

## Capitolo XI

### TRASFORMAZIONI DI NON-EQUILIBRIO

#### *La precipitazione*

La Precipitazione è il Processo chimico-fisico che consiste nella separazione del soluto dal solvente di una soluzione, attraverso la sua trasformazione in precipitato solido insolubile. La precipitazione può essere indotta alterando uno dei parametri da cui dipende la solubilità del composto; ad esempio, aumentando la concentrazione della soluzione fino a renderla soprassatura, oppure variandone la temperatura.

La precipitazione è un fenomeno estremamente comune in molte sostanze binarie o multi componenti.

La creazione di un interfaccia semicoerente è un modo mediante il quale il materiale minimizza l'energia della trasformazione.

Inoltre all'aumentare del sottoraffreddamento si riduce il raggio critico dei nuclei e quindi ne aumenta il numero portando ad una struttura di Widmanstatten.

La ferrite può nucleare anche all'interno dei grani austenitici, dove ovviamente la velocità di nucleazione è più bassa.

Trovare o meno ferrite intergranulare dipende dalla dimensione dei grani.

Se i grani austenitici sono piccoli allora la ferrite che inizialmente si forma sempre al bordo di grano, rapidamente aumenterà il contenuto di carbonio all'interno di ogni grano, riducendo il sottoraffreddamento e quindi riducendo la driving force per la diffusione.

Al contrario se i grani sono grandi la diffusione del carbonio espulso dalla ferrite impiegherà più tempo per avvenire e, conseguentemente il grado di sottoraffreddamento rimarrà invariato e strutture ferritiche si potranno trovare anche all'interno dei grani.

Il tempo necessario per la trasformazione di una data quantità di ferrite decresce se i grani austenitici si riducono (più bordi di grano ossia più siti di nucleazione).

Le curve TTT si spostano a sinistra.

Lungo la stessa curva è più veloce la nucleazione della ferrite Widmanstatten (minore dimensione dei nuclei critici). Per ogni composizione è possibile definire  $T_w$ , al di sotto della quale si ottiene la struttura Widmanstatten.

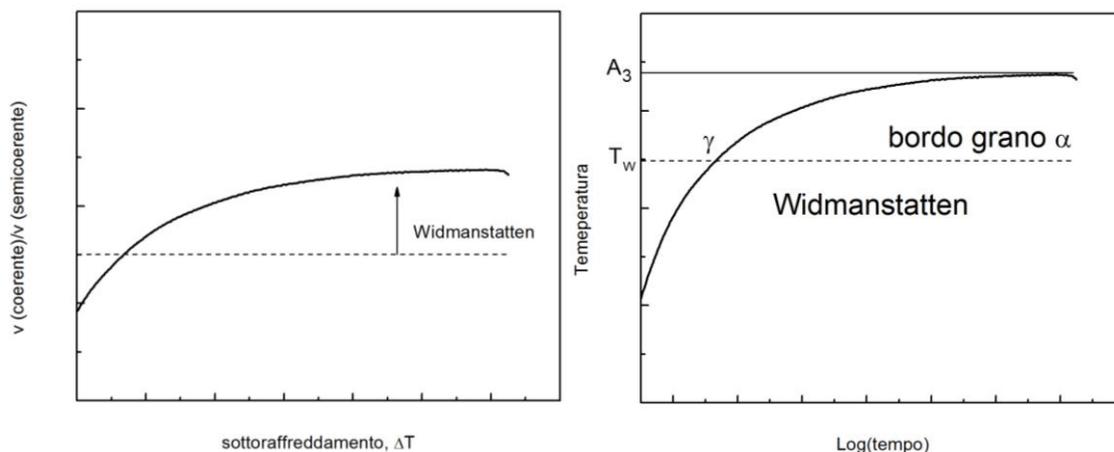


Figura 11.1: limiti di formazione di ferrite Widmanstatten.

Le trasformazioni che normalmente interessano gli acciai, avvengono durante i TT (es. ricottura, normalizzazione e tempra) e solo in parte prevedono trasformazioni isoterme.

Le trasformazioni avvengono in maniera continua durante il raffreddamento e la microstruttura finale dipende dalla velocità di raffreddamento.

Se il provino è raffreddato lentamente ci sarà tempo affinché a bassi sottoraffreddamenti avvenga la nucleazione della ferrite.

Inoltre ci sarà anche tempo per la diffusione del carbonio su lunghe distanze nei grani austenitici che quindi manterranno la composizione data dal diagramma di stato.

Raggiunta quindi la temperatura eutettoidica si avrà la trasformazione dell'austenite in perlite.

La finale quantità di ferrite e perlite si può ancora determinare secondo il diagramma di stato.

Se la velocità di raffreddamento aumenta la microstruttura che si forma sarà funzione sia della velocità di raffreddamento che della dimensioni dei grani austenitici.

Quanto alla velocità di raffreddamento, tanto è alta e tanto più difficile la formazione di ferrite allotriomorfa (che richiede tempi di nucleazione più lunghi e non consentiti dall'elevata velocità di raffreddamento). Si formerà allora ferrite widmanstatten sempre più fine all'aumentare della velocità di raffreddamento.

Quanto all'effetto della dimensione dei grani se essi sono grandi, offrono pochi siti di nucleazione per la ferrite allotriomorfa che quindi si formerà con difficoltà rendendo l'austenite soprassatura fino a temperature inferiori a  $T_w$  alla quale si avrà la formazione di ferrite widmanstatten.

Al contrario, nel caso di grani austenitici fini, i nuclei di ferrite allotriomorfa riescono a formarsi prima di raggiungere  $T_w$ .

La stessa dipendenza dalla velocità di raffreddamento, dalla dimensione dei grani e dal sottoraffreddamento si osserva per la separazione della cementite.

Quanto all'effetto della dimensione dei grani se essi sono grandi, offrono pochi siti di nucleazione per la ferrite allotriomorfa che quindi si formerà con difficoltà rendendo l'austenite soprassatura fino a temperature inferiori a  $T_w$  alla quale si avrà la formazione di ferrite widmanstatten.

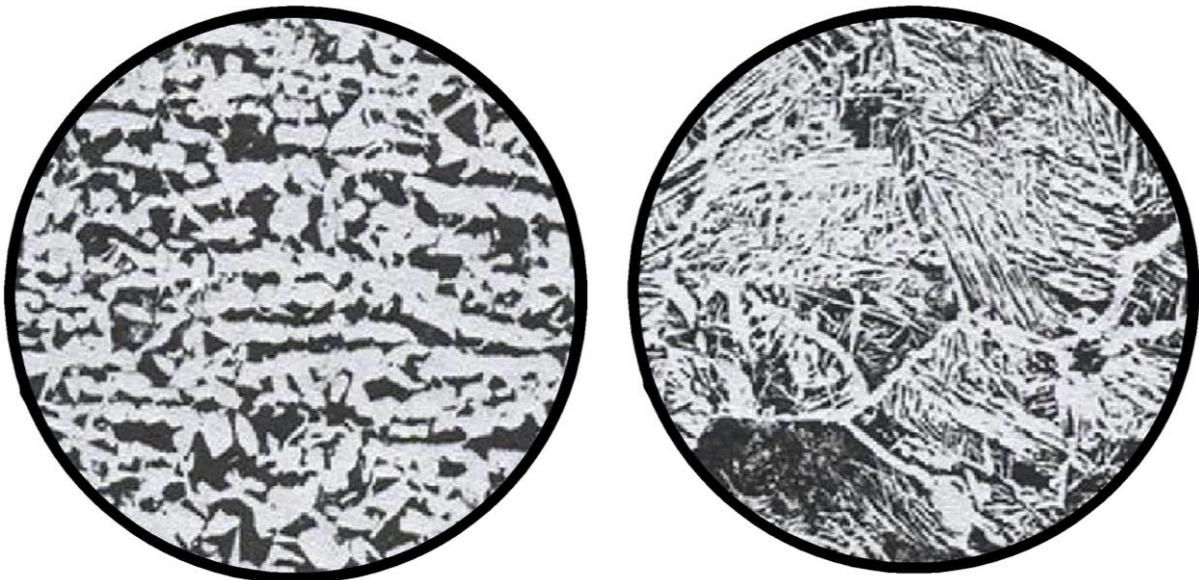
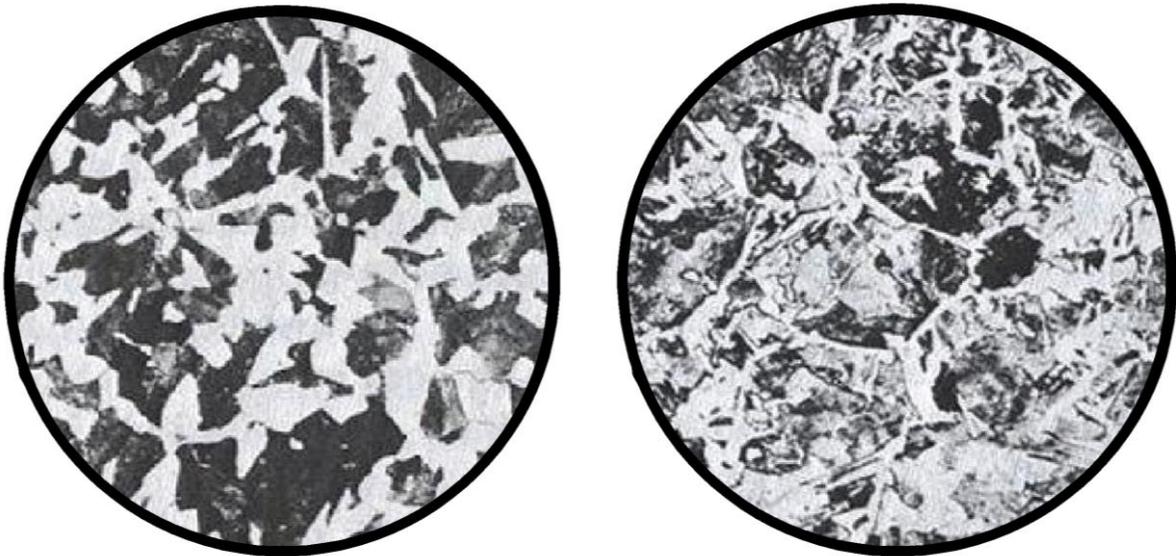


Figura 11.2: Fe-0.23C-1.2Mn, austenitizzato a 900°C e a 1150 °C.



*Figura 11.3: Fe-0.23C-1.2Mn, raffreddato in forno e raffreddato in aria.*

Quando l'austenite contenente intorno allo 0.8% di C è raffreddata al di sotto di  $A_1$  si decompone nell'eutettoide cementite-ferrite, costituito da lamelle di cementite racchiuse in una struttura ferritica. Alla microstruttura eutettoidica si dà il nome di perlite. Cementite e ferrite si formano sui bordi di grano dell'austenite e crescono verso l'interno del grano.

A piccoli sottoraffreddamenti sotto  $A_1$  nucleano pochi nuclei.

A più grandi sottoraffreddamenti nucleano moltissimi nuclei a coprire interamente i bordi dei grani austenitici che crescono formando dei layer.

Il primo stadio prevede la formazione di ferrite o cementite. Tali fasi si svilupperanno a interfaccia semicoerente con l'austenite al fine di raggiungere il minimo energetico. Il carbonio espulso dalla struttura ferritica va ad accrescere le lamelle di cementite. Se la composizione non è quella eutettoidica le prime lamelle perlitiche si svilupperanno sulle fasi preesistenti. La crescita perlitica è cooperativa tra ferrite e cementite e richiede tempo affinché il carbonio diffonda. Lo spazio interlamellare è inversamente proporzionale al sottoraffreddamento mentre la velocità di crescita della perlite è proporzionale al quadrato del sottoraffreddamento.

Se un acciaio è ipo o iper eutettoidico le curve di trasformazione isoterme prevedono la formazione di ferrite o cementite proeutettoidica. Se però la composizione è prossima all'eutettoidica esistono determinati sottoraffreddamenti per i quali si forma direttamente perlite. Per raffreddamenti intermedi si formerà ancora ferrite ma in quantità inferiore a quanto prescritto dal diagramma di stato. Se il raffreddamento è continuo, grandi grani austenitici e più alta la velocità di raffreddamento implicano un minore contenuto di ferrite

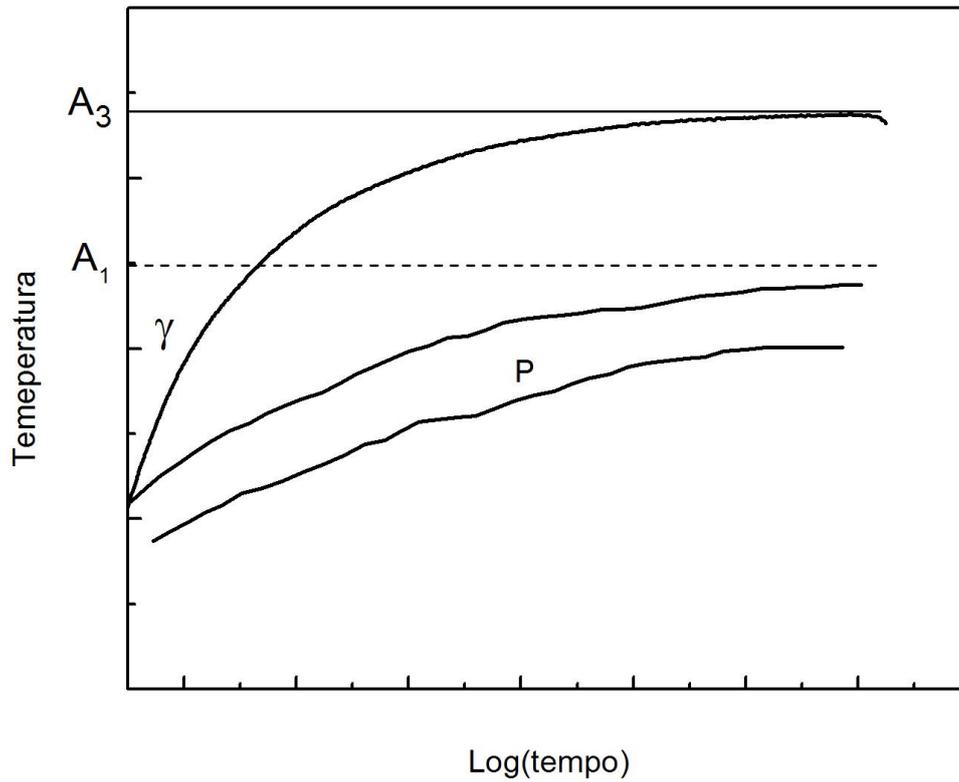
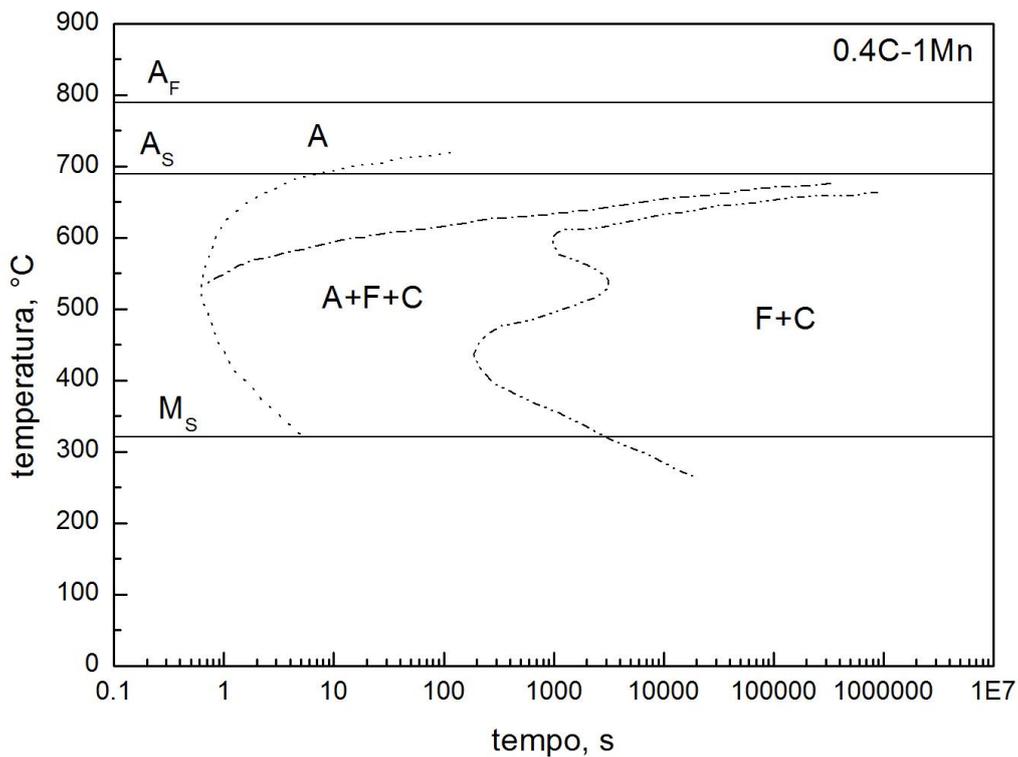


Figura 11.4: sottoraffreddamento risultante nella formazione di perlite.

