

Capitolo VI

DIAGRAMMA FERRO-CARBONIO

Gli acciai sono leghe Fe-C rappresentanti il maggior quantitativo di leghe metalliche prodotte dall'uomo annualmente (1 Miliardo di tonnellate/anno). Il successo di tali materiali risiede nella enorme varietà di microstrutture e proprietà meccaniche ottenibili al variare delle composizioni e delle trasformazioni allo stato solido inducibili da trattamento termico. Nello studio degli acciai è quindi utile, per maggior chiarezza, fissare le diverse proprietà del ferro puro, l'effetto derivante dall'aggiunta di carbonio e infine l'effetto dei diversi elementi di lega sulle innumerevoli proprietà ottenibili da tali materiali.

I diagrammi di stato si riferiscono a condizioni di equilibrio ottenibile con raffreddamento sufficientemente lento, sorgono problemi come spesso accade nei casi pratici, in cui tali condizioni di equilibrio non vengono raggiunte.

Il Ferro puro ha un punto di fusione a 1537° C; a 20° C ha peso specifico di 7,84 gr/cm³.

Cristallizza nel sistema cubico.

La più importante proprietà del ferro dal punto di vista metallurgico è il suo polimorfismo cristallino.

Il ferro alfa, stabile al di sotto di 912 °C ed il ferro delta stabile da 1394 °C a 1536 °C hanno cella elementare cubica a corpo centrato, contenente due atomi di ferro.

Tra 9012 °C e 1396 °C vi é il ferro gamma con cella elementare cubica a facce centrate, con quattro atomi di ferro. Tale struttura presenta al centro della cella una grossa lacuna ottaedrica, rendendo ragione della possibilità di formazione con carbonio e azoto di soluzioni solide per intrusione.

A differenza del ferro delta e delle sue soluzioni solide con carbonio e azoto, il ferro alfa presenta a temperatura ordinaria comportamento ferromagnetico. Il ferro alfa ha punto di Curie a 768 °C.

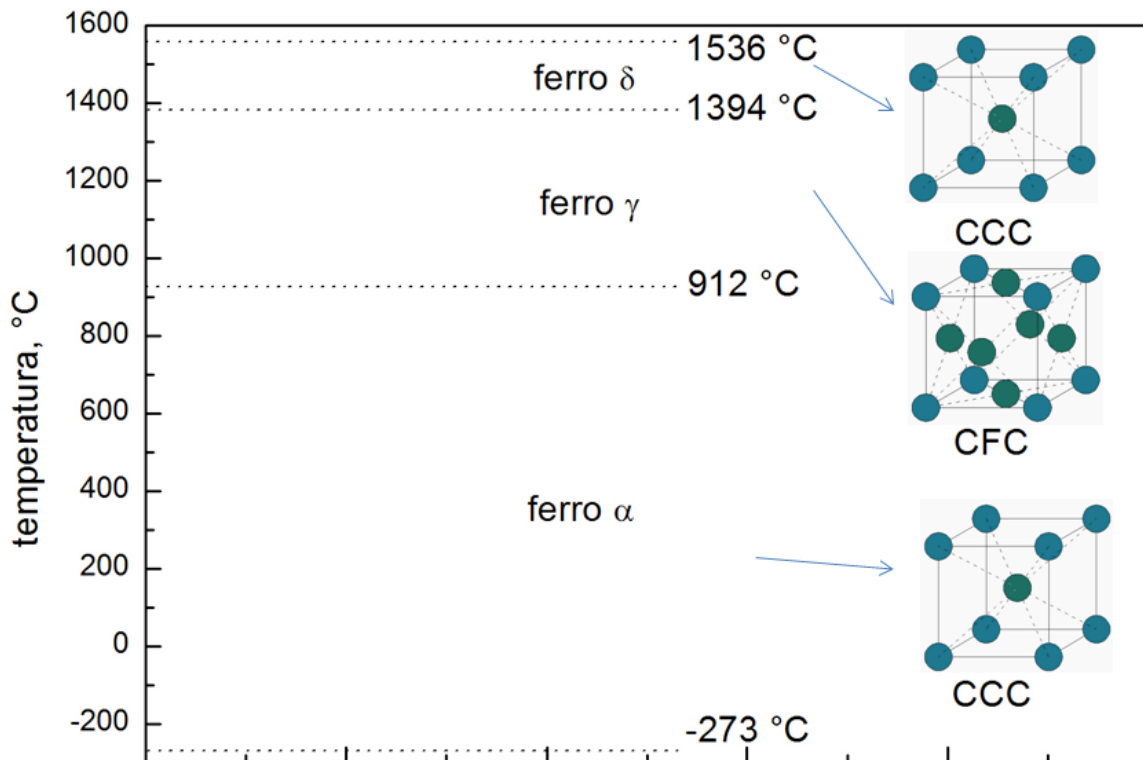


Figura 6.1: modificazioni allotropiche del Ferro al variare della temperatura.

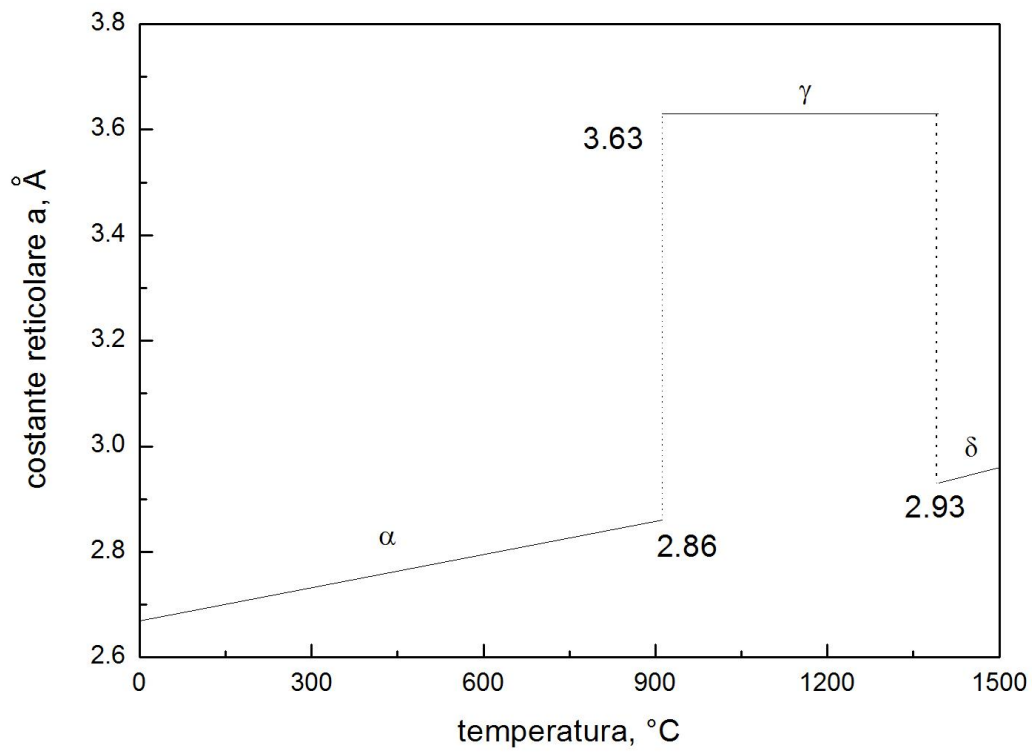


Figura 6.2: variazione del parametro reticolare del ferro puro al variare della temperatura.

L'importanza di tale fenomeno risiede nelle dimensioni dei siti interstiziali dove possono trovare allocazione gli atomi estranei in soluzione solida.

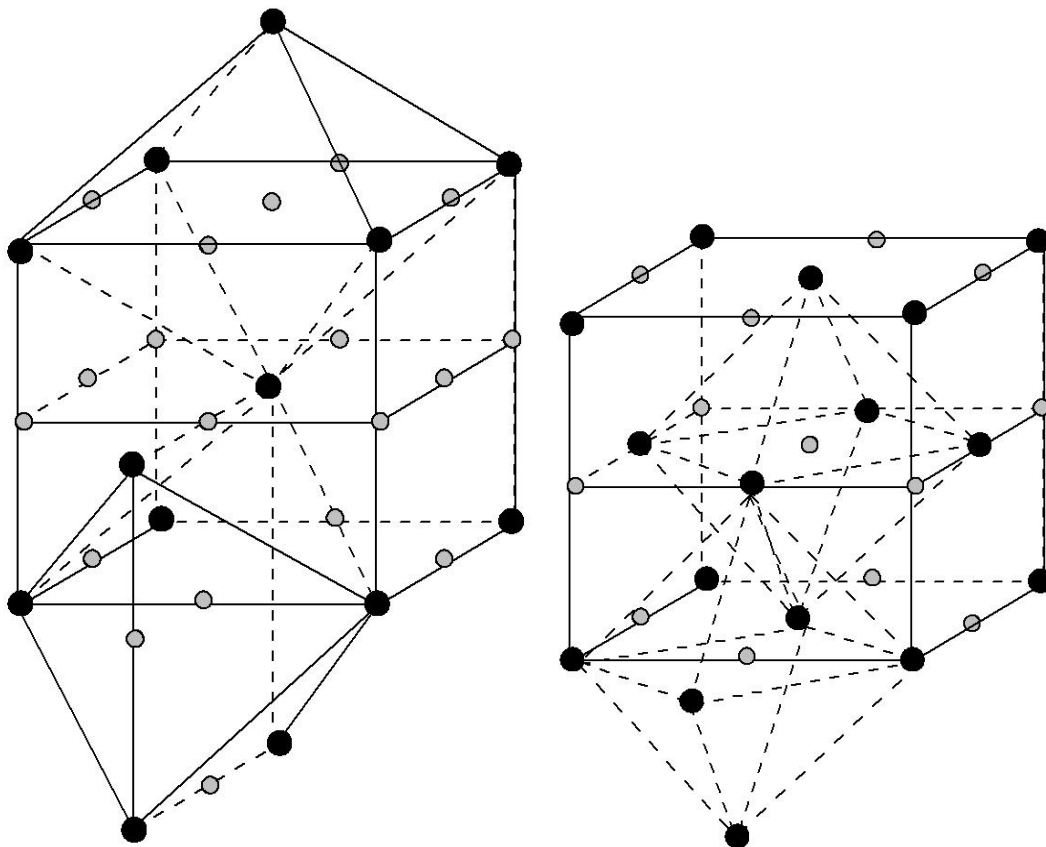


Figura 6.3: Lacune interstiziali nel reticolo del Fe.

Le cavità di maggior dimensione sono le lacune tetraedriche presenti nella struttura ccc, di minore dimensione sono le lacune ottaedriche. La struttura cfc ha maggior spazio a disposizione in posizione ottaedrica pur avendo un fattore d'impacchettamento maggiore della struttura ccc. Nella seguente tabella indichiamo le dimensioni dei diversi spazi interstiziali nelle diverse celle relative alle forme allotropiche del Fe.

		Raggio	Raggio del Fe (Angstrom)
ccc	Tetraedrico	0.29r	0.37
	Ottaedrico	0.15r	0.19
cfc	Tetraedrico	0.23r	0.28
	Ottaedrico	0.41r	0.51

I principali elementi interstiziali che trovano allocazione nel reticolo del ferro sono C e N. La solubilità di tali elementi è funzione delle dimensioni atomiche, riportate nella tabella seguente,

Elemento	Raggio atomico (Angstrom)	Rapporto (r/rFe)
Fe- α	1.28	1
B	0.94	0.73
C	0.77	0.6
N	0.72	0.57
O	0.6	0.47
H	0.46	0.36

e delle diverse modificazioni allotropiche del Fe come riportato nella seguente tabella, gli elementi che possono formare soluzione solida col Fe sono quelli con raggio atomico compreso nell'intervallo 1.05-1.45 Angstrom, corrispondente ad un'adifferenza di $\pm 15\%$.

Solubilità			
	Temperatura °C	wt%	at%
C nel Fe- γ	1150	2.04	8.8
	723	0.8	3.6
C nel Fe- α	723	0.02	0.095
	20	<0.00005	<0.00012
N nel Fe- γ	650	2.8	10.3
	590	2.35	8.75
N nel Fe- α	590	0.1	0.4
	20	<0.0001	<0.0004

La diffusività di tali specie atomiche nel Fe- α è esprimibile attraverso le seguenti equazioni:

$$D_C = 6.2 \times 10^{-3} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \text{ con } Q = 80 \text{ kJ/mol}$$

$$D_N = 3.0 \times 10^{-3} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \text{ con } Q = 76 \text{ kJ/mol}$$

Riportiamo di seguito la variazione della diffusività al variare della temperatura dei diversi elementi nelle strutture che intervengono durante le trasformazioni del ferro,

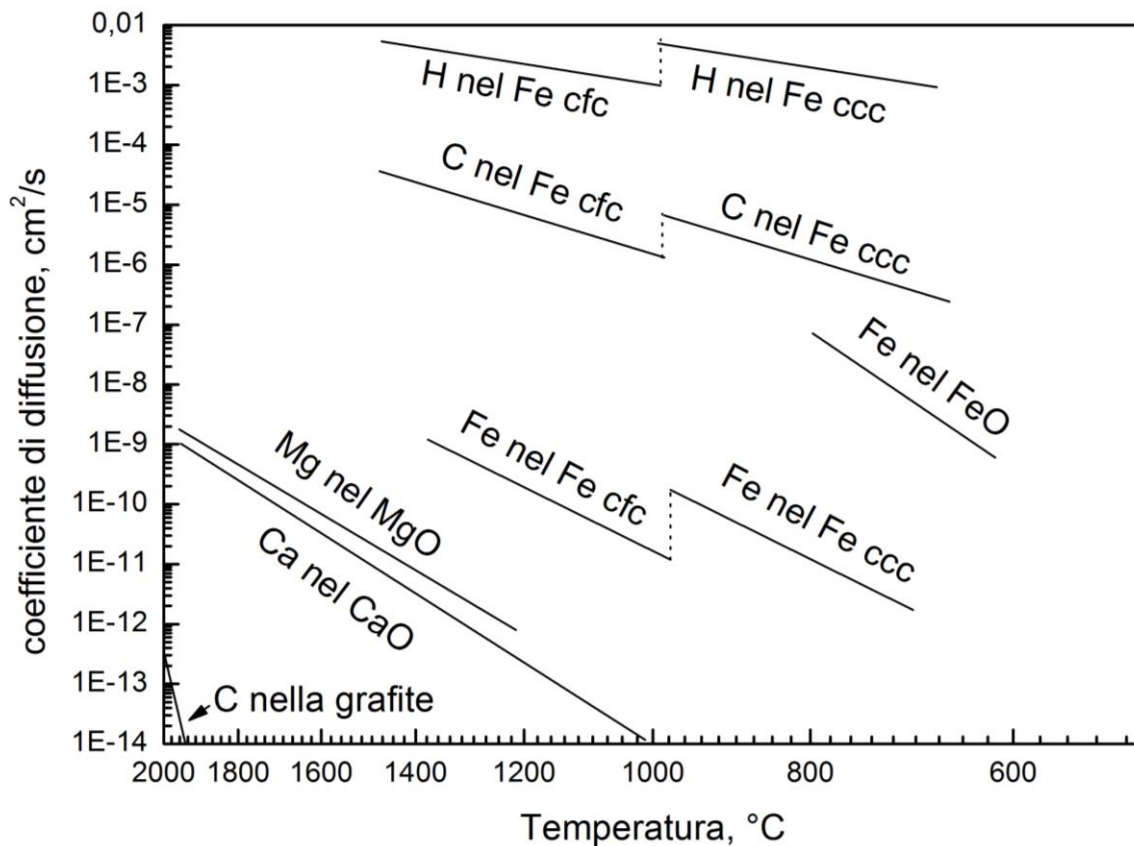


Figura 6.4: Diffusività di diversi elementi nel ferro

In generale i trattamenti di omogeneizzazione composizionale nelle strutture del Fe risultano essere necessariamente più pronunciati in termini di tempo e livello di temperatura quando sono coinvolti elementi sostituzionali piuttosto che interstiziali. Inoltre, ad un fissato livello di temperatura la diffusione di elementi sostituzionali o interstiziali avviene molto più rapidamente nella ferrite piuttosto che nell'austenite. Ciò dipende dal fatto che il ferro- γ è una struttura maggiormente impacchettata rispetto al ferro- α . In generale l'energia di attivazione è minore per un particolare elemento che diffonde nel ferro- α rispetto allo stesso elemento diffondente nel ferro- γ .

Il reticolo FCC presenta siti interstiziali ottaedrici alle coordinate 0,5, 0,5, 0,5 e 0,5, 0, 0; questi sono siti simmetrici, tale fenomeno non si verifica nel reticolo BCC che non possiede siti interstiziali, quindi gli atomi possono sistemarsi solo in maniera sostituzionale.

Per i cristalli con struttura cubica a corpo centrato le lacune saranno:

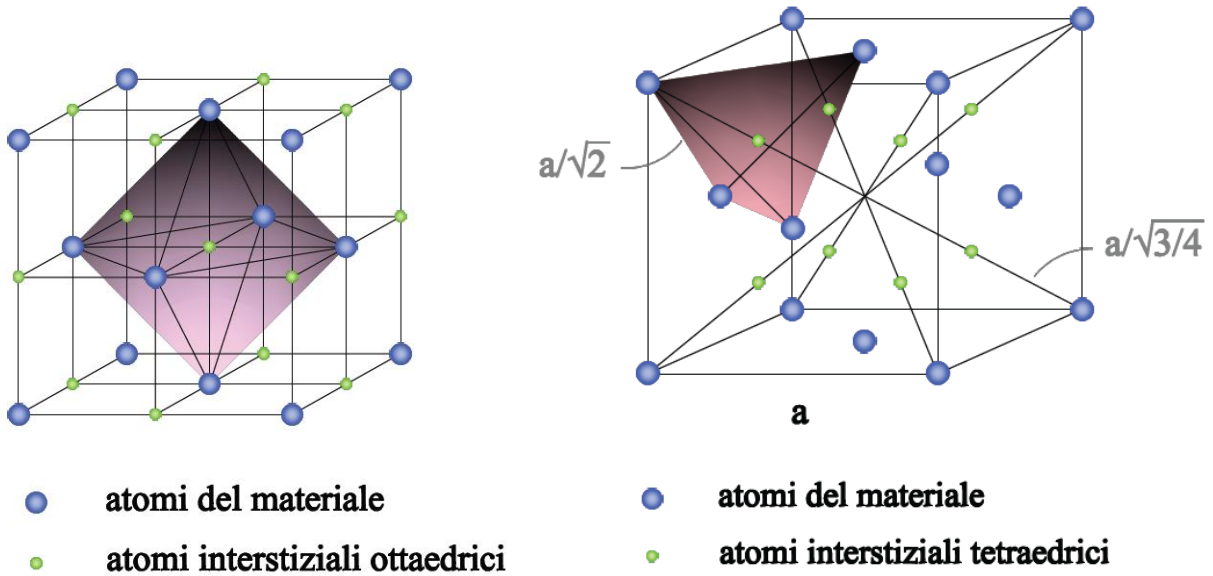


Figura 6.5: siti reticolari tetraedrici e ottaedrici.

Per i cristalli con struttura cubica a facce centrato le lacune saranno:

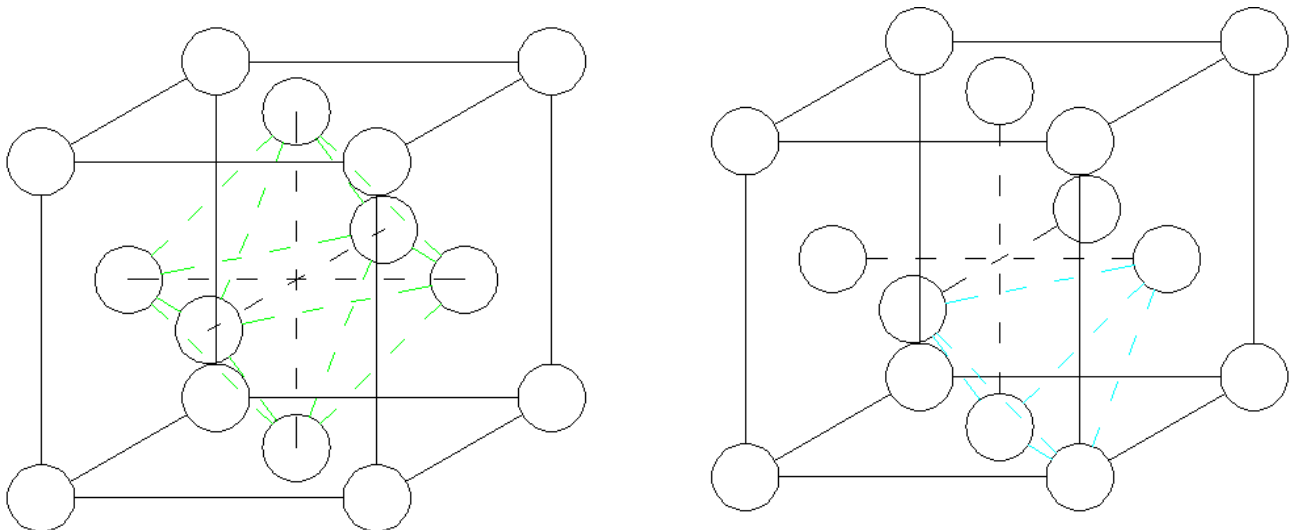


Figura 6.6: Lacune nei reticoli FCC

Per tale motivo la solubilità del C e dell’N nel reticolo FCC è maggiore che nel reticolo BCC. La solubilità del C nel reticolo BCC è bassissima (0.02%), per questo motivo a temperatura ambiente si trova la struttura metastabile del carburo Fe₃C (cementite). La maggior parte dei soluti nel ferro occupa siti sostituzionali. Tale proprietà viene utilizzata per l’aumento di resistenza degli acciai:
-P e Pt hanno un effetto enorme
-Ni, Si e Mn hanno un buon effetto.

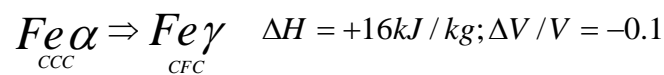
Class	Distinguishing Features	Typical Uses	Source of Strengthening
Cast Iron	More than 2% C and 1 to 3% Si	Pipes, valves, gears, engine blocks	Ferrite-pearlite structure as affected by free graphite
Plain-carbon steel	Principal alloying element is carbon up to 1%	Structural and machine parts	Ferrite-pearlite structure if low carbon; quenching and tempering if medium to high carbon
Low-alloy steel	Metallic elements totaling up to 5%	High strength structural and machine parts	Grain refinement, precipitation, and solid solution if low carbon; otherwise quenching and tempering
Stainless steel	At least 10% Cr; does not rust	Corrosion resistant piping and nuts and bolts; turbine blades	Quenching and tempering if < 15% Cr and low Ni; otherwise cold work or precipitation
Tool steel	Heat treatable to high hardness and wear resistance	Cutters, drill bits, dies	Quenching and tempering, etc.

Strutture cristalline e punti di trasformazione del ferro puro.

Il ferro puro è molto difficile da ottenere tecnologicamente. La sua resistenza a scorrimento teorica è stimata essere intorno a 21.000 MN/m² equivalente ad una resistenza a trazione di 11.000 MN/m². La figura 6.7 mostra i differenti punti di trasformazione e la curva dell'analisi termica corrispondente. Oltre alla fusione, il ferro presenta due trasformazioni di fase importanti allo stato solido, corrispondenti a dei cambiamenti della struttura cristallina corrispondenti a delle trasformazioni isoterme (per nucleazione e crescita).

Le temperature corrispondenti vengono indicate con Ae3 ed Ae4 (nelle condizioni di equilibrio).

A_{e3} (912 °C)



A_{e4} (1394 °C)

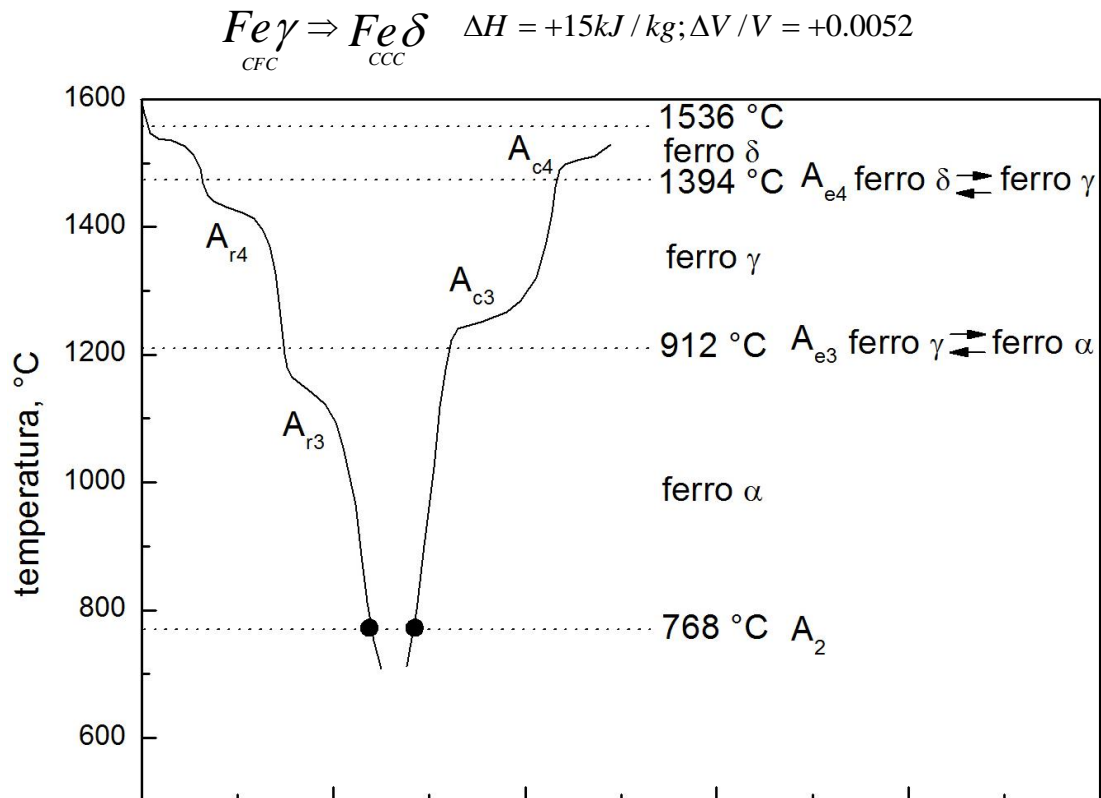


Figura 6.7: differenza tra le temperature durante il riscaldamento e il raffreddamento del ferro puro.

