, diminuisce man mano all'aumentare della distanza.

Casi reali prova Jominy

Acciai al carbonio non legati

Effettuando una prova Jominy su un provino unificato di un comune acciaio al carbonio si evidenzieranno numerose strutture differenti al variare della velocità di raffreddamento.

Si otterranno strutture martensitiche e bainitiche con durezza superiori a quelle del pezzo originario in prossimità del getto d'acqua, quindi, per velocità di raffreddamento elevate, mentre strutture perlitiche e ferritiche dovute a raffreddamenti molto più lenti, che presenteranno durezza molto più limitate, in particolare molto vicine alle originarie.

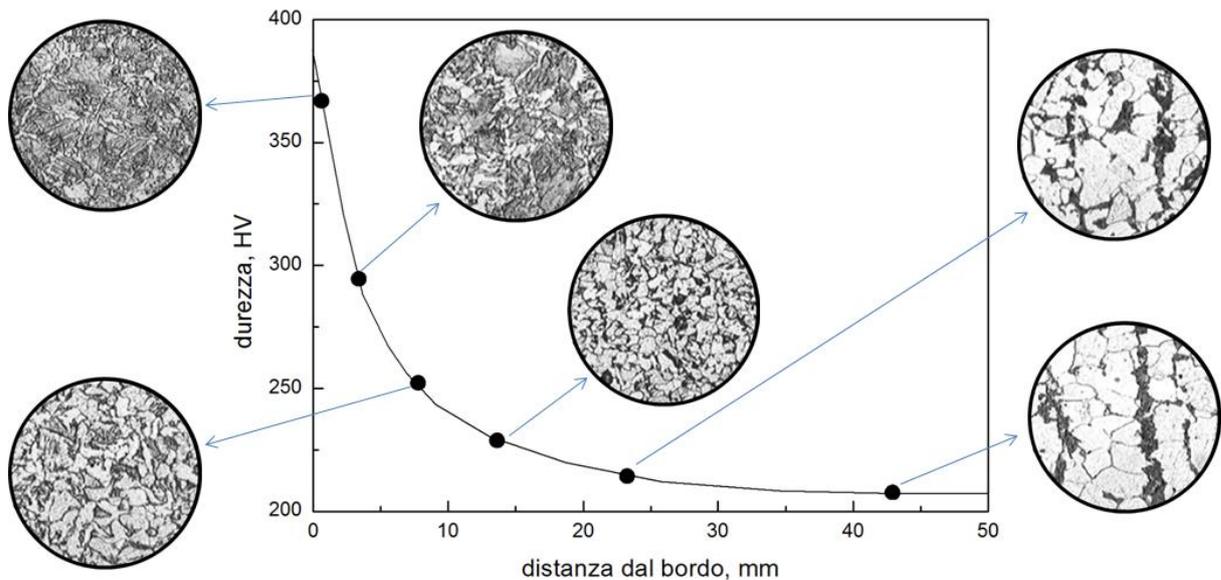


Figura 8.34: differenti strutture al variare della distanza dalla superficie temperata per un acciaio non legato.

Acciai legati

Gli elementi di lega come manganese, cromo, nichel e molibdeno, aumentano la temprabilità degli acciai, in particolare favoriscono la formazione di martensite durante il raffreddamento, dovuto allo spostamento delle curve CCT verso destra, cioè diminuendo la velocità critica superiore di tempra martensitica.

Quindi è molto più facile ottenere una struttura martensitica in un acciaio legato, che in uno al carbonio e con raffreddamenti anche molto meno critici.

Gli effetti consistono, in generale, in una maggiore omogeneità delle strutture ottenute sulla superficie e sul cuore dei pezzi raffreddati.

Ciò comporta una maggiore temprabilità di un acciaio legato, quindi, durezza e resistenza meccanica notevolmente migliorata a seguito di un trattamento termico.

