# 📨 5 Acciai

# 🜌 Spostamento dei punti critici

Le temperature dei punti critici variano in funzione sia del contenuto di carbonio e di altri elementi aggiunti, sia a seconda che si esegue un riscaldamento oppure un raffreddamento.

Finora abbiamo sempre ammesso di effettuare raffreddamenti (o riscaldamenti) così lenti da poter definire il sistema punto per punto in equilibrio.

In realtà condizioni del genere non sono ipotizzabili (né sarebbero economicamente proponibili) e un raffreddamento viene eseguito sempre con una velocità ben definita.

Il sistema allora non sarà punto per punto in equilibrio e solo dopo un certo tempo, a temperatura costante, raggiungerà lo stato di equilibrio.

Ne consegue, all'aumentare della velocità di raffreddamento, uno spostamento verso il basso dei punti critici: le trasformazioni caratteristiche di un certo punto critico avvengono quindi a temperature più basse di quelle previste dal diagramma di equilibrio.

Riportate queste temperature in funzione della velocità di raffreddamento, si possono notare i seguenti dati (fig. 1a):

- il punto Ar<sub>3</sub> si sposta più velocemente del punto Ar<sub>1</sub> tanto che, oltre una certa velocità di raffreddamento, essi coincidono (A'r);
- per una velocità di raffreddamento ancora più alta (v<sub>i</sub> = velocità critica inferiore) compare un punto critico diverso che chiameremo A"r;
- aumentando ulteriormente la velocità di raffreddamento si arriverà ( $v_s$  = velocità critica superiore) alla scomparsa di A'r.

Vediamo ora come questi spostamenti influenzino le strutture presenti (fig. 1b).

Allo stato di equilibrio abbiamo, per un acciaio ipoeutettoide (C < 0.8%) alla temperatura ambiente, una struttura formata da ferrite e perlite in quantità proporzionali al contenuto in carbonio.

All'aumentare della velocità di raffreddamento l'austenite, che è la struttura dell'acciaio sopra il punto  $Ar_3$ , si trasforma sempre in ferrite e perlite, ma la cementite presente nella perlite assume forme lamellari sempre più fini dando origine alla struttura chiamata perlite fine.





Aumentando ancora la velocità di raffreddamento, la cementite presente non si dispone più in lamelle (formando la perlite), ma rimane raggruppata in noduli, dando origine alla struttura denominata bainite.

Al raggiungimento di  $v_i$ , cioè della velocità critica inferiore, non tutta l'austenite si trasforma in bainite. Una parte (anche se minima) rimane presente anche a temperature inferiori a quella del punto A're solo sotto il punto A''r si trasforma in una nuova struttura chiamata martensite.

A mano a mano che ci spostiamo da  $v_i$  verso  $v_s$  (velocità critica superiore) aumenta la porzione di austenite non trasformata e quindi di martensite presente.

Oltre la velocità  $v_s$  avviene solo il passaggio da austenite a martensite a temperatura alquanto bassa (punto A''r).

Il punto A'r non è influenzato dalla velocità di raffreddamento (nel grafico di fig. 1*c* il suo andamento è rappresentato da una linea quasi parallela all'asse delle ascisse): infatti la trasformazione da austenite a martensite non si basa sulla diffusione allo stato solido come per le altre transizioni di struttura.

# Andamento delle velocità critiche in funzione del contenuto di carbonio

Il contenuto di carbonio della lega influisce sull'andamento delle velocità critiche inferiore e superiore.

Se il contenuto di carbonio è basso, le velocità critiche sono molto alte. In questo caso è praticamente impossibile ottenere la struttura martensitica.

L'andamento delle velocità critiche  $v_i e v_s$  in funzione del contenuto di carbonio è rappresentato graficamente in figura 2.

Figura 2

Velocità critiche in funzione del tenore di carbonio.