I costituenti strutturali del diagramma Fe-Fe₃C sono:

- ferrite, soluzione solida del carbonio nel ferro α ,
- austenite, soluzione solida del carbonio nel ferro γ ,
- ferrite δ , soluzione solida del carbonio nel ferro δ ,
- cementite, composto interstiziale Fe₃C,
- perlite, eutettoide Fe-Fe₃C,
- ledeburite, eutettico Fe-Fe₃C.

Considerando l'effetto che la temperatura ha sullo spostamento dei punti critici, si distingue tra punti critici in condizioni di riscaldamento o in condizione di raffreddamento.

Per il punto A1 si distingue tra:

- A_{e1}: temperatura di equilibrio della trasformazione,
- A_{c1}: temperatura di formazione dell'austenite in condizione di riscaldamento,
- A_{r1}: temperatura di trasformazione austenite-ferrite+cementite in condizioni di raffreddamento.

Per il punto A3 si distingue tra:

- A_{e3}: temperatura di equilibrio della trasformazione,
- A_{c3}: temperatura di trasformazione ferrite-austenite in condizione di riscaldamento,
- A_{r3}: temperatura di trasformazione ferrite-austenite in condizione di raffreddamento.

Per il punto Acm si distingue tra:

- A_{cm}: temperatura di equilibrio della trasformazione,
- A_{ccm}: temperatura di dissoluzione cementite-austenite in condizione di riscaldamento,
- A_{rcm}: temperatura di miscelamento dell'austenite satura in cementite in condizione di raffreddamento.

Le suddette trasformazioni sono reversibili ma presentano fenomeni di isteresi, si osserva cioè uno spostamento dei punti critici che dipende dal tipo del ciclo termico (riscaldamento e raffreddamento).

E' convenzione contrassegnare con un pedice "c" le trasformazioni al riscaldamento e con "r" le trasformazioni al raffreddamento.

Ar3 = Fe Gamma in Fe Alfa

Ac3 = Fe Alfa in Fe Gamma

Molto importante è la presenza, nelle curve T(t) oppure Dl(T), di una isteresi Ac-Ar, dipendente dalla direzione della trasformazione (se viene effettuata riscaldando oppure raffreddando).

L'ampiezza di tale isteresi aumenta con la velocità di variazione della temperatura e con il tenore di impurezze nel metallo.

Questa isteresi è molto evidente per il punto A3 ed è dovuta essenzialmente ad un abbassamento di Ar3 (che diventa 898°C per una velocità di raffreddamento di 120°C/s, e 892°C per una velocità di raffreddamento di 720°C/s).

Il ferro puro ha le seguenti proprietà fisiche:

Massa molare M : 55.847

Parametri cristallini:

Fe α (CCC) a = 0.2866 nm a 20°C

Fe γ (CFC) a = 0.3647 nm a 916°C

Le proprietà medie del ferro policristallino sono:

r : densità (20°C) 7870 kg/m³

c : capacità termica per unità di massa :

Fe α (fra 20 e 700°C) da 0.45 a 0.95 kJ/kg K

Fe γ (fra 900 e 1400°C) da 0.51 a 0.72 kJ/kg K

l : conduttività termica: fra 0 e 800°C da 75 a 30 W/m K

a : coefficiente di dilatazione lineare:

Fe α (fra 100 e 600°C) da 12.6 a 16 10⁻⁶ K⁻¹

Fe γ (fra 900 e 1100°C) 23.4 10⁻⁶ K⁻¹

Come considerazione generale dobbiamo tener conto del fatto che il diagramma cui si fa di solito riferimento è quello dell'equilibrio metastabile ferro-cementite, la cementite è metastabile e il diagramma di equilibrio è quello tra ferro e grafite. Ora la grafite si forma facilmente nelle ghise (2-4%C) mentre molto difficilmente negli acciai (0.03-1.5%C). Di conseguenza nella pratica siderurgica e metallurgica si fa riferimento, per praticità, al diagramma metastabile. In generale nel diagramma metastabile le linee di trasformazione sono leggermente spostate verso il basso.

Le caratteristiche meccaniche, a parte il modulo di Young, dipendono dalla purezza del metallo e dalla grandezza del grano:

Rm = 180-290 MPa

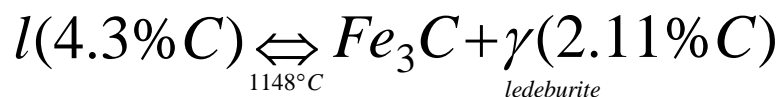
Re = 100-170 MPa

HB = 45-55

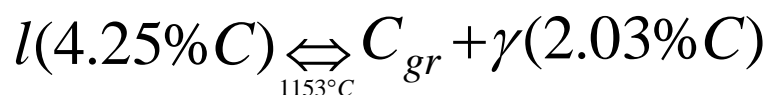
E = 210 GPa

a) Trasformazione eutettica:

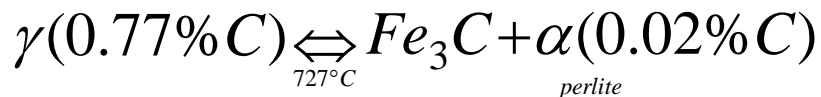
-diagramma metastabile



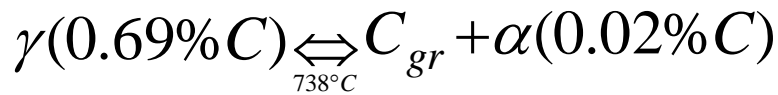
-diagramma stabile



- b) Trasformazione eutettoidica:
-diagramma metastabile



-diagramma stabile



- c) Trasformazione peritettica:

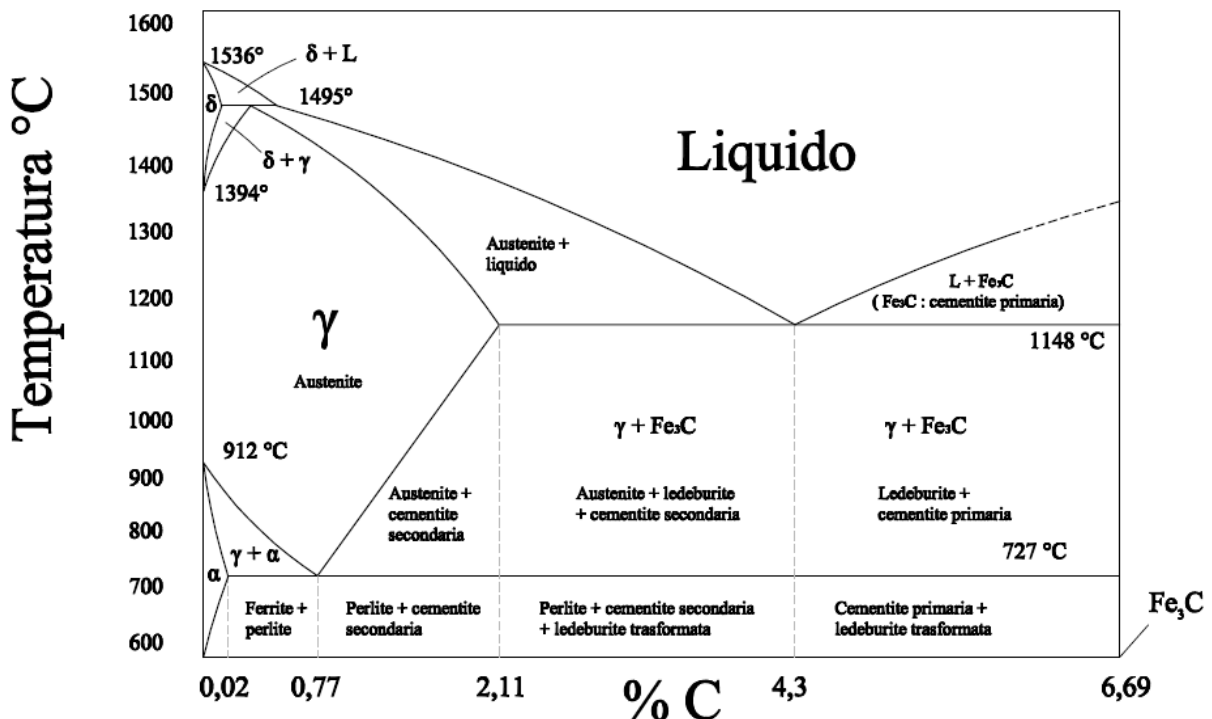
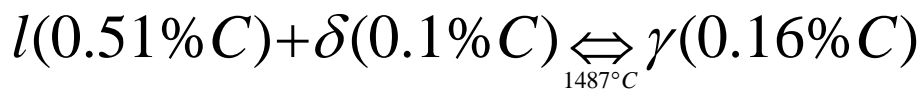


Figura 6.8: diagramma di stato ferro-cementite.

Il diagramma mostra la grande differenza tra il campo di esistenza del Fe- γ rispetto a quello del Fe- α , mostrando la maggiore solubilità del C nel Fe- γ con un massimo del 2.11% a 1148°C. Il campo di esistenza del Fe- α è notevolmente ristretto con un massimo di solubilità del C dello 0.02% a 723°C.

Le temperature delle trasformazioni indicate precedentemente sono convenzionalmente designate in metallurgia con la lettera A (anomalia), seguita da un indice numerico:

A4 = TEMPERATURA DELLA TRASFORMAZIONE

Fe gamma in Fe delta e viceversa

A3 = TEMPERATURA DELLA TRASFORMAZIONE

Fe gamma in Fe alfa e viceversa

A2 = PUNTO CURIE; TEMPERATURA DELLA TRASFORMAZIONE

Fe alfa paramagnetico in Fe alfa ferromagnetico e viceversa

Con la notazione A1 si suole indicare la temperatura dell'eutettoide del sistema ferro-carbonio (723° C).

A4 = TEMPERATURA DELLA TRASFORMAZIONE

Fe gamma in Fe delta e viceversa

A3 = TEMPERATURA DELLA TRASFORMAZIONE

Fe gamma in Fe alfa e viceversa

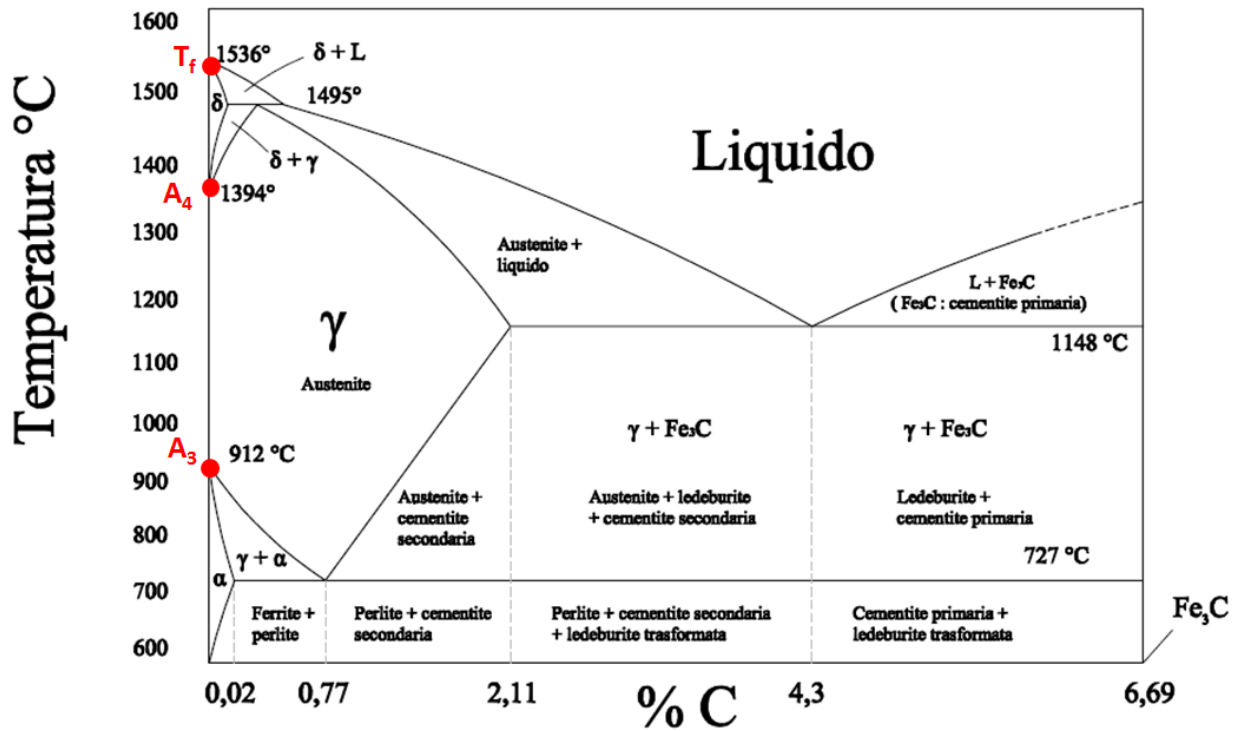


Figura 6.9: diagramma di stato ferro-cementite con i punti di trasformazione A3, A4 e fusione..

A2 = PUNTO CURIE; TEMPERATURA DELLA TRASFORMAZIONE

Fe alfa paramagnetico in Fe alfa ferromagnetico e viceversa

Con la notazione A1 si suole indicare la temperatura dell'eutettoide del sistema ferro-carbonio (723° C).

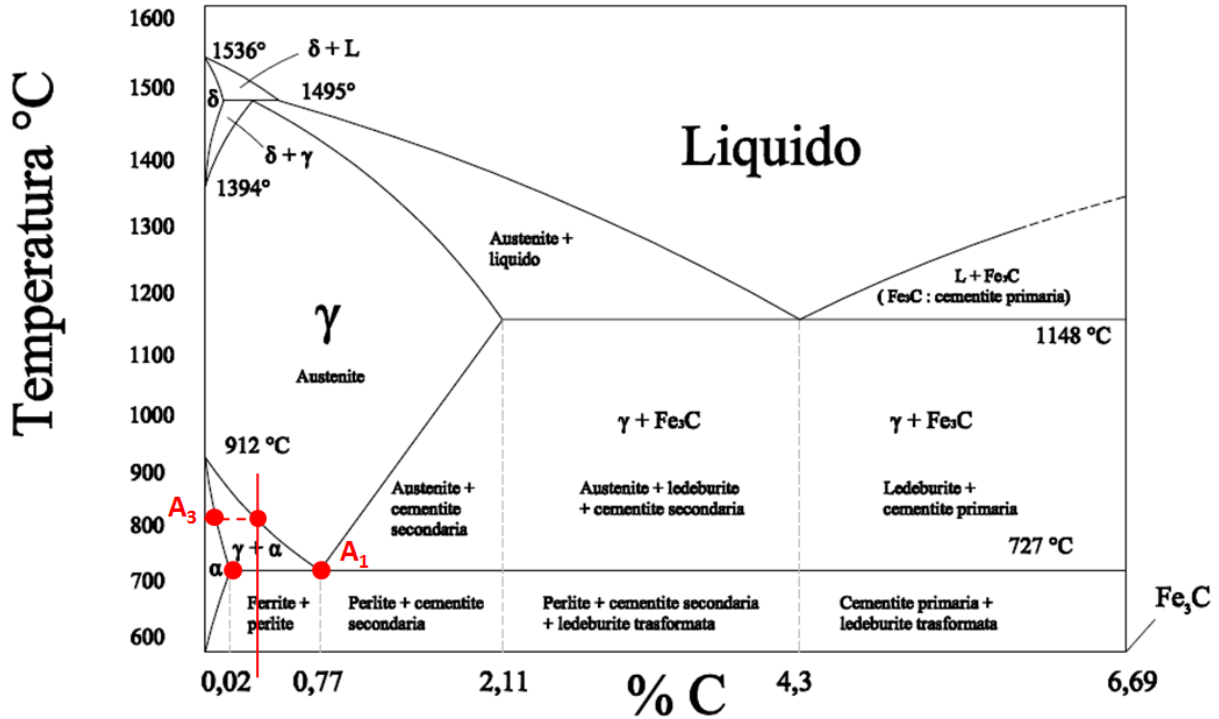


Figura 6.10: diagramma di stato ferro-cementite con trasformazione Austenite-perlite.

A₁ è la temperatura dell'equilibrio austenite-perlite, l'austenite si forma al riscaldamento per la decomposizione della ferrite e della cementite nella perlite oppure si forma al raffreddamento formando perlite come ferrite eutettoidica+cementite.

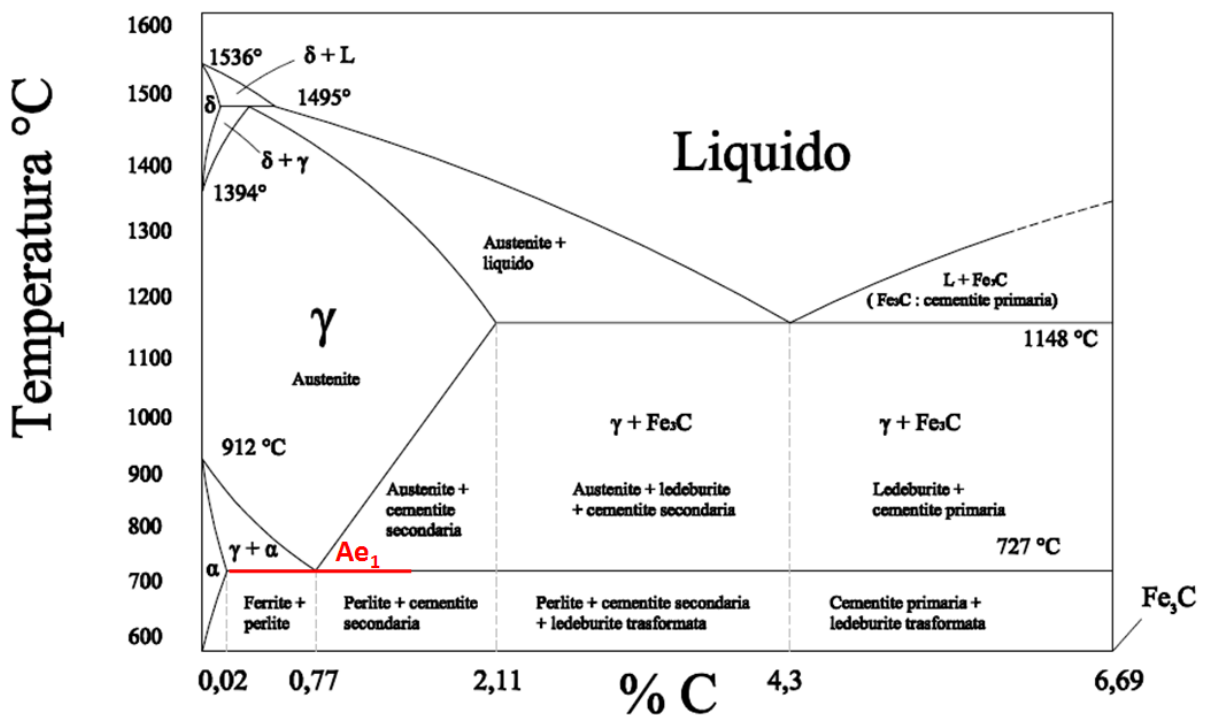


Figura 6.11: diagramma di stato ferro-cementite con trasformazione Ae1.

A3 è la temperatura dell' equilibrio austenite-ferrite negli acciai ipoeutetoidici al di sopra della quale vi è stabilità della sola austenite.

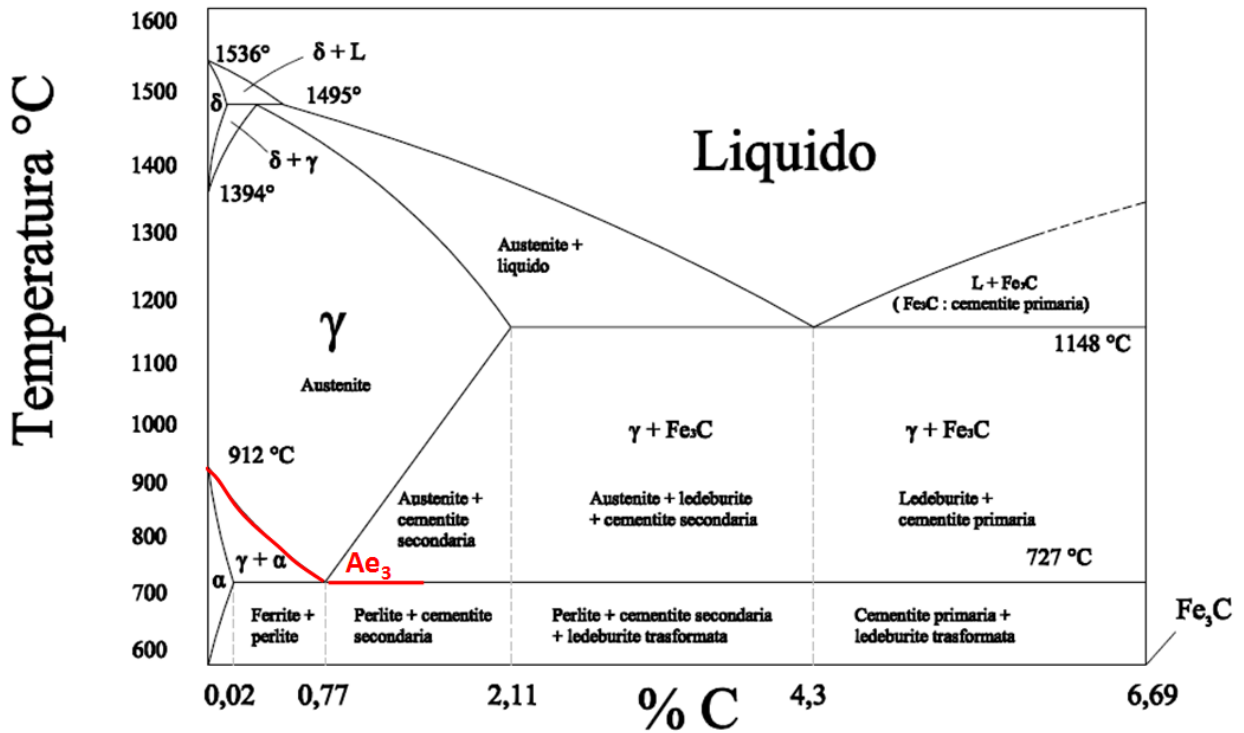


Figura 6.12: diagramma di stato ferro-cementite con trasformazione Ae3.

Acm è la temperatura dell' equilibrio austenite-cementite negli acciai ipereutetoidici al di sopra della quale vi è stabilità della sola austenite.

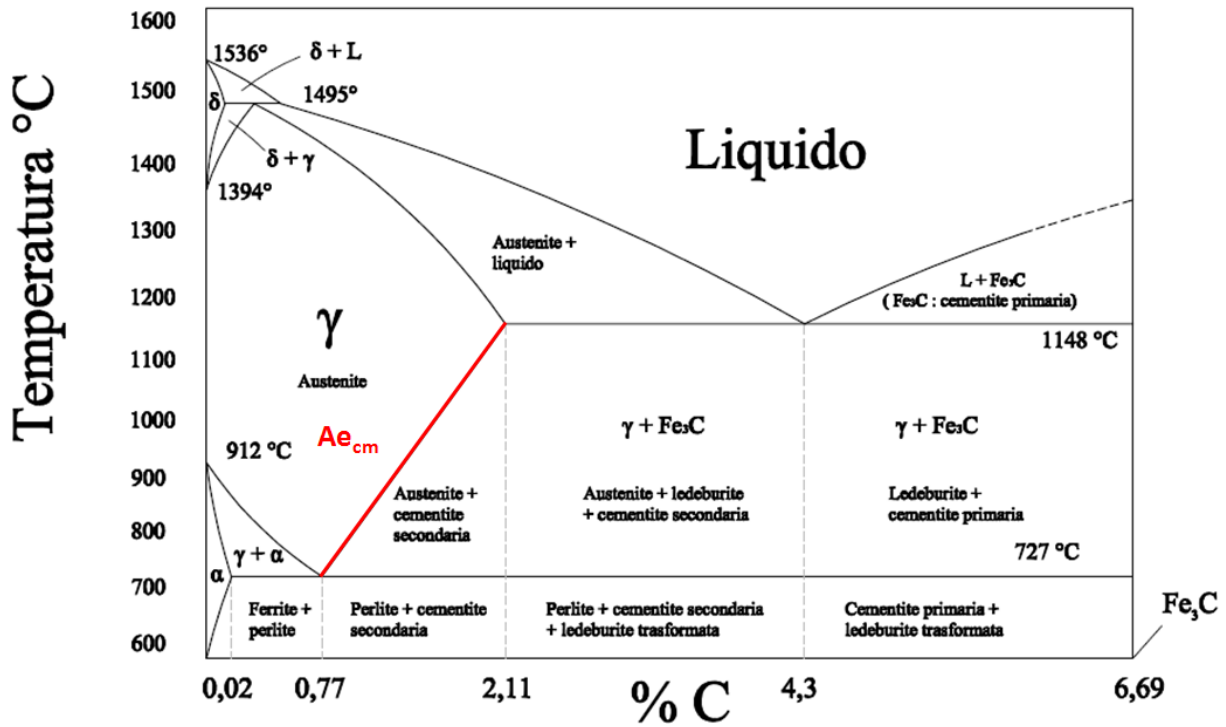


Figura 6.13: diagramma di stato ferro-cementite con trasformazione Ae_{cm}.