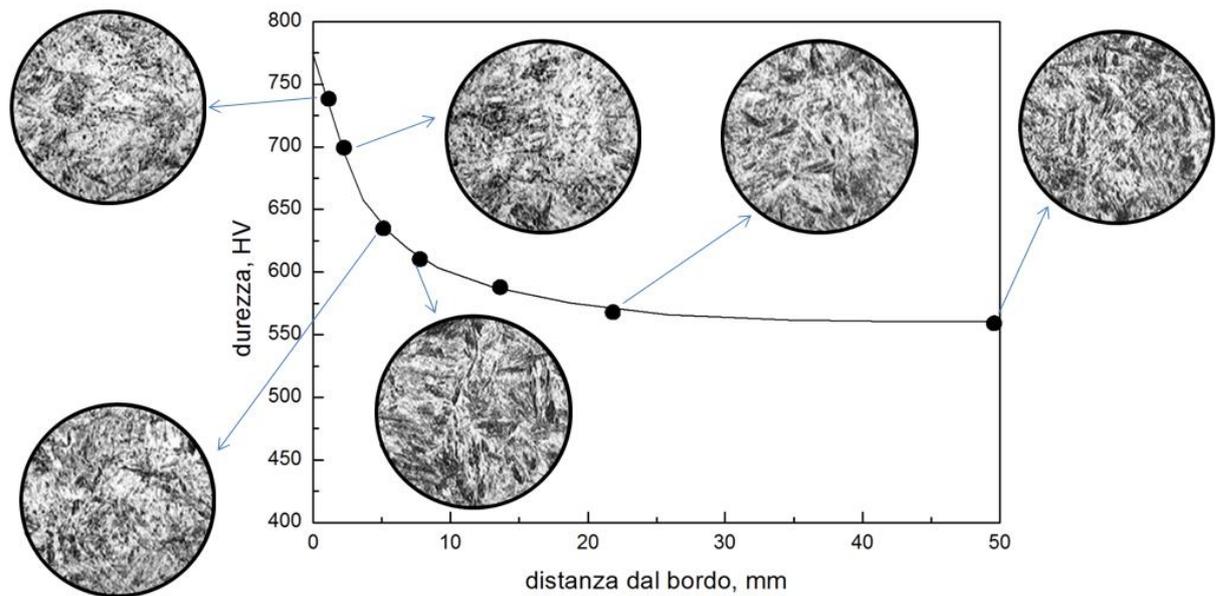


Figura 8.35: differenti strutture al variare della distanza dalla superficie temprata per un acciaio legato.

Classificazione dei trattamenti termici

I trattamenti degli acciai possono essere classificati in:

- Trattamenti effettuati a temperature superiori alle temperature critiche: *ricotture, normalizzazioni, tempre*;
- Trattamenti effettuati a temperature inferiori alle temperature critiche: *rinvenimenti, distensioni*;
- Trattamenti termochimici di diffusione: *nitrurazione, cementazione*.

I trattamenti termici che vengono regolati da trasformazioni di tipo continuo, le cui leggi di raffreddamento sono descritte nei diagrammi C.C.T. sono quelli che prevedono un riscaldamento a temperature superiori ai punti critici.