#### Formazione della bainite e della martensile

Allontanandosi dalle condizioni di equilibrio vediamo che per gli acciai entrano in gioco due altre strutture caratteristiche non comprese nel diagramma di stato: la bainite e la martensite.

#### Bainite

La bainite è una struttura formata dall'aggregazione di ferrite e cementite.

Contrariamente alla perlite, la bainite non presenta forma lamellare, ma forma aciculare.

L'aumento della velocità di raffreddamento ostacola o impedisce la diffusione del carbonio, perciò la cementite cristallizza separatamente.

Più aumenta la velocità di raffreddamento, più piccoli sono i noduli di cementite e minore è la loro tendenza a orientarsi nella direzione dell'asse delle placchette di ferrite.

#### Martensite

La martensite è molto diversa dalla bainite, perché non si forma né per nucleazione né per diffusione. La cella elementare di austenite cristallizza con reticolo cubico a facce centrate. All'interno della cella può trovare posto un atomo di carbonio fino a una percentuale del 2% (limite massimo della solubilità del carbonio nell'austenite).

Al raffreddamento sotto il punto  $A_3$  l'austenite si trasforma in ferrite e il reticolo cristallino cubico a facce centrate si trasforma in reticolo cubico a corpo centrato, che riduce la solubilità del carbonio al limite massimo dello 0,02%.

Ma la elevata velocità di raffreddamento non permette la diffusione degli atomi di carbonio che normalmente danno origine alle lamelle di cementite della perlite. Gli atomi di carbonio rimangono intrappolati nel reticolo cubico a corpo centrato distorcendolo in maniera considerevole.

In figura 3a si vedono le posizioni possibili degli atomi di carbonio: la struttura cristallina non è più cubica (x = y = z) bensì tetragonale  $(x = y \neq z)$ .

Infatti, per far posto agli atomi di carbonio, gli atomi di ferro si sono allungati nella direzione dell'asse z. Dato che la martensite deve avere la stessa composizione dell'austenite da cui è derivata, i suoi parametri reticolari saranno influenzati dalla percentuale di carbonio presente.

Nel piano xy il parametro reticolare è simile a quello del ferro  $\alpha$ , mentre nella direzione z il parametro reticolare aumenta con l'aumentare del tenore di carbonio, come nel grafico in figura 3b.



# Figura 3

Struttura cristallina e costante reticolare della martensite.

# 🔳 Diagrammi TTT e CCT

# **Diagrammi TTT**

Poiché un acciaio ha caratteristiche meccaniche e fisiche variabili con il tipo e la quantità delle strutture presenti, è molto importante poter determinare con esattezza la struttura finale, cioè la struttura a temperatura ambiente.

La struttura finale, come si è accennato prima, non dipende unicamente dalla composizione (contenuto in carbonio), come indicato dal diagramma di stato Fe-C, ma dipende anche dalle modalità con cui è condotto il raffreddamento.

Le prime ricerche sistematiche capaci di fornire elementi per lo studio delle modalità di raffreddamento sono dovute a Bain. Le esperienze di Bain si rivolgevano allo studio della trasformazione isotermica dell'austenite, e hanno consentito di tracciare diagrammi isotermici TTT (temperatura, tempo, trasformazione) per le singole leghe.

# Costruzione dei diagrammi TTT

Fissata una determinata composizione (per es., acciaio eutettoide, C% = 0.8) si porta un campione di questa lega ad assumere una struttura completamente austenitica (riscaldo e mantenimento a temperatura superiore ad  $Ac_3$ ).

Si effettua poi un raffred damento rapidissimo fino alla temperatura  $T_x$  di studio, che viene mantenuta costante.

Su un grafico temperatura-tempo (fig. 4a) si riportano i risultati della osservazione nel tempo (con esami metallografici o ai raggi X) delle trasformazioni strutturali).

Ripetendo le osservazioni per varie temperature e riportando i risultati sul grafico si possono costruire per punti le linee caratteristiche del diagramma isotermico (fig. 4*b*).