Quando l'austenite è raffreddata sotto il naso della curva di trasformazione perlitica si ottiene un altro prodotto eutettoidico detto bainite. Ancora la bainite è un miscuglio di ferrite e cementite ma è distinta dalla perlite ed è caratterizzata da una propria curva a C nel diagramma TTT. Negli acciai al carbonio le curve a C della bainite e della perlite si sovrappongono cosicché nell'intorno dei 500°C si formano contemporaneamente bainite e perlite. Negli acciai legati invece le due curve sono separate.



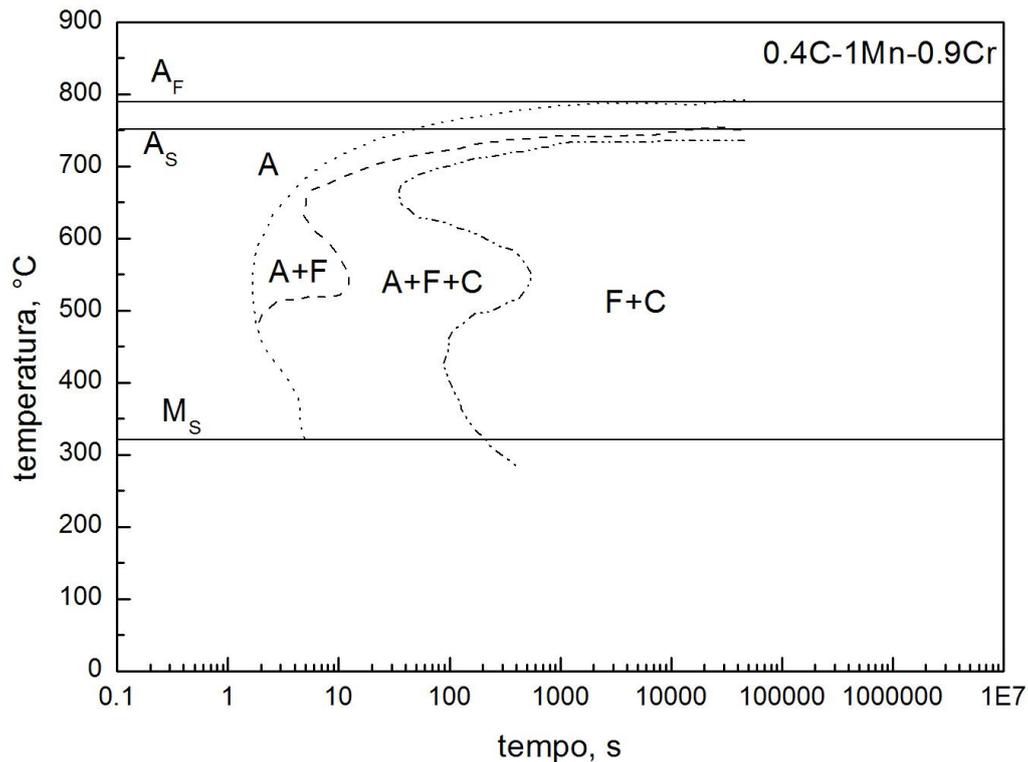


Figura 11.5: effetto dell'aggiunta di 0.9% Cr sui diagrammi CCT di un acciaio 0.4% C, 1%Mn.

### **La trasformazione bainitica negli acciai.**

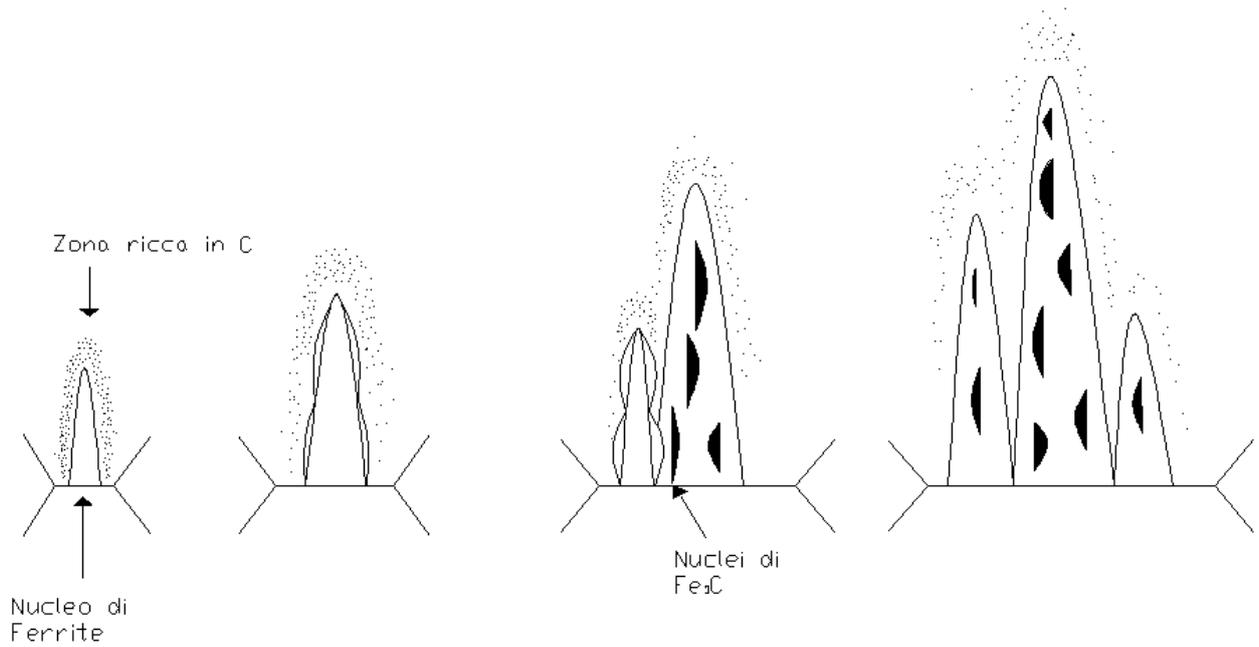
Un tipico diagramma di trasformazione tempo - temperatura (TTT) per un acciaio rivela l'esistenza di un ampio intervallo di temperature intermedie nel quale non si formano né perlite né martensite bensì un fine aggregato di lamelle di ferrite (o placchette, laths) e particelle di cementite. Il termine generico che definisce queste strutture intermedie è bainite. Questa microstruttura fu trovata per la prima volta da E.S. Davenport ed E.C. Bain nei loro studi sulla decomposizione isoterma dell'austenite. La bainite si forma anche durante trattamenti non isotermi, a velocità di raffreddamento troppo elevate per permettere la formazione di perlite e non ancora abbastanza rapide per produrre martensite. La natura della bainite cambia con la diminuzione della temperatura di trasformazione; si possono identificare due forme denominate bainite superiore e bainite inferiore.

### **Trasformazione bainitica; nucleazione e crescita della bainite, generalità.**

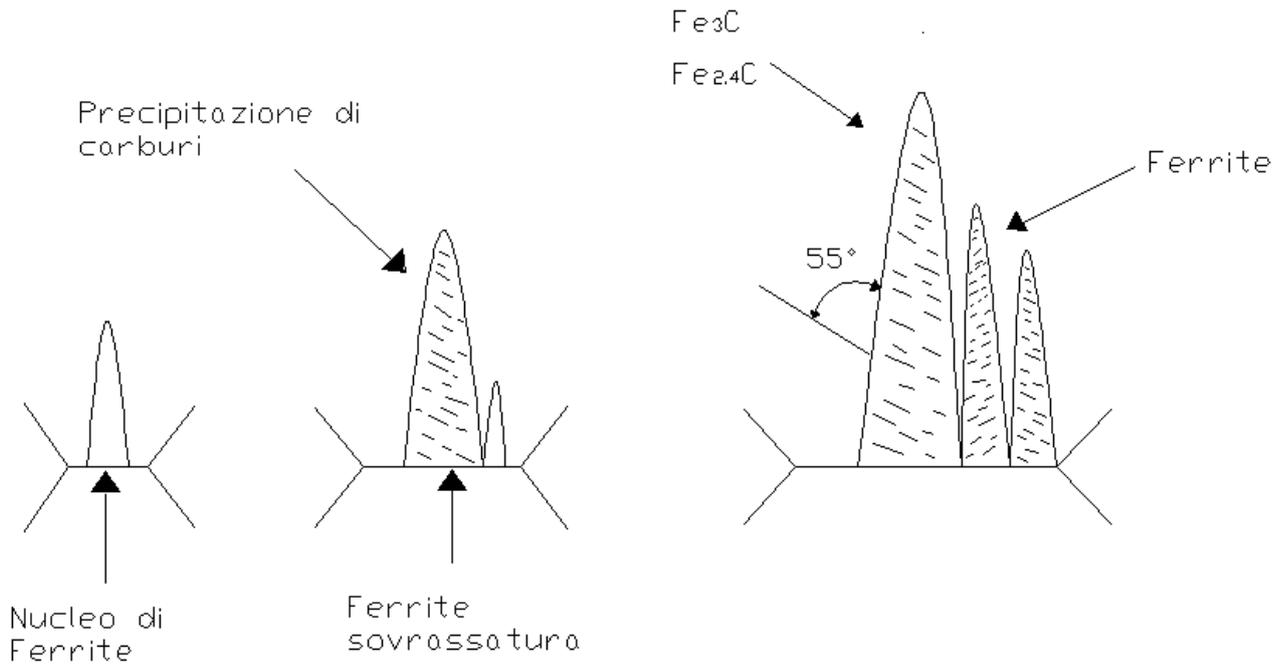
Nella zona compresa fra il naso delle curve TTT (circa 500 °C per un acciaio eutettoidico) e la temperatura  $M_s$  (circa 230 °C per lo stesso acciaio), la trasformazione isoterma della austenite di un acciaio eutettoidico porta alla formazione delle bainiti che si distinguono in **bainite superiore**, che si forma, alle temperature più alte (in prossimità del naso) e in **bainite inferiore** che si forma alle più basse.

Entrambe sono costituite da un aggregato di **Fe -  $\alpha$**  (ferrite) e di carburo di ferro  $Fe_3C$ .

Al microscopio elettronico i due tipi di bainite si presentano morfologicamente diversi. La bainite superiore è costituita da aghi di ferrite che contengono aghetti più piccoli di carburo di ferro, questi ultimi sono paralleli tra di loro ed orientati nella stessa direzione degli aghetti di ferrite. La bainite inferiore è ancora costituita da aghetti di ferrite, che presentano però striature trasversali di carburi inclinate di circa 55° rispetto all'asse degli aghetti della ferrite stessa.



Nucleazione e crescita della bainite superiore



Nucleazione e crescita della bainite inferiore

*Figura 11.6: accrescimento bainitico.*

Per quanto riguarda il meccanismo di nucleazione e accrescimento delle bainiti dalla austenite (figura 6), si ritiene che come primo stadio si formi un nucleo di ferrite in entrambe, ma, mentre in quella superiore si enucleano e si accrescono al contorno della ferrite aghetti di cementite paralleli tra loro ed equiversi con la direzione di crescita della ferrite, in quella inferiore si ha una precipitazione di carburi nella ferrite lungo la direzione disposta a circa 55° rispetto all'asse

principale della ferrite aghiforme. Il carburo di ferro della bainite superiore è cementite, cioè  $\text{Fe}_3\text{C}$  ortorombico; quello della bainite inferiore è  $\text{Fe}_3\text{C}$  ortorombico e  $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$  esagonale, detto carburo  $\epsilon$ .

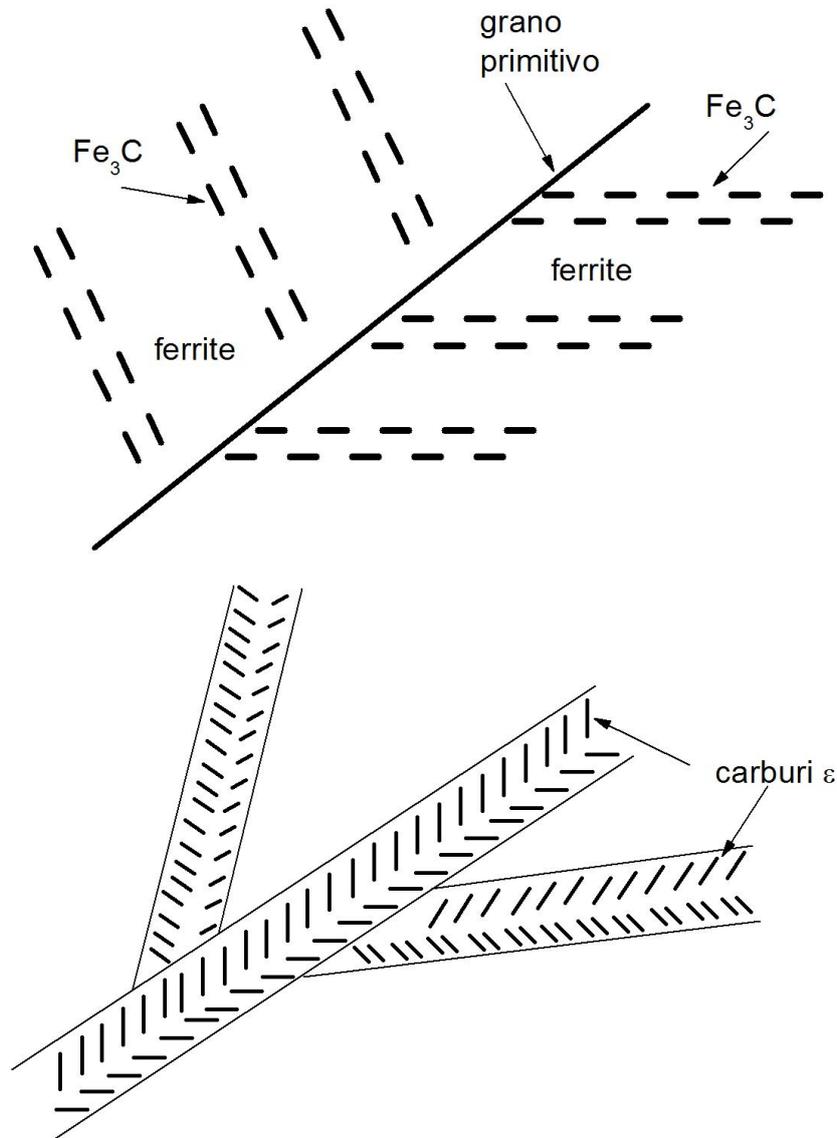


Figura 11.7: disposizione dei carburi nella bainite.