A₄ è la temperatura dell'equilibrio austenite-ferrite δ al di sotto della quale è stabile solo l'austenite.

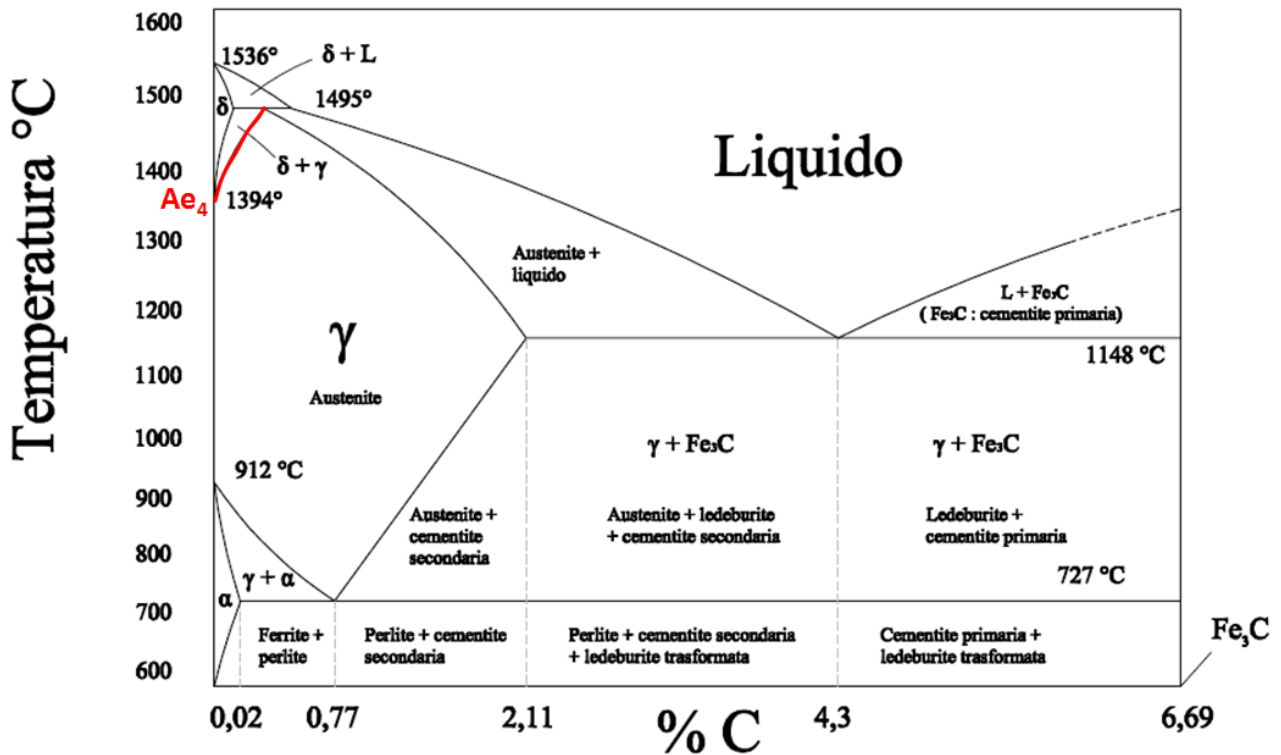


Figura 6.14: diagramma di stato ferro-cementite con trasformazione Ae₄.

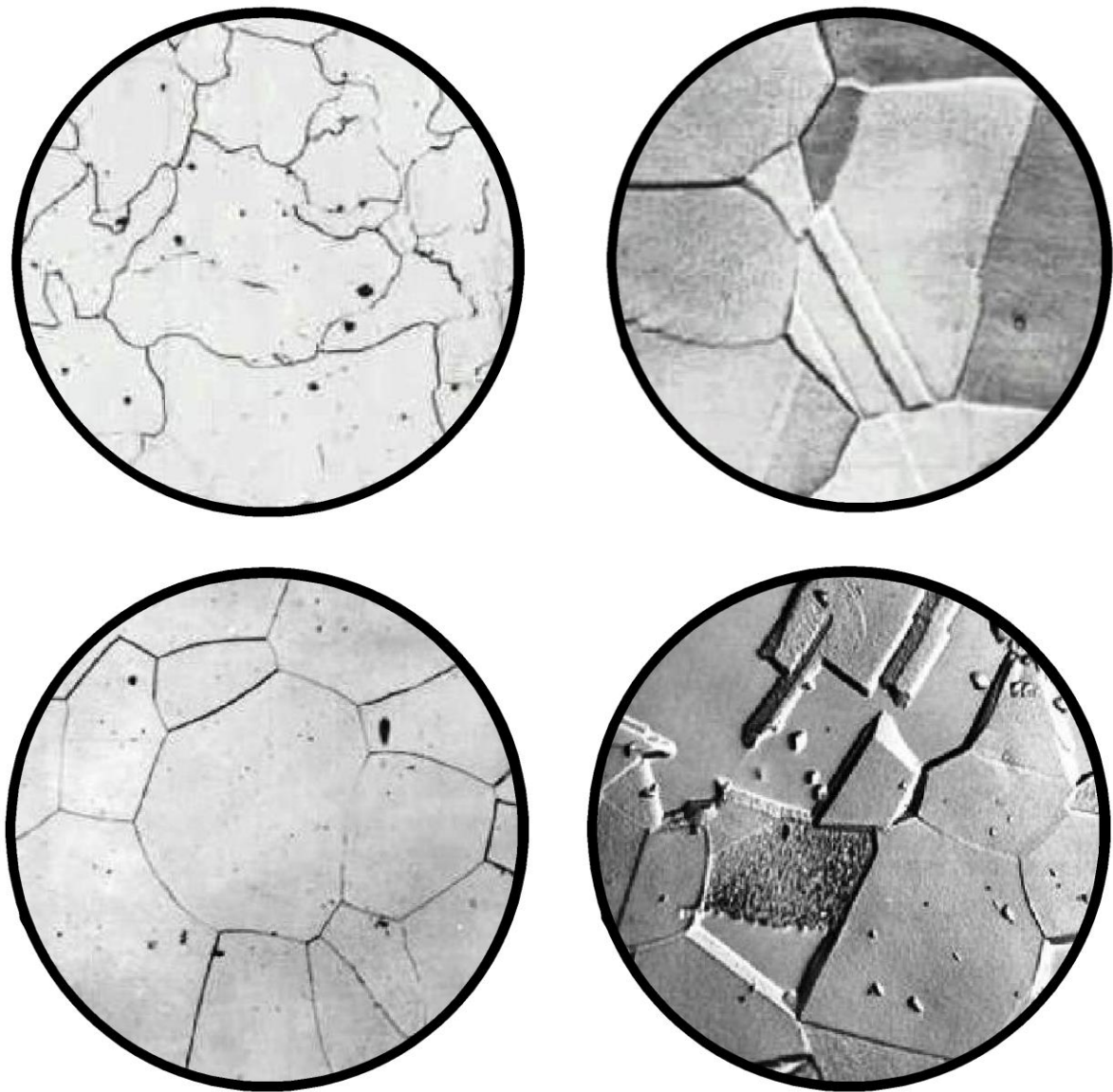


Figura 6.15: micrografie ottiche della ferrite e dell'austenite.

Proprietà del Ferro alfa e gamma

Il ferro alfa è capace di sciogliere una quantità molto piccola di carbonio: 0,036% a 723° C.

All'osservazione microscopica questa fase si presenta sottoforma di cristalli poliedrici, e viene usualmente denominata ferrite.

Come tale è presente negli acciai ipoeutetoidici. Il carbonio ricotto e normalizzato è caratterizzato da elevata duttilità e malleabilità. Presenta resistenza a trazione di circa 27 Kg/mm², allungamento di circa il 40% e strizione di circa il 75%, durezza Brinell circa 70.

Ferro alfa o comunemente chiamata ferrite: è la forma di ferro stabile a temperature inferiori a 911 °C con il suo caratteristico reticolo cristallino cubico corpo centrato.

Il carbonio non si scioglie nel ferro alfa o, per dire meglio, si scioglie solo in quantità molto piccola.

Per esempio: a 723 °C la soluzione solida di carbonio nel ferro α è appena di 20 milligrammi ogni 100 grammi di ferro ed è questa la solubilità massima: a 20 °C, infatti, la solubilità è inferiore a 8 milligrammi ogni 100 grammi di ferro.

Queste solubilità, espresse in atomi di carbonio per celle unitarie, sono le seguenti: a 723 °C, 12 atomi di carbonio per 1000 celle unitarie, a temperatura ambiente meno di 4 atomi di carbonio ogni 1000 celle unitarie.

Il ferro gamma discioglie quantità di carbonio variabile con la temperatura fino ad un massimo di circa il 2% fino a 1130°.

Tale soluzione solida è detta austenite. Dal punto di vista micrografico l'aspetto è quello di grani poliedrici, in genere a spigoli vivi e di forma più complessa di quella dei cristalli di ferrite.

Può essere ottenuta a temperatura ambiente solo in presenza di opportuni quantitativi di elementi stabilizzanti: si comportano in tal modo essenzialmente Nichel, Manganese, Cobalto e Rame capaci di cristallizzare come l'austenite in forma cubica facce centrate, e pertanto di formare col ferro gamma SOLUZIONI SOLIDE PER SOSTITUZIONE AMPLIANDO IL CAMPO DI STABILITA' ANCHE A CARBONIO E AZOTO i quali danno origine nel ferro gamma a soluzioni solide PER INTRUSIONE.

I suddetti elementi vengono indicati come elementi austenitizzanti in contrapposizione a quelli che capaci di cristallizzare in forma cubica corpo centrato come il ferro gamma o comunque di formare con quest'ultimo ampi campi di soluzione solida agiscono come stabilizzanti della ferrite.

Fra questi elementi detti alfojeni figurano: Cromo, Tungsteno, Molibdeno e Vanadio. Si comportano da alfojeni pur avendo una struttura cristallina diversa da quella del ferro anche: Alluminio, Silicio, Fosforo.

Austenite: è la soluzione solida di carbonio o di altri elementi nel ferro gamma.

Tipica è la soluzione solida di Nichel e di Cromo negli acciai inossidabili detti appunto austenitici.

Negli acciai comuni al carbonio, l'austenite non è mai presente a temperatura ambiente, tranne che in casi particolari di trattamenti termici non condotti in maniera idonea.

Cementite

È un composto di tipo interstiziale che compare nel diagramma ferro-carbonio di composizione Fe₃C.

La cementite ha un reticolo rombico, presenta caratteristiche ferromagnetiche con punto Curie a 210°C.

È un costituente duro (circa 550 Brinell), fragile (allungamento a rottura nullo), che si presenta all'osservazione microscopica sotto forma di piccoli cristalli irregolari.

Si trova negli acciai ipereutetoidici raffreddati lentamente e nelle ghise grigie (cementite proeutetoidica) oppure come minutissimi cristalli arrotondati in acciai completamente ricotti (cementite globulare).

La cementite si trova di solito nelle strutture di tipo eutetoidico (perlite) sotto forma di minutissime lamelle frammiste a lamelle di ferrite. La cementite primaria appare sotto forma di cristalli poliedrici ad alto potere riflettente.

Trasformazioni e sistemi di equilibrio nel Diagramma Fe-C

Nel diagramma Fe-Fe₃C, compaiono le seguenti trasformazioni:

TRASFORMAZIONE PERITETTICA a 1492° C con

C = 0,18%

Fe delta + liquido = Fe gamma (e viceversa)

TRASFORMAZIONE EUTETTICA a 1130°C con
C = 4,3%
Liquido = Fe gamma + Fe₃C (e viceversa)

TRASFORMAZIONE EUTETTOIDICA a 723° C con
C = 0,8%
Fe gamma = Fe alfa + Fe₃C (e viceversa) [A1]

A seconda della posizione del punto rappresentato della lega ferro-carbonio sul diagramma di stato, si ottengono strutture metallografiche designate con particolari denominazioni.

La struttura eutettoidica costituita da un'intima miscela meccanica di ferrite e cementite é nota col nome di perlite.

La struttura eutettica costituita da un' intima miscela meccanica di austenite e cementite e' nota col nome di ledeburite. Dal diagramma di stato risulta evidente che si può avere una struttura ledeburitica solo tra 1130° C e 723° C.

Al di sotto di tale temperatura l'austenite ledeburitica, dalla quale si sarà in precedenza segregata nell'intervallo suddetto, un certo quantitativo di cementite proeutettoidica (prima dell'eutettoide), si trasforma eutettoidicamente in ferrite e cementite: in tal caso si parla di ledeburite trasformata.

Strutture relative al Diagramma Ferro-Carbonio

Per un tenore di carbonio fino a 0,8%, troviamo cristalli di ferrite su fondo perlitico.

Con carbonio uguale a 0,8% cristalli piccoli di ferrite e cementite (struttura eutettoidica: perlite).

Con carbonio compreso da 0,8% a 2%, troviamo cristalli di cementite proeutettoidica su fondo perlitico.

Con carbonio compreso da 2% a 4,3%, troviamo struttura di fondo di tipo perlitico con piccoli quantitativi di cementite proeutettoidica segregati dall'austenite primaria. L'austenite secondaria, segregata dall'austenite ledeburitica e in cristalli piccolissimi e fa parte della struttura di fondo, e con carbonio uguale a 4,3%, troviamo struttura ledeburitica trasformata.

Con carbonio oltre il 4,3%, troviamo cristalli di cementite primaria su fondo ledeburitico trasformato.

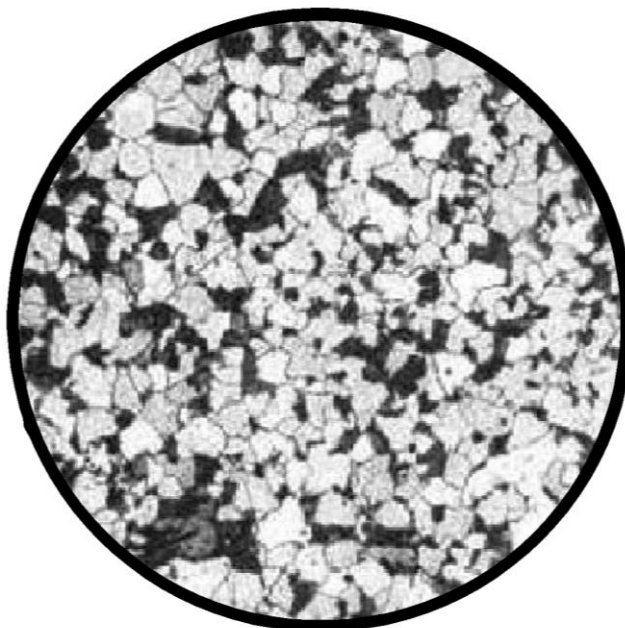
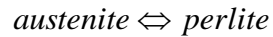


Figura 6.16: micrografie ottiche della perlite.

Perlite: è un aggregato costituito da lamelle alternate di ferrite e cementite (parte scura).
La perlite si può presentare al microscopio in varie forme a seconda dello stato in cui si trova l'acciaio o a seconda che esso abbia subito qualche trattamento termico.

Trasformazione perlitica:

Nell'intervallo $T_e + 500\text{ }^\circ\text{C}$ la trasformazione di un acciaio eutettoidico è la seguente:



La perlite è un aggregato di ferrite e cementite costituito da colonie formate da lamelle alternate che crescono seguendo diverse orientazioni; è una trasformazione che procede per nucleazione ed accrescimento. La formazione di tale struttura conferisce un'ingente resistenza agli acciai e questo ha condotto in passato a notevoli studi sulla sua formazione e le sue trasformazioni.

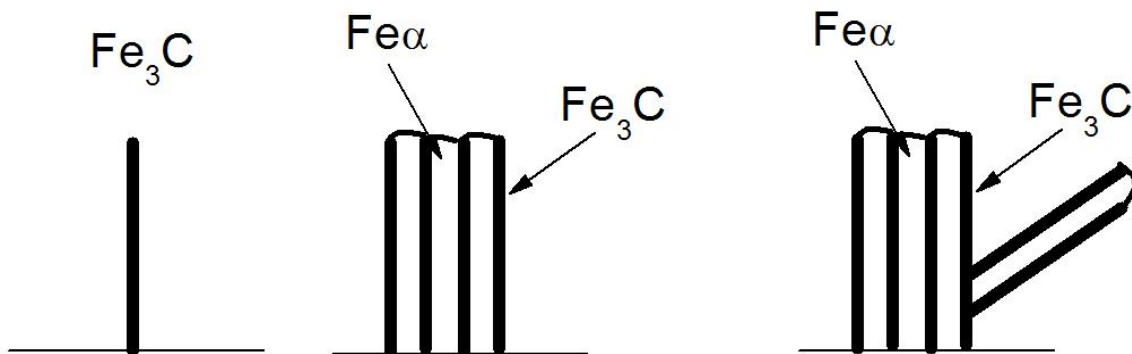


Figura 6.17: nucleazione ed accrescimento delle perlite.

Al diminuire della temperatura la velocità di nucleazione aumenta (numero di nuclei che si formano in un secondo in un millimetro cubo) e i noduli di perlite risulteranno sempre più piccoli. Al diminuire della temperatura diminuisce anche la distanza tra le lamelle producendo perliti sempre più fini. La distanza interlamellare aumenta con la presenza di elementi di lega e all'aumentare del loro tenore, fa eccezione il cobalto.

La spaziatura delle lamelle è un parametro notevolmente sensibile per l'effetto sulla resistenza.

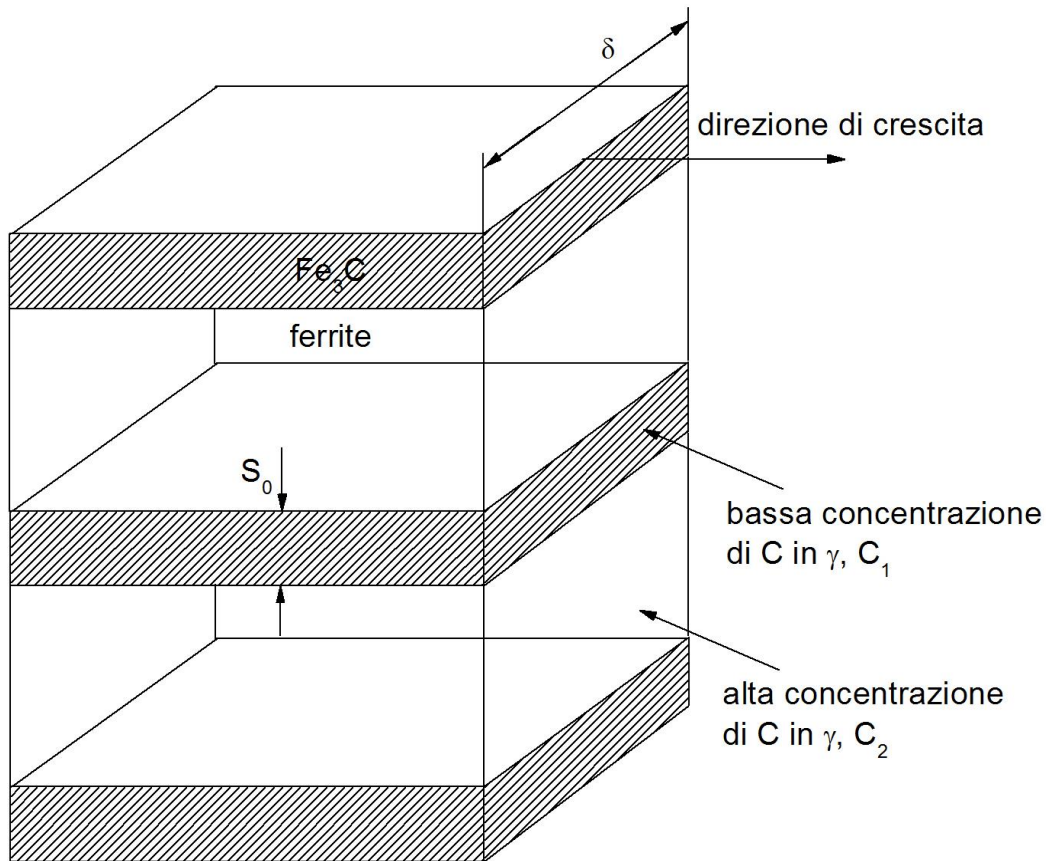


Figura 6.18: Crescita delle lamelle di cementite

Considerando un volume di perlite di spessore δ , e spaziatura delle lamelle S_0 ; considerando la direzione di crescita indicata in figura il volume di austenite trasformata per spaziatura lamellare sarà $S_0\delta dx\rho$ dove ρ è la densità. L'energia libera disponibile per formare il volume di perlite sarà:

$$G = \Delta H \left(\frac{T_e - T}{T_e} \right) S_0 \delta dx \rho$$

Dove T_e è la temperatura dell'eutettoide, T la temperatura di trasformazione e ΔH il calore latente di trasformazione. La formazione del nuovo volume di perlite produce un aumento dell'energia d'interfaccia pari a $2\sigma\delta dx$ dove σ è l'energia d'interfaccia per unità di area. La crescita delle lamelle avviene solo se l'aumento di energia superficiale è minore della diminuzione di energia risultante dalla trasformazione, quindi si può scrivere la condizione di crescita come:

$$\Delta H \left(\frac{T_e - T}{T_e} \right) S_0 \rho = 2\sigma$$

L'equazione precedente predice tre importanti aspetti della trasformazione:

- la spaziatura delle lamelle S_0 diminuisce al diminuire della temperatura di trasformazione,
- la finezza delle lamelle è limitato dall'energia libera disponibile dalla trasformazione,
- vi è una relazione lineare tra la finezza delle lamelle e il sottoraffreddamento.

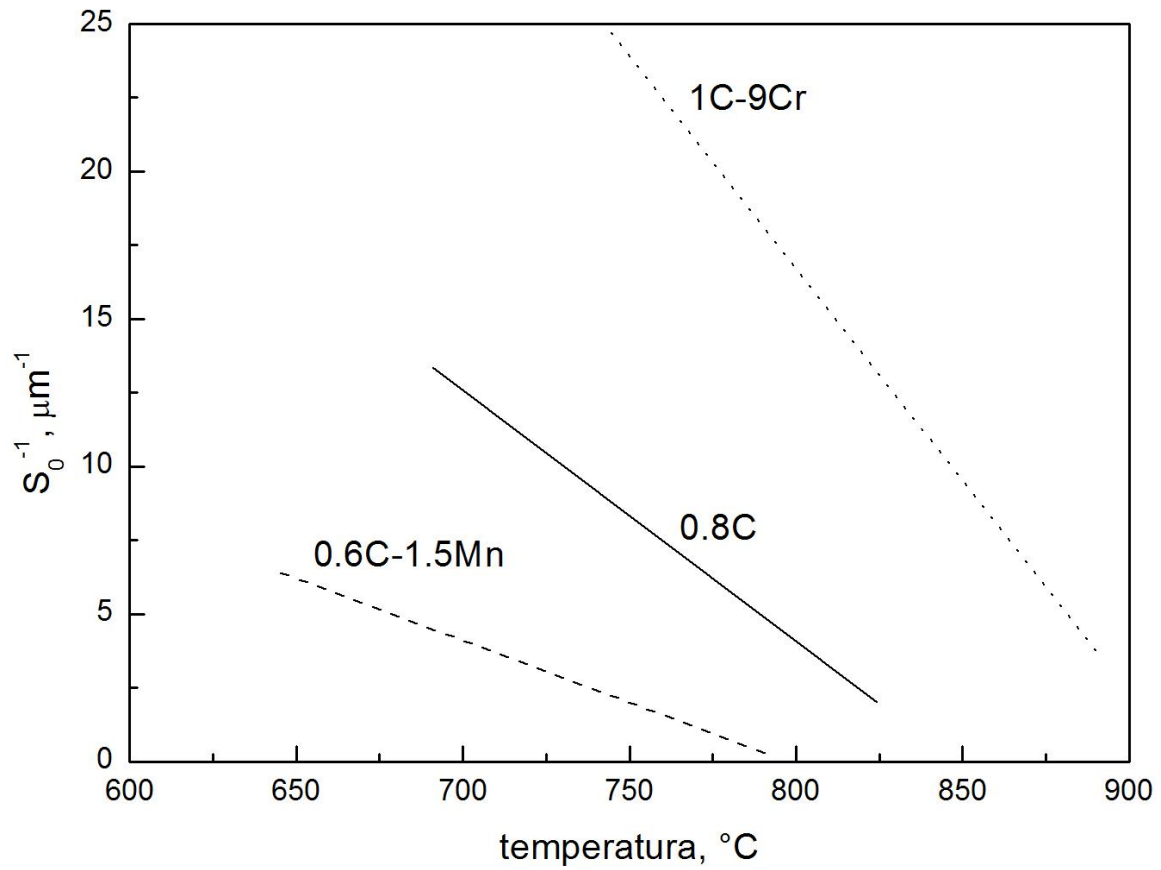


Figura 6.19: Dimensione delle lamelle in funzione del sottoraffreddamento

In definitiva all'aumentare del sottoraffreddamento aumenta la resistenza degli acciai perlitici, diamo un esempio in figura per l'acciaio 0.67C, 0.49Mn, 2.9Ni.