#### Linee della trasformazione austenite-martensite

A completamento delle informazioni fornite dal diagramma isotermico (curve TTT, ossia curve temperatura, tempo, trasformazione) vengono inserite le linee orizzontali  $M_s$  e  $M_f$  che si riferiscono alla trasformazione dell'austenite in martensite.

Questa trasformazione, pur non essendo isoterma, compare nel diagramma in quanto limita in basso il campo dell'austenite metastabile.

Infatti, mentre le altre trasformazioni avvengono per germinazione, nucleazione e diffusione allo stato solido (notare, per es., il tempo necessario all'austenite per iniziare la sua trasformazione, detto tempo di incubazione), la trasformazione austenite-martensite non è influenzata dal tempo di permanenza, ma solo dalla temperatura alla quale avviene.

Come si può vedere sul grafico, nelle trasformazioni il processo si svolge da sinistra a destra (cioè allo scorrere del tempo) mentre la trasformazione in martensite procede dall'alto verso il basso (cioè al diminuire della temperatura).

## Diagrammi TTT di acciai ipoeutettoidi, eutettoidi e ipereutettoidi

In figura sono rappresentate le curve di un acciaio ipoeutettoide (fig. 5a), di un acciaio eutettoide (fig. 5b) e di un acciaio ipereutettoide (fig. 5c). Nel caso dell'acciaio eutettoide le curve sono particolarmente semplici, mentre per acciai ipo o iper-eutettoidi la situazione si complica con una nuova linea dovuta alla formazione rispettivamente di ferrite e cementite:

#### Figura 5

Diagrammi TTT di acciai a) ipoeutettoide; b) eutettoide e c) ipereutettoide.

- A = Austenite stabile;
  (A) = Austenite metastabile;
- F = Ferrite:
- P = Perlite;

- B = Bainite;
- M = Martensite;
- C = Cementite:
- s/f=inizio/fine trasformazione.



#### **Diagrammi CCT**

Nella maggior parte dei casi pratici non si è in presenza di trasformazioni isoterme bensì di trasformazioni che avvengono durante raffreddamenti continui effettuati con velocità maggiore o minore. In questi casi, per ottenere lo stesso tipo di indicazioni che ci forniscono le curve TTT per le trasformazioni isoterme, bisogna costruire altri diagrammi: i diagrammi CCT (trasformazioni per raffreddamenti continui). Con metodologia analoga alle esperienze isoterme, si segue una determinata curva di raffreddamento (con velocità di raffreddamento costante) osservando l'inizio, la fine della trasformazione e la struttura finale. Queste osservazioni vengono riportate in un grafico temperatura-tempo (fig. 6).



# 5 | Acciai



Trovando i punti s e f per varie curve di raffreddamento è possibile tracciare per punti le linee del diagramma CCT (fig. 7).

### Punti di inizio e fine trasformazione

I diagrammi CCT mostrano punti di inizio o di fine trasformazione posti più in basso (temperatura minore) e più a destra (tempo maggiore) rispetto agli analoghi punti del diagramma TTT. Infatti, consideriamo il punto di inizio trasformazione su una isoterma, come in **figura 8**, e raggiungiamo lo stesso punto con una curva di raffreddamento che parte dalla stessa temperatura di austenizzazione. Il tempo di incubazione per la trasformazione isoterma è  $t_1$ , e il campione mantiene per tutto questo tempo la temperatura  $T_1$ . Dato che nella trasformazione con raffreddamento continuo il campione è per lo stesso tempo  $(t_1)$  a temperature sempre superiori a  $T_1$ , sarà necessario un tempo maggiore per iniziare la trasformazione  $(t_2 > t_1)$ , mentre la lega, a causa del continuo raffreddamento, raggiunge la temperatura  $T_2 < T_1$ .