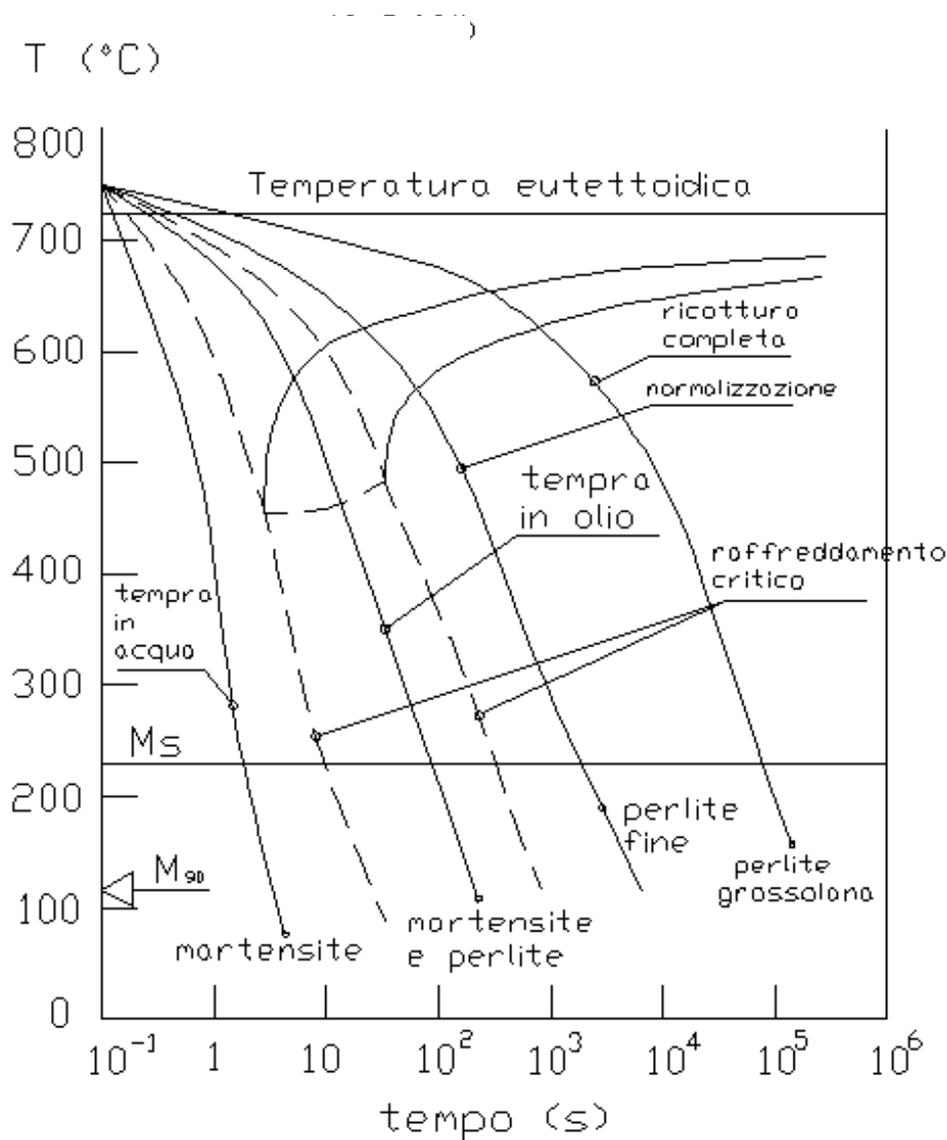


Figura 8.36: differenti trattamenti termici visualizzabili come diverse traiettorie di raffreddamento.

Ricottura

Il trattamento di ricottura o ricottura completa, ha lo scopo di attenuare sia gli effetti sulla struttura dovuti alla solidificazione ed alla deformazione plastica, sia la eterogeneità della composizione chimica del materiale, viene eseguito con i seguenti criteri:

Riscaldamento progressivo fatto ad una temperatura t_A superiore al punto Ac_3 , in modo da trasformare la struttura dell'acciaio nella soluzione solida γ ;

Mantenimento a temperatura t_A per un tempo sufficiente ad assicurare che effettivamente tutte le parti del pezzo abbiano raggiunto tale temperatura ed abbiano potuto trasformarsi completamente nella fase γ ;

Raffreddamento lento (in forno), in modo che tutte le trasformazioni possano avvenire in senso inverso senza eccessiva isteresi né fenomeni di raffreddamento, in condizioni cioè prossime a quelle di equilibrio, per le quali sono valide le indicazioni dei diagrammi di stato.

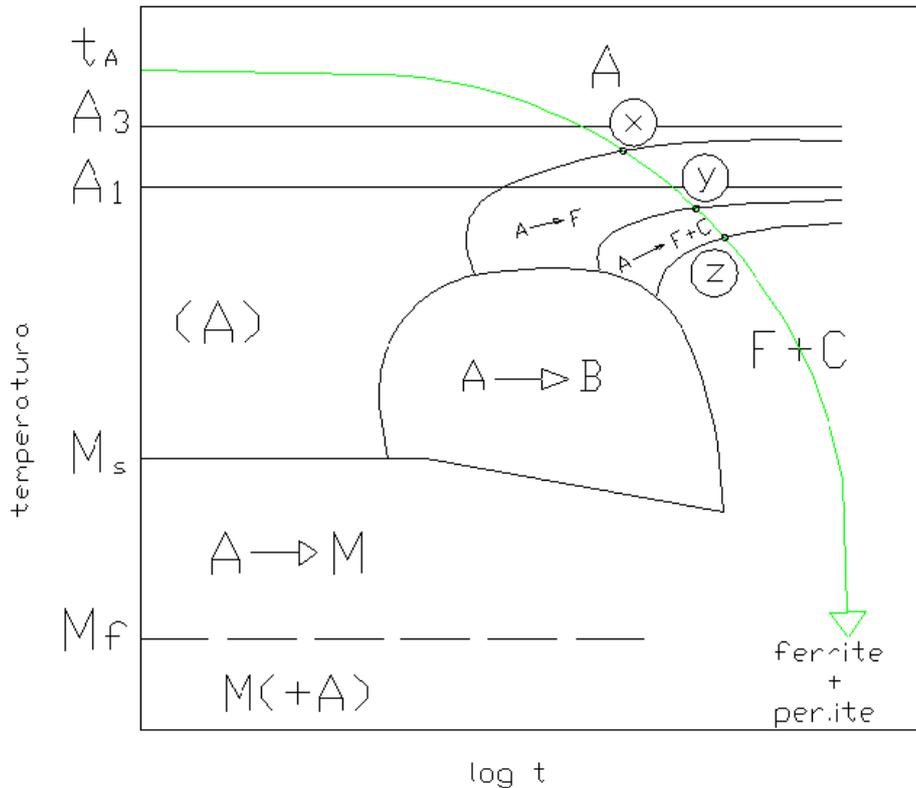


Figura 8.37: trasformazioni al raffreddamento per il trattamento di ricottura.

Prendendo in considerazione il diagramma precedente relativo ad un acciaio al carbonio ipoeuteticoide si può notare come a partire da una temperatura di circa 50° sopra il punto A_3 , la traiettoria di raffreddamento interseca le curve anisoterme alle alte temperature in modo da evitare trasformazioni dell'austenite in prodotti diversi dalla perlite.

In particolare, raggiunta la temperatura corrispondente all'ordinata X, inizia la trasformazione dell'austenite in ferrite, mentre al punto Y la restante austenite comincia a decomporsi in perlite; tale decomposizione prosegue fino al raggiungimento delle coordinate del punto Z.