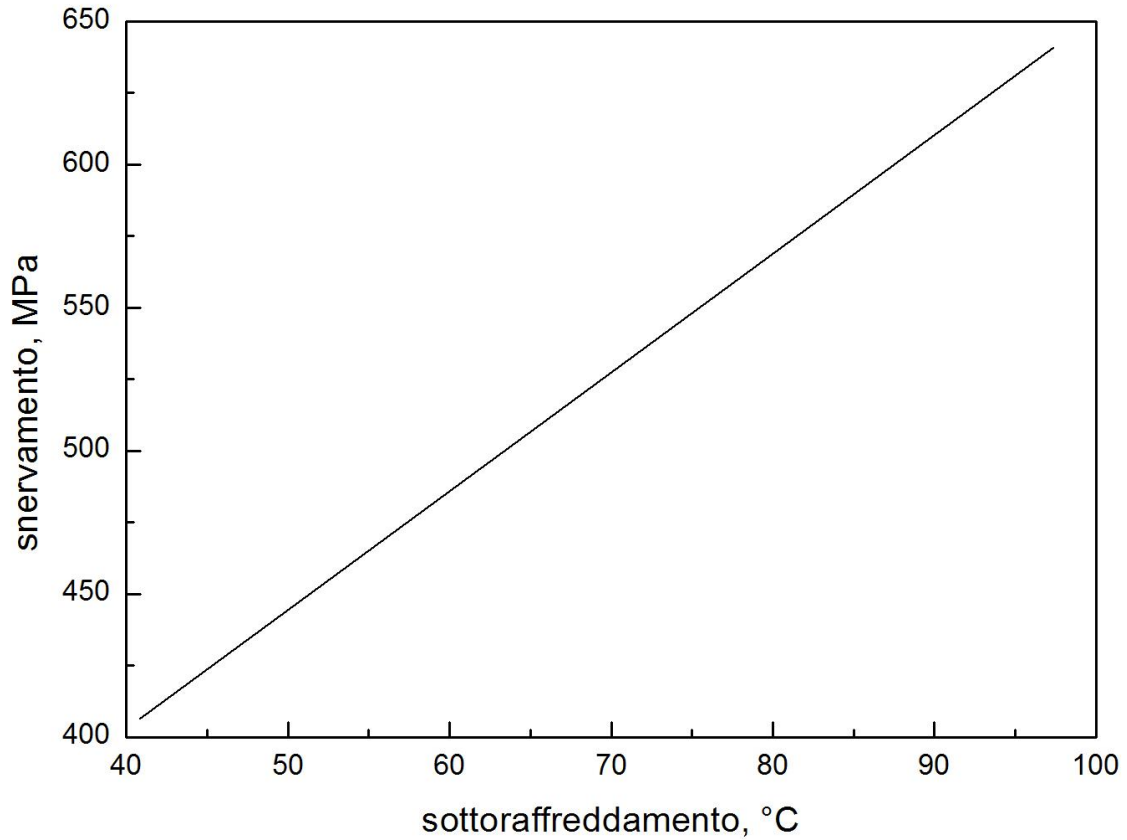
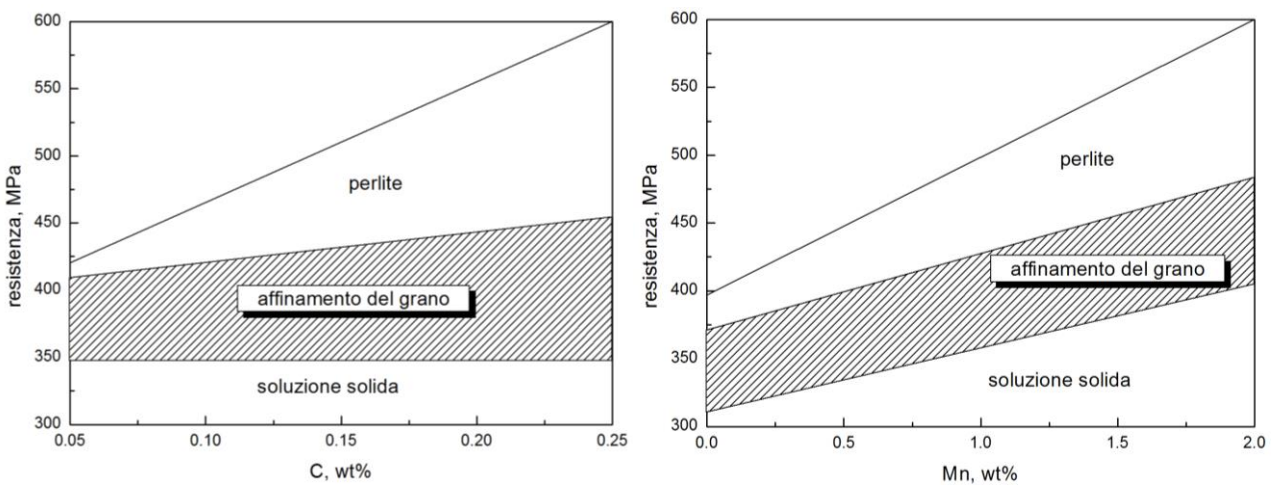


Figura 6.20: Variazione del carico di snervamento con il sottoraffreddamento

Altra considerazione da fare è che la percentuale di perlite dà il massimo contributo al rafforzamento negli acciai perlitici, se osserviamo cosa accade negli acciai al C-Mn si può riassumere tale effetto nella figura 6.21,



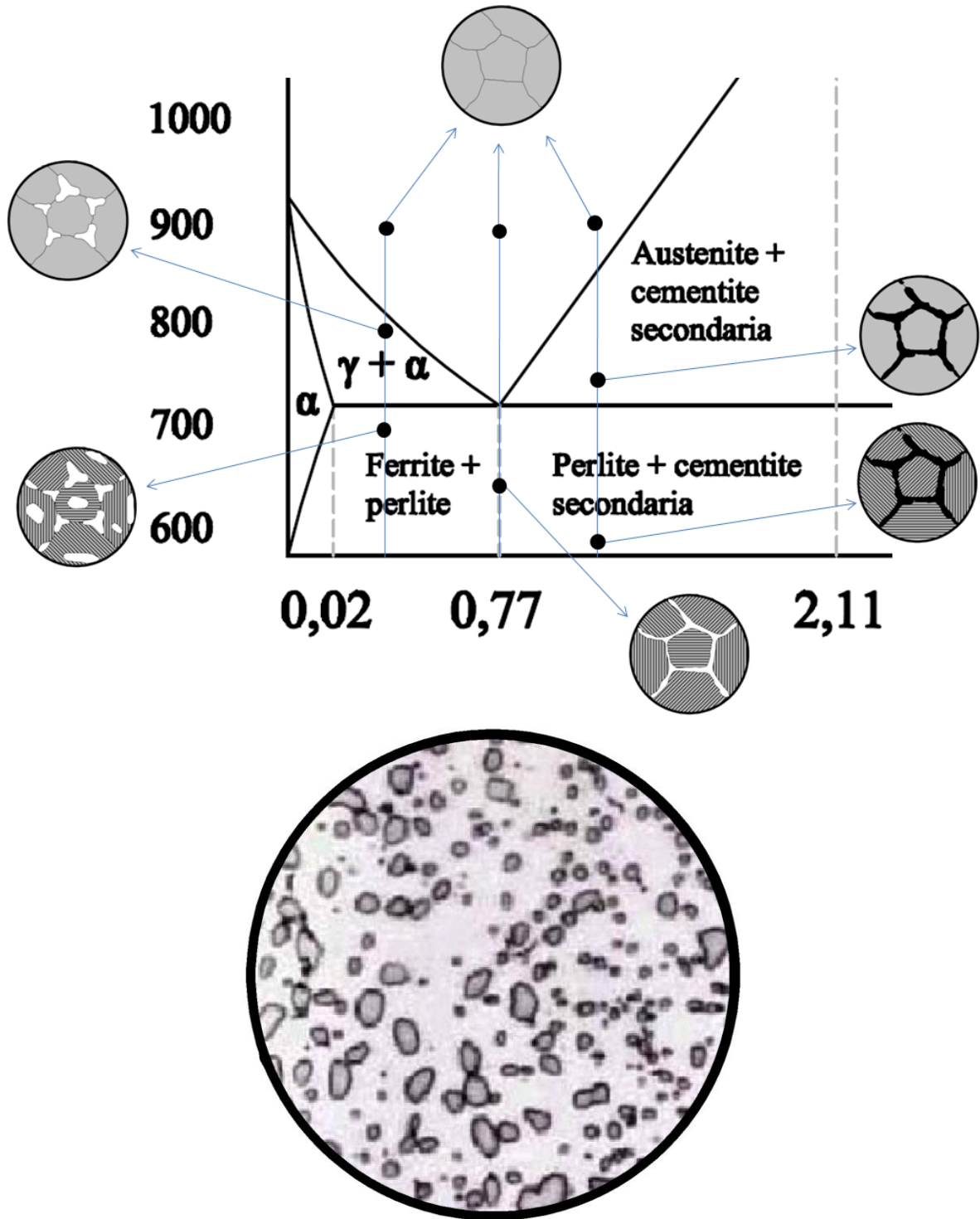


Figura 6.21: differenti morfologie strutturali delle leghe Fe-C al variare della percentuale di C.

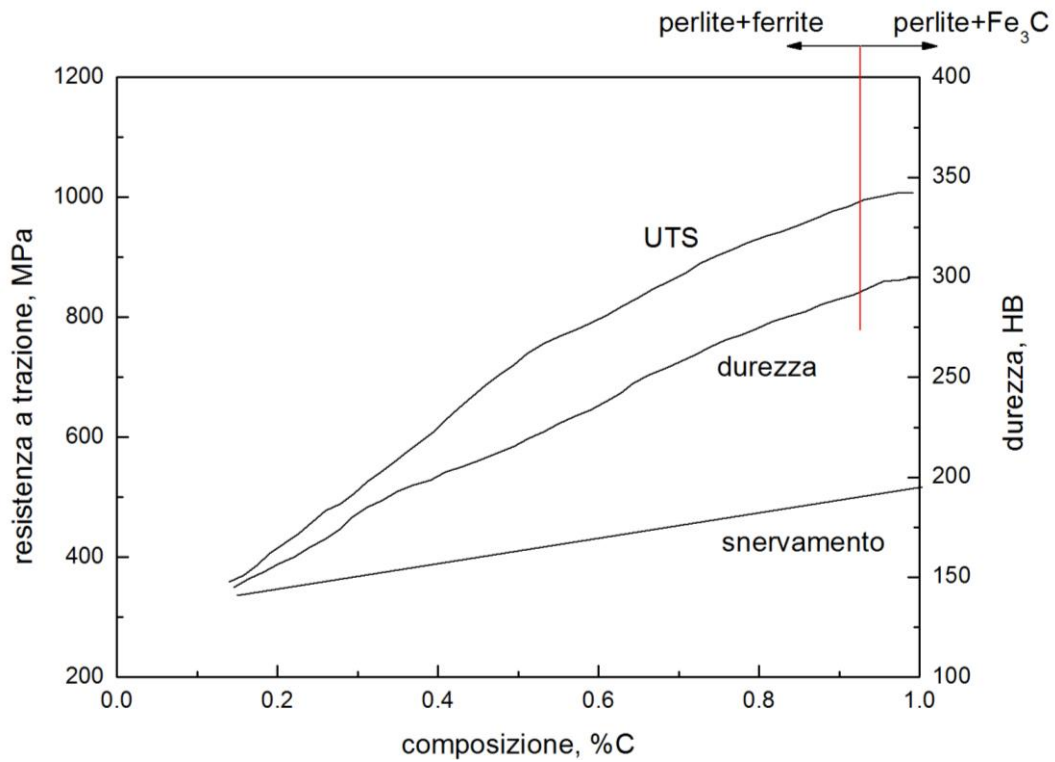


Figura 6.22: differenti caratteristiche meccaniche delle leghe Fe-C al variare della percentuale di C.

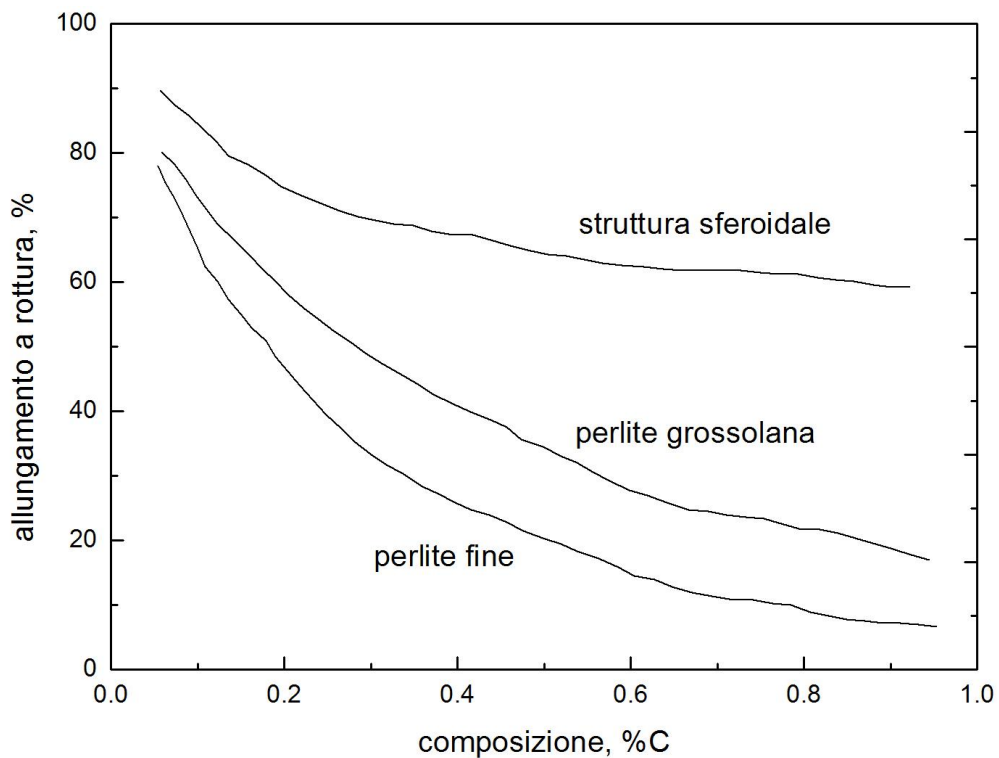


Figura 6.23: differenti caratteristiche di duttilità della perlite al variare della percentuale di C e della forma.

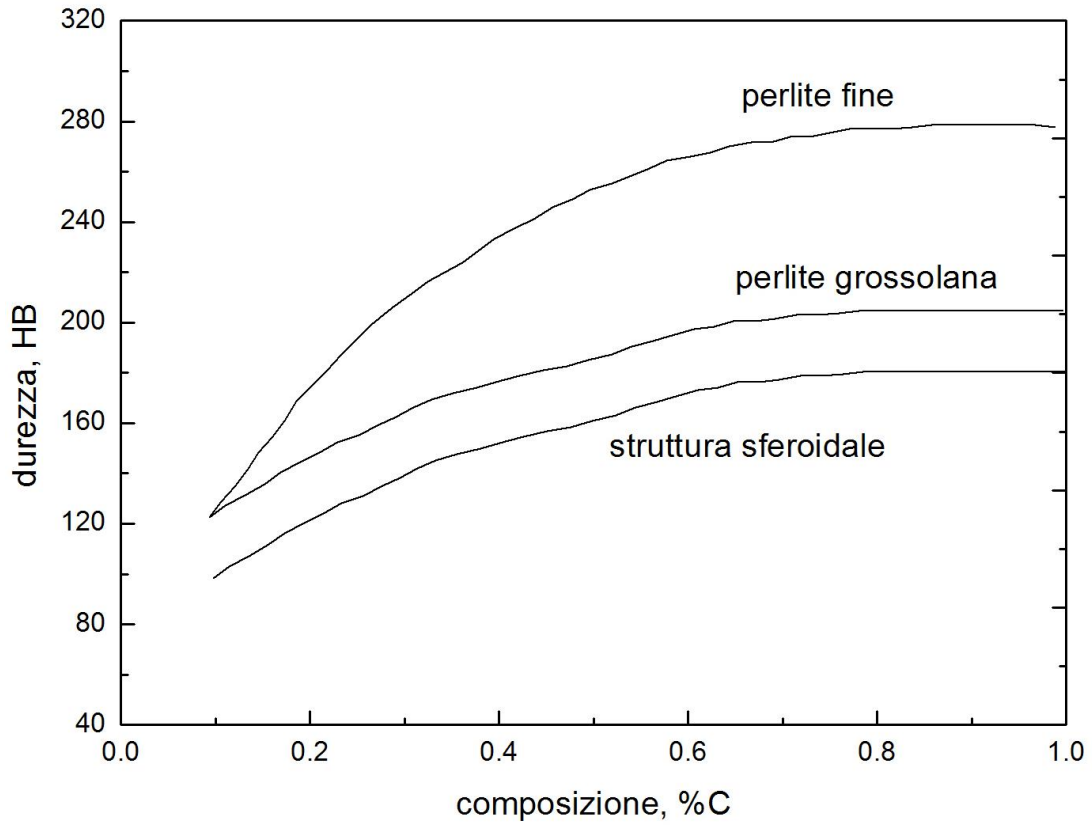


Figura 6.24: differenti proprietà meccaniche della perlite al variare della percentuale di C e della forma.

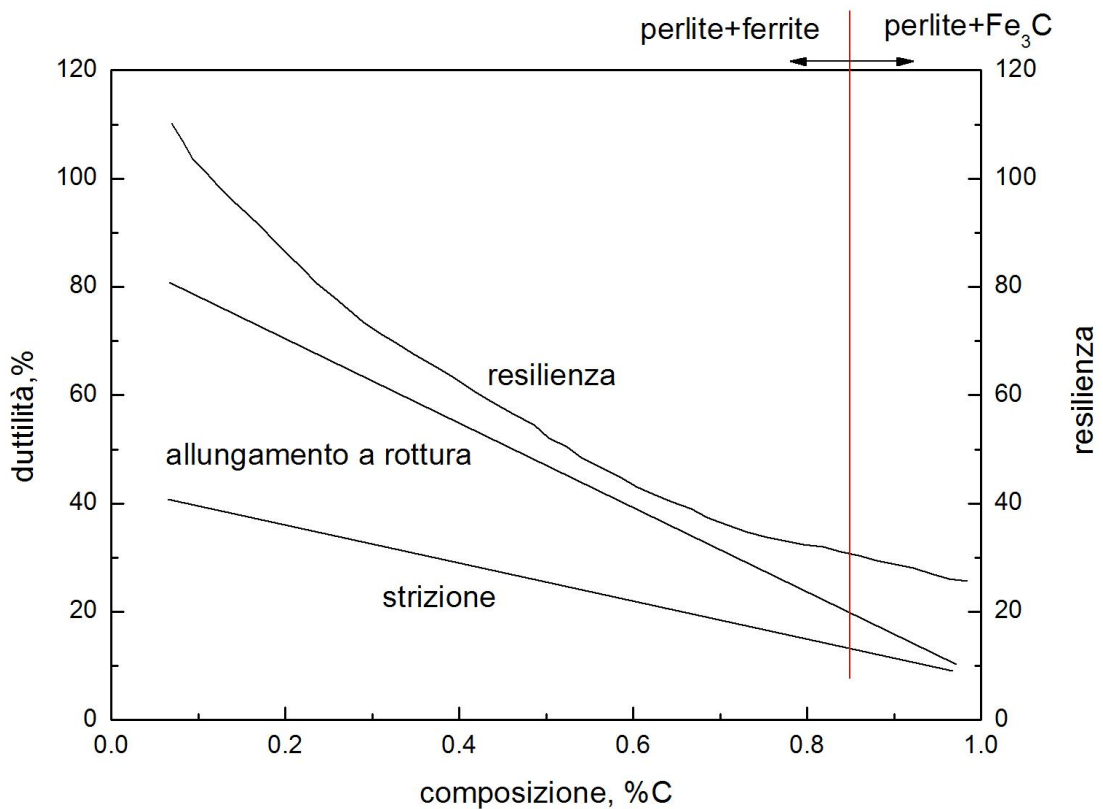


Figura 6.25: differenti caratteristiche di duttilità delle leghe Fe-C al variare della percentuale di C.

Martensite

Struttura aciculare ottenuta per tempra degli acciai. Non procede per nucleazione ed accrescimento. Si parte da una temperatura in cui l'austenite è stabile reticolo cfc, con ampia lacuna ottaedrica al centro della cella elementare.

Raffreddando sotto A3 tale struttura tende a trasformarsi in ferro α con reticolo ccc,

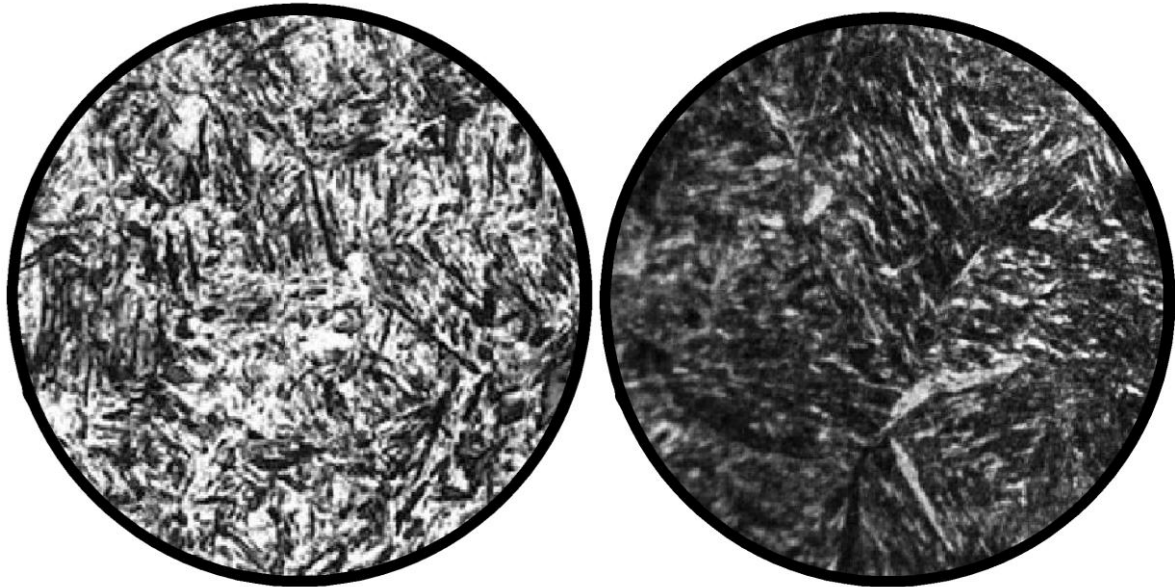


Figura 6.26: dicrostruttura martensitica.

In tale configurazione solo piccolissimi quantitativi di carbonio possono rimanere per intrusione nella soluzione solida,

Raffreddando velocemente, non permettendo i fenomeni di diffusione. Atomi di carbonio rimangono intrappolati nel nuovo reticolo occupando gli spigoli e le due basi della cella elementare,

La simmetria passa da cubica a tetragonale e la cella si allunga lungo l'asse verticale,

Il reticolo viene fortemente distorto e quindi la durezza del materiale aumenta notevolmente.