In maniera molto generale vediamo ora la differenza di nucleazione e crescita della perlite e della bainite superiore e inferiore partendo dalla struttura austenitica:

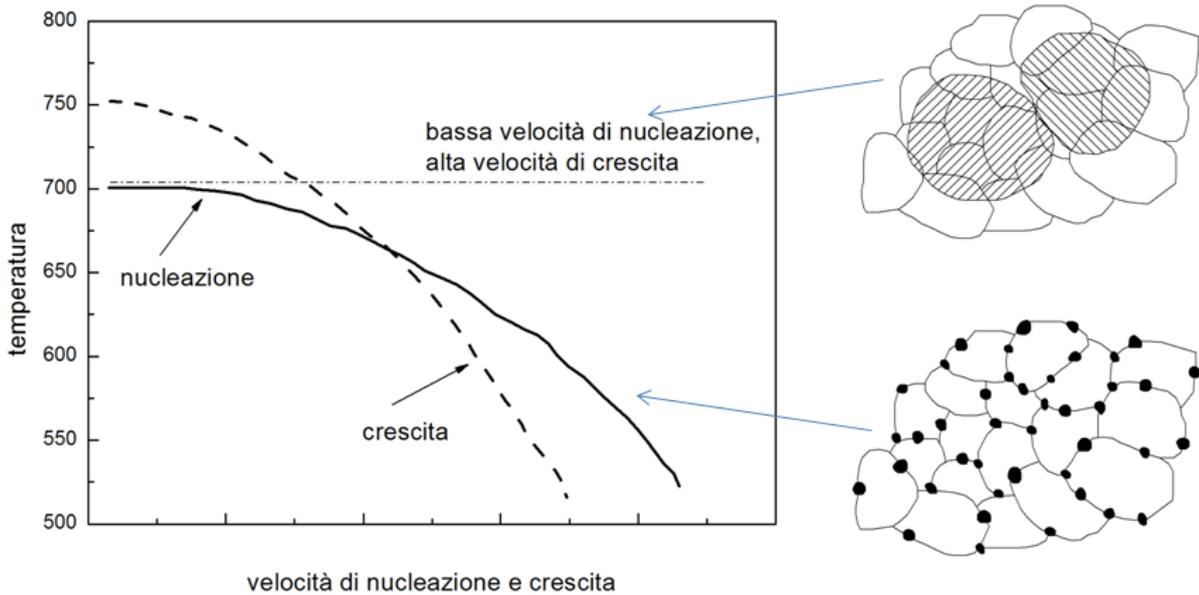


Figura 11.8: formazione della struttura perlitica.

### La bainite negli acciai.

#### Bainite superiore.

La microstruttura della bainite superiore consiste di fini lamelle di ferrite ciascuna delle quali spessa circa  $0.2 \mu\text{m}$  e lunga circa  $10 \mu\text{m}$  che crescono in aggregati denominati fasci (sheaves). All'interno di ogni fascio le lamelle sono parallele e hanno la stessa orientazione cristallografica, così come ciascun fascio ha una giacitura cristallografica ben definita. Le singole lamelle in un fascio sono spesso chiamate 'sub-unità' di bainite e in genere sono separate da bordi a basso disorientamento o da particelle di cementite.

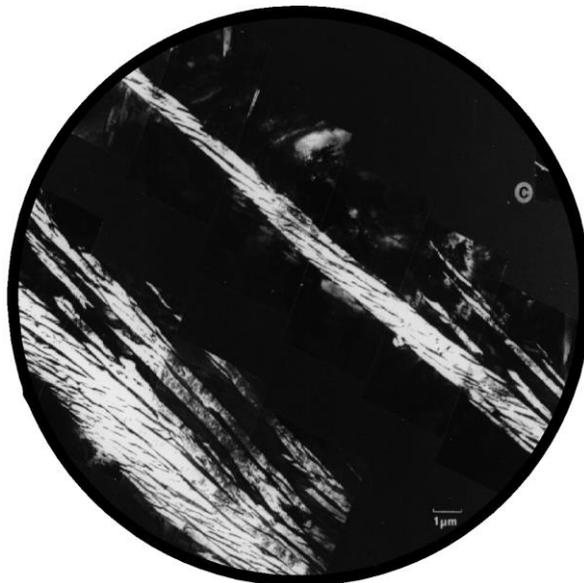
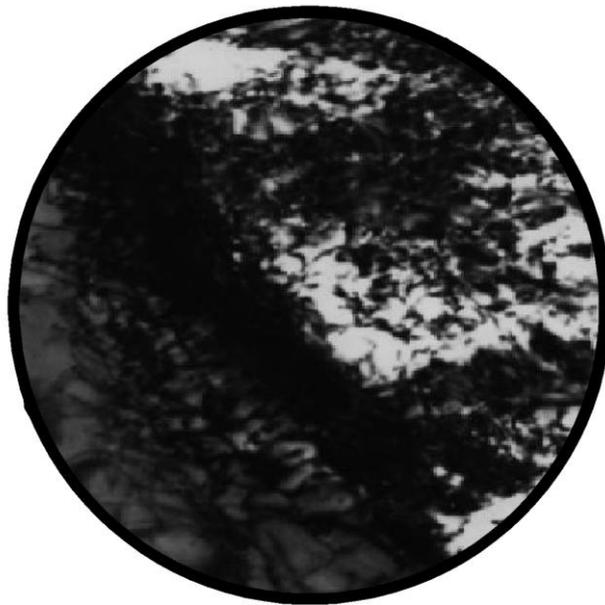


Figura 11.9: microstruttura della bainite superiore. L'immagine è relativa a un acciaio ricco di silicio, che sopprime la precipitazione della cementite. In luogo di quest'ultima si ha la formazione di sottili strati di austenite tra le lamelle di ferrite bainitica. (a) Micrografia ottica; (b) Micrografia al microscopio elettronico in trasmissione in campo chiaro; (c) Immagine dell'austenite ritenuta in campo scuro; (d) Composizione di micrografie al microscopio elettronico in trasmissione di un fascio di bainite (che appare come un'unica lamina scura nella micrografia ottica).

La bainite superiore si forma attraverso diverse fasi distinte che hanno inizio con la nucleazione delle lamelle di ferrite sui bordi grano austenitici. La crescita di ciascuna lamella è accompagnata da una variazione nella forma della regione trasformata (*vedi figura 2*), che può essere descritta con esattezza come una deformazione su un piano invariante associata a una rilevante componente di taglio, virtualmente identica a quella osservata durante le trasformazioni martensitiche. Tuttavia la bainite cresce a temperature relativamente più alte rispetto alla martensite. Le grosse deformazioni associate alla variazione di forma non possono essere sostenute dall'austenite, la cui resistenza decresce con l'aumentare della temperatura; esse sono rilasciate dalla deformazione plastica dell'austenite nelle regioni adiacenti. L'aumento locale della densità di dislocazioni, causato dallo snervamento dell'austenite, blocca l'ulteriore movimento di scorrimento dell'interfaccia della trasformazione.

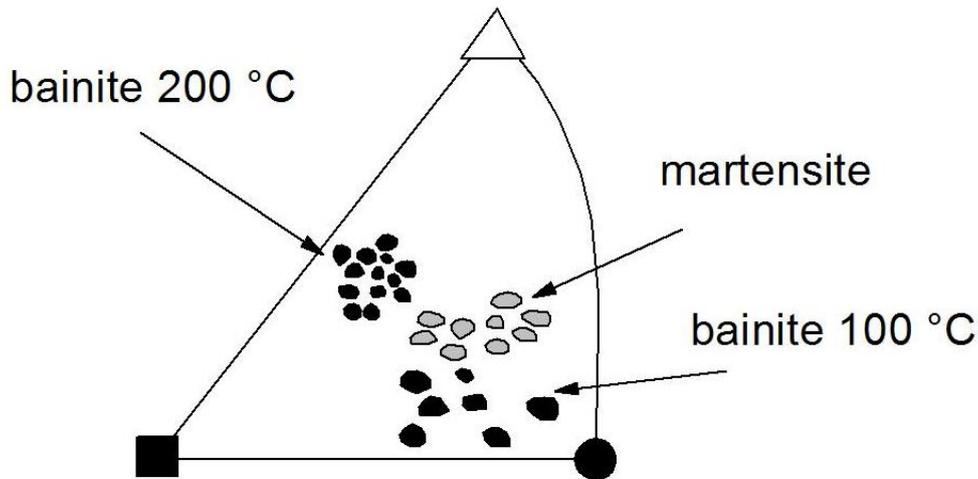


*Figura 11.10: evidenti aggregati di dislocazioni che si formano all'interfaccia tra bainite (chiara) e austenite (scura) a causa della deformazione indotta dalla variazione di forma associata alla trasformazione. Gli aggregati di dislocazioni immobilizzano l'interfaccia attraverso un meccanismo di 'incrudimento', provocando la perdita della coerenza e l'arresto del processo di crescita. Ciò è responsabile della dimensione limitata delle placchette di bainite in un fascio.*

Come nel caso della martensite, la variazione di forma implica che la crescita della ferrite bainitica avvenga con un meccanismo di spostamento. E' la minimizzazione dell'energia elastica associata allo spostamento che fa sì che la bainite cresca a sottili lamelle. Poiché la struttura cristallina della bainite è generata da un movimento coordinato di atomi, ne consegue che debba esistere una relazione tra le orientazioni dell'austenite e della bainite. E' stato trovato sperimentalmente che questa relazione è tale per cui una coppia di piani reticolari a maggiore densità atomica di impacchettamento nei due reticoli risulta approssimativamente parallela, così come parallele risultano anche le direzioni di massimo impacchettamento giacenti su questi stessi piani. Tale situazione è descritta approssimativamente dalle relazioni di orientazione del tipo Kurdjumov-Sachs.

La bainite si forma su specifici piani cristallografici, ma gli indici del suo piano di giacitura presentano una notevole dispersione (*vedi figura 3*). Ciò è dovuto al fatto che la maggior parte delle misure è stata fatta mediante microscopio ottico e di conseguenza il piano di giacitura così determinato non è quello di una particolare sub-unità, ma corrisponde invece a un valore medio dipendente dal numero, dalla dimensione e dalla distribuzione delle sub-unità all'interno di un

fascio. Tutti questi fattori possono variare con la temperatura di trasformazione, con il tempo e la composizione chimica.



*Figura 11.11: indici irrazionali dei piani di giacitura dei fasci di bainite e delle lamine di martensite. Si noti l'accento sul termine fasci. Questo è dovuto al fatto che le misure sono state fatte al microscopio ottico e pertanto sono da riferirsi al fascio bainitico nel suo insieme piuttosto che alle singole sub-unità.*

In precedenza si è sottolineato che la bainite superiore si forma in due fasi distinte, la prima delle quali costituita dalla formazione della ferrite bainitica in cui il carbonio ha una solubilità molto bassa (<0.02 % in peso). Pertanto la crescita della ferrite arricchisce in carbonio la rimanente austenite. Alla fine la cementite precipita dall'austenite residua in forma di strati tra le sub-unità di ferrite. La quantità di cementite dipende dal contenuto di carbonio dell'acciaio: elevate concentrazioni danno luogo a microstrutture in cui le lamelle di ferrite sono separate da strati continui di cementite mentre quando la concentrazione è bassa si formano particelle di cementite piccole e separate.

Le particelle di cementite hanno una relazione di orientazione con l'austenite da cui precipitano del tipo Pitsch:

$$[0 \ 0 \ 1]_{\text{Fe}_3\text{C}} \parallel [ -2 \ 2 \ 5]_{\text{gamma}}$$

$$[1 \ 0 \ 0]_{\text{Fe}_3\text{C}} \parallel [ 5 \ -5 \ 4]_{\text{gamma}}$$

$$[0 \ 1 \ 0]_{\text{Fe}_3\text{C}} \parallel [ -1 \ -1 \ 0]_{\text{gamma}}$$

Dall'austenite possono precipitare molte varianti di carburo. A sua volta, ogni particella è indirettamente in relazione con la ferrite attraverso le relazioni di orientazione ferrite/austenite.

Se all'acciaio sono aggiunte quantità sufficienti di elementi di lega che ritardano la formazione della cementite (come silicio o alluminio), è allora possibile sopprimere del tutto la formazione di cementite. In tal caso si otterrà una microstruttura costituita da una bainite superiore in cui sono presenti soltanto la ferrite bainitica e un'austenite ritenuta arricchita in carbonio. La microstruttura

può contenere anche martensite se l'austenite residua si decompone durante il raffreddamento alla temperatura ambiente.

### ***Bainite inferiore.***

La bainite inferiore ha una microstruttura e delle caratteristiche cristallografiche molto simili a quelle della bainite superiore. La principale differenza è nel fatto che le particelle di cementite precipitano anche all'interno delle lamelle di ferrite (*vedi figura 1*). Esistono perciò due tipi di cementite precipitata: quella che cresce dall'austenite arricchita di carbonio e che separa le lamelle di ferrite bainitica e quella che precipita dalla ferrite sovrasatura. Queste ultime particelle presentano l'orientazione tipica del 'rinvenimento' che si trova quando i carburi precipitano durante il trattamento termico della martensite e che sono spesso riferite come relazioni di orientazione di Bagaryatski:

$$\begin{array}{l} [0 \ 0 \ 1]_{\text{Fe}_3\text{C}} \quad || \quad [ -1 \ 0 \ 1]_{\text{alfa}} \\ [1 \ 0 \ 0]_{\text{Fe}_3\text{C}} \quad || \quad [ 1 \ 1 \ 1]_{\text{alfa}} \\ [0 \ 1 \ 0]_{\text{Fe}_3\text{C}} \quad || \quad [ -1 \ 2 \ -1]_{\text{alfa}} \end{array}$$



*Figura 11.12: microstruttura della bainite inferiore. Si noti la precipitazione di parecchie varianti di particelle di carburo all'interno della stessa lamella di ferrite bainitica inferiore. D'altra parte anche la bainite inferiore consiste in aggregati di fini lamelle organizzate in fasci, in cui ciascuna lamella è parzialmente separata da sottili strati di austenite residua arricchita di carbonio o da carburi.*

I carburi nella bainite inferiore non sono necessariamente cementite. Altri carburi di transizione possono precipitare prima della cementite in funzione della composizione chimica dell'acciaio e della temperatura di trasformazione; per esempio, nel caso degli acciai ad alto carbonio che contengono più dell'1% in peso di silicio (che ritarda la formazione della cementite), nella ferrite bainitica si osservano comunemente precipitati di carburo  $\epsilon$ . Contrariamente al caso della martensite rinvenuta, le particelle di cementite nella bainite inferiore precipitano frequentemente secondo una sola variante delle relazioni di orientazione (*vedi figura 2*), così da disporsi su linee parallele a circa  $60^\circ$  dall'asse della lamella di bainite. Nella martensite rinvenuta, invece, i carburi tendono a

precipitare con un arrangiamento di tipo Widmanstätten. Questa particolare modalità di precipitazione nella ferrite bainitica si può originare poiché i carburi nucleano all'interfaccia ferrite/austenite e pertanto tentano di adottare un'unica variante delle relazioni di orientazione, quella che fornisce il migliore adattamento reticolare sia con l'austenite sia con la ferrite con le quali sono in contatto.



*Figura 11.13: immagine al microscopio elettronico in trasmissione di una bainite inferiore in cui si osserva una singola variante di particelle di carburo in ciascuna lamella. Le singole varianti tendono a formarsi quando la driving force per la precipitazione della cementite è bassa, cioè negli acciai a basso carbonio, o alle alte temperature in cui il carbonio può sfuggire rapidamente dalla ferrite sovrasatura.*

Un'altra spiegazione plausibile è che la precipitazione dei carburi sia influenzata dalle tensioni associate alla crescita per spostamento della bainite inferiore. Tale effetto dovrebbe essere meno pronunciato durante il rinvenimento della martensite poiché la driving force per la precipitazione è maggiore. I carburi nella bainite inferiore sono estremamente fini: sono spessi soltanto pochi nanometri e lunghi circa 500 nanometri. Dal momento che questi precipitano entro la ferrite, una minore quantità di carbonio può essere ripartita nell'austenite residua. Di conseguenza ciò comporta che tra le lamelle di ferrite precipitino particelle di cementite sempre più piccole e in numero minore rispetto a una bainite superiore. Un'importante conseguenza è che la bainite inferiore è generalmente più tenace della bainite superiore, nonostante abbia la tendenza a essere più resistente. E' infatti ben nota la capacità delle grossolane particelle di cementite nella bainite a favorire la nucleazione di fratture e cavità.