La struttura così ottenuta non subirà ulteriori trasformazioni e a temperatura ambiente risulterà costituita da ferrite e perlite.

La ricottura oltre all'annullamento delle eventuali differenze di struttura, porta anche all'annullamento di incrudimenti dovuti, ad esempio, alle lavorazioni a cui è stato sottoposto il pezzo.

Inoltre, grazie al lento raffreddamento, si ottiene una struttura perlitica caratterizzata da una notevole duttilità e dolcezza e da una buona lavorabilità plastica a freddo.

Nonostante questi risultati la ricottura completa non viene industrialmente quasi mai eseguita per più ragioni: innanzi tutto perché il raggiungere temperature superiori ad A_{c3} è poco economico, in secondo luogo, perché richiede un notevole impiego di tempo e di mezzi, ed infine perché la

ricottura porta generalmente ad una struttura a grossi grani, che non è la migliore per la lavorazione alle macchine utensili con asportazione di trucioli, e non sempre è adatta per i trattamenti termici successivi.

Normalizzazione

Il trattamento di ricottura completa viene sostituito molto spesso con la *normalizzazione*, seguita o no da una seconda operazione termica, denominata *ricottura di addolcimento*, e che è effettuata per attenuare l'eccessiva durezza che si può ottenere con la normalizzazione, in relazione alla composizione chimica ed alle dimensioni dei pezzi.

La normalizzazione consiste:

Nello scaldare l'acciaio a temperatura superiore di circa 70°Ac_3 ;

Nel mantenerlo a tale temperatura per un tempo sufficiente;

Nell'estrarlo dal forno lasciandolo raffreddare liberamente all'aria ferma.

Il grano che così si ottiene è molto fine e regolare, e si ha il notevole vantaggio pratico di terminare l'operazione più rapidamente e senza un ulteriore immobilizzo di forni (quello di austenitizzazione per la ricottura completa).

I valori del carico di snervamento e di rottura e della durezza risultano però sensibilmente superiori a quelli corrispondenti allo stato ricotto, specialmente quando il tenore degli elementi di lega, in particolare del carbonio, è elevato e quando le dimensioni dei pezzi sono piccole.

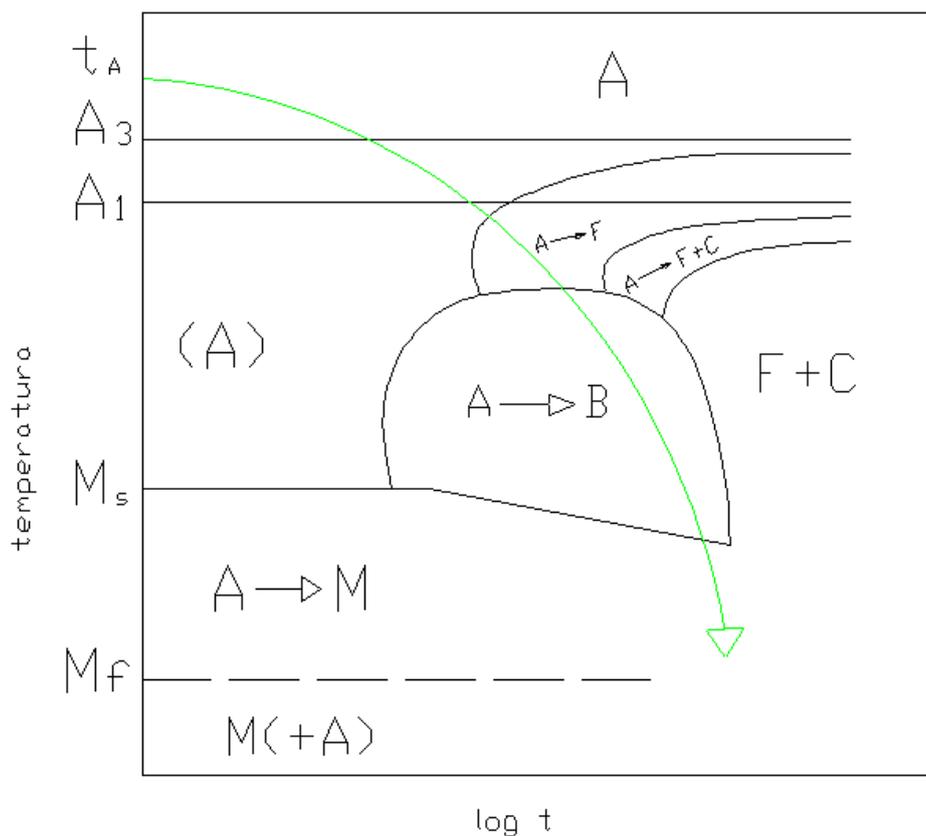


Figura 8.38: trasformazioni al raffreddamento per il trattamento di normalizzazione.