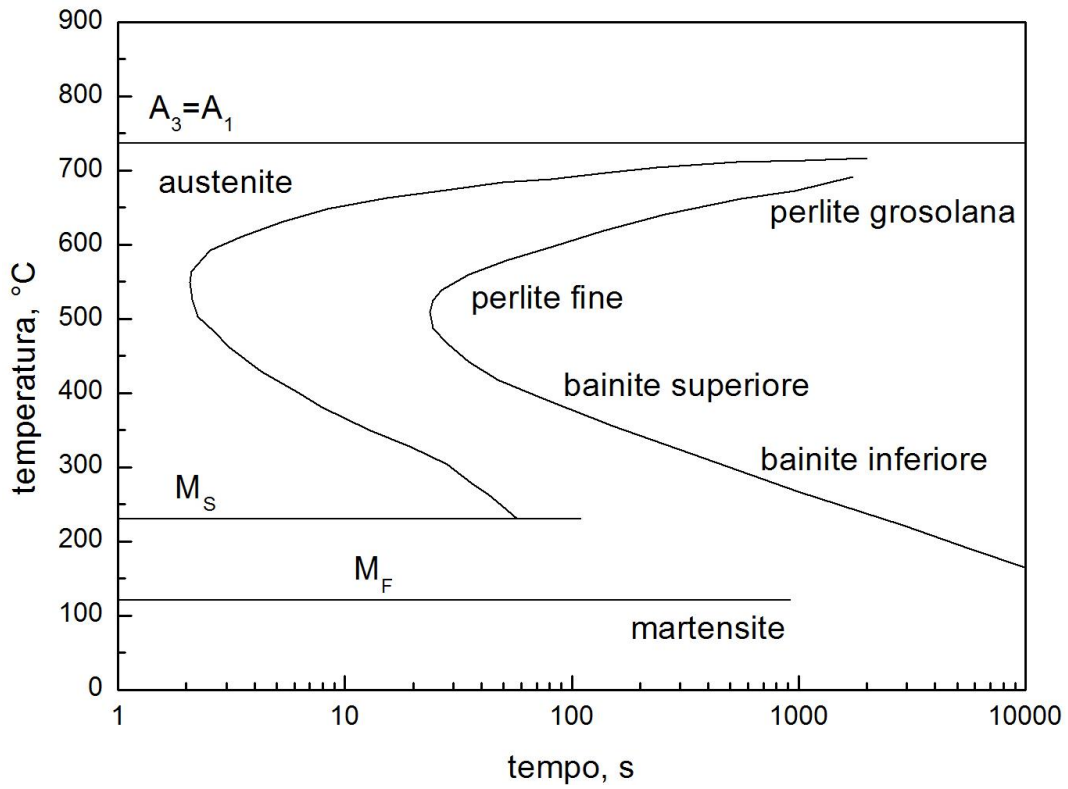


Figura 6.27: diagramma con le diverse tipologie di strutture al variare della temperatura di trasformazione.

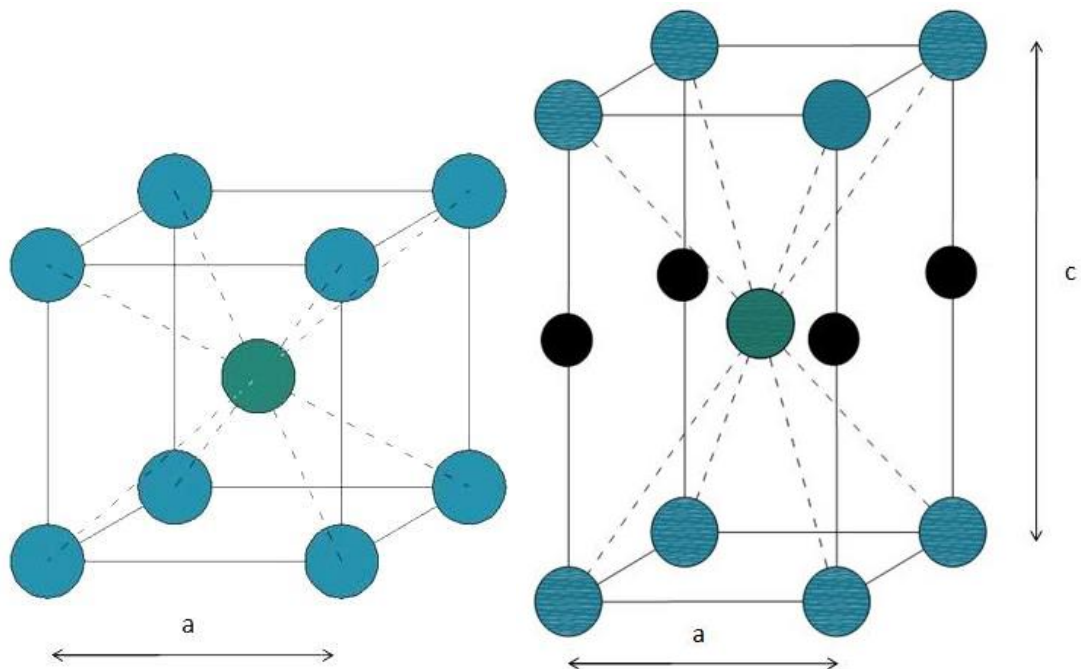


Figura 6.28: reticolo cubico austenitico e reticolo tetragonale martensitico.

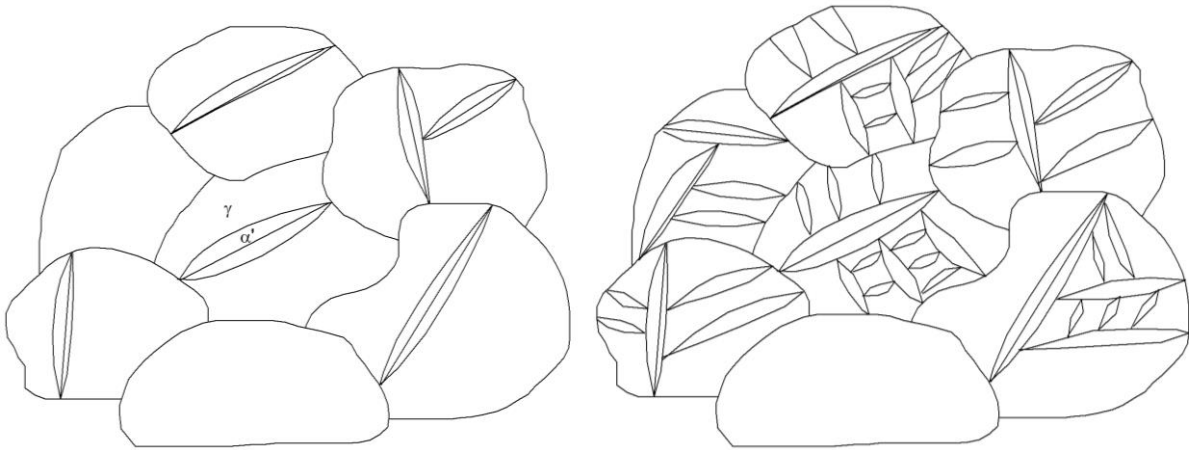


Figura 6.29: formazione della struttura aciculare propria della martensite.

La struttura aciculare è tanto più marcata quanto maggiore è il contenuto di carbonio.

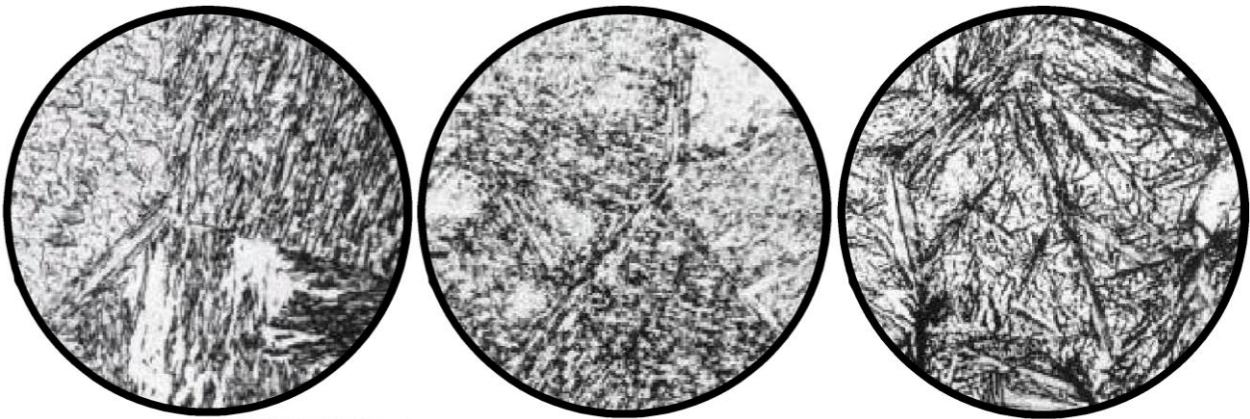


Figura 6.30: variazione della struttura martensitica al variare della percentuale di carbonio.

Altra interessante caratteristica legata alla percentuale di carbonio è che per basse percentuali ($<0.5C$) gli aciculi contengono solo dislocazioni, a più alte percentuali di carbonio appaiono negli aciculi geminati molto fini (5-10nm) che contribuiscono ulteriormente all'innalzamento della resistenza. Il piano di geminazione è $(112)\alpha'$ derivanti dai piani $(110)\gamma$. Tale fenomeno non è solo funzione della percentuale di C ma anche della presenza di elementi di lega. La presenza di geminati è inoltre favorita dall'abbassamento della temperatura al di sotto di M_s .

Al variare della percentuale di carbonio si formano diversi tipi di martensite che possiamo raggruppare in tre distinte famiglie:

- In acciai a basso carbonio ($<0.5C$) gli aciculi sono molto lunghi e larghi circa $0.5\mu m$. La disorientazione degli aciculi è molto bassa e non vi è presenza di geminati.
- In acciaio a medio carbonio ($>0.5C$) gli aciculi si trasformano in piattelli lenticolari in cui iniziano ad apparire i geminati.
- In acciai ad alto tenore di carbonio ($>1.4\%$) i lenticoli presentano una densità di geminati sempre più elevata.

Microstruttura della martensite

La martensite può essere definita come una soluzione metastabile interstiziale soprassatura di carbonio nel ferro α . È una fase che non sussiste in equilibrio, ma può essere ottenuta mediante un

raffreddamento molto rapido dell'austenite (o ferro γ), partendo da temperature superiori a quelle di austenitizzazione (variabili a seconda del contenuto di carbonio e comprese comunque tra 723°C e 911°C) fino a raggiungere la temperatura ambiente. Il termine martensite è attribuito a tutte le strutture aciculari ottenute per tempra degli acciai. Il fenomeno della formazione di martensite si differenzia dalle altre reazioni allo stato solido poiché non procede per nucleazione ed accrescimento e non coinvolge nessuna diffusione di atomi.

Martensite

Analizzando il diagramma Ferro-Carbonio si nota che le linee G-P-Q danno, in condizioni di equilibrio, la massima percentuale di Carbonio nel ferro α alle varie temperature. Nel caso della martensite si ha una quantità di carbonio sciolta nel ferro α molto maggiore, a partire da 0,02% fino a circa 2,06% e, precisamente, tutto il carbonio contenuto nell'austenite di partenza.

In particolare, ciò viene mostrato analizzando le fasi del diagramma dell'acciaio: l'austenite (ferro γ) ha una struttura CFC, mentre la ferrite (ferro α) ha una struttura CCC. Dal diagramma si nota che la struttura CFC scioglie più carbonio di quella CCC. Infatti, alla temperatura A1 la percentuale di carbonio che può essere disciolta nella struttura CFC è superiore rispetto a quella CCC del ferro. Gli atomi di carbonio sono più piccoli degli atomi di ferro e sono posizionati negli interstizi tra gli atomi di ferro.

Il motivo per cui la struttura CFC scioglie più atomi di carbonio è che gli interstizi di questa struttura sono più grandi degli interstizi della struttura CCC. Durante la trasformazione del ferro γ in ferro α , la percentuale di carbonio si riduce e se il raffreddamento avviene lentamente, la diffusione degli atomi di carbonio fa avvenire completamente la trasformazione.

Nel caso della martensite, il raffreddamento dell'austenite sotto il punto A3 è talmente rapido da non permettere la trasformazione completa del reticolo, in quanto non vi è abbastanza tempo per gli atomi di carbonio, disposti al centro delle celle cubiche del ferro γ , di uscire e riarrangiarsi per formare, insieme con altri atomi di ferro, la cementite. In poche parole questi atomi di carbonio rimangono intrappolati per intrusione nella ferrite portando la percentuale di carbonio a salire al di sopra dello 0,02% e ciò causa la distorsione della struttura cristallina CCC, il cui risultato è proprio la martensite. La cella unitaria del cristallo di martensite è simile a quella CCC che ha un atomo al centro ed un atomo su ciascuno degli otto spigoli. Tuttavia la cella unitaria non è più un cubo perché uno dei suoi lati, chiamato "c" è più lungo rispetto agli altri due, chiamati "a". La struttura diventa quindi tetragonale a corpo centrato (TCC).

Utilizzando le tecniche di diffrazione si è in grado di misurare le lunghezze "a" e "c" della cella unitaria della martensite. Si riscontra che, man mano che la percentuale di carbonio si scioglie, aumenta il lato "c" che diventa proporzionalmente più grande del lato "a".

La fig. 6.31 mostra che, come aumenta la percentuale di carbonio, aumenta la distorsione della struttura cubica a causa del carbonio intrappolato nella struttura TCC della martensite. La durezza del materiale aumenta drasticamente con l'aumentare della percentuale di carbonio.

La martensite all'esame metallografico si modifica con il modificarsi della percentuale di carbonio. Infatti l'austenite pura con composizione al di sopra o al di sotto del valore di eutettoide di 0,77%, raffreddata rapidamente può produrre strutture che sono tutte martensitiche.

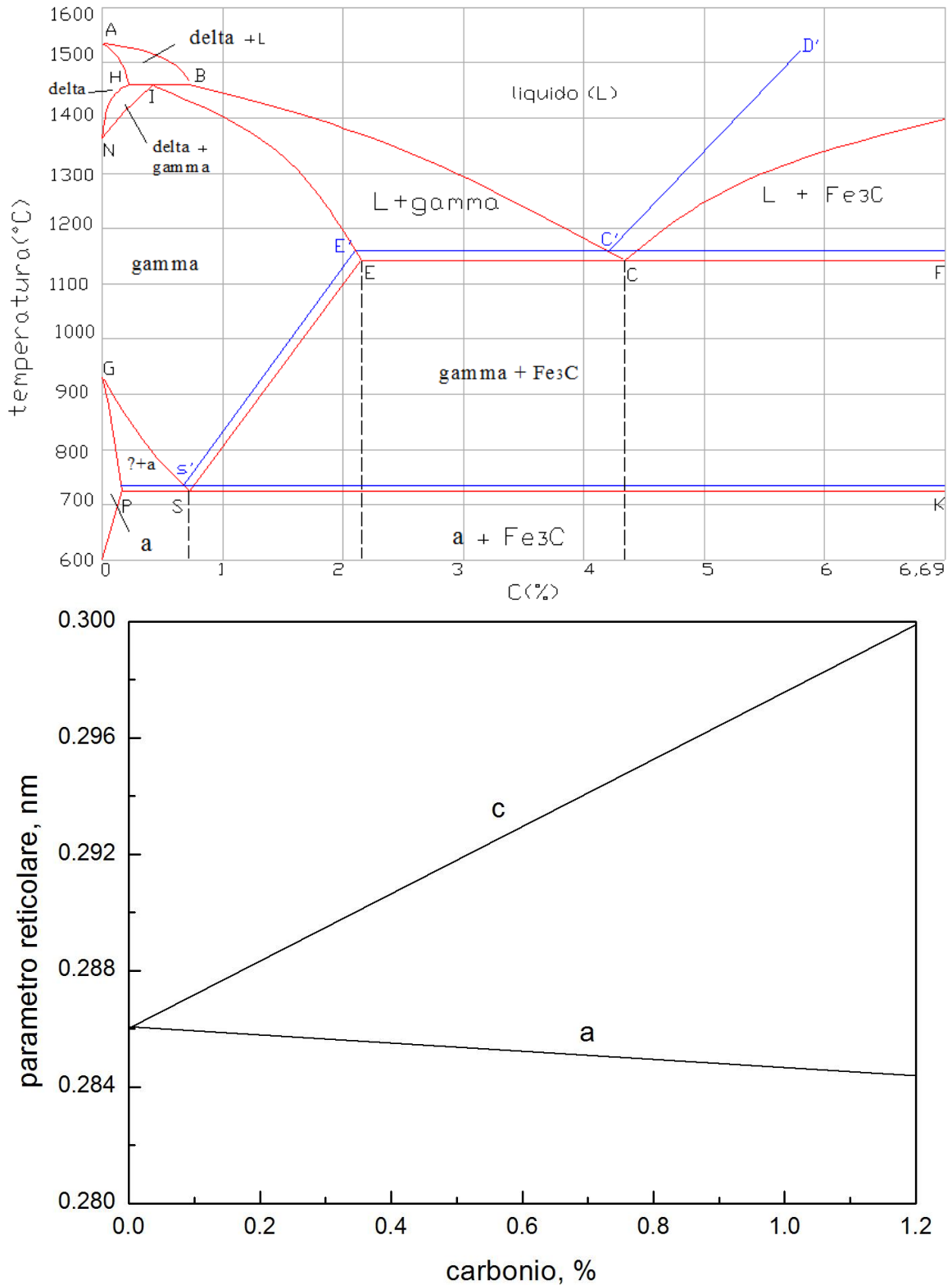


Figura 6.31: variazione dei parametri reticolari della cella tetragonale della martensite al variare della percentuale di carbonio.

I parametri reticolari sono funzione della quantità di carbonio presente nell'acciaio secondo la relazione:

$$\frac{c}{a} = 1 + 0.045 \text{ wt \% } C$$

Tipi di martensite

Comunemente si usa suddividere la forma della martensite in due tipi a seconda della percentuale di carbonio. Da 0% a 0,6% si parla di martensite aciculare, per percentuali al di sopra dell'1% si parla di martensite a placchette. Nell'intervallo tra lo 0,6% e l'1% si ha una miscela di entrambi i tipi. La martensite aciculare si presenta come grossi aghi variamente orientati secondo tre direzioni a circa 120° l'uno rispetto all'altro. Nella martensite a placchette è possibile vedere le singole piastre solo se la percentuale di carbonio è maggiore dell'1%. Il motivo per cui si possono vedere le piastre è perché questa struttura non è al 100% martensite. Le regioni bianche che circondano le piastrine sono i grani di austenite che non si sono trasformati durante il raffreddamento. E' consuetudine chiamare questi grani austenite residua. Questa austenite è più morbida rispetto alla martensite ed è a causa di questa austenite che la durezza diminuisce per composizioni al di sopra dello 0,9% di carbonio. Se una martensite a placchette contiene poca austenite residua, le singole piastre non sono visibili, anche se possono essere visualizzate chiaramente con un particolare tipo di microscopio. E' molto difficile distinguere tra una martensite aciculare pura ed un misto tra martensite aciculare + martensite a placchette basandosi solo sull'aspetto della micrografia.

Utilizziamo la seguente equazione per descrivere la trasformazione martensitica al di sotto di M_s :

$$1 - V_{\alpha'} = \exp[\beta(M_s - T_q)]$$

$V_{\alpha'}$ è la frazione di martensite trasformata mentre T_q è la temperatura al di sotto di M_s .

Dalla equazione precedente è chiaro come durante la trasformazione rimanga sempre una parte di austenite non trasformata chiamata austenite residua.

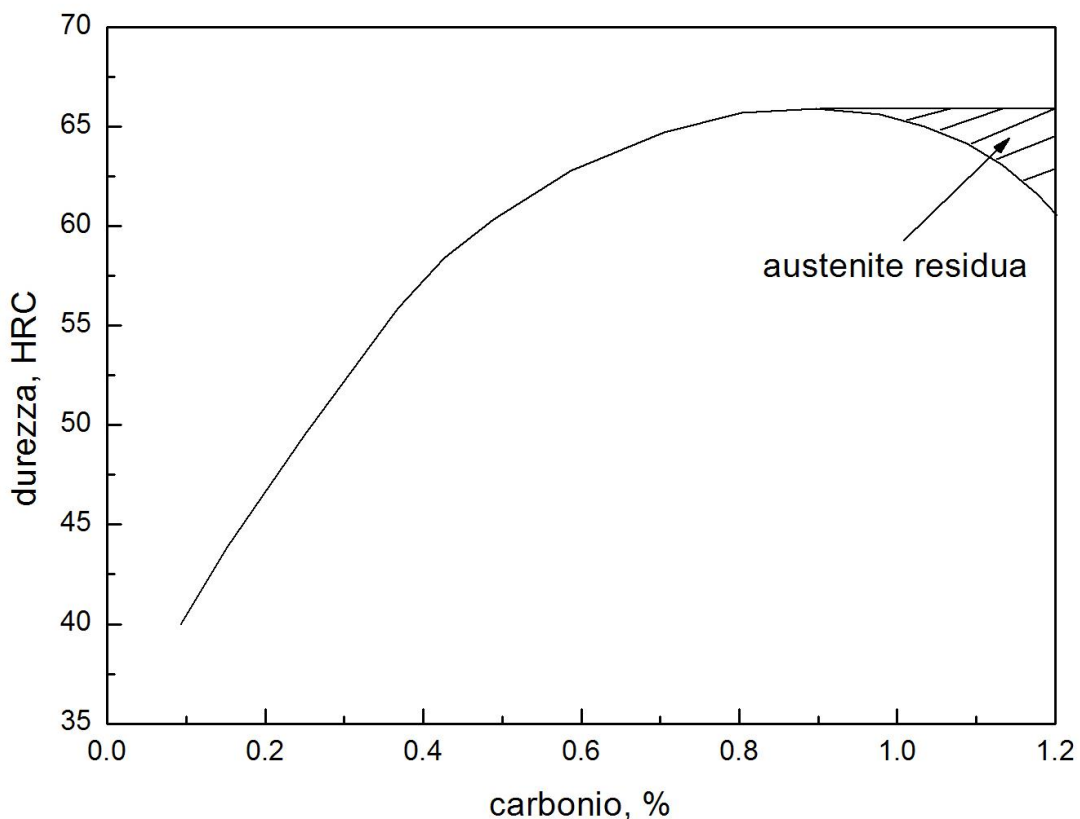


Figura 6.32: variazione della durezza della martensite al variare della percentuale di carbonio.

La martensite presenta caratteristiche quali alta durezza e resistenza meccanica, perciò spesso è ottenuta in un pezzo mediante il trattamento termico di tempra. Perciò la martensite ottenuta attraverso questo trattamento termico viene chiamata martensite temprata. Un grosso problema con la martensite è che se il contenuto di carbonio è maggiore di circa 0,2% - 0,3% sarà molto fragile ed altamente tensionata, perciò spesso alla tempra si fa seguire un trattamento di rinvenimento (la combinazione dei due trattamenti è detta bonifica) allo scopo di "ammorbidire" questi problemi e raggiungere un buon compromesso tra durezza, resistenza e tenacità dell'acciaio. Quindi, con un trattamento, attentamente controllato, di tempra, le tensioni dovute al raffreddamento rapido possono essere alleviate e del carbonio può precipitare dalla soluzione solida supersatura per formare una fase in cui il carbonio è finemente disperso.

In questo modo, la robustezza dell'acciaio può essere notevolmente migliorata con poco danno per la sue proprietà di durezza e resistenza.

I cambiamenti strutturali che si verificano su tempra possono essere svolti in tre fasi.

Nella fase primaria, a basse temperature ($< 350^{\circ}\text{C}$), si ha la formazione di particelle piccolissime chiamate epsilon carburo, della composizione di Fe_2C_4 , che precipitano dalla soluzione supersatura, con la corrispondente formazione di martensite a basso tenore di carbonio. Questa martensite a basso tenore di carbonio cresce a spese della martensite ad alto tenore di carbonio, fino alla fine di questa fase in cui la struttura è costituita da austenite residua, epsilon-carburo e martensite di tetragonalità ridotta. Nella seconda fase l'austenite trattenuta dell'acciaio comincia a trasformarsi isotermicamente in bainite; mentre la terza fase, a moderate temperature (da 350°C a 500°C), è caratterizzata dalla formazione di cementite in piastrine. La precipitazione della cementite, ad alte temperature ($> 500^{\circ}\text{C}$), è accompagnata dalla dissoluzione degli epsilon-carburi di fase cosicché la martensite perde la sua struttura TCC e diventa CCC (ferrite). Il grado in cui queste tre fasi si sovrappongono dipenderà dalla temperatura di tempra e dal contenuto di carbonio.

La presenza degli epsilon-carburi causa l'irruvidimento della superficie ed è per questo che la martensite temprata appare più scura al microscopio ottico e diviene scura a temperature piuttosto basse, dell'ordine di 150°C ; tutto ciò in contrasto con la martensite primaria che appare chiara e dona una superficie prevalentemente liscia.

Di conseguenza, la struttura finale prodotta sarà governata dalla scelta iniziale di acciaio e dalle proprietà, e quindi il trattamento termico, obbligatorio.

Le Temperature Ms e Mf

Quando si effettua il trattamento termico della tempra che produce la martensite bisogna tener presenti due temperature: temperatura start Ms e la temperatura finish Mf. Si è riscontrato dagli esperimenti che quando l'austenite si trasforma in un'altra fase, questa nuova fase forma i primi nuclei sui bordi grano della vecchia austenite. Infatti, prendendo in esame un acciaio che viene portato a 850°C formando l'austenite e successivamente raffreddato in aria fino alla temperatura di 650°C , si formano piccoli granelli di perlite che andranno a nuclearsi sui bordi grano della vecchia austenite non appena, però, la temperatura è scesa al di sotto di 723°C . Quando poi la temperatura raggiunge 650°C i grani di perlite continueranno a crescere, ma alcuni di essi rimarranno intrappolati nell'austenite. Se si mantiene la temperatura di 650°C per un certo tempo, i grani di perlite cresceranno finché non verrà consumata completamente tutta l'austenite. Se il campione preso in esame viene fatto raffreddare più velocemente da 850°C a 650°C la decomposizione dell'austenite sarà sempre la stessa: i grani di perlite cresceranno sempre sul bordo grano della vecchia austenite. Supponiamo infine di prendere il campione e raffreddarlo ad una temperatura più bassa, cioè a temperatura ambiente: si ha la formazione di martensite. La differenza tra la formazione di martensite a temperatura ambiente e la formazione di perlite a 650°C è che entrambe iniziano a formarsi con la nucleazione sui bordi grano della vecchia austenite, ma la martensite cresce molto più rapidamente (come la velocità del suono) ed a qualsiasi temperatura. Inoltre, a

differenza della perlite che rimpiazzerà completamente l'austenite, mantenendo il campione per un certo tempo a basse temperatura (ambiente), la martensite inizierà a formarsi alla temperatura M_s e si completerà, a scapito dell'austenite, alla temperatura M_f . Se la temperatura di raffreddamento si trova tra M_s ed M_f allora solo una parte dell'austenite si trasformerà in martensite e la restante parte non si trasformerà e sarà chiamata austenite residua. L'intervallo di trasformazione dell'austenite in martensite (M_s - M_f) dipende dalla percentuale di carbonio (o di altro elemento in lega) e non dalla velocità di raffreddamento.