#### ***Variazione di forma della bainite.***

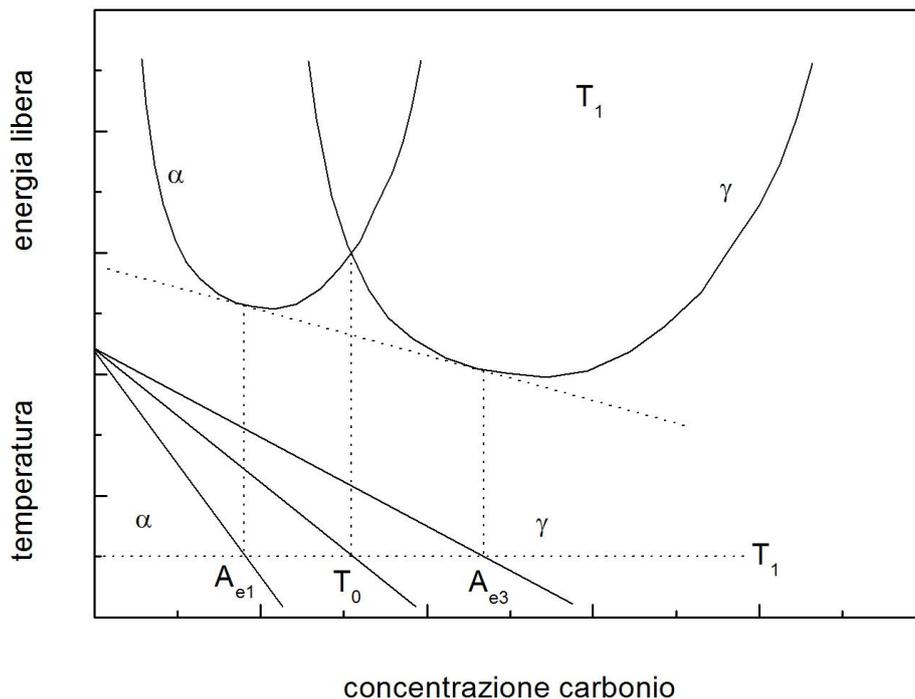
Al rilievo superficiale dovuto alla deformazione su un piano invariante (invariant plane strain, IPS) causato dalla crescita della ferrite bainitica è associata una rilevante componente di taglio di 0.24 oltre alla deformazione di volume (0.03) dovuta alla trasformazione (*vedi figura 1*). C'è perciò un movimento coordinato degli atomi nel corso della trasformazione. Inoltre, in accordo con ciò, usando tecniche ad alta risoluzione, è stato dimostrato che durante la trasformazione il ferro e i soluti sostituzionali come Mn, Si, Ni, Mo e Cr sono congelati nelle loro posizioni (*vedi figura 2*). Il cambiamento di struttura cristallina è quindi ottenuto attraverso una deformazione del reticolo dell'austenite. Se la tensione è assorbita elasticamente, allora l'energia associata alla ferrite bainitica

è pari a circa 400 J/mole. Parte della tensione può essere rilassata dalla deformazione plastica dell'austenite adiacente.

Il movimento degli atomi interstiziali durante il cambiamento di struttura non influenza lo sviluppo del rilievo superficiale. D'altra parte l'osservazione del rilievo non può fornire informazioni sul fatto che il carbonio diffonda o meno durante la trasformazione.

### **Il carbonio nella bainite e cinetica.**

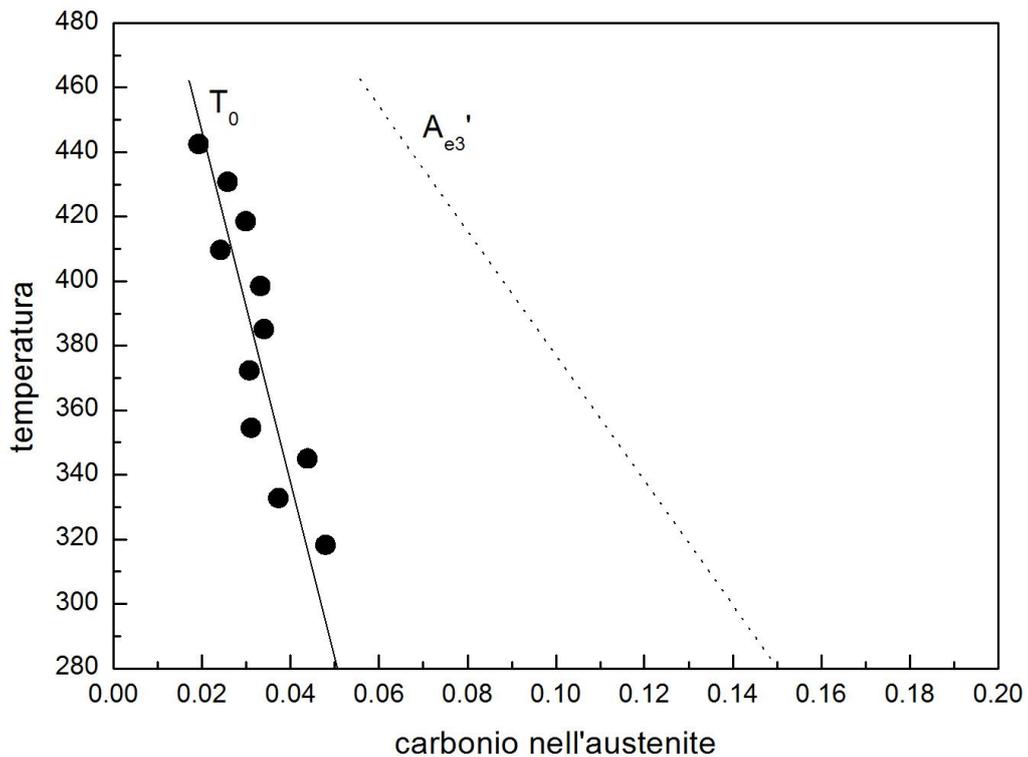
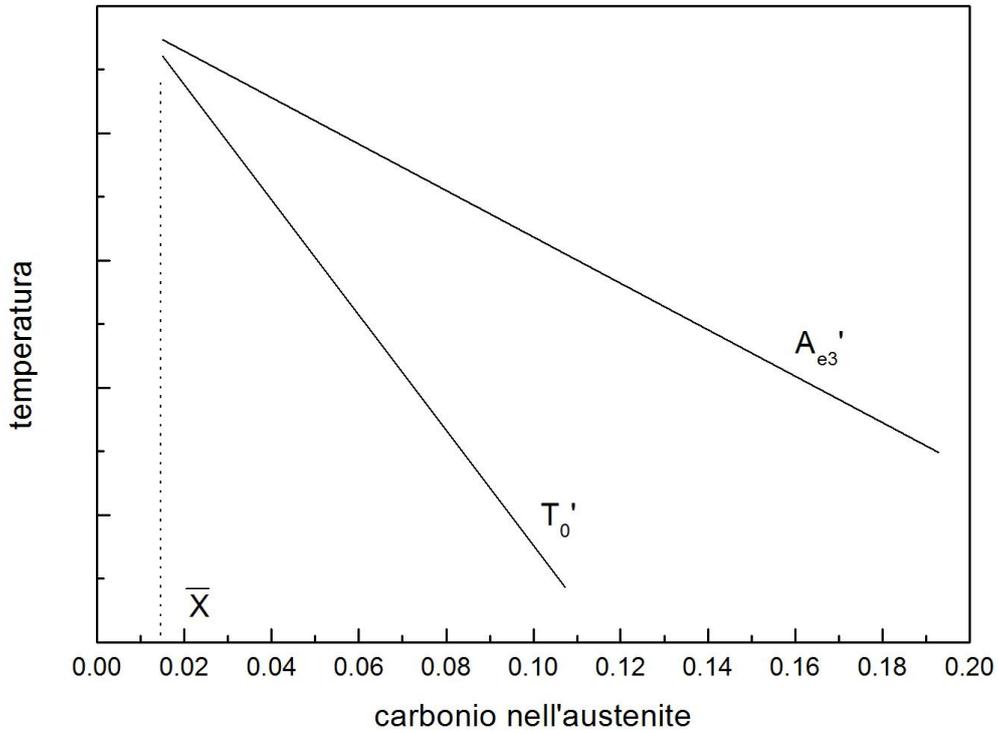
Misurando la composizione chimica locale prima e dopo la trasformazione, è facile capire che la formazione della martensite avviene senza diffusione. La bainite si forma a temperature un po' più elevate alle quali il carbonio può sfuggire dalle lamelle in una frazione di secondo. Pertanto la sua composizione originaria non può essere misurata direttamente. Ci sono tre possibilità: il carbonio si ripartisce durante la crescita cosicché la ferrite non ne contiene mai in eccesso; oppure la crescita avviene senza diffusione e il carbonio rimane intrappolato dall'interfaccia in avanzamento; infine c'è il caso intermedio in cui parte del carbonio diffonde e il resto rimane intrappolato mantenendo la ferrite in uno stato di parziale sovrassaturazione. Quindi in questo caso è molto più difficile determinare l'esatto ruolo del carbonio durante la crescita della ferrite bainitica rispetto alla martensite. La crescita senza diffusione richiede che la trasformazione avvenga a una temperatura inferiore a  $T_0$ , alla quale l'energia libera della bainite diviene inferiore a quella dell'austenite con la stessa composizione. Il luogo delle temperature  $T_0$  in funzione della concentrazione di carbonio è detto 'curva  $T_0$ '. Un esempio è riportato sul diagramma di fase Fe-C in *figura 1*. La crescita senza diffusione può avvenire soltanto se la concentrazione di carbonio nell'austenite si trova alla sinistra della curva  $T_0$ .



*Figura 11.14: illustrazione della costruzione  $T_0$  sul diagramma di fase Fe-C. In linea di principio l'austenite con una concentrazione di carbonio inferiore a quella fornita dalla curva  $T_0$  può subire una trasformazione senza diffusione, mentre una tale trasformazione non è neppure teoricamente possibile se l'austenite ha più carbonio di quello indicato dalla curva  $T_0$ . Il termine Alpha si riferisce alla ferrite e Gamma all'austenite.*

Si supponga che una lamella di bainite si formi senza diffusione, ma che ogni eccesso di carbonio sia rigettato nell'austenite residua immediatamente dopo. La successiva lamella di bainite dovrà crescere allora da un'austenite arricchita di carbonio. Questo processo dovrà interrompersi non

appena l'austenite avrà raggiunto la concentrazione di carbonio della curva  $T_0$ . Tale reazione si dice incompleta poiché nel punto in cui si interrompe l'austenite non ha raggiunto la sua composizione di equilibrio (data dalla curva  $A_{e3}$ ). Se d'altra parte la ferrite cresce con la concentrazione di carbonio all'equilibrio, allora la trasformazione si arresterà quando la concentrazione di carbonio in austenite avrà raggiunto la curva  $A_{e3}$ .



*Figura 11.15: (a) fenomeno della reazione incompleta. Se la bainite cresce senza diffusione ma il carbonio sfugge dalla lamella immediatamente dopo che la crescita è terminata, allora la lamella successiva dovrà crescere dall'austenite arricchita. Con questo meccanismo la reazione dovrà interrompersi alla curva  $T_0$ . (b) Dati sperimentali che confermano la curva  $T_0$ .*

Sperimentalmente si trova che la trasformazione bainitica non si arresta effettivamente sul confine  $T_0$  (vedi figura 2b). L'evidenza indica che la crescita della bainite al di sotto della temperatura  $B_S$  richiede la successiva nucleazione e crescita martensitica delle sub-unità, seguita, nella bainite superiore, dalla diffusione del carbonio nell'austenite circostante. La possibilità che una piccola frazione del carbonio venga ripartita durante la crescita non può essere completamente esclusa, ma è relativamente fuori di ogni dubbio che all'inizio la bainite sia sostanzialmente sovrasatura in carbonio. Queste conclusioni non vengono modificate nella loro sostanza quando si consideri anche l'effetto dell'energia elastica associata alla trasformazione. Ci sono due importanti caratteristiche della bainite che possono essere messe in evidenza con diverse tecniche, come per esempio la dilatomètria, le misure di resistività elettrica, le misure magnetiche e la metallografia. In primo luogo esiste una ben definita temperatura,  $B_S$ , al di sopra della quale la bainite non si forma e che è stata confermata in un'ampia varietà di acciai. La quantità di bainite che si forma aumenta con il diminuire della temperatura di trasformazione al di sotto di  $B_S$ . La frazione trasformata inoltre aumenta durante la trasformazione isoterma secondo una funzione del tempo di tipo sigmoide, raggiungendo un limite asintotico che non cambia con il protrarsi del trattamento anche quando rimanga una quantità sostanziale di austenite non trasformata. Di fatto la trasformazione termina prima che l'austenite abbia raggiunto la composizione di equilibrio cosicché tale effetto è denominato 'fenomeno della reazione incompleta. Queste osservazioni possono essere comprese se si tiene presente che la crescita si deve arrestare se la concentrazione di carbonio nell'austenite raggiunge la curva  $T_0$  del diagramma di fase. Dal momento che questa condizione si verifica a concentrazioni di carbonio crescenti al ridursi della temperatura di trasformazione, si formerà una quantità di bainite tanto maggiore quanto maggiore sarà il sottoraffreddamento rispetto a  $B_S$ . Ma la restrizione relativa a  $T_0$  implica che, quando l'austenite ha una composizione data dal confine di fase  $Ae_3$ , l'equilibrio non può mai essere raggiunto, come di fatto viene osservato sperimentalmente. Talvolta viene definita una temperatura di fine formazione della bainite,  $B_F$ , ma chiaramente questa non può avere alcun significato fondamentale.

La velocità della reazione bainitica richiede di essere considerata in termini di una serie di eventi distinti. Una sub-unità nuclea su un bordo grano austenitico e si allunga a una certa velocità prima che la sua crescita sia impedita dalla deformazione plastica nell'austenite. Allora nuove sub-unità nucleano alla sua estremità e la struttura del fascio si sviluppa finché questo processo continua. Perciò la velocità complessiva di allungamento di un fascio è minore di quella di una sub-unità perché c'è un intervallo tra la formazione di sub-unità successive. La frazione in volume della bainite dipende dall'insieme dei fasci che crescono nelle diverse regioni del campione. Anche gli eventi di precipitazione dei carburi influenzano la cinetica, soprattutto perché sottraggono il carbonio sia dall'austenite residua sia dalla ferrite sovrasatura. Si conosce ancora poco della nucleazione della bainite tranne il fatto che l'energia di attivazione per la nucleazione è direttamente proporzionale alla driving force della trasformazione. Ciò è coerente con le teorie sulla nucleazione della martensite. Tuttavia, al contrario della martensite, durante la nucleazione della bainite il carbonio deve ripartirsi nell'austenite, benché il nucleo in seguito si sviluppi in una sub-unità che cresce senza diffusione. La scala delle singole lamelle di ferrite è troppo piccola per poter essere risolta adeguatamente con un microscopio ottico che è in grado soltanto di rivelare gli aggregati di lamelle. Usando tecniche a più elevata risoluzione, come per esempio la spettroscopia a fotoemissione elettronica, è stato possibile studiare direttamente il procedere della reazione bainitica. Come prevedibile si è trovato che l'allungamento delle singole lamelle di bainite avviene a

una velocità molto maggiore di quella attesa sulla base di un processo controllato dalla diffusione. Nondimeno, questa velocità è assai più bassa di quella della martensite, essendo la driving force per la formazione della bainite più bassa a causa delle più alte temperature di trasformazione. Le lamelle tendono a crescere a velocità costante, ma solitamente sono interrotte prima che possano attraversare il grano austenitico. La velocità di allungamento di un fascio è ancora più bassa a causa del ritardo dovuto alla necessità della ripetuta nucleazione delle sub-unità. Nonostante ciò, di solito si trovano velocità di allungamento dei fasci più alte di circa un ordine di grandezza rispetto a quanto atteso per un processo di crescita controllato dalla diffusione del carbonio. Sono state anche fatte delle misure sulla velocità di ispessimento dei fasci bainitici, processo che sembra essere discontinuo e nel quale lo spessore aumenta a passi discreti di circa 0.5 micrometri. Queste ampiezze di passo sono correlate con la dimensione delle sub-unità osservate mediante microscopia elettronica in sezioni sottili. Pertanto il processo di ispessimento di un fascio dipende dalla velocità con la quale le sub-unità nucleano in posizioni adiacenti.