Tempra

La tempra consiste nel:

Riscaldare l'acciaio sopra il punto Ac3;

Mantenerlo a tale temperatura un tempo sufficiente ad assicurare in tutte le parti del pezzo struttura austenitica;

Raffreddarlo con velocità superiore a V_s (velocità critica superiore di raffreddamento), in modo da fargli acquistare a temperatura ambiente la struttura martensitica, caratterizzata da grande durezza e fragilità

Quindi le condizioni fondamentali per ottenere una struttura totalmente martensitica sono:

- La temperatura e la durata del mantenimento sopra Ac3 devono essere tali che la struttura di partenza divenga completamente austenitica;
- Le trasformazioni devono iniziare e terminare a basse temperature.

Per evitare fenomeni di surriscaldamento, che provocano l'ingrossamento del grano, la temperatura alla quale deve essere portato l'acciaio prima di essere temprato, denominata *temperatura di tempra*, deve essere di circa 50° sopra Ac3 e non superiore. È perciò necessario conoscere con esattezza la temperatura del punto Ac3, temperatura che varia col tenore di carbonio e degli altri elementi di lega dell'acciaio.

Anche per gli acciai ipereutetoidi la temperatura di tempra viene mantenuta solo di circa 50°C sopra Ac3 = Ac1, rinunciando a far passare in soluzione il carbonio della cementite secondaria; questo perché, oltre ad essere la cementite un composto già molto duro, il punto Ac_m, si avvicina rapidamente alla linea del "solidus" (coincidendo con sessa per un acciaio con circa 2% di C), ed in queste condizioni si avrebbero fenomeni di surriscaldamento.

Il rapido raffreddamento necessario alla tempra dell'acciaio si ottiene immergendo il pezzo in un mezzo temprante che può essere acqua, soluzioni saline, olio, metalli fusi, aria soffiata o semplicemente aria. In questo ultimo caso il trattamento si identifica nella sua esecuzione con la normalizzazione (trattata precedentemente), e l'acciaio che contiene determinate percentuali di elementi in lega si dice autotemperante.

La tempra in acqua si usa per gli acciai comuni al carbonio, che per la loro piccola isteresi hanno un valore molto elevato di V_s ; mentre per gli acciai con forti isteresi si usa la tempra in olio, che diminuisce il pericolo di cricche di tempra, dovute alle tensioni interne che si stabiliscono nel pezzo.

Quindi il mezzo di tempra è condizionato dall'attitudine alla tempra del materiale; tale attitudine è caratterizzata principalmente dalla temprabilità o penetrazione di tempra che è rappresentata dalle variazioni di durezza dalla superficie al cuore dei pezzi ed è influenzata dalla quantità di carbonio e di elementi di lega.

Il trattamento di tempra è una operazione drastica che induce nel materiale tensioni anche rilevanti, che possono portare a deformazioni o rotture dei pezzi. Per gli acciai da bonifica, il successivo rinvenimento (specie se seguito subito dopo quello di tempra) può ridurre il pericolo a cui si è accennato, mentre per gli acciai che vengono posti in esercizio con struttura martensitica, come ad esempio quelli da cementazione, le tensioni di tempra e le deformazioni non sono un problema da trascurare. Questi fenomeni sono collegati al fatto che raffreddando un pezzo di acciaio di una certa massa con velocità superiore a quella critica è evidente che la parte esterna ad immediato contatto

col mezzo di tempra sarà la prima ad attraversare la retta M_s , mentre il cuore del pezzo raggiungerà la temperatura M_s dopo un certo tempo.

Poiché la trasformazione austenite \rightarrow martensite avviene con aumento di volume, l'espansione della zona interna è ostacolata dallo strato superficiale già martensitico e induce quindi nel materiale quello stato di tensioni che può provocare gli inconvenienti descritti.

Per ovviare a ciò è stato messo a punto un particolare processo di tempra detto di *tempra differita martensitica* effettuata ad una temperatura poco superiore a M_s , per una durata tale da far sì che l'austenite non subisca durante tale interruzione modificazioni apprezzabili e nel contempo sia raggiunto l'equilibrio termico del pezzo.

Si procede poi ad un raffreddamento fino a temperatura ambiente secondo determinate condizioni, affinché la formazione di martensite sia pressoché totale.