Il diagramma di fase presenta le fasi che si formano a determinate temperature e composizioni quando l'acciaio è raffreddato più lentamente. Ad alti livelli di raffreddamento si trova, come abbiamo detto in precedenza, la martensite, non prevista nel diagramma di fase. Questa fase è detta metastabile, cioè non stabile.

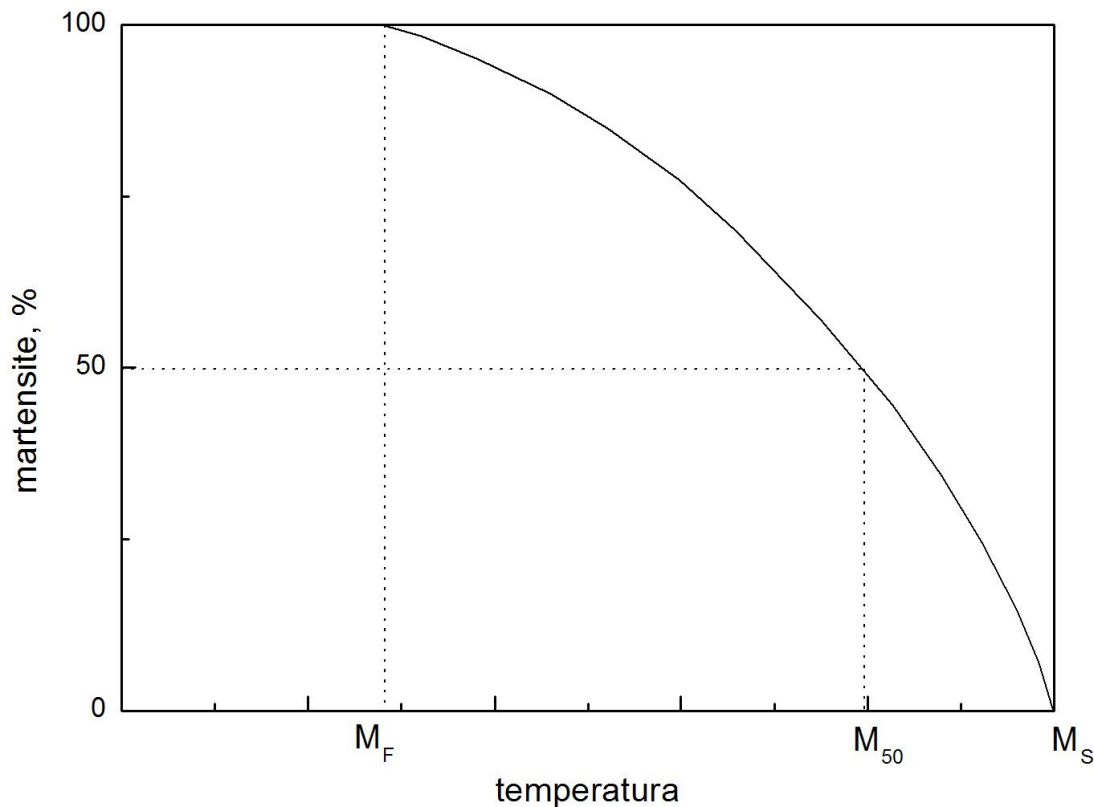


Figura 6.33: Variazione dei punti di inizio e fine trasformazione martensitica.

La temperatura M_s degli acciai dipende fortemente dalla % di carbonio (Figura 6.35). La temperatura M_f non è, però, ben definita in quanto vi è una dispersione dei valori misurati. La maggior parte dei raffreddamenti è fatta a temperatura ambiente. Questa linea consente di stimare la percentuale di carbonio necessaria per produrre l'austenite residua negli acciai. La temperatura M_s inizia a posizionarsi al di sopra della temperatura M_f per percentuali di carbonio superiori a 0,3%-0,4%. E' in ogni caso possibile misurare l'austenite residua utilizzando la tecnica dei raggi X a diffrazione. Nella Fig. 6.35 si nota come la percentuale di austenite residua aumenta all'aumentare della percentuale di carbonio presente nell'acciaio. Questa figura ci permette di osservare diverse cose: 1) gli acciai che sono completamente a martensite aciculare (con % di C meno dello 0.6%) non avranno notevoli quantità di austenite residua in essi. 2) gli acciai completamente di martensite a placchette (con % di C superiori all'1%) avranno una significativa rapidità di crescita della quantità di austenite residua man mano che la % di C aumenta. Generalmente, al microscopio ottico è difficile vedere la presenza di austenite residua tra le placchette della martensite fino a quando la percentuale di carbonio non supera il 10%.

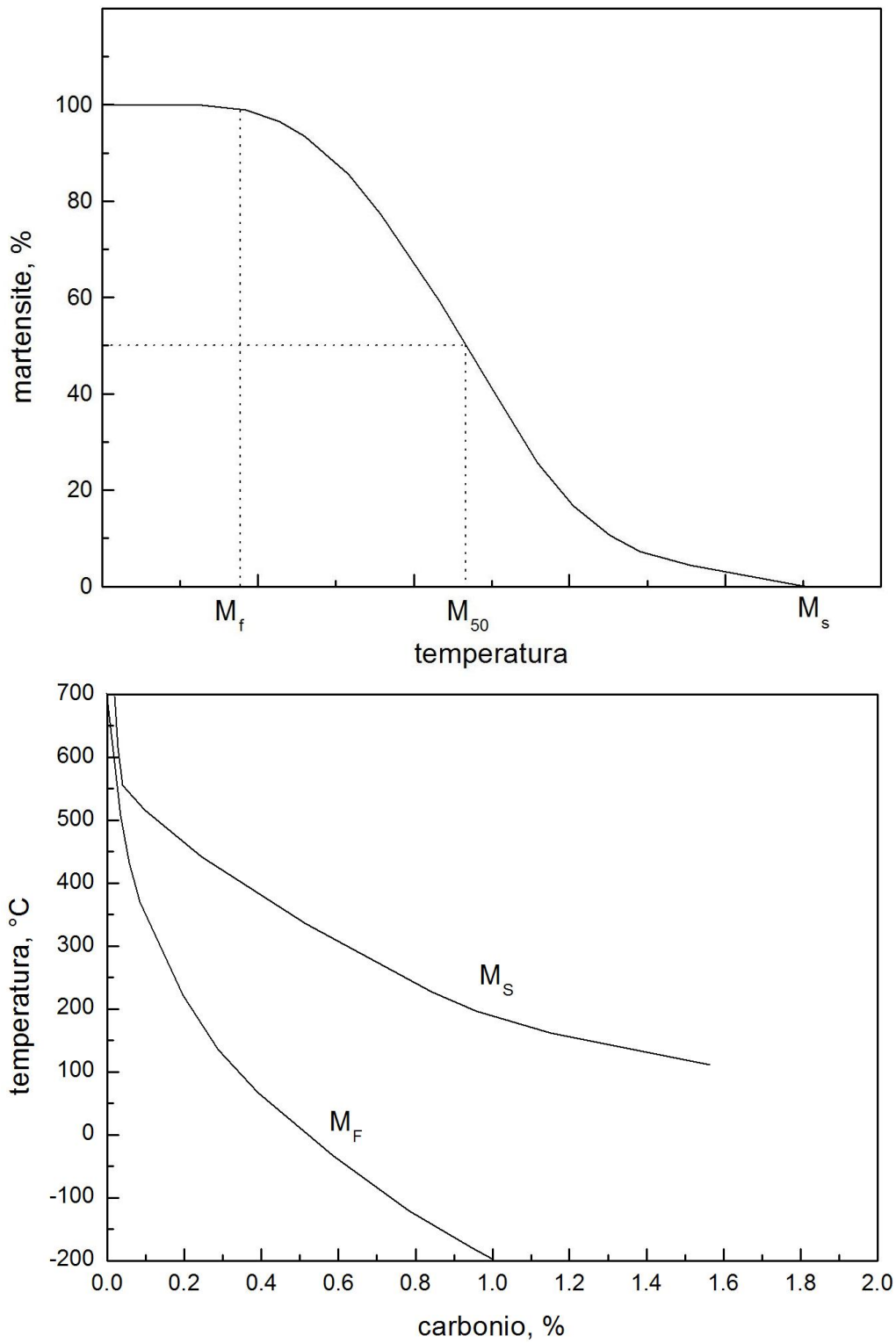


Figura 6.34: variazione della percentuale di martensite con la temperatura di trasformazione, variazione dei punti di inizio e fine trasformazione martensitica al variare della percentuale di carbonio.

Ad ogni modo anche altri elementi di lega fanno variare il valore di M_s :

$$M_s = 539 - 423(\%C) - 30.4(\%Mn) - 17.7(\%Ni) - 12.1(\%Cr) - 7.5(Mo)$$

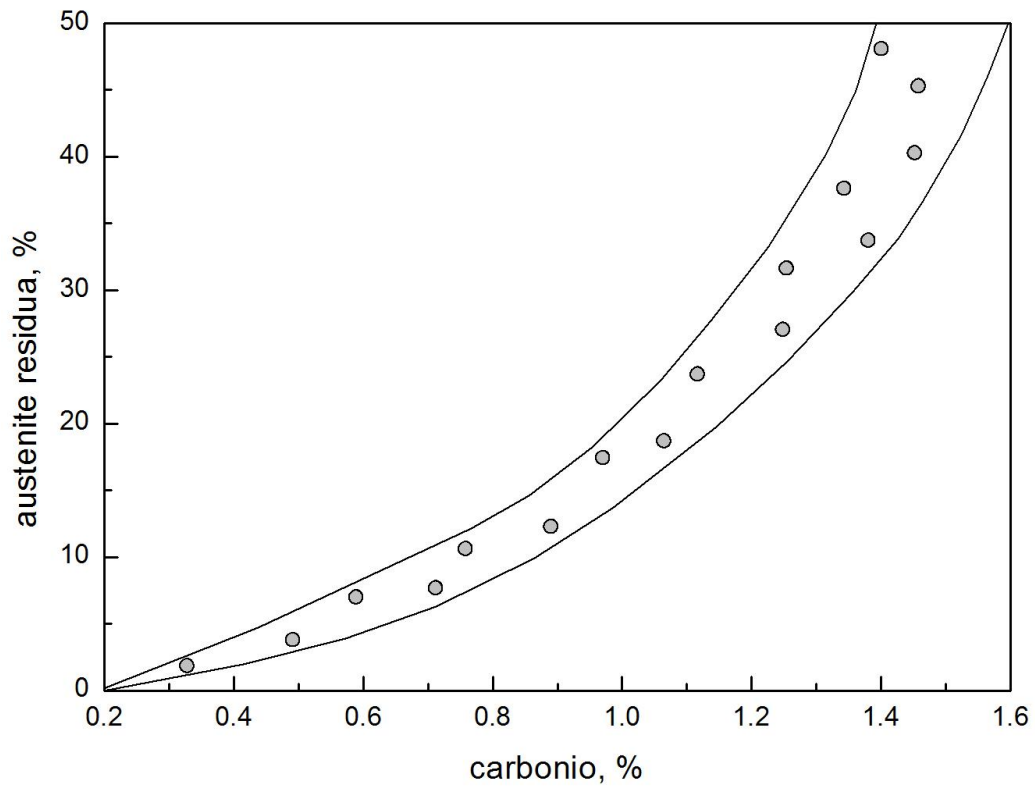


Figura 6.35: percentuale di austenite residua dopo la trasformazione martensitica al variare della percentuale di carbonio.

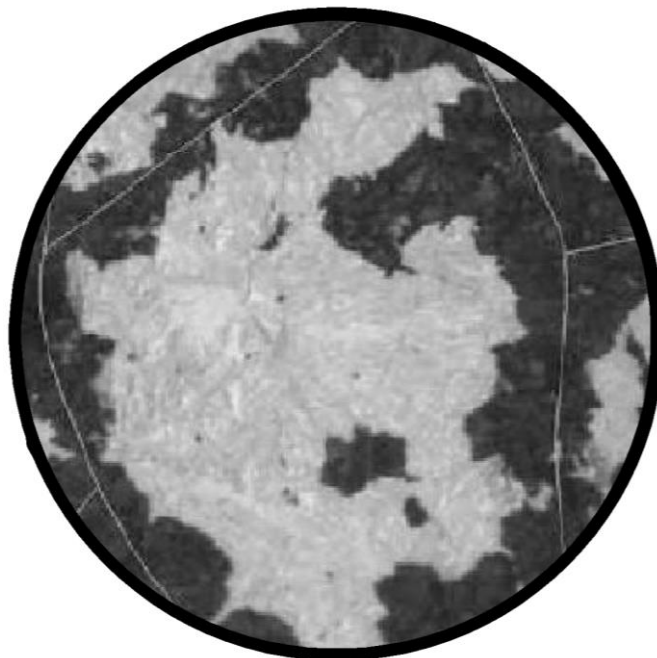


Figura 6.36: austenite residua all'interno di una struttura martensitica.

Ipotizziamo che il processo di raffreddamento faccia scendere la temperatura al di sotto della temperatura M_s così rapidamente che né ferrite, né perlite, né cementite possano formarsi prima di raggiungere la temperatura M_s . Se consideriamo un acciaio che viene fatto raffreddare abbastanza rapidamente dalla regione austenitica fino a temperatura ambiente per evitare che si formi la perlite, questo acciaio si trasformerà in martensite con il 13% di austenite residua. Supponendo invece che lo stesso acciaio sia raffreddato leggermente più lentamente per evitare la formazione della perlite. In questo caso è possibile che l'austenite possa iniziare a trasformarsi in perlite prima di qualsiasi forma di martensite. Se ciò accade la perlite inizierà a formarsi lungo i bordi grano della vecchia austenite, ma una volta che la temperatura scende sotto M_s , l'austenite circostante si trasforma in martensite + austenite residua in pochissimi millisecondi. Questa rapida formazione di martensite intrappola la prima perlite formando poi una struttura simile a quella di Fig. 6.36, in cui la perlite scura è circondata dalla martensite + austenite residua più chiara. La linea bianca sottile che è stata sovrapposta in questa micrografia, dimostra la probabile posizione dei primi bordi grano di austenite. Si noti che i grani di perlite crescono dai bordi grano dell'austenite in piccole strutture a forma tonda. Questi sono chiamati noduli di perlite e sono caratterizzati da fronti di crescita a forma sferica.

La trasformazione dell'austenite in martensite avviene con un aumento di volume e questo fenomeno riveste grande importanza nell'esecuzione dei trattamenti termici.

Resistenza della martensite: Abbiamo già visto in che maniera vari la resistenza degli acciai al carbonio all'aumentare del tenore di carbonio in presenza di struttura martensitica. Per avere un'idea di massima della resistenza degli acciai martensitici riferiamoci alla figura 6.37 in cui al variare della percentuale di carbonio confrontiamo acciai con struttura martensitica e acciai con struttura austenitica ottenuti aggiungendo Ni nella composizione.

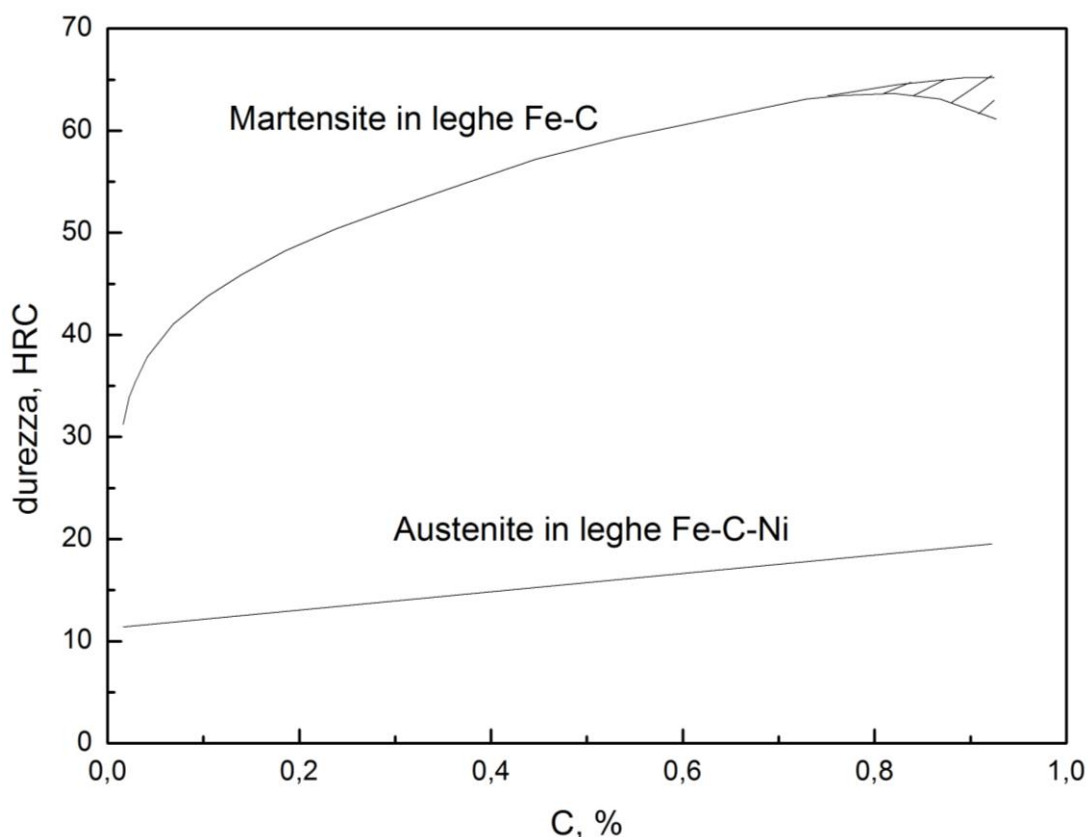


Figura 6.37: Resistenza della martensite in funzione del contenuto in carbonio

L'origine della resistenza della martensite è un fenomeno molto complesso in cui competono diversi fattori microstrutturali quali la distorsione tetragonale del reticolo con atomi interstiziali in soluzione solida che si forma per taglio con elevata densità di dislocazioni e geminati.

Esistono vari meccanismi di rafforzamento che concorrono:

- Rafforzamento per soluzione solida sostituzionale e interstiziale.
- Incrudimento
- Geminazione
- Affinamento del grano
- Segregazione degli atomi di carbonio
- Precipitazione di carburi

Il maggior fattore di rafforzamento è legato alla distorsione tetragonale dovuta agli atomi di carbonio in posizione interstiziale. Molti ricercatori si sono misurati nel fornire una descrizione analitica dell'aumento di resistenza dovuto alla distorsione reticolare giungendo alla seguente espressione:

$$\tau = \tau_0 + \frac{2G\Delta\epsilon c^{1/2}}{3}$$

Dove $\Delta\epsilon$ è la deformazione causata dalla distorsione reticolare (≈ 0.38), c è la concentrazione di carbonio.

Abbiamo già accennato al fatto che all'aumentare della percentuale di carbonio si passa da una martensite aciculare esente da geminati ad una martensite lenticolare maggiormente densa di dislocazioni e con presenza di geminati molto fini, questo ha un ulteriore effetto sulla resistenza della martensite come mostrato in figura 6.38,

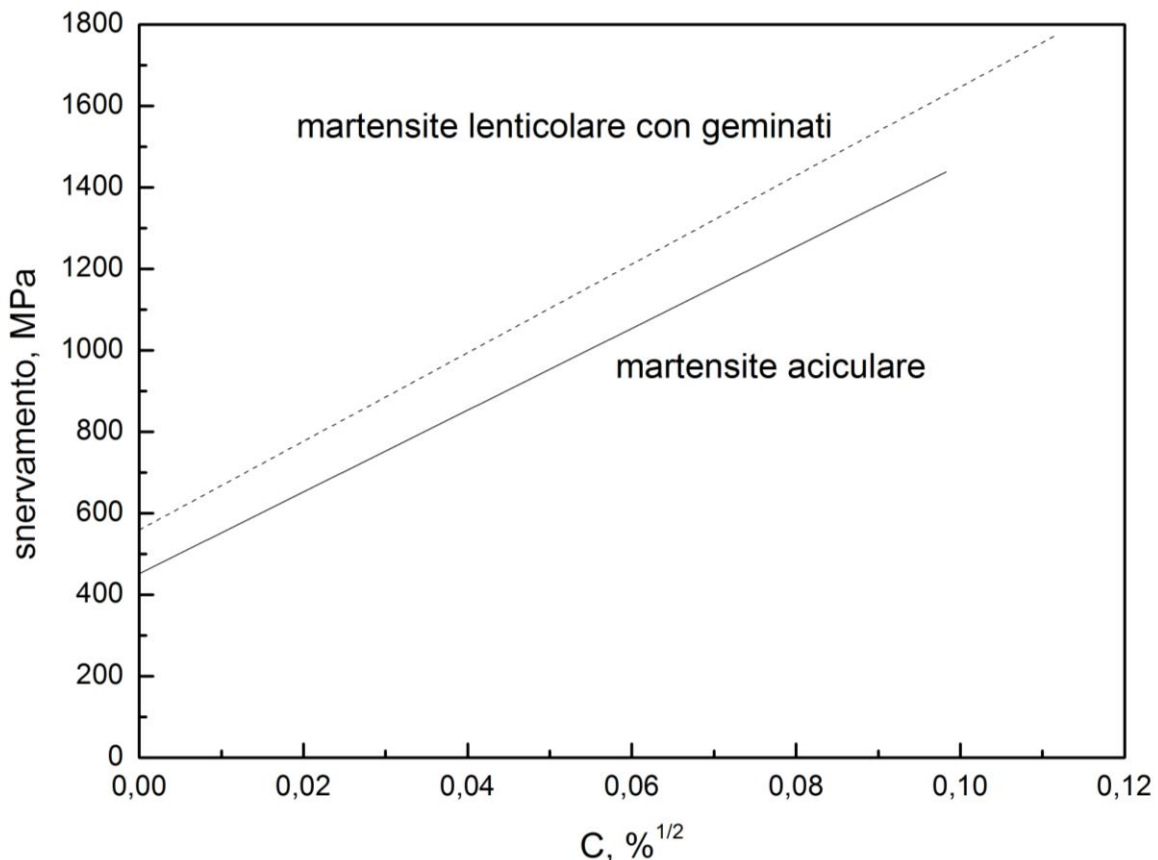


Figura 6.38: Resistenza delle diverse strutture martensitiche in funzione del contenuto in carbonio

Punti critici

Alcune tra le curve del diagramma Fe-C sono particolarmente importanti, soprattutto in relazione ai trattamenti termici. Per questo motivo gli studiosi hanno ritenuto utile indicarle con la lettera A (anomalia), seguita da un indice numerico.

- **A4** = temperatura della trasformazione del Fe γ in Fe δ e viceversa.
- **A3** = temperatura della trasformazione del Fe γ in Fe α e viceversa.
- **A2** = punto curie a 769°C; temperatura della trasformazione del Fe α paramagnetico in Fe α ferromagnetico e viceversa.
- **A1** = temperatura dell'eutettoide a 723°C.

Questo è valido per velocità di raffreddamento o riscaldamento molto lente. Se questa condizione non si verifica, le leghe Fe-C si trasformano con ritardo tanto maggiore quanto più veloce è la velocità di trattamento. Nella figura 6.39 si è voluto rappresentare questo fenomeno per temperature e composizioni intorno al punto eutettoide S. Come si vede, con un riscaldamento non lento si ottiene un innalzamento delle curve del diagramma, mentre con un raffreddamento lento si ottiene un abbassarsi delle curve.