# Figura 8

Inizio e fine trasformazione.

#### Fonti e utilizzazione dei diagrammi TTT e CCT

I diagrammi TTT e CCT sono elaborati dalle ditte produttrici di acciai e forniti agli utilizzatori come guida per i trattamenti termici.

Esistono anche raccolte di diagrammi TTT e CCT di acciai unificati pubblicate in vari Paesi sotto forma di atlanti o manuali.

# Studio delle strutture finali di un acciaio sottoposto a raffreddamento continuo

# Diagramma CCT dell'acciaio C 55 UNI 7845

Nella **figura 9** è riportato il diagramma CCT tratto dal catalogo della ditta Südwestfalen per l'acciaio Ck 55 corrispondente nell'unificazione italiana al C 55 UNI 7845, con percentuale media di carbonio pari allo 0,55% e contenente una piccola quantità di Si (0,25%) e di Mn(0,75%).

Lo stesso diagramma, in dimensioni maggiori per una più facile lettura, è all'interno del pieghevole, da tenere aperto a fianco delle pagine che seguono.

Le curve da 1 a 10 rappresentano raffreddamenti di provini con le modalità precedentemente descritte (raffreddamenti continui); la scala logaritmica dei tempi trasforma la curva di raffreddamento continuo, all'incirca esponenziale, nelle traiettorie indicate sul diagramma.

## Modulo 2 | Materiali e trattamenti termici

La velocità di raffreddamento è variabile istante per istante, è possibile però indicare la velocità media in un certo intervallo: in pratica indicare il tempo necessario per compiere un certo salto di temperatura.

Tutti i provini vengono riscaldati alla temperatura di 830 °C nel campo dell'austenite e mantenuti a tale temperatura per 16 minuti.

È indispensabile precisare questi dati di partenza (temperatura di austenizzazione e durata del mantenimento a tale temperatura) perché essi influiscono sul risultato finale del trattamento.



#### Raffreddamento dell'acciaio C 55 UNI 7845 secondo il diagramma Fe-C

Supponendo di raffreddare il provino con le modalità con cui vengono tracciati i diagrammi di equilibrio (passaggio attraverso variazioni infinitesime di temperatura) e ritenendo trascurabile l'influenza delle piccole quantità di Si e Mn sullo spostamento dei punti critici, è possibile esaminare il raffreddamento di questo acciaio ipoeutettoide sul diagramma Fe-C (fig. 10a).

Si ricava che la temperatura alla quale compare il primo cristallo di ferrite proeutettoide (ferrite formatasi dal raffreddamento della austenite prima della trasformazione eutettoide) è 753 °C ( $Ae_3$ ), mentre la temperatura alla quale si forma l'eulettoide è 723 °C ( $Ae_1$ ). Accanto è rappresentata la curva di raffreddamento che, come già visto, segna discontinuità e arresto di temperatura in corrispondenza dei diversi valori assunti dalla varianza (2-1-0-1) (fig. 10*b*).

A temperatura ambiente, applicando la regola della leva, si ricava: quantità in peso di ferrite proeutettoide circa 32%, quantità in peso di perlite circa 68% (fig. 10c).

Corrispondentemente, in modo almeno indicativo, si possono ricavare le caratteristiche meccaniche. Per esempio, per la durezza Brinell: Per passare alla misura della durezza Vickers si usano apposite tavole di corrispondenza, oppure si tiene presente che, per valori fino a circa 350 HB, le due misure sono molto simili e legate dalla relazione HB = 0.95 HV, per cui risulta:



# Curve di raffreddamento sul diagramma CCT

Si esaminano ora le curve di raffreddamento continuo per l'acciaio C 55 UNI 7845 sul diagramma CCT (fig. 9). Per le modalità con cui è costruito è evidente che il diagramma si legge lungo le traiettorie di raffreddamento.