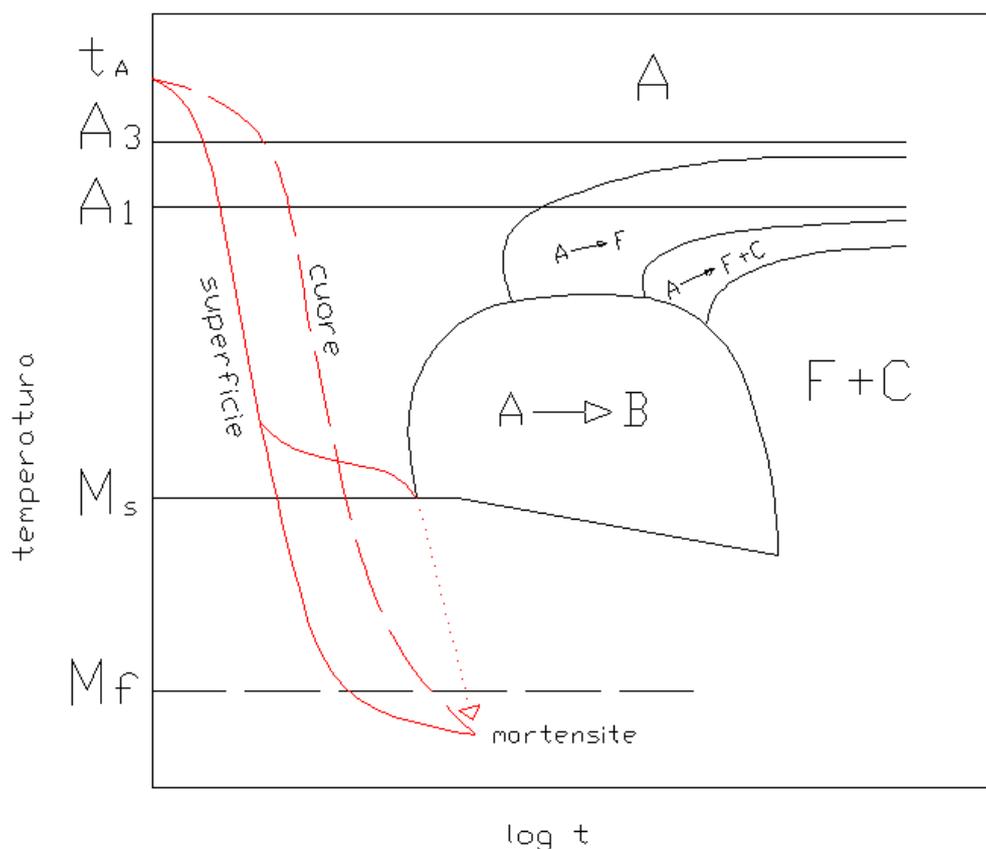


Figura 8.39: trasformazioni al raffreddamento per il trattamento di tempra.

Per determinare applicazioni può essere preferibile, anziché avere delle strutture martensitiche che il costituente finale sia principalmente la bainite.

Si ha così un ciclo termico di *tempre bainitiche* comprendente successivamente:

- Un riscaldamento di austenitizzazione;
- Un raffreddamento sufficientemente rapido per evitare un inizio di trasformazione nel campo perlitico;

- Attraversamento del campo bainitico (zona di temperature superiori alla temperatura M_s di inizio della formazione della martensite) secondo una delle seguenti due varianti:
 - Un rallentamento del raffreddamento fino a quando la trasformazione intermedia è sufficientemente progredita, quindi un raffreddamento qualsiasi fino alla temperatura ambiente. Seguendo questa procedura si ottiene una struttura costituita da bainite e da martensite;
 - Una permanenza a temperatura costante, poi, quando la trasformazione si è ultimata, un raffreddamento qualsiasi fino a temperatura ambiente. La struttura finale risulta in questo caso completamente bainitica (trattamento detto anche *austempering*).

La prima variante (descritta nelle curve CCT) è generalmente seguita da un rinvenimento mentre la seconda variante è utilizzata quando non è previsto tale trattamento.