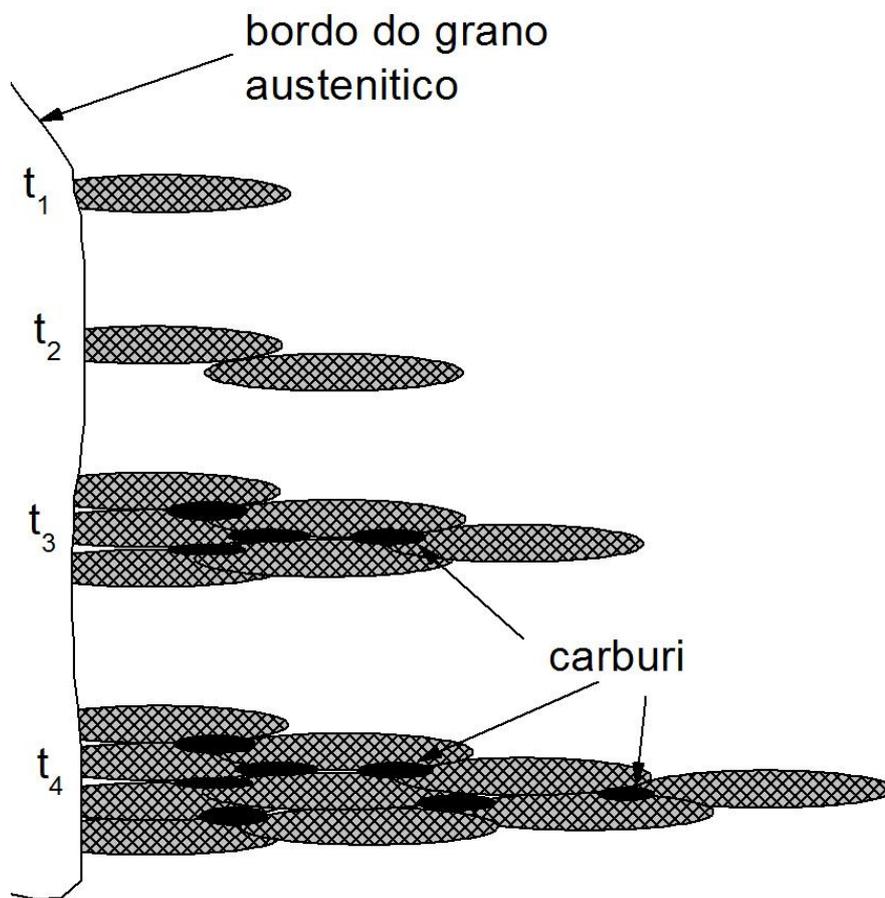


Figura 11.16: crescita delle placchette bainitiche al bordo del grano austenitico.

Queste caratteristiche generali della trasformazione, cioè la variazione della frazione di bainite con il tempo, la temperatura, la struttura del grano austenitico e la composizione chimica della lega, si possono considerare in modo più appropriato in termini di un diagramma TTT. Un modo semplificato di vedere la situazione è quello per il quale il diagramma TTT consiste di due curve separabili a forma di C. Quella a temperatura più alta descrive l'evoluzione dei prodotti della trasformazione diffusionale, come ferrite e perlite, mentre la parte inferiore rappresenta le reazioni che avvengono per spostamento, come per esempio la ferrite Widmanstätten e la bainite.

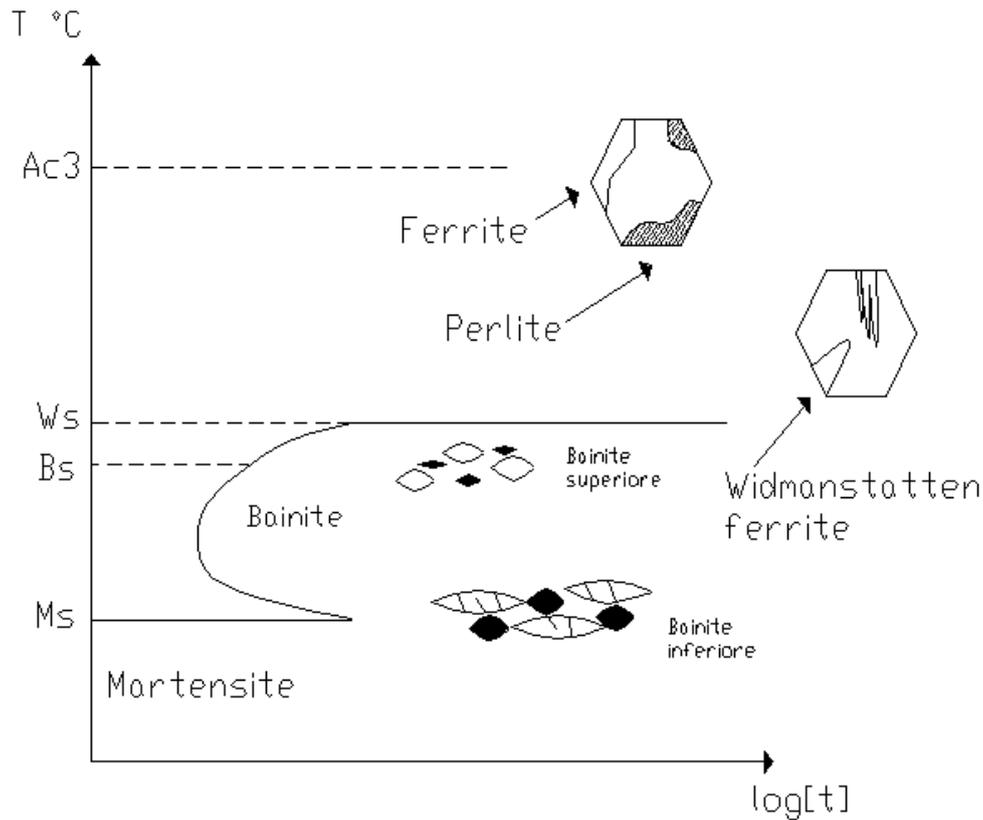


Figura 11.17: formazione della bainite e della ferrite Widmanstätten.

Negli acciai bassoaleati, che si trasformano rapidamente, queste due curve si sovrappongono così tanto che di fatto esiste una sola curva per tutte le reazioni. Con l'aumento del contenuto di elementi di lega che ritardano la decomposizione dell'austenite, le due curve sovrapposte cominciano a divenire distinte e nel diagramma TTT si sviluppa una caratteristica 'baia' attorno alla temperatura BS. Tale baia è importante nella progettazione di alcuni acciai altoresistenziali che devono essere deformati in austenite a bassa temperatura prima dell'inizio della trasformazione (*ausforming*).

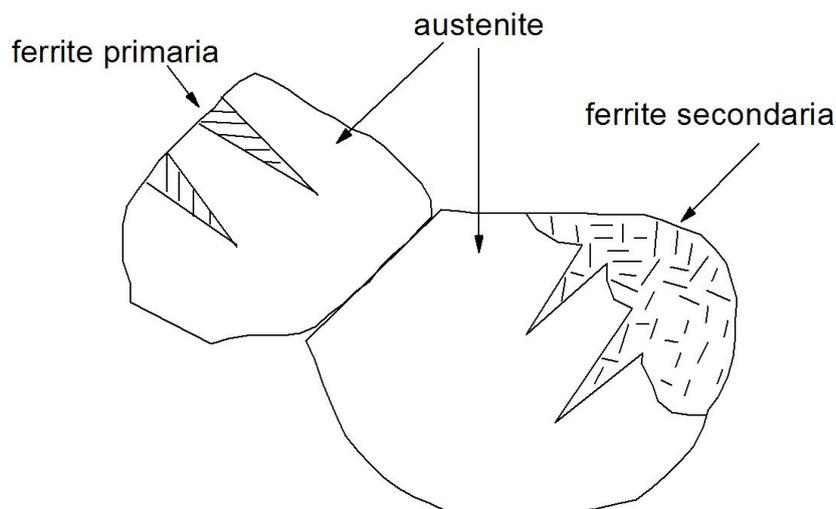
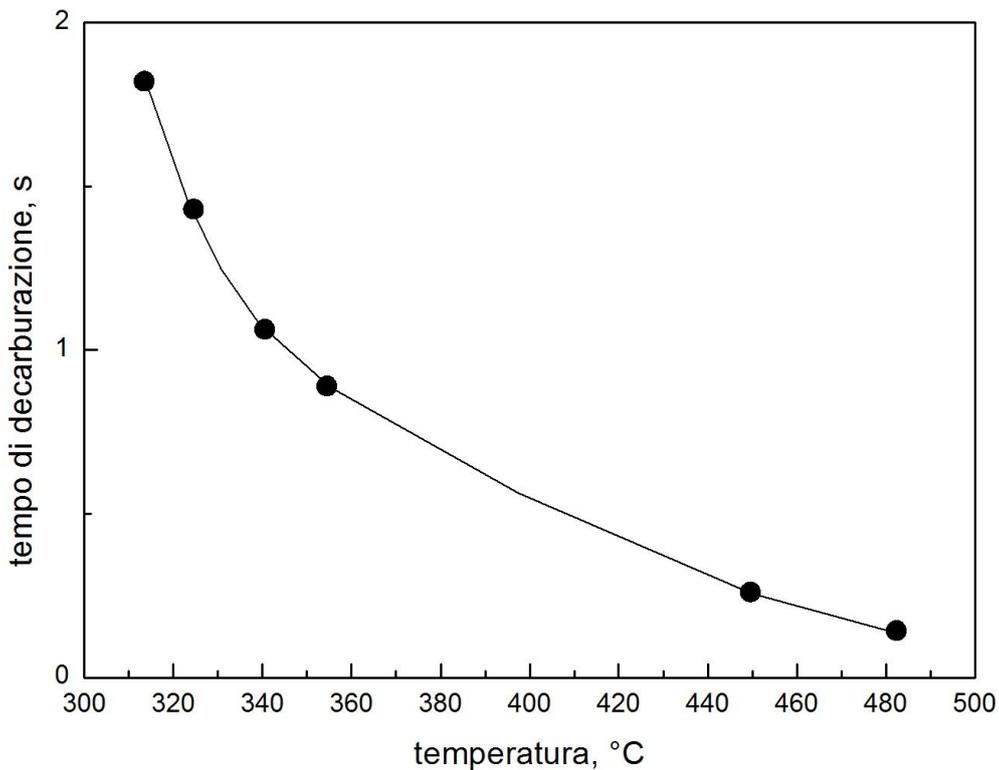


Figura 18: morfologia della ferrite Widmanstätten primaria e ferrite Widmanstätten secondaria

**La transizione da bainite superiore a bainite inferiore.**

Se la temperatura di trasformazione isoterma viene ridotta al di sotto di  $B_s$ , si ottiene la bainite inferiore nella quale i carburi precipitano nella ferrite e si ha una conseguente riduzione della quantità di precipitati tra austenite e ferrite. Questa transizione da bainite superiore a bainite inferiore può essere spiegata in termini dei rapidi processi di rinvenimento che si verificano dopo la crescita di una lamella sovrasatura di bainite. Il carbonio in eccesso tende a ripartirsi con l'austenite residua per diffusione ma la sovrasaturazione può anche essere ridotta dalla precipitazione in ferrite. Il tempo necessario a una lamella di ferrite sovrasatura per decarburarsi per diffusione nell'austenite è mostrato in (figura 19) per un generico acciaio. A temperature elevate la diffusione è così rapida che per i carburi non c'è possibilità di precipitazione in ferrite e si ha quindi la formazione di una microstruttura costituita da bainite superiore. Alla fine la cementite precipita dall'austenite residua arricchita di carbonio.



*Figura 11.19: tempo necessario per la decarburazione di una lamella di bainite sovrasatura. Tempi brevi danno luogo a microstrutture costituite da bainite superiore perché per i carburi non c'è possibilità di precipitazione in ferrite.*

Con il diminuire della temperatura di trasformazione e, conseguentemente, con l'aumentare del tempo necessario alla decarburazione, una parte del carbonio ha la possibilità di precipitare nella ferrite sotto forma di fini carburi e il resto si ripartisce nell'austenite per dare luogo, infine, alla precipitazione dei carburi interlamellari. Questa è la microstruttura della bainite inferiore. Dal momento che soltanto una parte del carbonio diffonde nell'austenite, i carburi interlamellari risultano essere più piccoli di quelli associati alla bainite superiore. Questo è il motivo per cui la bainite inferiore, con la sua struttura molto fine, risulta sempre molto più tenace della bainite superiore, anche se solitamente ha una resistenza molto più elevata. Un corollario al meccanismo della transizione da bainite superiore a bainite inferiore è che negli acciai ad alto carbonio si ottiene soltanto la bainite inferiore. La grande quantità di carbonio intrappolato nella ferrite durante la trasformazione semplicemente non può sfuggire nell'austenite abbastanza velocemente e, di

conseguenza, la precipitazione in ferrite è inevitabile. Al contrario, negli acciai a tenore di carbonio molto basso il tempo necessario alla decarburazione è così breve che in seguito alla trasformazione a tutte le temperature comprese tra la fine della perlite e l'inizio della martensite si ottiene soltanto la bainite superiore. Durante le trasformazioni isoterme è possibile anche ottenere delle miscele di bainite superiore e inferiore. Poiché la bainite superiore si forma per prima, l'austenite residua diviene sempre più ricca di carbonio e con il procedere della trasformazione la tendenza alla formazione della bainite inferiore aumenta.

### **La bainite granulare.**

Il termine *bainite granulare* è frequentemente usato per descrivere la bainite che si forma durante le trasformazioni in raffreddamento continuo. Questa terminologia è ampiamente utilizzata nell'industria, dove la maggior parte degli acciai subisce trattamenti non isotermi. Un esempio significativo è offerto dall'industria per la produzione di energia che necessita di grossi componenti di acciaio al Cr-Mo prodotti per raffreddamento naturale dell'austenite per generare microstrutture bainitiche. La bainite granulare non può essere distinta facilmente dalla bainite ordinaria quando è analizzata al microscopio elettronico a trasmissione dal momento che il meccanismo della sua formazione non è diverso. Tuttavia, poiché la sua microstruttura si forma gradualmente durante il raffreddamento, i fasci di bainite possono essere grossolani. La struttura al microscopio ottico appare allora come una serie di blocchi di bainite e austenite il che rende appropriato l'uso dell'aggettivo 'granulare'. Una caratteristica particolare (sebbene non unica) della bainite granulare è la mancanza di carburi nella microstruttura. Al contrario, il carbonio espulso dalla ferrite bainitica stabilizza l'austenite residua e quindi la microstruttura finale contiene sia austenite ritenuta sia martensite ad alto carbonio oltre alla ferrite bainitica.

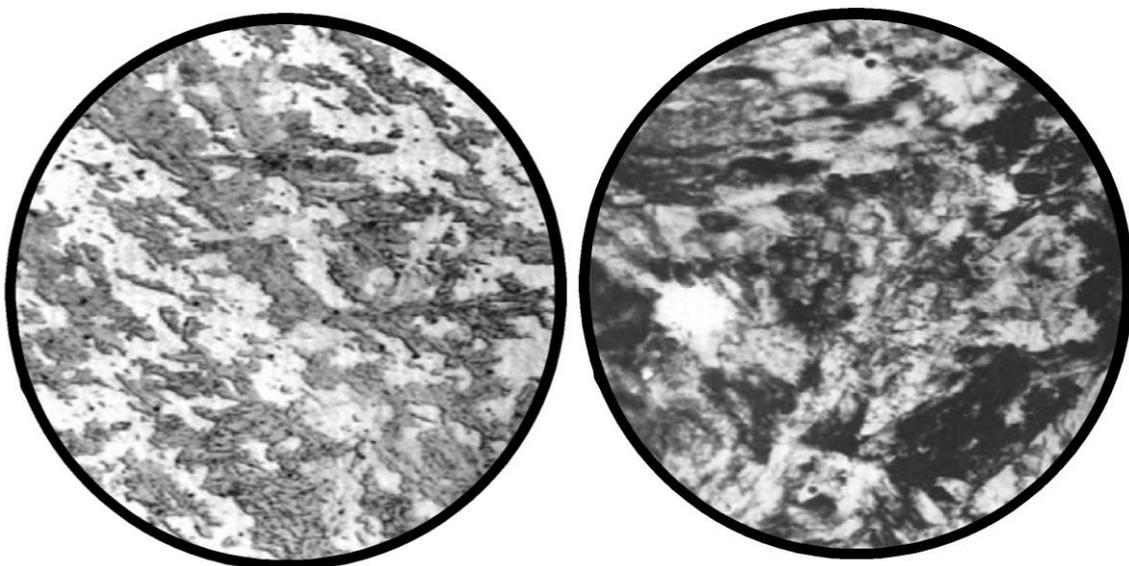


Figura 11.20: bainite granulare nel Fe-0,15C – 2,25 Cr – 0,5 Mo

Elenchiamo ora sinteticamente altri tipi di bainite che si possono avere durante le trasformazioni a cui l'acciaio è sottoposto:

**Bainite inversa.** La ferrite è la fase dominante nella bainite convenzionale; la precipitazione di carburo quando si verifica è un evento secondario. Nella bainite inversa trovata negli acciai ipereutettoidi, la cementite è il primo componente che si forma durante la trasformazione. Una lastra centrale di aghi di cementite cresce direttamente dall'austenite e diventa circondata da uno strato di ferrite. Il termine "inversa" si riferisce al fatto che, a differenza della bainite

convenzionale, la cementite è il primo componente che precipita dalla austenite durante la trasformazione. Il meccanismo di questa trasformazione è potenzialmente sconosciuto; non c'è alcuna prova che la crescita della ferrite si verifica da un movimento coordinato di atomi dalle loro posizioni cristallografiche o dalla loro composizione chimica. Considerando la forma, probabilmente la ferrite si forma da un meccanismo di ricostruzione nella trasformazione.