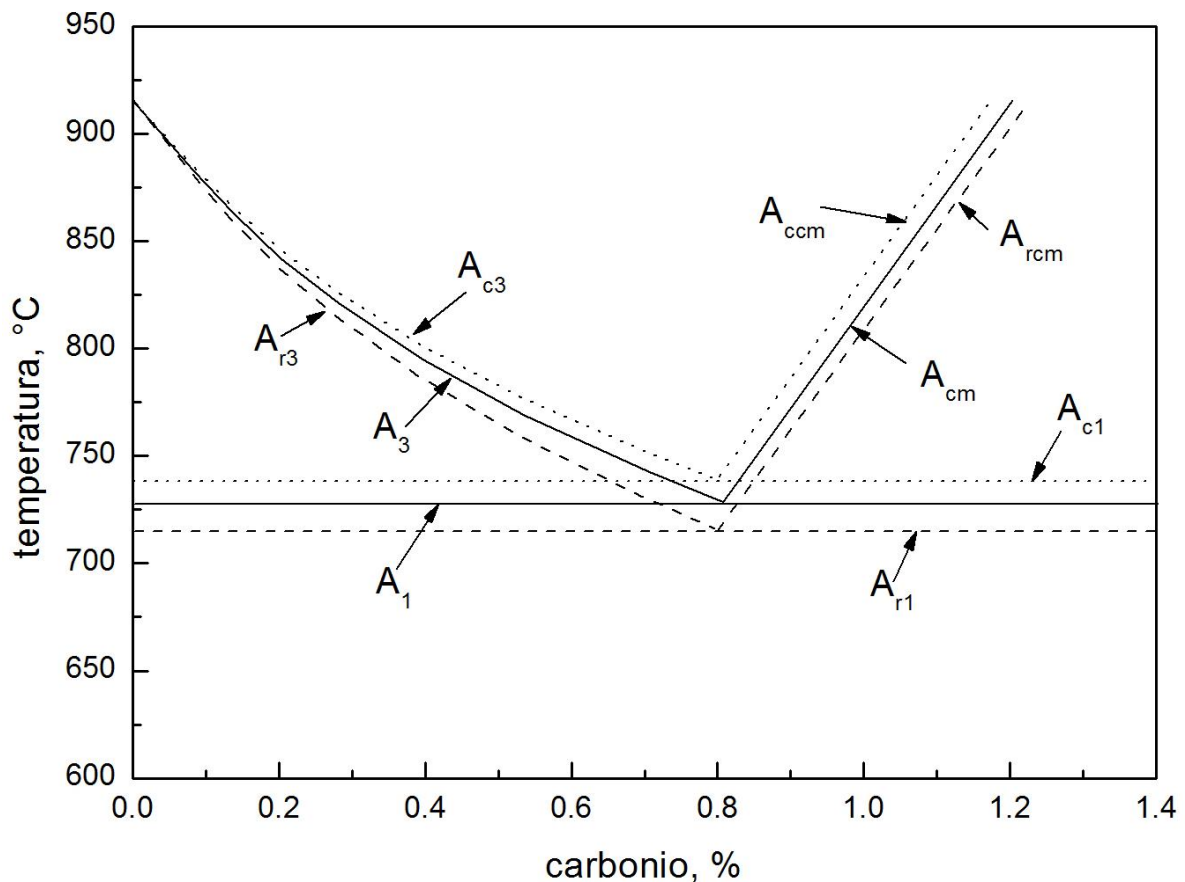


Figura 6.39: spostamento delle linee di trasformazione del diagramma Fe-C.

Da qui nasce l'attribuzione di simboli diversi ai punti critici

A1: temperatura dell'eutettoide a 723°C ,

Ae1: temperatura di equilibrio austenite \leftrightarrow perlite

Ac1: RISCALDAMENTO: l'austenite si trasforma in perlite per contemporanea decomposizione di ferrite e cementite.

Ar1: RAFFREDDAMENTO: l'austenite divenuta eutettoidica si trasforma in perlite (eutettoide ferrite + cementite).

A3: temperatura della trasformazione Fe $\gamma \leftrightarrow$ Fe α e viceversa;

Ae3: temperatura di equilibrio austenite \leftrightarrow ferrite

Ac3: RISCALDAMENTO: temperatura alla quale la struttura di un acciaio ipoeutettoide termina la trasformazione in austenite.

Ar3: RAFFREDDAMENTO: temperatura alla quale durante il raffreddamento l'austenite di un acciaio ipoeutettoide inizia a emettere i primi cristalli di ferrite α .

Acm: (**Aecm**) temperatura di equilibrio austenite \leftrightarrow cementite .

Accm: RISCALDAMENTO: un acciaio ipereutettoide termina la trasformazione in austenite (SE).

Ar_{cm}: RAFFREDDAMENTO: l'austenite di un acciaio ipereutettoide inizia a emettere cristalli di cementite secondaria.

A4: temperatura della trasformazione Fe $\gamma \leftrightarrow$ Fe δ .

Acciai al carbonio

-Leghe Fe-C

-C < 2%

-Acciai al carbonio

-Acciai legati

Gli acciai al carbonio contengono percentuali variabili di questo elemento, manganese e piccole quantità di elementi residui.

Sono classificati come Mn < 1.65 %, Si e Cu < 0.6%.

Molta attenzione va posta alla concentrazione di ossigeno, zolfo e azoto dovuta al processo di produzione,

Con l'aggiunta di Si e Al parte dell'ossigeno viene eliminata migliorando la purezza degli acciai prodotti.

Negli acciai legati gli elementi vengono aggiunti deliberatamente per l'ottenimento di determinate caratteristiche.

Trasformazione Austenite-Ferrite

Nel passaggio dal Fe- γ al Fe- α vi sono notevoli cambiamenti morfologici che possono essere ottenuti, nel caso generale la morfologia delle fasi presenti varia a seconda del caso di acciaio ipo o iper-eutettoide, in ogni caso le variazioni morfologiche sono legate a precise variazioni cristallografiche delle fasi coinvolte. La classificazione morfologica delle trasformazioni γ - α è dovuta a Dubè e Aaronson:

-*Ferrite allotriomorfa*: ha una morfologia che non riflette la simmetria cristallografica al suo interno, ciò è dovuto al fatto che la ferrite nuclea sul bordo del grano austenitico formando delle placchette che seguono il grano austenitico originario, in tal modo l'allotriomorfo ha coerenza cristallografica con un grano ma non con l'altro adiacente formando placchette che possono avere bordi di morfologia differente.

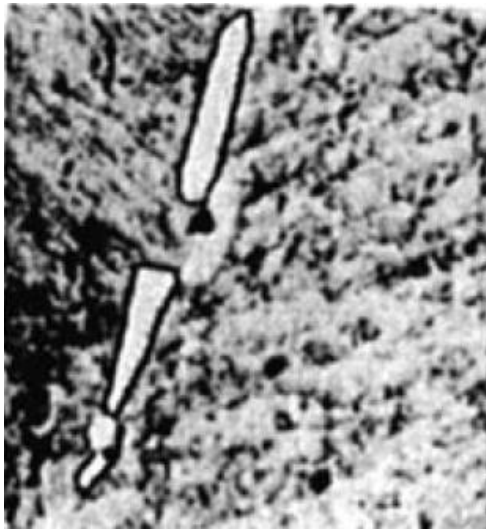


Figura 6.40: ferrite allotriomorfa

-*Ferrite Widmanstätten*: i piattelli di questo tipo crescono su ben determinate direzioni cristallografiche all'interno del grano austenitico e non attraverso il bordo grano.

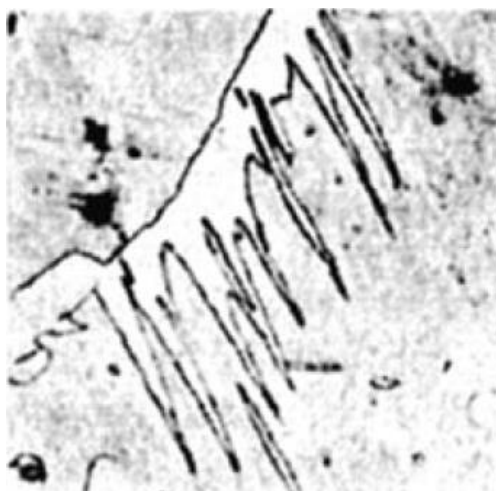


Figura 6.41: ferrite Widmanstätten

-*Idiomorfi intergranulari*: sono grani equiassici che crescono all'interno del grano austenitico solitamente nucleando dalle inclusioni non metalliche.



Figura 6.42: idiomorfi intergranulari

-*Piattelli intergranulari*: sono simili a quelli che nucleano dal bordo grano ma si formano all'interno del grano austenitico.



Figura 6.43: piattelli intergranulari

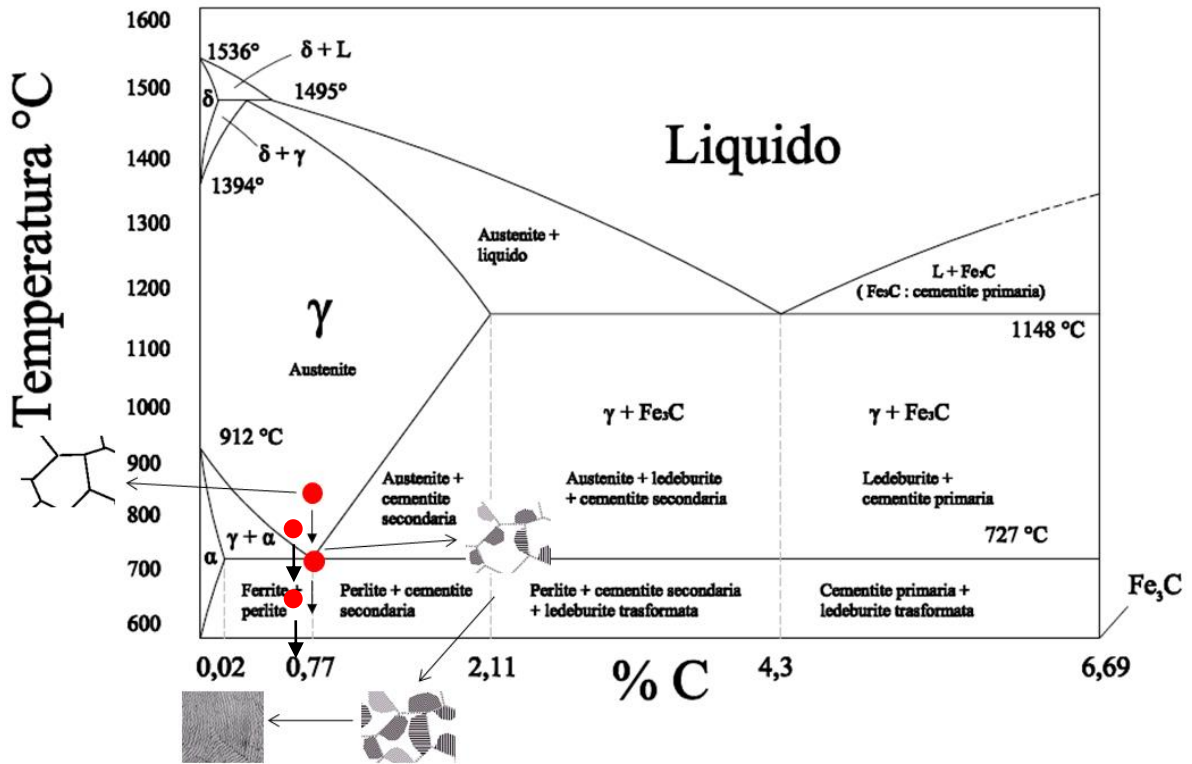
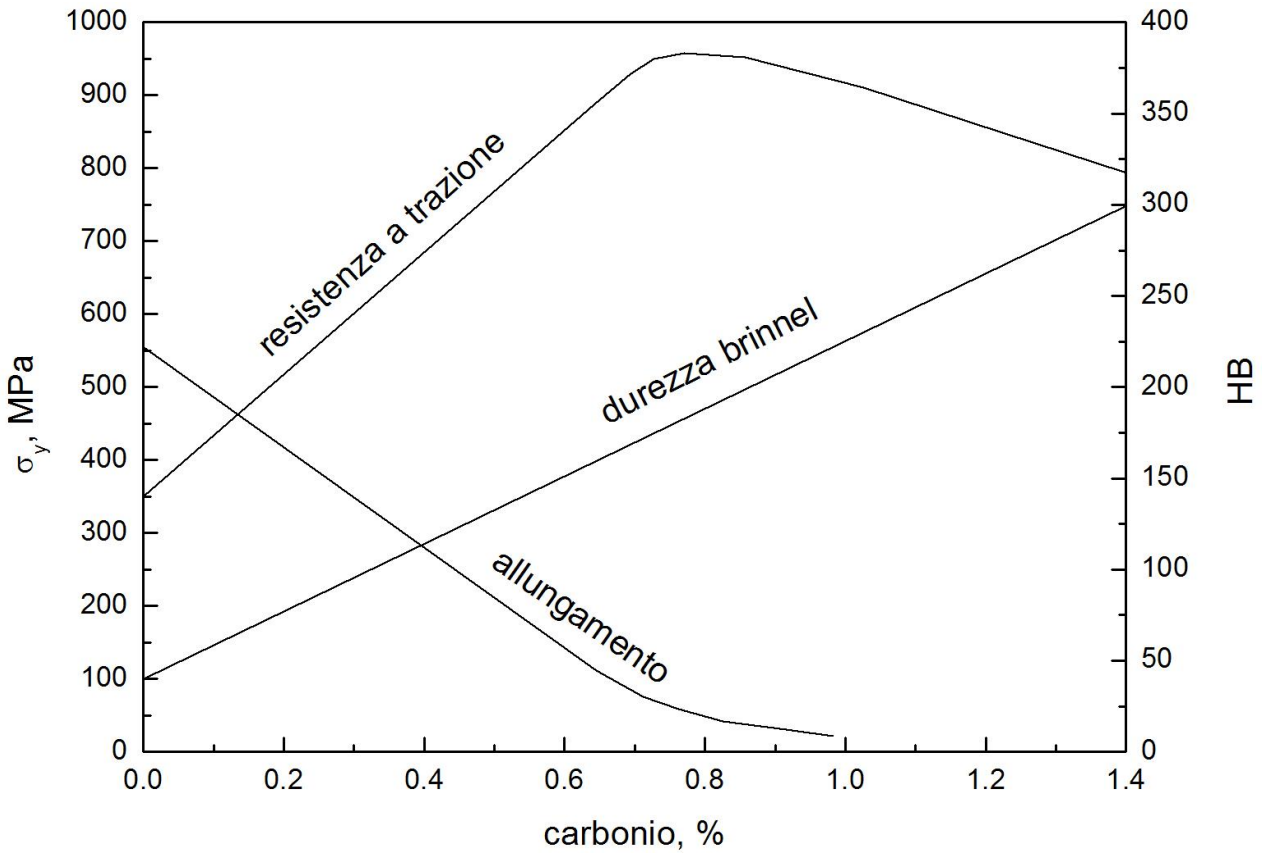


Figura 6.44: struttura perlitica di un acciaio Fe-0.77C.



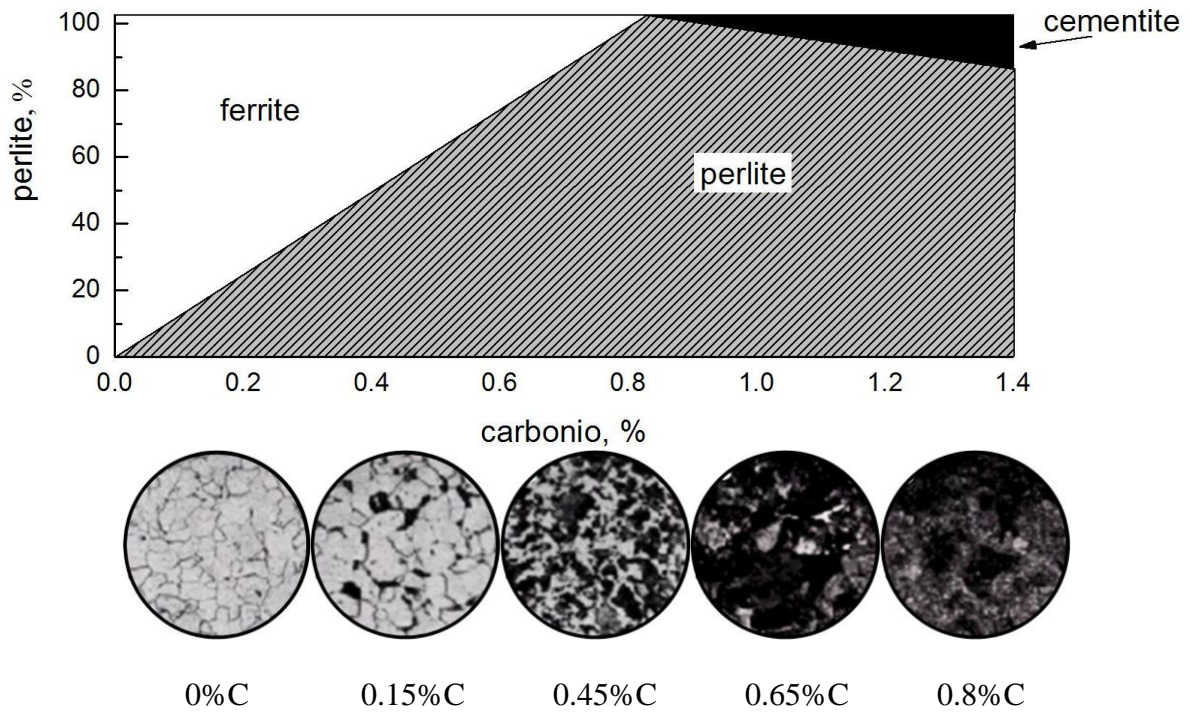


Figura 6.45: diverse strutture e variazione delle proprietà meccaniche al variare della percentuale di carbonio.

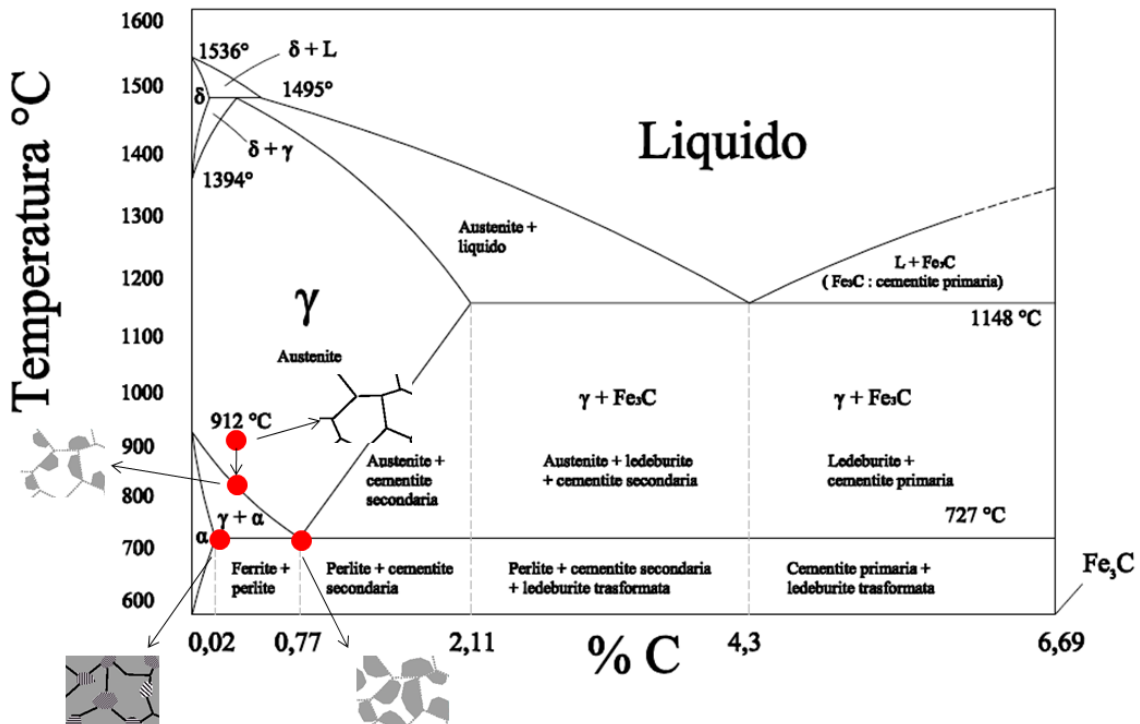


Figura 6.46: strutture di raffreddamento di un acciaio ipoeutettoideico.

La resistenza a trazione aumenta con l'aumentare della presenza di perlite fino a raggiungere un massimo in corrispondenza dell'inizio di presenza di cementite che fa decrescere la resistenza.

La durezza cresce continuamente all'aumentare del tenore di perlite e cementite.
L'allungamento percentuale diminuisce costantemente.

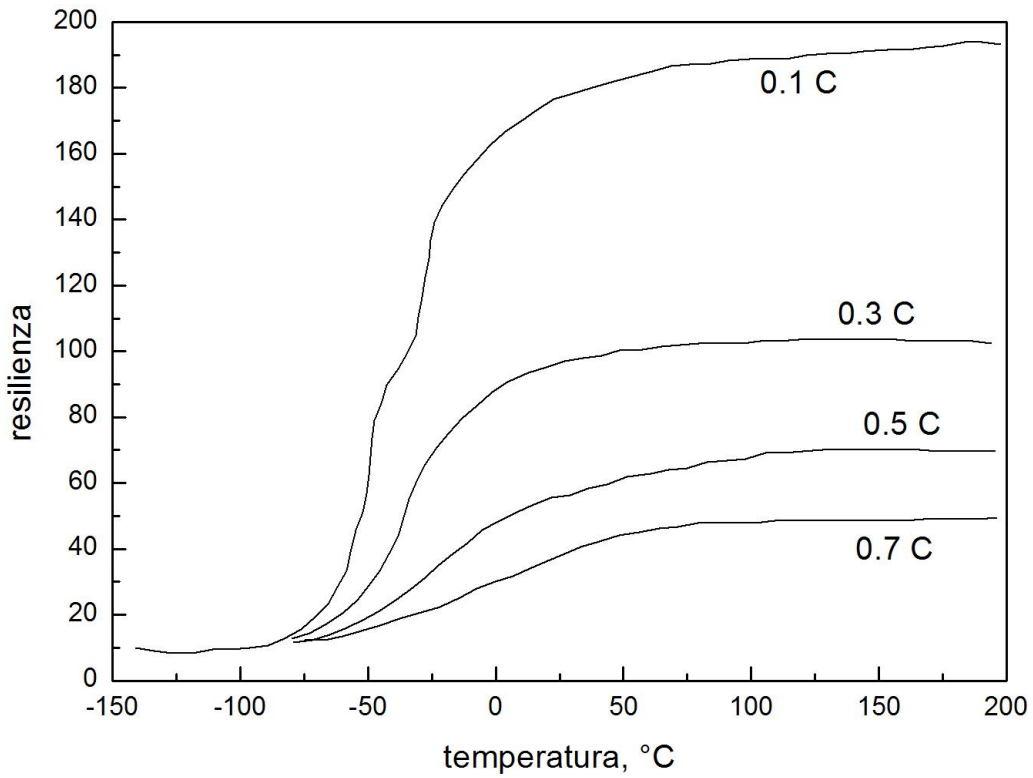


Figura 6.47: caratteristiche di resilienza al variare della percentuale di carbonio.

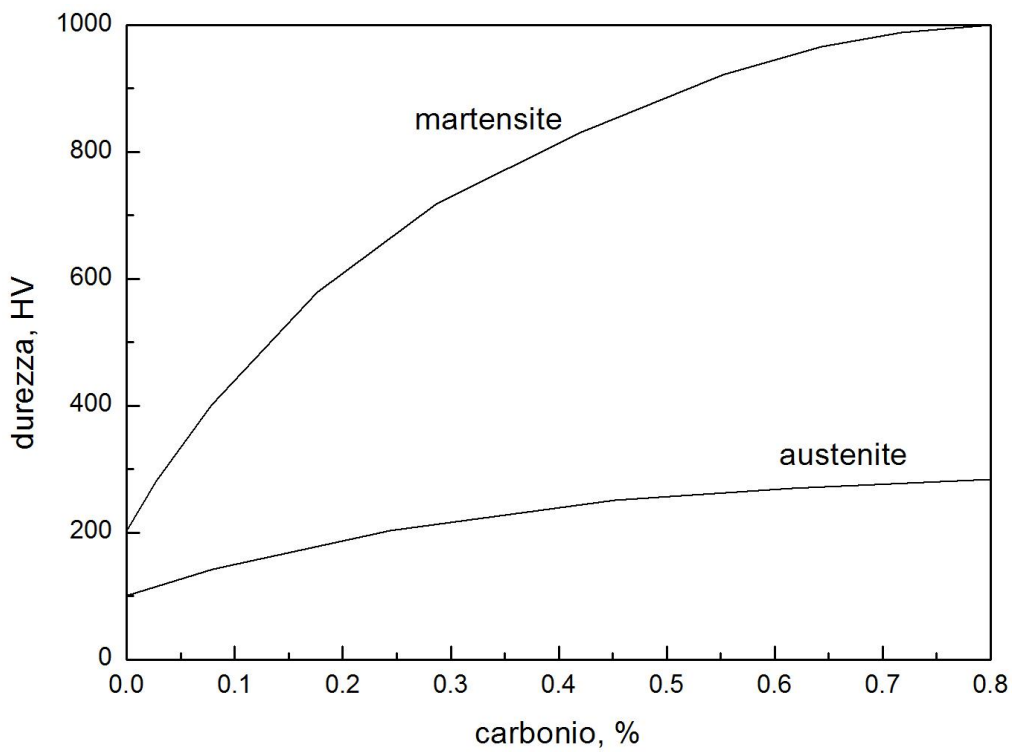


Figura 6.48: differenza di durezza al variare della percentuale di carbonio per l'austenite e per la martensite.