#### Curva 1

#### Formazione della ferrite

Dopo circa 100 secondi inizia dall'austenite la precipitazione della ferrite proeutettoide.

A partire da germi di cristallizzazione, ai bordi dei grani di austenite incomincia ad avvenire per diffusione la trasformazione del Fe $\gamma$  in Fe $\alpha$  con movimento degli atomi di Fe per sistemarsi nel nuovo reticolo e con allontanamento di quasi tutti gli atomi di C che vanno ad arricchire la percentuale di C nell'austenite circostante (fig. 11).



#### Modulo 2 | Materiali e trattamenti termici

#### Punti di inizio e fine trasformazione

La temperatura di inizio formazione della ferrite proeutettoide è il punto critico  $Ar_3$  che per la curva 1 si trova a circa 710 °C, anziché a 753 °C come prevederebbe il diagramma Fe-C.

La trasformazione in ferrite procede fino alla temperatura di circa  $685^{\circ}$ C alla quale inizia la trasformazione della perlite dalla austenite residua: è il punto  $Ar_1$ .

Tale trasformazione che, seguendo il diagramma di equilibrio Fe-C, dovrebbe avvenire a temperatura costante (723 °C), avviene invece a temperatura variabile perché, sottraendo calore con velocità finita, non si raggiungono le condizioni di equilibrio termodinamico.

Gli atomi del Fe si diffondono e formano le lamelle di ferrite (Fe  $\gamma \rightarrow$  Fe  $\alpha$  con 0,008% C); gli atomi di C si diffondono dando luogo alla formazione di lamelle di cementite (Fe<sub>3</sub>C con 6,67% di C).

Il processo prosegue con trasformazione di tutta l'austenite in perlite fino alla temperatura  $T = 665 \degree C$ , dopodiché non avviene più nessuna trasformazione fino a temperatura ambiente.

Dal diagramma si ricava che la quantità di ferrite proeutettoide formatasi è del 30% e quella di perlite del 70%.

#### Velocità media di raffreddamento

Dal diagramma si può ricavare anche la velocità raffreddamento.

Se si indicano con  $\Delta T$  l'intervallo tra due temperature e con  $\Delta t$  l'intervallo corrispondente sulla scala dei tempi, la velocità media di raffreddamento  $V_m$  risulta:

$$V_m = \frac{\Delta T}{\Delta t}$$

Nell'intervallo 830-550°C, che viene attraversato in circa 3.000 secondi, la velocità media di raffreddamento risulta:

$$V_m = \frac{830^\circ - 550^\circ}{\frac{3.000}{60}} = 5,6 \quad (^\circ \text{C/min}).$$

#### Durezza al termine del raffreddamento

La durezza Vickers a temperatura ambiente è indicata nel cerchio al fondo delle curve di raffreddamento.

Per esempio, per la curva 1 la durezza Vickers è HV = 190, uguale a quella prevista approssimativamente utilizzando il diagramma Fe-C.

#### Curve 2-3-4-5-6-7-8

Esaminando le curve di raffreddamento fino alla numero 8 si può notare che la temperatura di inizio trasformazione dell'austenite in ferrite proeutettoide (punto critico  $Ar_3$ ) continua ad abbassarsi all'aumentare della velocità media di raffreddamento, così come la temperatura di inizio trasformazione dell'austenite residua in perlite (punto critico  $Ar_1$ ).

Le linee *a* e *b* del diagramma (luogo dei punti  $Ar_3 e Ar_1$ ) indicano perciò la variazione dei punti critici  $Ar_3 e Ar_1$  per effetto del progressivo aumento della velocità di raffreddamento. Esse tendono assiomaticamente ai punti  $Ae_3 e Ae_1$ ; infatti con velocità medie di raffreddamento sempre più lente, ci si avvicina sempre più alle modalità di raffreddamento con le quali è stato tracciato il diagramma Fe-C. Avvicinandosi alle condizioni per il raggiungimento dell'equilibrio termodinamico anche la linea *c*, luogo dei punti di fine trasformazione, tende asintoticamente alla temperatura  $Ae_1$  perché la formazione della perlite tende ad avvenire a temperatura costante. Nel caso dell'acciaio C 55 UNI 7845, considerato approssimativamente come a semplice C,  $Ae_1 = 723$  °C,  $Ae_3 = 753$  °C.