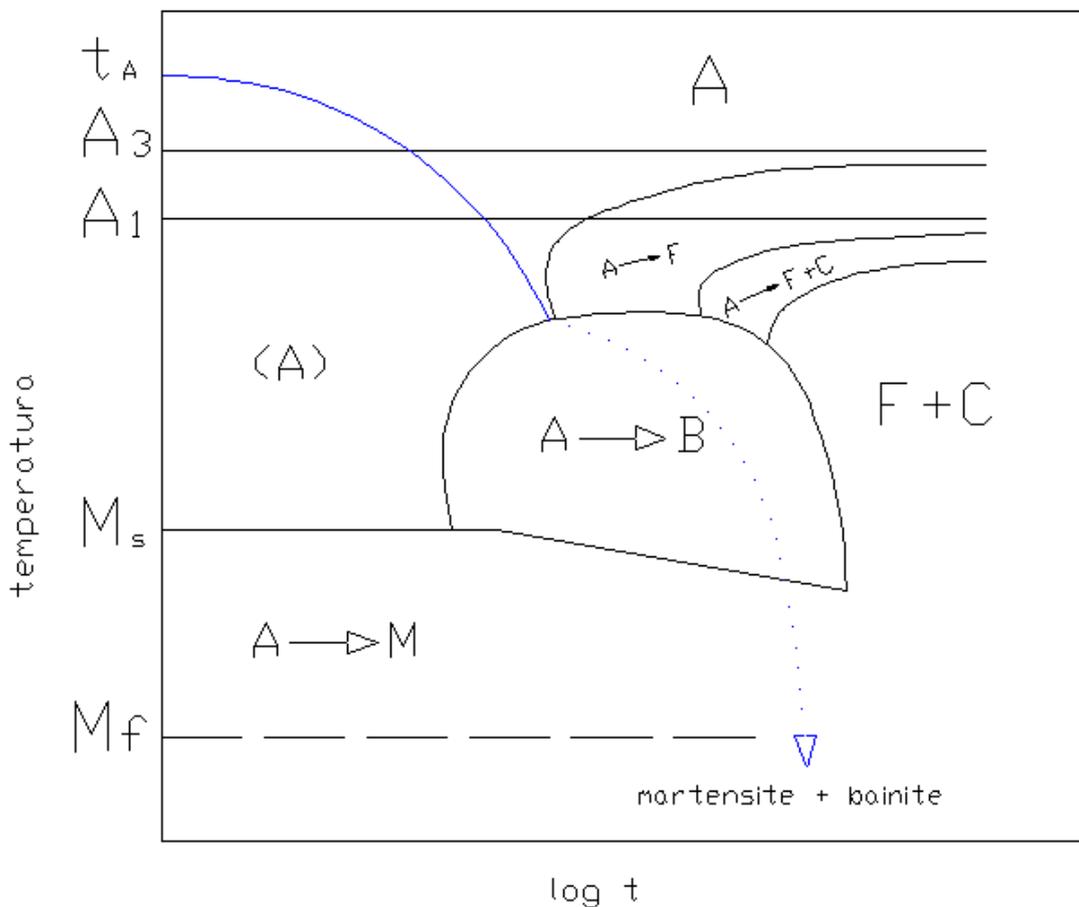


Figura 8.40: andamenti delle traiettorie di raffreddamento di tempre bainitiche ottenute con raffreddamento continuo.

Classificazione dei mezzi tempranti

La drasticità dei vari mezzi tempranti dipende dal loro calore latente di vaporizzazione, dal calore specifico, dalla conducibilità termica, dalla viscosità, dalla temperatura. Nella tabella sottostante

sono riportate le velocità di raffreddamento per i vari mezzi tempranti, posta uguale a 1 quella dell'acqua.

Mezzo temprante	Velocità di raffreddamento (acqua =1)
Acqua a 20°C	1,00
Acqua a 40°C	0,77
Acqua a 60°C	0,46
Acqua a 80°C	0,20
Acqua a 90°C	0,06
Soluzione di NaCl 6% a 20°C	1,16
Soluzione di NaOH 5% a 20°C	1,19
Alcool etilico a 20°C	0,12
Oli vegetali a 20°C	0,20 / 0,42
Oli minerali a 20°C	0,15 / 0,35
Oli animali a 20°C	0,20 / 0,45

La velocità di raffreddamento, usando come mezzo temprante l'acqua, varia con la temperatura del pezzo, perché varia il meccanismo con cui il calore si trasmette. A temperature elevate l'acqua, evaporando, forma una guaina di vapore intorno al pezzo e il calore viene trasmesso per conduzione e irraggiamento; abbassandosi la temperatura, la guaina di vapore si rompe, l'acqua viene in contatto con il pezzo ed evapora realizzando un raffreddamento molto energico fino a che, raggiunti i 100°C, la trasmissione del calore diventa molto piccola effettuandosi essenzialmente per convezione.

Un fenomeno analogo, ma meno marcato, presenta anche l'olio, mentre con bagni di metalli fusi, la velocità di raffreddamento diminuisce gradualmente col diminuire della temperatura del pezzo.

Diagrammi CCT reali ed operativi

Come si è messo in evidenza precedentemente nella prova jominy, ottenere una struttura completamente martensitica, per pezzi di certe dimensioni, è praticamente impossibile.

Questo è dovuto ai differenti gradienti termici indotti nel pezzo, dovuti a differenti velocità di raffreddamento nelle varie sezioni.

Quindi se si vuole ottenere una struttura omogenea sia martensitica che anche bainitica nelle applicazioni reali della meccanica generale non vengono utilizzati acciai al carbonio comuni ma bensì acciai legati, i quali oltre ad offrire una struttura più omogenea alla fine di un trattamento termico, facilitano la sua avvenuta e soprattutto riducendo al minimo i costi di produzione (molto elevati per i trattamenti termici per gli acciai al carbonio comuni).

I diagrammi sottostanti sono relativi ad alcuni acciai legati molto comuni nelle applicazioni metalmeccaniche e rappresentanti alcuni casi reali di diagrammi CCT.