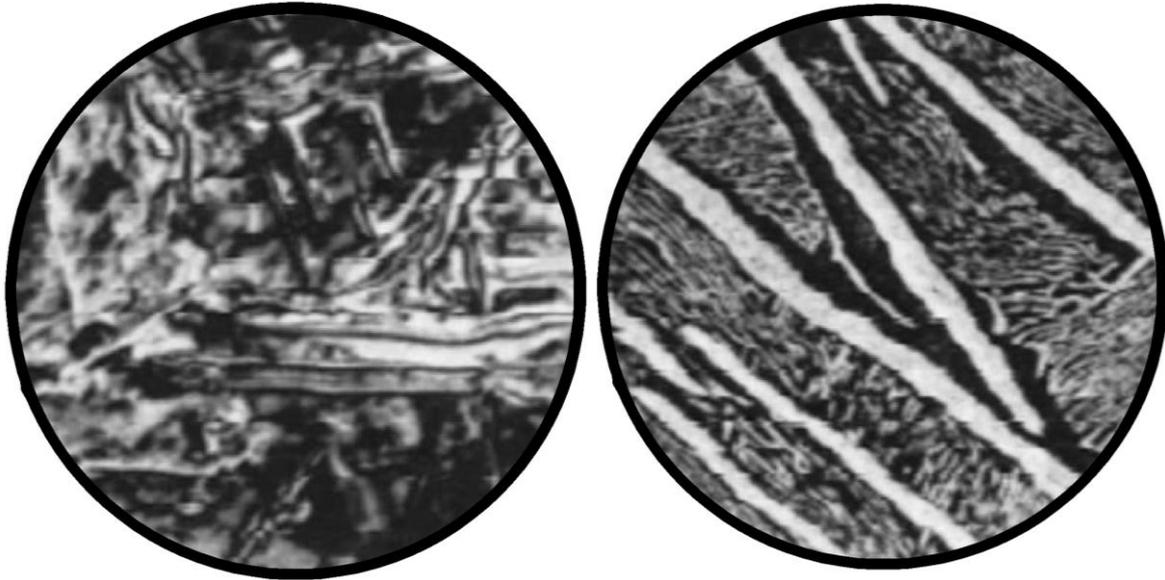
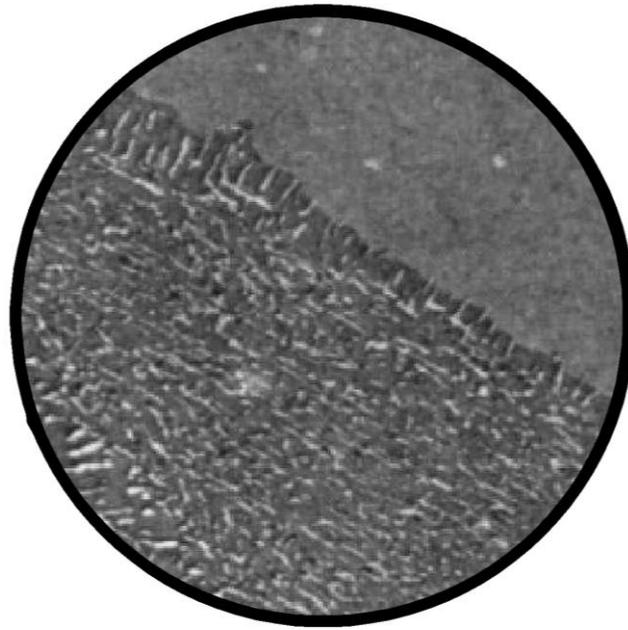


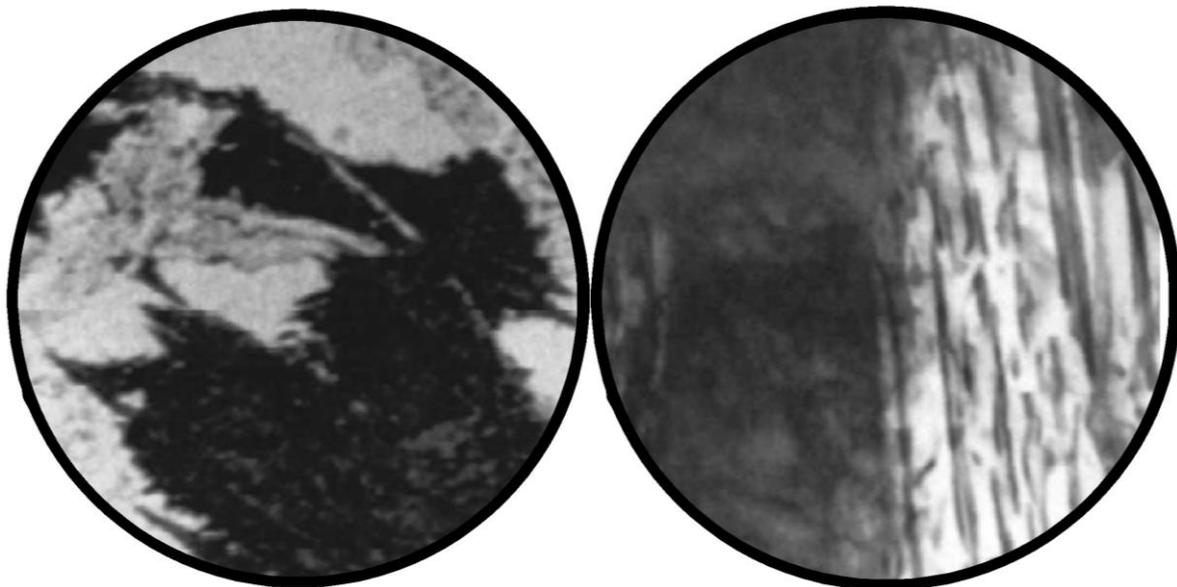
Figura 11.21: bainite inversa in un acciaio ipereutettoide

**Bainite a colonna** La bainite a forma di colonna è una descrizione di aggregati non lamellari di cementite e di ferrite, la forma generale è quella di una truppa irregolare e leggermente allungata. La distribuzione di particelle di cementite all'interno della colonia è piuttosto particolare, la maggioranza di particelle needle-shaped vengono allineate alla dimensione più lunga della colonia. Questa ultima regione è circondata da uno strato di microstrutture diverse, nel quale le particelle grossolane di cementite incontrano sopra il bordo di interfaccia di austenite/ferrite. Questa struttura è normalmente osservata negli acciai ipereutettoidi, ma è stato trovato negli acciai al carbonio inferiori allo 0,86 % di C che questa struttura si forma ad alte pressioni. La microstruttura può essere ottenuta a temperature di trasformazione paragonabili a quelle associate per ottenere bainite convenzionale. Ulteriori indagini non sono ancora necessarie per prendere alcuna decisione sensata sul meccanismo di crescita di questo tipo di bainite è più probabile che la bainite a forma di colonna sia più somigliante alla perlite.



*Figura 11.22: colonia di bainite colonnare in un acciaio Fe-0.8C trasformato a 300 °C.*

**Bainite perlitica** In acciai contenenti carburo molto forte, è possibile ottenere perlite, invece di cementite. La lega che può formare perlite al di sopra di  $B_s$  o piuttosto sotto questa temperatura deve essere tenuta per un tempo molto lungo di trasformazione, in genere molti giorni. Al microscopio la perlite coincide con dei noduli come oscuri, ma le colonie tendono ad avere sfaccettature cristallografiche, invece delle colonie, di perlite convenzionale.



*Figura 11.23: bainite perlitica.*

#### **Rinvenimento della bainite.**

L'entità e la velocità del cambiamento della microstruttura e delle proprietà durante il rinvenimento devono dipendere da quanto lontano è lo stato del campione rispetto all'equilibrio. Perciò ci si

aspetta che il comportamento della bainite durante il rinvenimento sia differente da quello della martensite. Al contrario della martensite, la ferrite bainitica di solito contiene soltanto un leggero eccesso di carbonio in soluzione. In un campione di bainite trasformato la maggior parte del carbonio è sotto forma di particelle di cementite che, a loro volta, tendono a essere più grossolane di quelle associate alla martensite rinvenuta. L'effetto dei trattamenti termici di rinvenimento risulta sempre più moderato rispetto a quello della martensite nello stesso acciaio. La bainite si forma a temperature relativamente elevate alle quali, durante la trasformazione, si ha del recupero. Di conseguenza quando gli acciai bainitici a basso carbonio sono ricotti a temperature fino a 700 °C (1 ora), si verificano soltanto piccole variazioni nel recupero della struttura, nella morfologia o nelle particelle di carburo. Un rapido addolcimento avviene soltanto quando la struttura lamellare della ferrite si trasforma in ferrite equiassica. A questo processo è associata la sferoidizzazione e la coalescenza della cementite. Un ulteriore rinvenimento ha effetti minimi. In netto contrasto con gli acciai martensitici, piccole variazioni della concentrazione di carbonio (0.06-0.14% in peso) hanno uno scarso effetto sul rinvenimento della bainite. Il carbonio ha un effetto di rafforzamento per soluzione solida molto forte. Quindi, durante il rinvenimento, la resistenza della martensite crolla bruscamente con la precipitazione del carbonio. Nel caso della bainite il carbonio è presente in prevalenza sotto forma di carburi grossolani che contribuiscono poco alla resistenza. Pertanto non sorprende che la risposta al rinvenimento sia abbastanza insensibile al contenuto totale di carbonio. Molte microstrutture bainitiche contengono un'apprezzabile quantità di austenite ritenuta. Il rinvenimento, solitamente a temperature superiori a 400 °C, provoca la decomposizione di tale austenite in una miscela di ferrite e carburi. Gli acciai bainitici che contengono elementi che hanno una forte tendenza a formare carburi, come Cr, V, Mo e Nb, durante un trattamento ad alta temperatura subiscono un processo di indurimento secondario, che si produce quando fini (e più stabili) particelle di carburi degli elementi di lega si formano a spese della cementite. Poiché la cementite nella ferrite è sotto forma di particelle grossolane, la reazione di indurimento secondario della bainite tende a essere più lenta rispetto a quella della martensite. C'è un notevole interesse nell'uso di acciai bainitici contenenti rame per applicazioni nella meccanica pesante. Il rinvenimento induce la formazione di fini particelle di rame che contribuiscono al rafforzamento senza deteriorare la tenacità. Riassumendo, ci sono differenze significative nel comportamento al rinvenimento tra bainite e martensite. La più importante è dovuta alla minore quantità di carbonio in soluzione solida nella bainite. Ciò ha come conseguenza che le microstrutture bainitiche sono molto meno sensibili al rinvenimento poiché la diminuzione di resistenza dovuta alla rimozione della piccola quantità di carbonio in soluzione è quasi nulla. La maggior variazione della resistenza si ha soltanto quando la microstruttura lamellare della bainite diviene più grossolana o ricristallizza in una struttura di grani equiassici di ferrite. Variazioni minori della resistenza sono dovute alla coalescenza delle particelle di cementite e a un generale recupero della substruttura delle dislocazioni. Gli acciai bainitici che contengono elementi che hanno una forte tendenza a formare carburi tendono a presentare fenomeni di indurimento secondario piuttosto simili a quelli osservati negli acciai martensitici, che dipendono dalla precipitazione di fini carburi degli elementi di lega.

### ***Elementi di lega.***

Il carbonio ha un effetto rilevante sull'intervallo di temperatura in cui si ha la formazione della bainite superiore e inferiore. Molti elementi danno luogo a un abbassamento della temperatura BS, ma il carbonio ha l'effetto maggiore, come indicato dalla seguente equazione empirica:

$$B_s (\text{°C}) = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo$$

in cui tutte le concentrazioni sono in % in peso. Il carbonio ha una solubilità maggiore nell'austenite che nella ferrite ed è un forte stabilizzatore dell'austenite, il che porta a un generale rallentamento della cinetica di reazione. La frazione di carburi che si trovano nella microstruttura finale aumenta in proporzione alla concentrazione di carbonio che deve perciò essere mantenuta al di sotto di circa

lo 0.4% in peso perché siano assicurate delle adeguate proprietà meccaniche. Si è già visto in precedenza che un aumento del tenore di carbonio facilita la formazione della bainite inferiore perché diventa più difficile la decarburazione delle lamelle di ferrite bainitica prima dell'inizio della precipitazione della cementite. Negli acciai al solo carbonio, la reazione bainitica è schermata cinematicamente dalle reazioni di formazione della ferrite e della perlite che iniziano a temperature più alte e a tempi più brevi, cosicché nei campioni soggetti a raffreddamento continuo le strutture bainitiche sono difficili da ottenere. Anche usando trasformazioni isoterme si incontrano difficoltà se, per esempio, la reazione di formazione della ferrite è particolarmente rapida. L'aggiunta di elementi metallici come alliganti produce di solito un ritardo nelle reazioni di formazione della ferrite e della perlite e inoltre la reazione bainitica è spostata a temperature più basse. Ciò comporta spesso una maggiore separazione tra le reazioni e, per molti acciai legati, nel diagramma *TTT* le curve a forma di C delle reazioni perlitica e bainitica si presentano molto più chiaramente separate. Ciononostante è ancora difficile ottenere una microstruttura completamente bainitica data la sua vicinanza alla reazione di formazione della martensite. Si è trovato un modo molto efficace per isolare la reazione bainitica negli acciai a basso carbonio, che consiste nell'aggiunta di circa 0.002% in peso di boro solubile a un acciaio contenente lo 0.5% di Mo. Mentre l'acciaio con il solo molibdeno favorisce la reazione bainitica, il boro ha un marcato effetto ritardante sulla formazione della ferrite, probabilmente a causa della sua segregazione preferenziale ai bordi grano dell'austenite prima della trasformazione. Ciò consente alla reazione bainitica di avvenire in tempi più brevi. Allo stesso tempo la curva a forma di C della bainite risulta fortemente influenzata dall'aggiunta del boro, cosicché la formazione della martensite non è favorita. Di conseguenza, usando un certo intervallo di velocità di raffreddamento, è possibile ottenere acciai completamente bainitici.