#### Variazioni di struttura e di durezza

Nei raffreddamenti 1-2-3 si mantengono costanti le percentuali di ferrite (30%) e di perlite (70%); la variazione di velocità media modifica in modo ancora trascurabile le quantità dei vari costituenti e aggregati strutturali, infatti i valori sono vicini a quelli previsti con il diagramma Fe-C.

La durezza però aumenta, anche se di poco, passando da 190 HV a 196 HV.

Nelle curve 4-5-6-7-8 diminuisce la percentuale di ferrite (costituente tenero) e aumenta quella della perlite (aggregato strutturale più duro).

Dalla curva 8 si rileva: ferrite proeutettoide 2% e perlite 98%.

🖻 Esempio

Ciò comporta un arricchimento della percentuale di ferrite nella perlite che si traduce in un aumento della quantità di ferrite presente nell'eutettoide perlite in cui la percentuale di C non sarà più 0,8, come previsto dal diagramma Fe-C, ma sempre più bassa (*vedi* diagramma). La durezza continua ad aumentare da 199 HV a 258 HV.



# In figura 12 è riportato il diagramma per il calcolo della percentuale di C nella perlite in un acciaio C = 0.55% al variare della quantità di perlite.

#### Figura 12 Calcolo del tenore di carbonio nella perlite.

# Variazioni nelle dimensioni dei grani e delle lamelle

Osservando le strutture al microscopio metallografico si rileva, all'aumentare della velocità media di raffreddamento, una progressiva riduzione delle dimensioni sia dei grani di ferrite proeutettoide e di perlite sia delle lamelle di ferrite e cementite nella perlite. Si parla perciò di perliti grossolane, fini, finissime.

All'aumentare della velocità di raffreddamento la formazione di germi di cristallizzazione inizia a temperatura sempre più bassa e perciò procede con velocità sempre più elevata, mentre contemporaneamente la velocità di diffusione si riduce.

Il sovrapporsi di questi due effetti (aumento della velocità di germinazione e diminuzione della velocità di diffusione) spiega la riduzione progressiva delle dimensioni di lamelle e grani. Conseguentemente, aumentano i blocchi rispetto agli scorrimenti possibili all'interno delle masse cristalline. Aumentano perciò durezza e resistenza a trazione e diminuiscono in generale duttilità e tenacità dell'acciaio.

# Scomparsa del punto critico

All'aumentare della velocità di raffreddamento (curve da 1 a 8) si osserva che la temperatura critica  $Ar_3$  si è abbassata sempre in misura maggiore rispetto al contemporaneo abbassarsi della temperatura critica  $Ar_1$ .

Si arriva a una velocità di raffreddamento in corrispondenza della quale il punto critico  $Ar_3$  scompare, nel senso che non avviene più la formazione di ferrite proeutettoide.

Dalla austenite inizia a formarsi direttamente perlite con percentuale di C uguale a quella dell'acciaio in esame. Per l'acciaio C 55 UNI 7845 si formerà perlite con un tenore di C di 0,55%.

# Curva 9

# Formazione della bainite

Seguendo il raffreddamento indicato dalla curva 9 si osserva dapprima la formazione diretta di perlite dalla austenite (fig. 13) mentre cessa la formazione di ferrite proeutettoide.

Sotto ai 500 °C, quando il 55% dell'austenite si è trasformato in perlite, le variazioni delle caratteristiche fisico-meccaniche e l'esame al microscopio metallografico rivelano la comparsa di un nuovo aggregato strutturale: la bainite, o struttura intermedia.