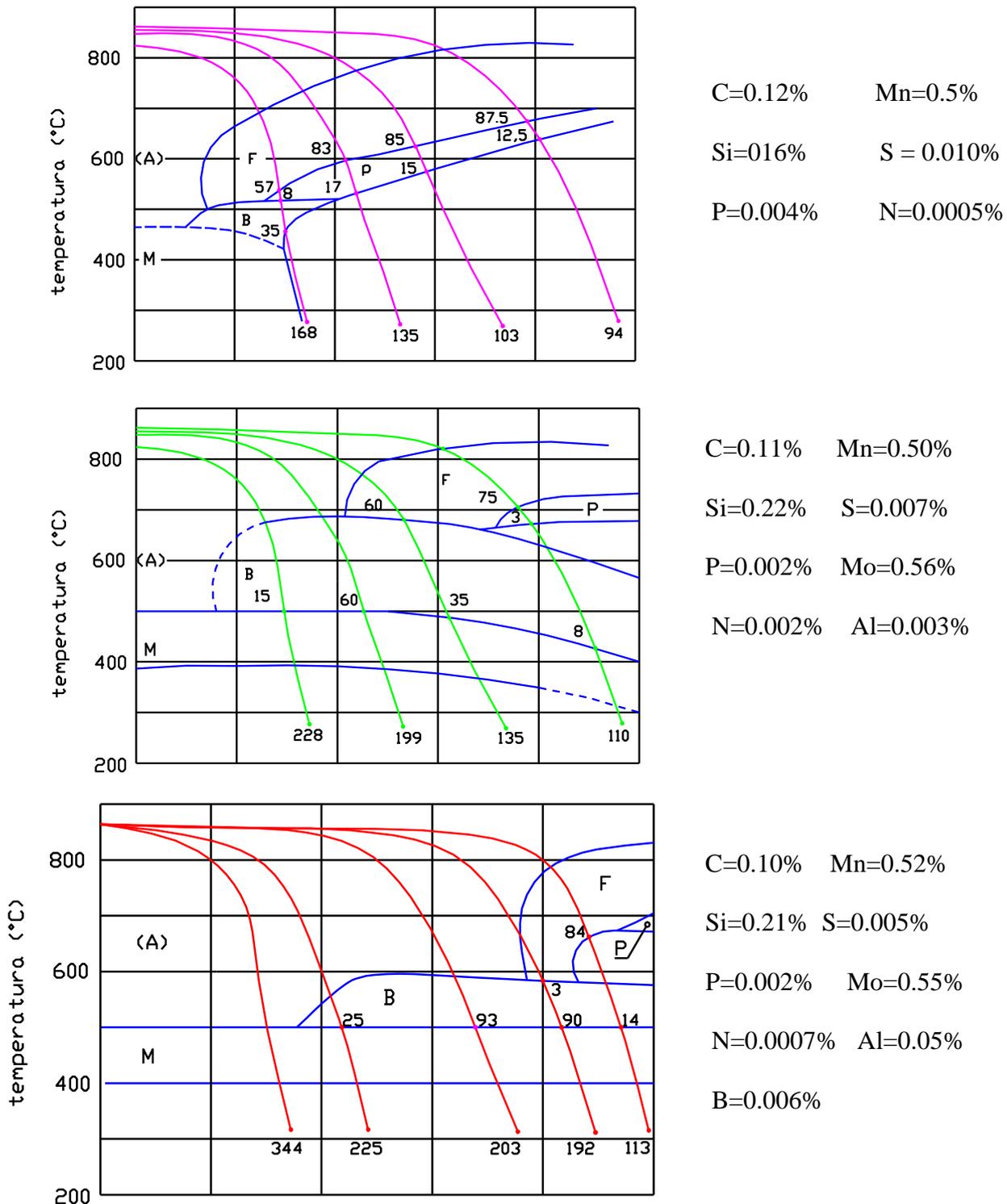


Figura 8.41: tipiche curve di temprabilità per diversi acciai legati

Le curve continue precedenti, documentano in modo esauriente la notevole influenza che piccole variazioni della composizione chimica possono avere sulla posizione delle curve anisotermiche.

Si tratta di tre acciai per la produzione di laminati a caldo della composizione riportata precedentemente; tutti i campioni sono stati austenitizzati alla temperatura di 920°C e possedevano la stessa dimensione del grano; i numeri riportati all'interno delle curve rappresentano la

percentuale di struttura trasformata, mentre quelli riportati in basso indicano le durezze ottenute. È da notare dunque il notevole spostamento verso destra e la diversa forma delle curve con piccole aggiunte di molibdeno e di boro.

È particolarmente importante osservare che, in un acciaio col quale è praticamente impossibile avere una struttura martensitica, bastino queste piccole aggiunte per far sì che con un opportuno raffreddamento si riesca ad ottenere il 100% di martensite, dato il notevole spostamento del naso bainitico.