### ***L'uso degli acciai bainitici.***

C'è un grande mercato per gli acciai con resistenza minore di 1000 MPa con un contenuto totale di elementi di lega che di rado supera il 2% in peso. Gli acciai bainitici si collocano bene per applicazioni in quest'ambito. Tuttavia, per poter ottenere la corretta microstruttura, la progettazione della composizione deve essere fatta con accortezza. Acciai con una temprabilità inadeguata tendono a trasformarsi in miscele di ferrite allotriomorfa e bainite. Solitamente i tentativi di migliorare la temprabilità portano a microstrutture parzialmente martensitiche. La soluzione, quindi, va cercata negli acciai bassolegati e a basso carbonio contenenti piccole quantità di boro e molibdeno per sopprimere la formazione della ferrite allotriomorfa. Il boro ha l'effetto di aumentare la temprabilità bainitica. In presenza di boro l'aggiunta di altri soluti può essere mantenuta a bassi livelli per evitare la formazione della martensite. Una composizione tipica potrebbe essere Fe-0.1 C-0.25Si-0.5Mn-0.55Mo-0.003B (% in peso). Acciai di questo tipo possono praticamente essere trasformati in microstrutture completamente bainitiche con una frazione di martensite molto piccola usando trattamenti termici di normalizzazione. *Gli acciai bainitici più moderni sono progettati con un tenore di carbonio ancora più ridotto e diverse concentrazioni di elementi di lega. Per ottenere la microstruttura bainitica richiesta, questi vengono poi processati usando un raffreddamento accelerato. Il minor contenuto di elementi di lega non dà solo una migliore saldabilità, ma consente di ottenere una più elevata resistenza grazie alla fine microstruttura bainitica.*(vedi figura 1):

La classe degli acciai bainitici commerciali comprende: acciai a basso carbonio (ultra low carbon) per un'ottima saldabilità; acciai altoresistenziali (ultra high strength) che possono competere con gli acciai legati a struttura martensitica da tempra e rinvenimento; acciai resistenti allo scorrimento a caldo (creep), che sono usati ormai già da decenni negli impianti di produzione di energia; acciai da forgia che sono migliori degli acciai martensitici perché richiedono tempi di processo molto più brevi, acciai inoculati, in cui la nucleazione della bainite è indotta in posizioni intragranulari per mezzo di particelle al fine di produrre una microstruttura caotica in grado di resistere alla propagazione delle cricche, ecc. Gli acciai altoresistenziali sono costituiti da miscele di ferrite bainitica, martensite e austenite ritenuta. Posseggono un'elevata temprabilità per l'aggiunta di

manganese, cromo e nickel e solitamente contengono anche un'alta concentrazione di silicio (circa il 2% in peso) per prevenire la formazione di cementite. Gli acciai ad alta resistenza contengono un basso livello di impurezze e inclusioni per cui le proprietà dell'acciaio dipendono dalle particelle di cementite la cui formazione deve essere evitata o la cui dimensione deve essere la più fine possibile.

Acciaio	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	V	B	Nb
Altri									
Primo acciaio bainitico	0.10	0.25	0.5	-	0.55	-	-	0.003	-
A basso carbonio	0.02	0.20	2.0	0.3	0.30	-	-	0.010	0.05
Altoresistenziale	0.20	2.00	3.00	-	-	-	-	-	-
Resistente al creep	0.15	0.25	0.50	-	1.00	2.3	-	-	-
Da forgia	0.10	0.25	1.00	0.5	1.00	-	-	-	0.10
Inoculato 0.012 Ti	0.08	0.20	1.40	-	-	-	-	-	0.10

Composizione chimica, % in peso, di alcuni tipici acciai bainitici.

Gli acciai a media resistenza con la medesima microstruttura, ma con un contenuto di elementi di lega un po' ridotto, hanno trovato applicazione nell'industria automobilistica per la costruzione delle barre di rinforzo contro gli impatti laterali. Un altro rilevante contributo all'industria automobilistica è consistito nell'applicazione di acciai bainitici da forgia nella realizzazione di componenti come gli alberi a camme. Questi erano prodotti precedentemente con acciai martensitici attraverso processi di forgia, tempra, rinvenimento, raddrizzatura e infine sottoposti a un trattamento di distensione. Tutte queste operazioni sono ora sostituite da un raffreddamento controllato dalla temperatura di forgia, necessario per generare la microstruttura bainitica, con risparmi economici tali che, nel caso specifico, hanno determinato il passaggio dell'intera unità produttiva da perdite a profitti. Gli acciai bainitici resistenti allo scorrimento a caldo sono stati usati con successo nell'industria di produzione dell'energia fin dai primi anni '40. La loro temprabilità deve essere tale da consentire di ottenere componenti di dimensioni fino a 1 metro di diametro con una struttura bainitica in tutta la sezione per mezzo di un raffreddamento continuo. Inoculando una quantità controllata di inclusioni non metalliche nell'acciaio fuso si può indurre la nucleazione intragranulare della bainite su di esse invece che sui bordi grano austenitici. La bainite nucleata all'interno dei grani è denominata 'ferrite aciculare'. Questa microstruttura è molto caotica e ha una elevata capacità a deflettere l'avanzamento delle fratture. Attualmente gli acciai inoculati sono disponibili commercialmente e vengono utilizzati in particolari applicazioni strutturali come, per esempio, gli impianti di perforazione nell'industria di estrazione del petrolio in cui i materiali operano in ambienti aggressivi. I progressi nella tecnologia della laminazione permettono di raffreddare rapidamente le lamiere durante il processo di laminazione senza provocare distorsioni indesiderate. Questo ha portato allo sviluppo di 'acciai da raffreddamento accelerato' che hanno una microstruttura bainitica, possono essere formati e competono con i tradizionali acciai da laminazione in controllo.

### **Applicazioni commerciali.**

Si è già visto che la conoscenza del meccanismo di formazione di bainite può essere sfruttata verso la progettazione di nuovi acciai. Questi concetti sono oggi utilizzati nello sviluppo di materiali ultra forti con combinazioni di forza e di durezza che corrispondono o superano le leghe ferro carbonio più costose. Un'applicazione principale recente è stata nello sviluppo di acciai sottoforma di barra che sono duri e contemporaneamente estremamente resistenti (oggi utilizzati nel campo ferroviario). La microstruttura convenzionale è basata su una miscela di cementite e ferrite nella forma di perlite e il nuovo acciaio bainitico (a forma di barra) è completamente libero di carburi, ha durezza molto più alta ed è contemporaneamente più duro a causa della buona dimensione del

grano e la presenza di martensite e austenite ben stabilizzate. Le prove dimostrano che questa buona resistenza fa sì che gli acciai bainitici siano anche saldabili. Vediamo ora alcune figure relative a quanto esposto adesso:

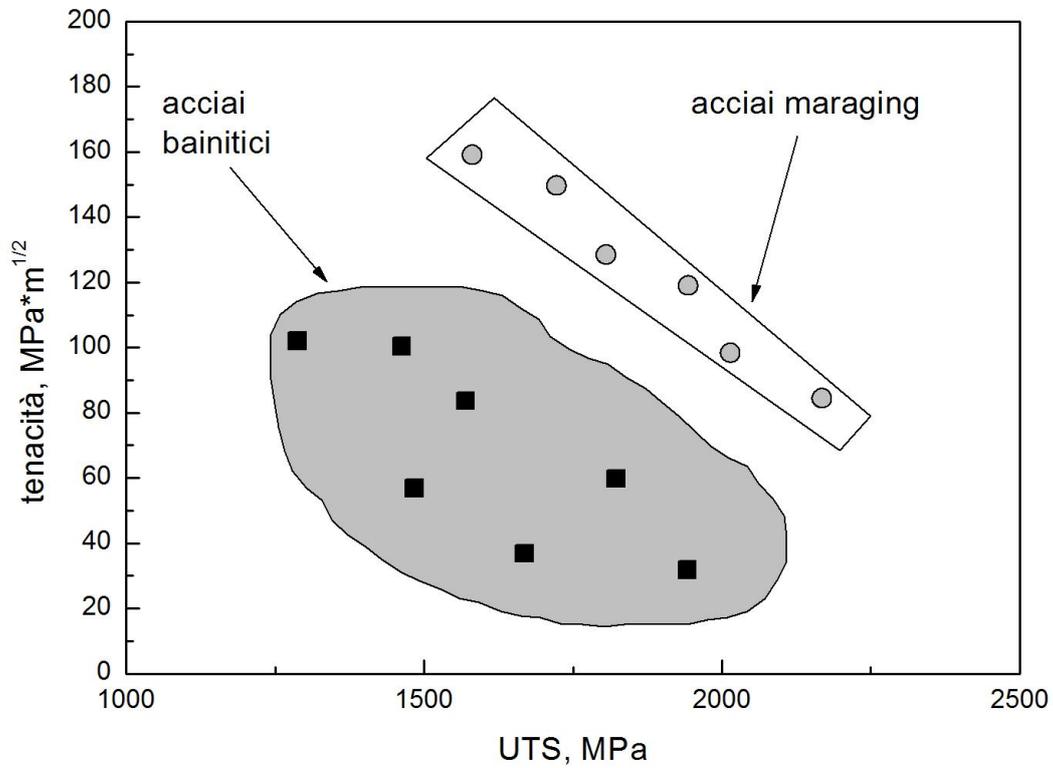


Figura 11.24: acciai economici bainitici corrispondenti alle proprietà di leghe molto costose.

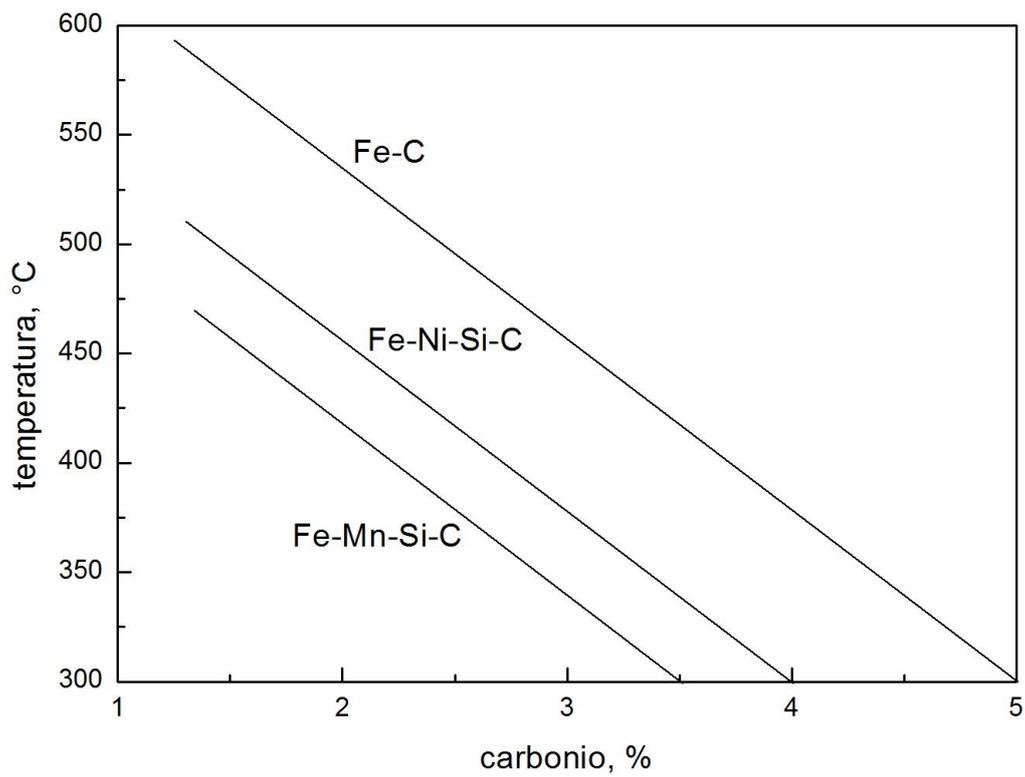
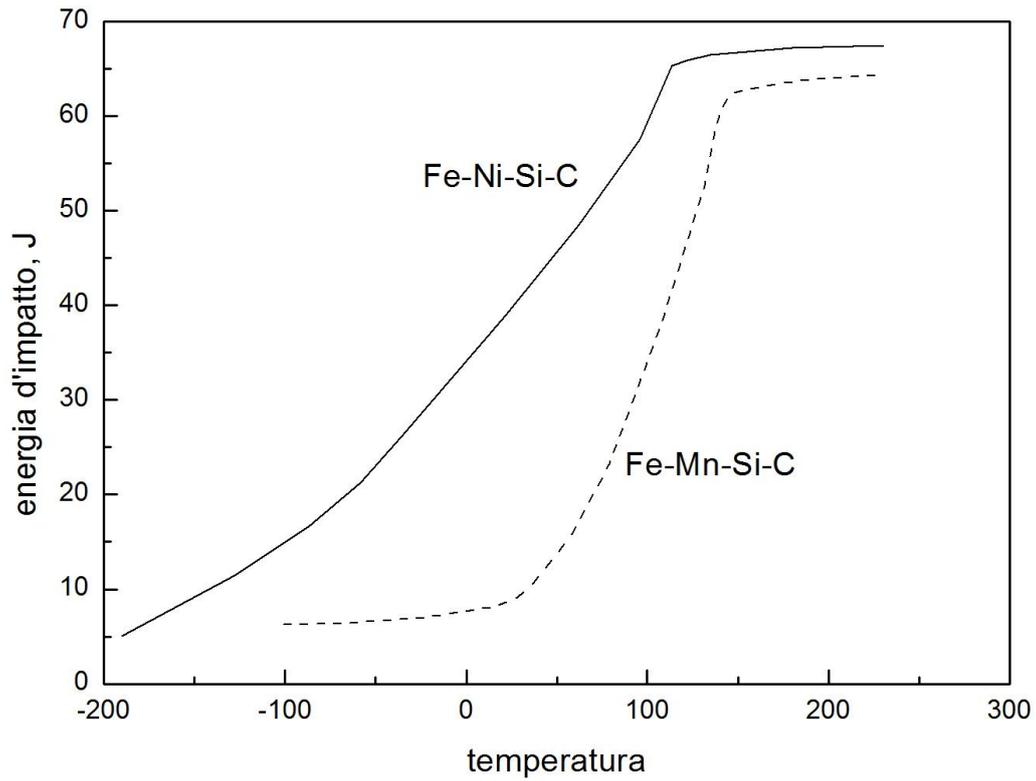


Figura 11.25: (a) sperimentalmente è provato che la resistenza all'impatto migliora e la durezza quanto più è ridotta la quantità di austenite; (b) curve calcolate a  $T_{0'}$  per acciai Fe-C, Fe-Mg-Si-C e Fe-Ni-Si-C.

I vantaggi potenziali della microstruttura mista di bainite ferritica e austenite possono essere qui elencati:

- la cementite fragile è eliminata, rendendo l'acciaio più resistente a frattura e formazione di vuoti .
- La bainite ferritica è esausta in carbonio; il carbonio disciolto è conosciuto come embrittle ferrite.
- La microstruttura, quando generata da un trattamento termico semplice, è costituita da placchette di ferrite ultrafini, che è molto meno di un milionesimo di un metro di spessore. Questo non può essere ottenuto da nessun altro processo commercialmente attuabile. Inoltre, il miglioramento è l'unico meccanismo fatto a caldo per migliorare la durezza e robustezza degli acciai.
- I film duttili di ferrite dispersi intimamente tra le placchette di ferrite fanno in modo che una rottura attutisca l'effetto.
- la diffusione dell'idrogeno nell'austenite è molto più lenta rispetto che alla ferrite; quindi l'austenite può condurre a una resistenza maggiore stress-corrosione.
- Gli acciai con queste microstrutture sono economici; tutto quello che è richiesto è che la concentrazione di silicio dovrebbe essere abbastanza grande per sopprimere cementite.

### ***Le proprietà meccaniche.***

La robustezza della bainite può essere in linea di massima fattorizzata da componenti che sono formati dalla forza intrinseca di ferro temprato puro  $\sigma_{fe}$ , soluzione solida sostituzionale che contribuisce consolidamento  $\sigma_{ss}$ , che rafforzano, a causa di carbonio in soluzione solida  $\sigma_c$ , la quantità di dislocazioni, effetti e grano dal punto di vista microstrutturale. Così:

$$\sigma = \sigma_{fe} + \sum \sigma_{iss} + \sigma_c + \frac{k\varepsilon}{L_3} + \frac{k_p}{\Delta} + C_{10}\rho d$$

$\rho d$  è la densità di dislocamento e  $\Delta$  la distanza media fra una particella di cementite e i suoi due o tre dintorni più vicini. Da misure fatte sulla martensite,  $k\varepsilon$  è circa 115 MPa m ;supponendo che le particelle di cementite siano sferiche e di una dimensione uniforme,  $K_p$  è circa 0.52  $V_\theta$  MPa m, dove  $V_\theta$  è la frazione di volume di cementite. La teoria di dislocamento per metalli cubici a corpo centrato dà  $C_{10} = 0.38 \mu b \sim 7.34 \text{ Pam}$ . Il carbonio e la soluzione solida sostituzionale sono elencati separatamente perché i loro contributi di consolidamento di soluzione solida variano diversamente con concentrazione, mentre per il soluto sostitutivo ce un rapporto diretto.