Figura 13 Struttura cristallina dell'austenite.

#### Struttura della bainite

La bainite è costituita da un aggregato di ferrite e cementite, ma a differenza della perlite non ha struttura lamellare. La cementite si forma per la diffusione del C in particelle sempre più fini al diminuire della temperatura e con orientamenti preferenziali più o meno definiti. Nel caso della bainite, che si forma a temperatura più bassa, le particelle di cementite sono orientate secondo i piani ottaedrici dei grani austenitici di provenienza (*vedi* il modello della cella dell'austenite in figura).

La ferrite in cui sono immerse le particelle di cementite deriva dalla trasformazione del Fe  $\gamma$  in Fe  $\alpha$ . Tale trasformazione avviene però senza diffusione degli atomi di ferro, ma per spostamenti che hanno come ordine di grandezza frazioni delle distanze interatomiche.

I grani di bainite sono sempre più fini all'aumentare della velocità di raffreddamento e al diminuire della temperatura a cui si formano, apparendo al microscopio metallografico ottico come aghetti, non risolubili nei costituenti cementite e ferrite e sempre più sottili (struttura aciculare).

La bainite è più dura della perlite dello stesso acciaio e più resistente a trazione.



#### Formazione della martensite (fig. 14)

Il raffreddamento lungo la curva 9 prosegue con formazione di bainite fino alla temperatura di circa 260 °C: punto critico  $M_s$  (totale bainite = 5%).

A partire da tale temperatura, dalla austenite residua si forma un altro aggregato strutturale caratteristico: la martensite. La trasformazione del Fe $\gamma$  in Fe $\alpha$ , spostata a temperatura così bassa, avviene senza diffusione degli atomi di Fe, come nel caso della bainite, e inoltre senza diffusione degli atomi di C, i quali non escono dal reticolo del Fe $\alpha$  a formare cementite, ma restano imprigionati nel reticolo del Fe $\alpha$  deformandolo.

Pertanto, la martensite è una soluzione solida soprassatura di C nel Fe $\alpha$ .

#### Struttura della martensite

La presenza di atomi estranei di C nel Fe $\alpha$ , e lo sforzo di questi per abbandonare la loro posizione instabile, causano una deformazione del reticolo cristallino con alte tensioni interne reticolari. La trasformazione austenite-martensite avviene in modo praticamente istantaneo, essendo piccolissimi i movimenti degli atomi di C e di Fe (frazioni di distanze interatomiche), con formazione progressiva di piccoli grani a forma allungata (struttura aciculare), che procede durante il raffreddamento al di sotto di  $M_s$ , estendendosi a tutta la massa dell'austenite.

Gli aghi di martensite hanno un orientamento preferenziale secondo i piani ottaedrici dell'austenite lungo i quali inizia la trasformazione.

#### Durezza della martensite

All'aumentare della percentuale di C aumenta la durezza della martensite, al pari della distorsione del reticolo cristallino.

Nel diagramma di **figura 15** vengono riportate le curve della durezza di acciai con strutture rispettivamente al 100%, all'80% e al 50% martensitiche.

Non vengono riportati i valori di durezza per percentuali di carbonio inferiori allo 0,1% in quanto non è praticamente possibile ottenere martensite con quantità inferiori di carbonio.

Il diagramma si estende fino alla composizione dell'eutettoide perché oltre questo punto la durezza della martensite si mantiene costante.

È come se la possibilità di distorsione, e quindi di indurimento del reticolo, avesse raggiunto il suo limite.

La curva 9 del diagramma CCT, per la presenza di bainite e soprattutto di martensite, indica un notevole aumento di durezza a temperatura ambiente (368 HV).



#### Figura 15

Curve di durezza di acciai martensitici.

#### Curva 10

#### Formazione di sola martensite

L'austenite si mantiene senza trasformarsi fino alla temperatura di circa 260 °C ( $M_s$  = temperatura di inizio formazione martensite). A partire da tale temperatura l'austenite inizia a trasformarsi in martensite con le modalità già descritte, per terminare al di sotto di una temperatura indicata in genere con  $M_e$  (temperatura di fine formazione di martensite), che può trovarsi anche parecchio sotto 0 °C.

La sua posizione presenta un certo grado di indeterminatezza e difficoltà di rilevamento, perché in pratica si ha sempre una piccola quantità di austenite non trasformata. Le temperature  $M_s$  e  $M_f$  si abbassano all'aumentare della percentuale di C, e sono influenzate dalla percentuale degli altri elementi di lega.

Esistono relazioni sperimentali che permettono di ricavare la temperatura  $M_s$  in funzione della percentuale dei vari elementi.

Una delle più note è la formula del Carapella:

$$M_s = 514 \cdot F_C \cdot F_{Mn} \cdot F_{Ni} \cdot F_{Co} \cdot F_{Cr} \cdot F_W \cdot F_{Mo} - 18 \quad (^{\circ}C)$$

#### Modulo 2 | Materiali e trattamenti termici

nella quale i fattori F<sub>C</sub>, F<sub>Mn</sub> ecc., relativi ai vari elementi, hanno i seguenti valori:

- $F_c = 1 0,620 \text{ C\%};$
- $F_{Mn} = 1 0,092 \text{ Mn\%};$
- $F_{Cr} = 1 0,070 \text{ Cr}\%;$
- $F_{Ni} = 1 0,045 \text{ Ni}\%;$
- $F_{Si} = 1 0,033 \text{ Si\%};$
- $F_{Co} = 1 0.12 \text{ Co\%};$
- $F_W = 1 0,013 \text{ W\%};$
- $F_{Mo} = 1 0,029 \text{ Mo\%}.$

Un'altra formula empirica è quella di Grange e Stewart, valida per acciai contenenti C < 0,85%, Cr  $\leq$  1,5%, Mo  $\leq$  1,0%.

Sul diagramma CCT in esame non è indicata la posizione di  $M_f$  ma soltanto la durezza conseguita a temperatura ambiente. Per la curva 10 si rileva HV = 821.

#### Velocità critica di tempra

Il notevole salto di durezza tra le curve 9 e 10 si spiega con la scomparsa di strutture perlitiche e bainitiche e, a parte la presenza di eventuale austenite residua non trasformata, alla formazione di sola martensite.

Ciò è possibile quando si superi una particolare traiettoria di raffreddamento tangente alla linea di inizio trasformazione dell'austenite in perlite o bainite, che definisce un valore caratteristico di velocità media di raffreddamento (velocità critica di tempra).

Nel caso della curva 10 la velocità critica è quella che porta l'austenite instabile da 830 °C (temperatura di austenitizzazione) fino alla temperatura  $M_s$  (260 °C) in circa 7 s come è ricavabile dal diagramma di **figura 16**. Perciò:

$$v_s = \frac{830 - 260}{7} \cong 81$$
 (°C/s).

Maggiore è la velocità critica di tempra più è difficile temprare il pezzo per la difficoltà di produrre raffreddamenti del pezzo così rapidi, tenendo conto anche delle diverse velocità di raffreddamento della superficie e del cuore del pezzo. Aumentano inoltre i pericoli dovuti alle tensioni interne che nascono in seguito a raffreddamenti molto bruschi con possibilità di cricche, deformazioni notevoli, vere e proprie rotture.

Velocità di raffreddamento maggiori di quella critica non influenzano la posizione di  $M_s$  e  $M_f$  che quindi non sono soggetti a fenomeni di isteresi, né influenzano la quantità di austenite trasformata. Affinano invece il grano martensitico aumentando la durezza e la fragilità della martensite, anche per la formazione di cricche microscopiche all'interno della struttura martensitica.