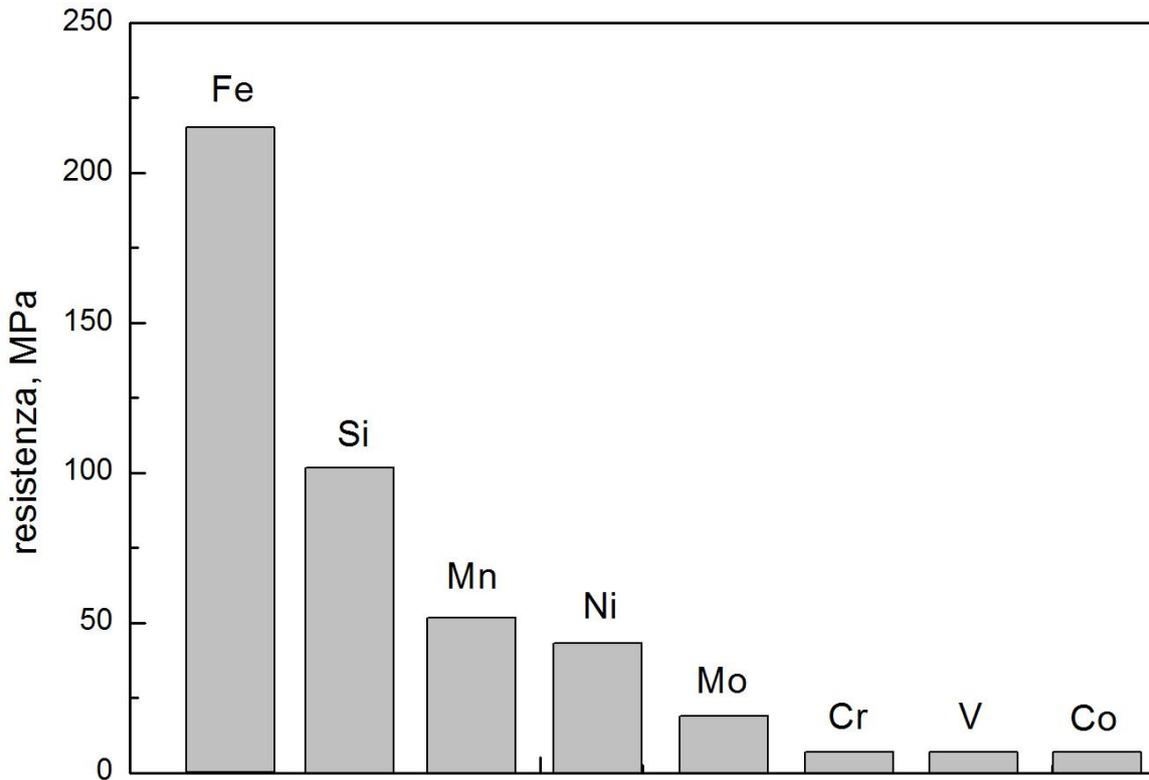


Figura 11.26: (a) contributi per soluzione solida tipici nella ferrite; è inclusa anche la forza intrinseca di ferro puro.

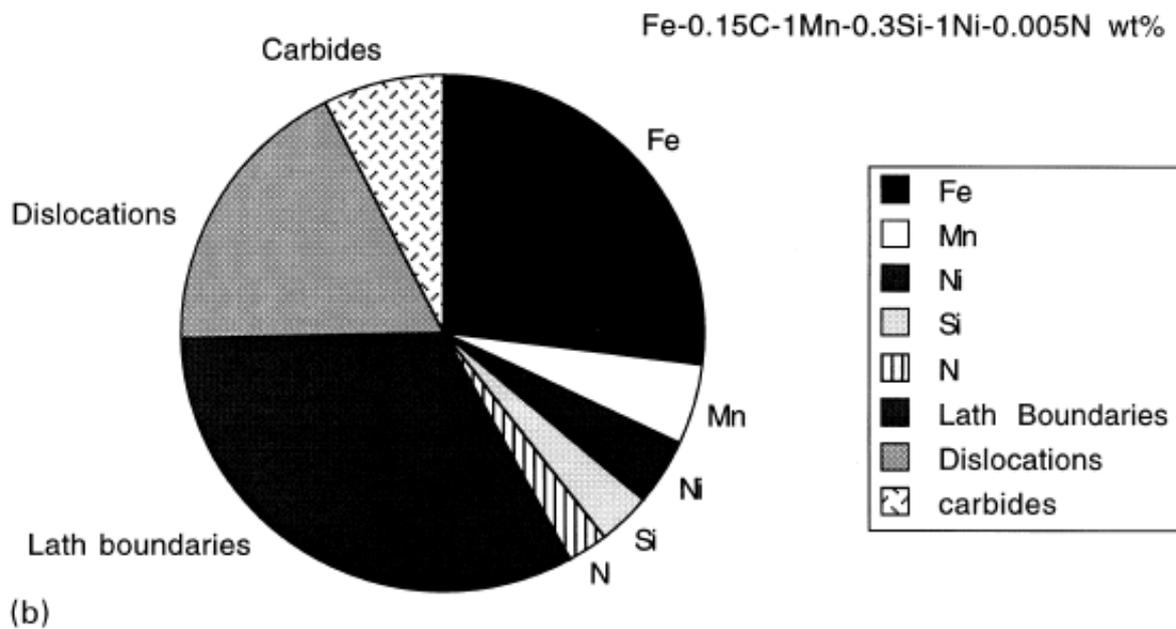


Figura 11.27: (b) contributi stimati alla resistenza di campioni completamente bainitici

La durezza della bainite aumenta linearmente con concentrazione di carbonio, da circa 190 HV per wt%. Si ha un cambiamento di circa 950 HV per il wt% nel caso del carbonio supersaturo di martensite. La temperatura di austenizzazione non influisce sulla durezza a meno che non sia alta sufficientemente a dissolvere tutti i carburi della microstruttura mista, la durezza dipende dalla

temperatura e dalla composizione di trasformazione questo è a causa della stabilità dell'austenite residua che con la trasformazione martensitica cambia la sua concentrazione di carbonio il cui valore limite dipende dalla temperatura di trasformazione per mezzo della curva T0 del diagramma di fase.

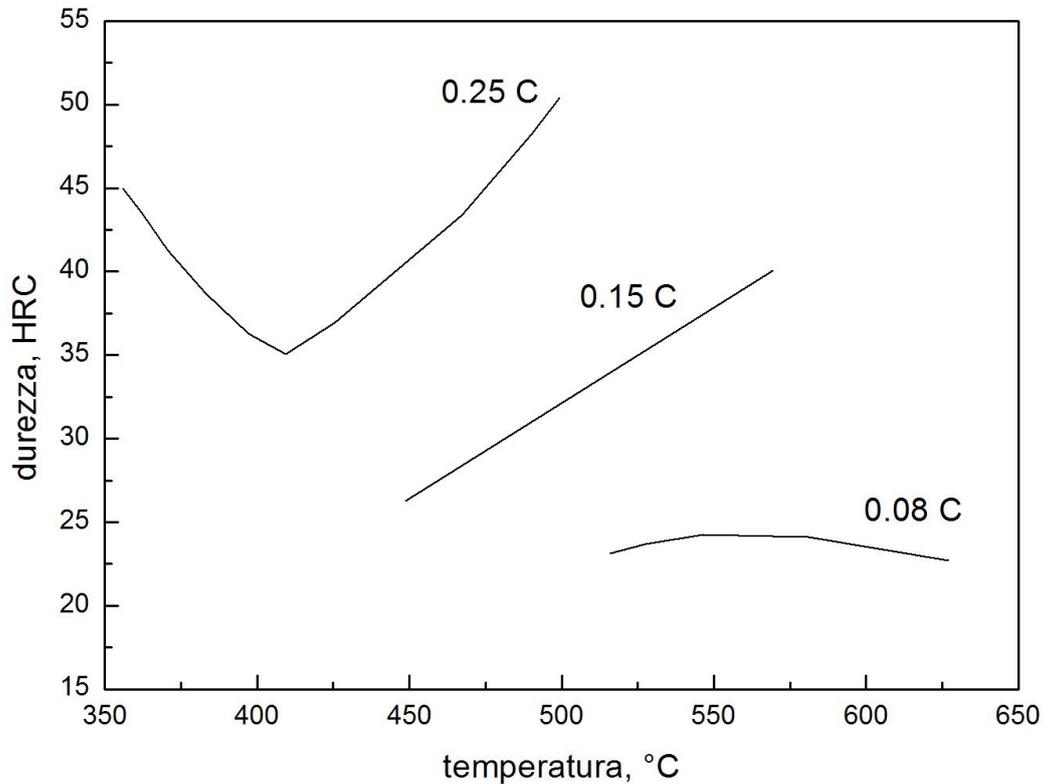


Figura 11.28: variazione della durezza come funzione della temperatura di trasformazione isoterma.

La microdurezza della bainite, in una microstruttura mista di bainite e perlite ottenuta da una trasformazione isoterma, risulta avere un valore minore rispetto a quello della perlite. Questo rimane il caso in cui la perlite e la bainite sono state generate alla stessa temperatura. La durezza della bainite è insensibile alla dimensione del grano austenitico, inoltre la durezza della microstruttura bainitica non è completamente sensibile alla temperatura di austenizzazione.

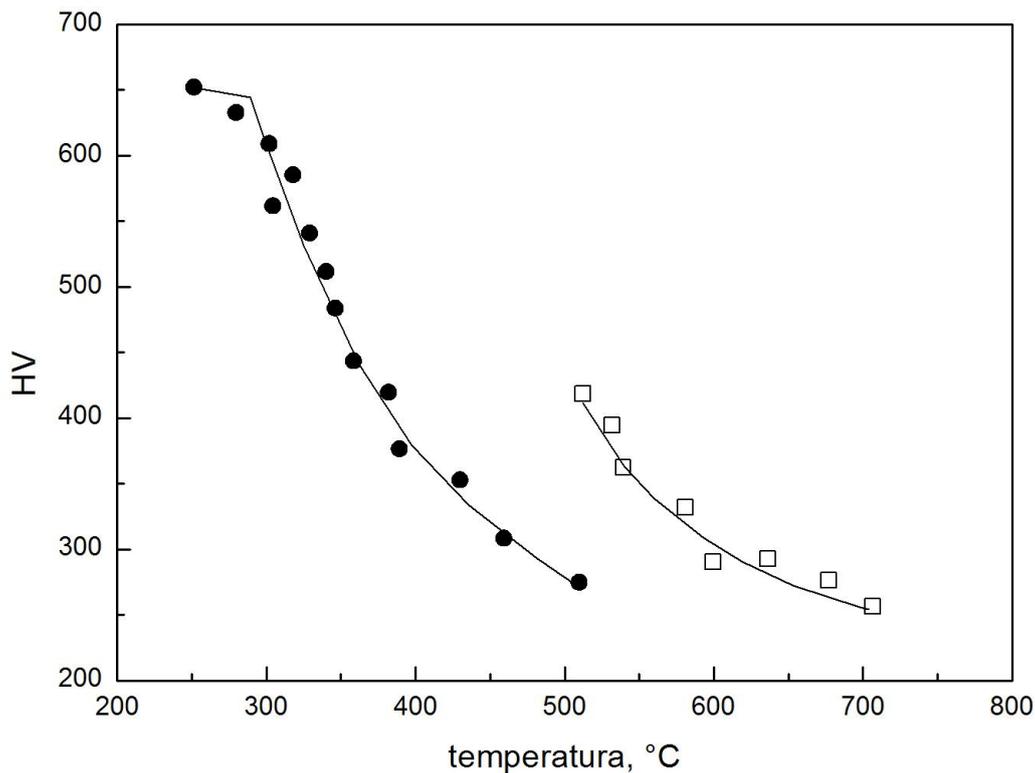


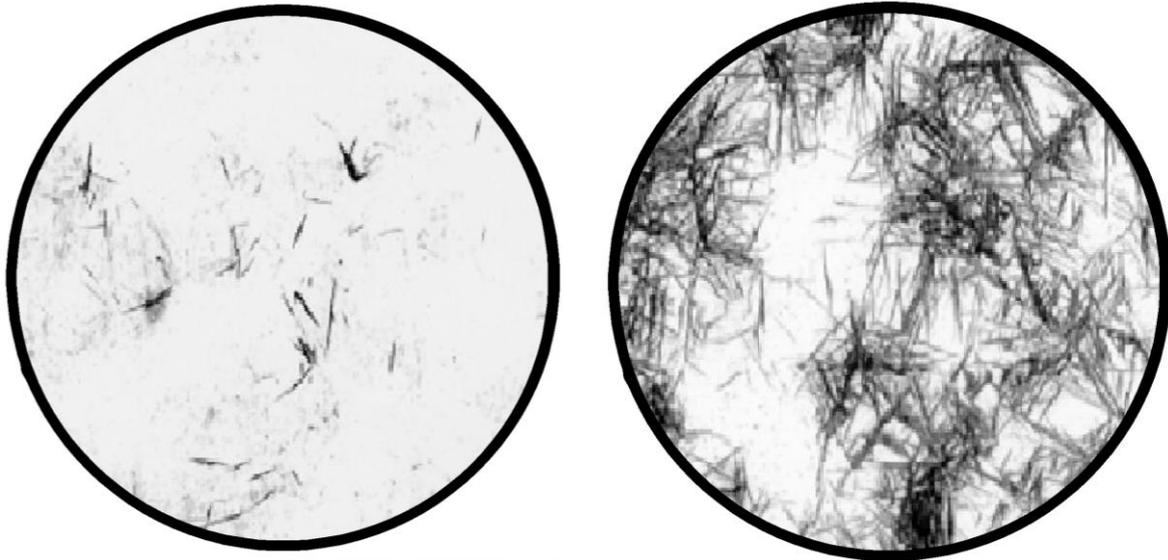
Figura 11.29: dati di microdurezza in una miscela di bainite e perlite.

### **La saldabilità degli acciai bainitici.**

La regione che è adiacente alla zona di fusione di saldatura è influenzata dalla diffusione del calore. Questa regione è quella colpita dal calore (HAZ) heat-affected zone. I suoi confini non devono essere definiti con precisione perché la definizione dipende dalla diffusione del calore. Il calore dissipato nell' HAZ può essere rilevato come la temperatura in qualsiasi punto che Sorge a un massimo e poi scende dolcemente verso il lontano-campo di temperatura. La gravità dei cicli di riscaldamento o raffreddamento, e il picco di temperatura, dipende dalla posizione all'interno della HAZ. Per gli acciai con un elevata durezza, le regioni del HAZ che sono state austenizzate durante il raffreddamento si trasformano in martensite o in un'altra microstruttura dura. Queste regioni dure sono suscettibili a freddo a causa di cracking embrittlement e altre impurità. Questo è il motivo principale per cui la durezza degli acciai provoca il rischio che possano essere difficili da saldare (fig. 1). Il tasso di raffreddamento può essere ridotto durante la saldatura, per evitare la formazione di martensite nel HAZ. Questo può essere fatto con il riscaldamento del campione prima che cominci la saldatura. Ma questo preriscaldamento aggiunge i costi di fabbricazione. È stato stimato, per esempio, che il costo di fabbricazione di una portaerei potrebbe essere ridotto di circa 3 milioni di euro se il numero di pannelli che richiedono preriscaldamento può essere ridotto del 50%.

**Induzione magnetica della bainite.**

E' stato a lungo conosciuto che i campi magnetici influenzano la trasformazione da austenite a martensite. Le due fasi hanno diverse proprietà magnetiche e l'applicazione di un campo magnetico incoraggia la formazione di martensite ferromagnetica. Ohtsuka e collaboratori hanno recentemente verificato lo stesso effetto di un campo magnetico applicato esternamente sulla trasformazione bainitica. Il principale effetto del campo è quello di accelerare la trasformazione. Osserviamo sotto le due figure:



*Figura 11.30: Fe – 0.52C – 0.24Si – 0.84Mn – 1.76Ni – 1.27Cr – 0.35Mo – 0.13V wt% , acciaio austenizzato a 1273 K per 600 s e trasformato isotermicamente in bainite a 573 K per 480 s; seguita da uno spegnimento a temperatura ambiente: (a), zero campo magnetico; (b), campione sotto l'influenza di un campo magnetico 10 tesla durante la trasformazione .*