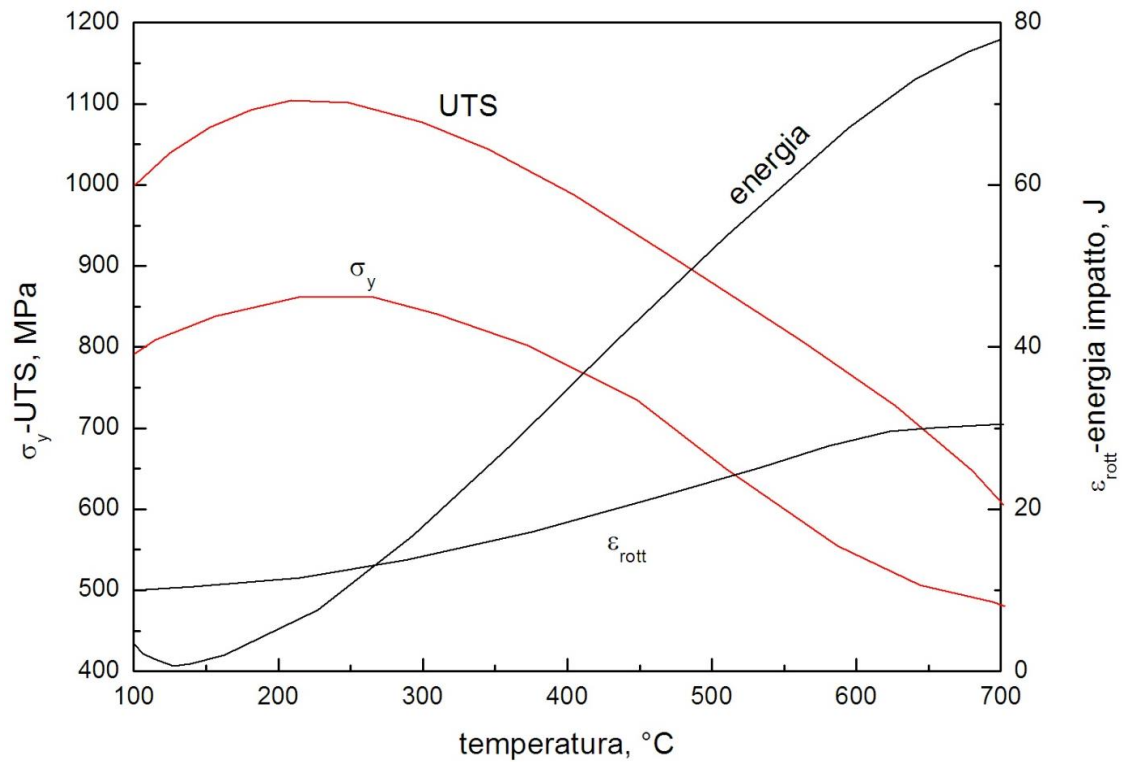


Figura 6.49: variazione delle proprietà meccaniche della martensite al variare della temperatura del bagno di raffreddamento.

La tempra per gl'acciai industriali si opera nell'intervallo 250-450 °C, basse temperature e alto C per componenti quali palette, statori..., alte temperature e basso C per ruote, alberi.....

Alle temperature più basse (<350 °C) il carbonio precipita sotto forma di carburi ϵ (Fe_2C_5) e scompaiono le tensioni interne. Alle temperature intermedie (350-500 °C) i carburi ϵ si trasformano in cementite. Per temperature più elevate (>500 °C) la cementite diventa sferoidale.

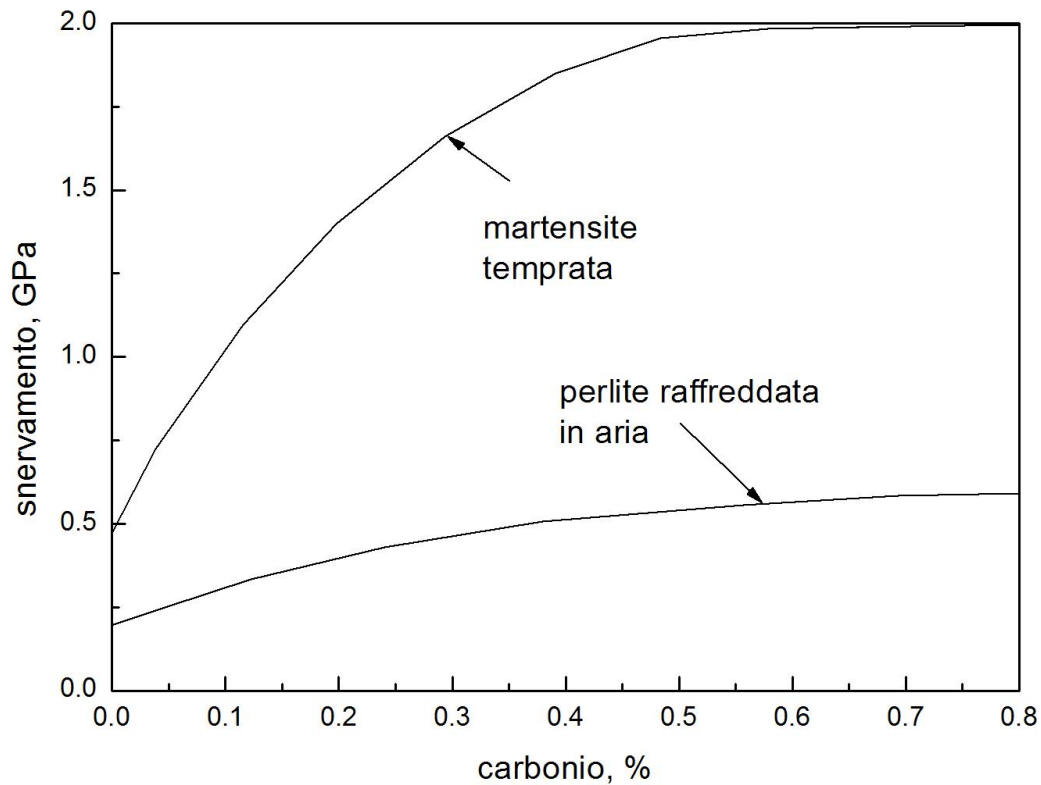


Figura 6.50: differenza di resistenza al variare della percentuale di carbonio tra la martensite e la perlite.

Fondamentale risulta la velocità di raffreddamento.

Solitamente il processo produttivo fondamentale di tali acciai viene eseguito nei forni ad arco, in cui la composizione viene controllata con precisione;

Successivamente vengono formati per colata continua e portati nei forni per il trattamento termico.

Notevole attenzione va posta al controllo della composizione, il rame è elemento indesiderato in questa fase perché produce fragilità a caldo e quindi possibilità di fratture, il rame può precipitare a bordo grano producendo frattura durante le successive laminazioni.

Controllo degli interstiziali

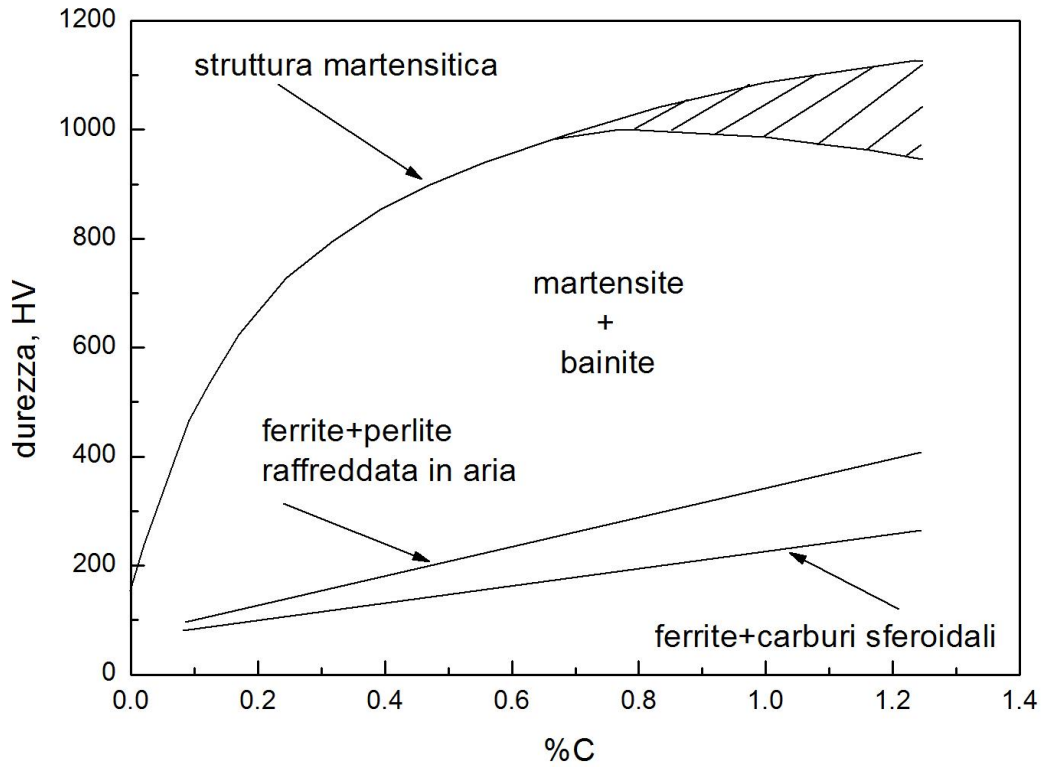


Figura 6.51: variazione di durezza col contenuto di carbonio per diverse strutture riscontrabili negli'acciai.

In figura 6.52 è mostrata la variazione di durezza col contenuto di carbonio per diverse strutture riscontrabili negli'acciai.

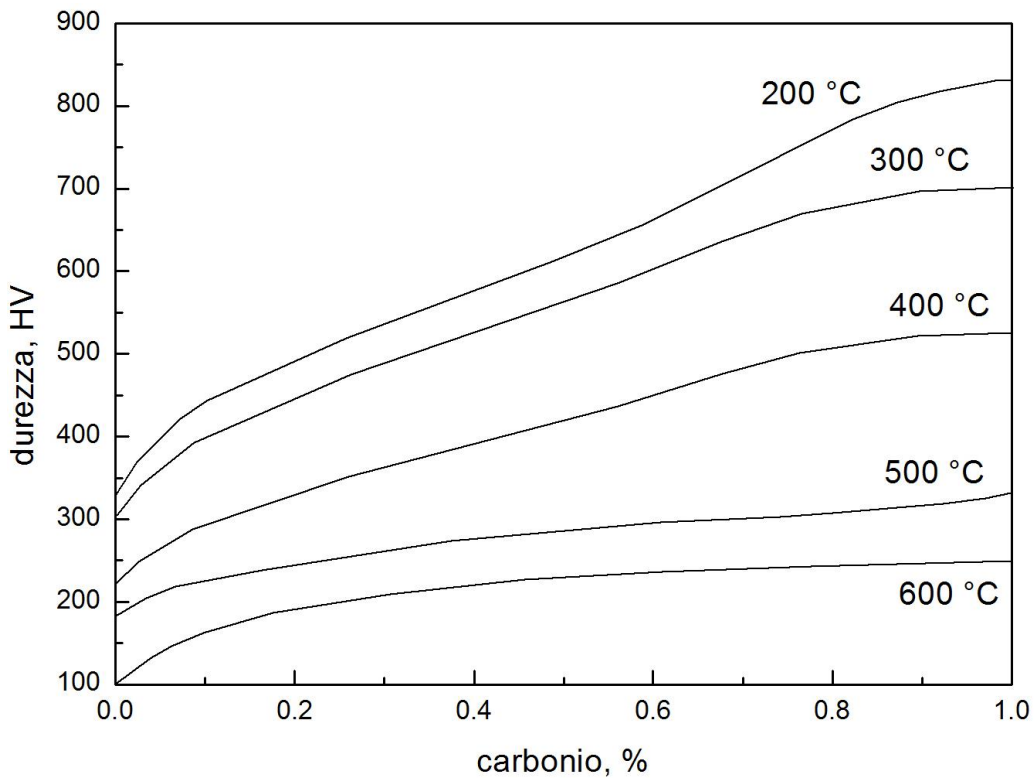


Figura 6.52: effetto della temperatura di tempra sulla durezza al variare della percentuale di carbonio.

Effetto della temperatura di tempra in funzione della percentuale di carbonio sulla durezza delle leghe Fe-C.

Trasformazioni di fase

Austenitizzazione:

Portando l'acciaio al di sopra di 727 °C si ha l'inizio di trasformazione austenitica che è una reazione di nucleazione ed accrescimento.

E' una nucleazione eterogenea che inizia ai bordi dei grani ferritici o alle interfacce ferrite-cementite.

Quando l'austenite si inizia a formare il carbonio inizia a diffondere dai carburi adiacenti e quindi vi sono i due fenomeni contemporanei di crescita austenitica e dissoluzione dei carburi.

I tempi e le temperature di austenitizzazione dipendono dalla composizione del materiale di partenza.

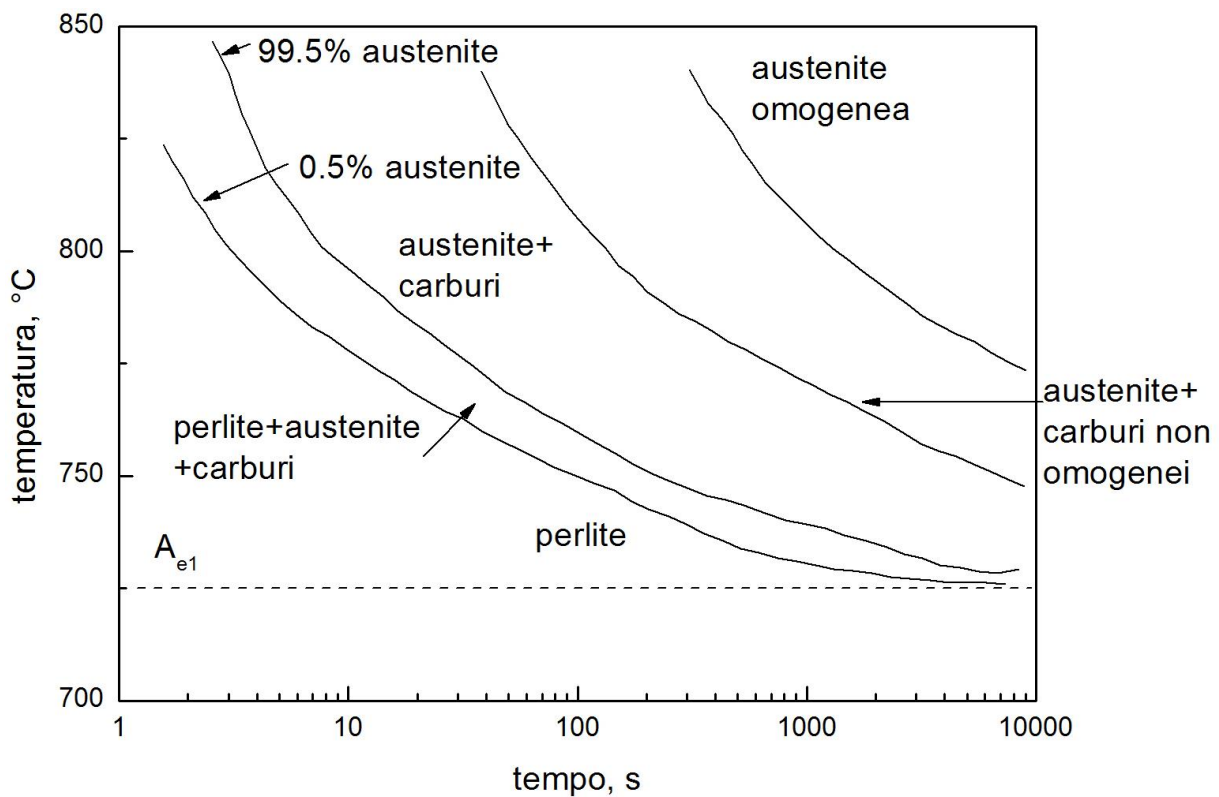


Figura 6.53: trasformazioni al variare della temperatura.

Il processo non termina quando tutti i carburi si sono dissolti ma è regolato dalla diffusione degli elementi che vanno ad occupare siti sostituzionali (molibdeno) processo molto più lento rispetto alla dissoluzione dei carburi.

Le proprietà meccaniche degli acciai ottenibili da trattamento termico dipendono dalla microstruttura e quindi dalla decomposizione dell'austenite.

Fondamentale importanza assume la velocità di raffreddamento.

Le strutture finali ottenibili dal raffreddamento delle leghe Fe-C dipendono dal modo in cui l'Austenite si trasforma diminuendo la temperatura.

Acciai di composizione eutettica:

Dopo austenitizzazione e raffreddamento, questo materiale tende a decomporsi in ferrite e cementite, la velocità di formazione dipende dalla diffusione del carbonio e quindi dalla velocità di raffreddamento,

Quando la velocità di raffreddamento è bassa la diffusione è permessa completamente e la trasformazione si completa a temperature più alte.

All'aumentare della velocità di raffreddamento la trasformazione in ferrite e cementite inizia e finisce a temperature più basse e il comportamento dell'acciaio si discosta sempre più dall'equilibrio descritto dal diagramma di stato.

Consideriamo casi diversi di raffreddamento:

-100 °C al di sotto della temperatura eutettica

Durante i pochi istanti che portano al raffreddamento l'acciaio rimane tutto austenitico;

Appena il campione arriva alla temperatura desiderata si iniziano a formare cristalli di ferrite e cementite;

Il tempo intercorso è detto tempo di incubazione e corrisponde a circa una percentuale trasformata dello 0.5 %;

La trasformazione inizia ai bordi di grano dove le particelle di ferrite e cementite si formano una accanto all'altra;

Successivamente le particelle crescono e il bordo avanza nel grano primitivo;

Man mano che il bordo avanza le particelle crescono sotto forma di lamelle alternate delle due fasi (perlite).

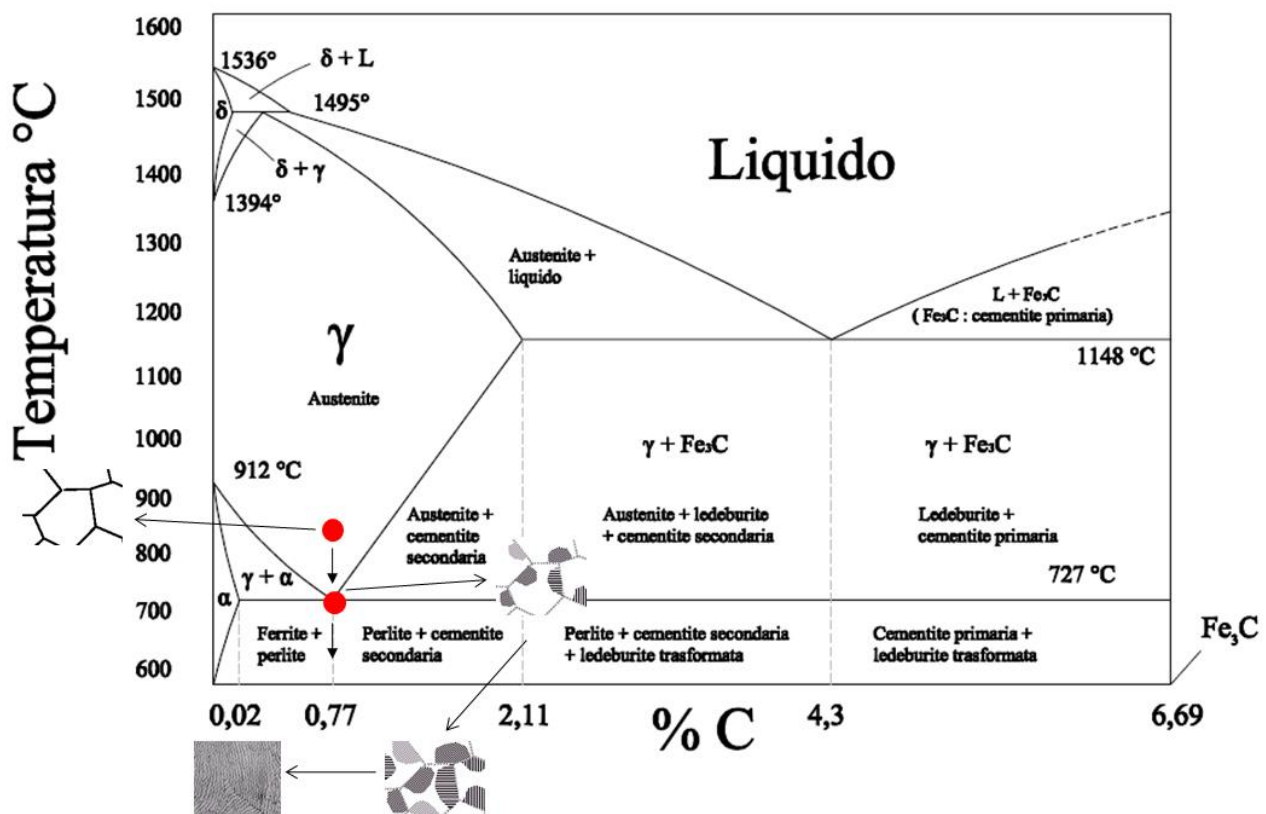


Figura 6.54: trasformazione perlitica.

Le colonie di lamelle hanno orientazione differente a seconda dell'orientazione del grano primitivo da cui hanno preso forma;

La distanza interlamellare dipende esclusivamente dalla velocità di raffreddamento con cui la trasformazione si è evoluta.



Figura 6.55: microstruttura perlitica.

-Trasformazione a temperatura più bassa

Man mano che la temperatura di trasformazione diminuisce, il tempo di incubazione diminuisce e la distanza interlamellare si riduce;

A 550 °C non si formano più strutture lamellari, ma piccoli aggregati di ferrite e cementite (Bainite).

-Trasformazioni durante il raffreddamento

Al di sotto di una temperatura di circa 220 °C, la fase cristallina che si forma è tetragonale (Martensite)

Composizione ipoeutettoïdica

Al raffreddamento questi acciai raggiungono il campo $\alpha+\gamma$ prima del punto A1, la prima trasformazione in atto è la nucleazione eterogenea della ferrite al bordo del grano austenitico e cresce sotto forma di grani equiassici all'interno dell'austenite;

Al punto A1 la microstruttura consiste di grani di ferrite e austenite,

Aumentando la velocità di raffreddamento, al di sotto di A1 la ferrite continua a trasformarsi e iniziano ad apparire le strutture perlitiche che crescono nel grano austenitico.

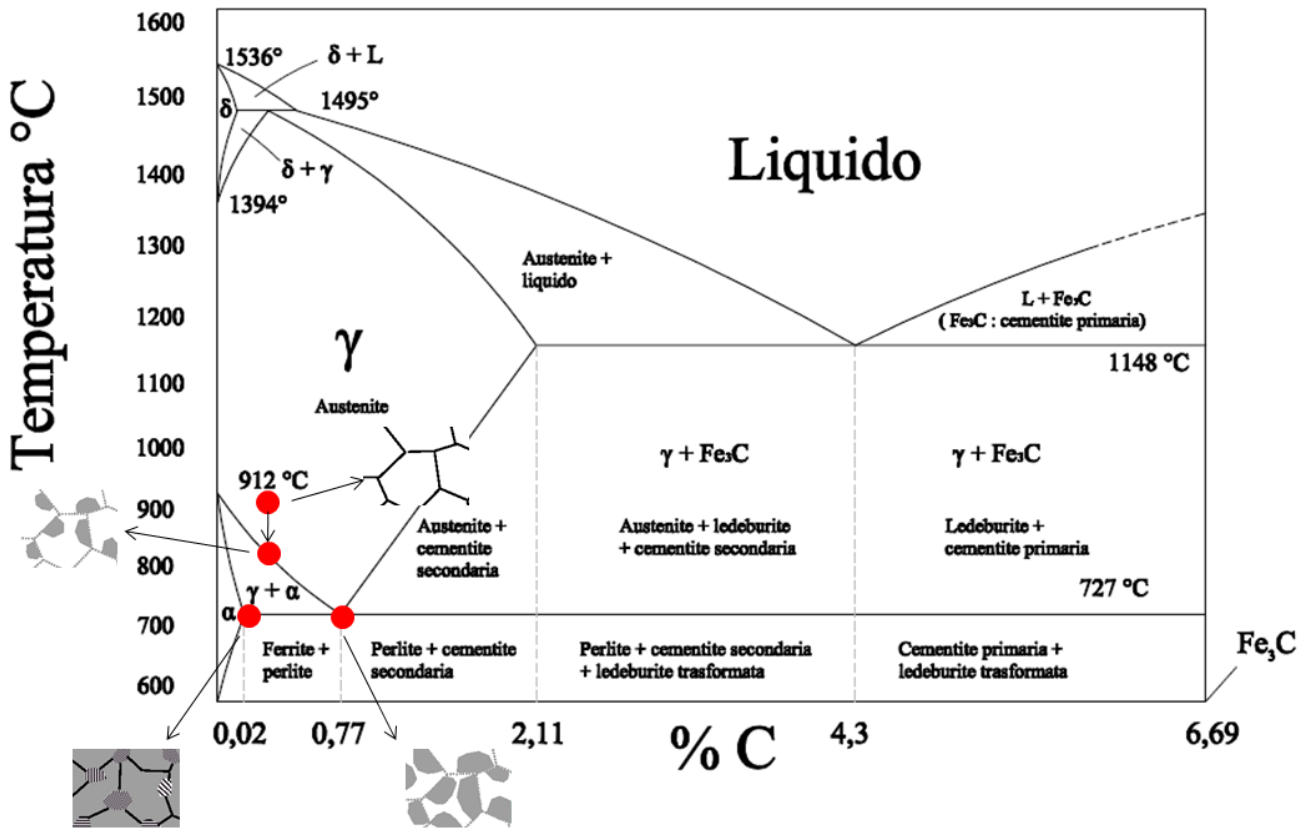


Figura 6.56: trasformazione ferritico-perlitica.

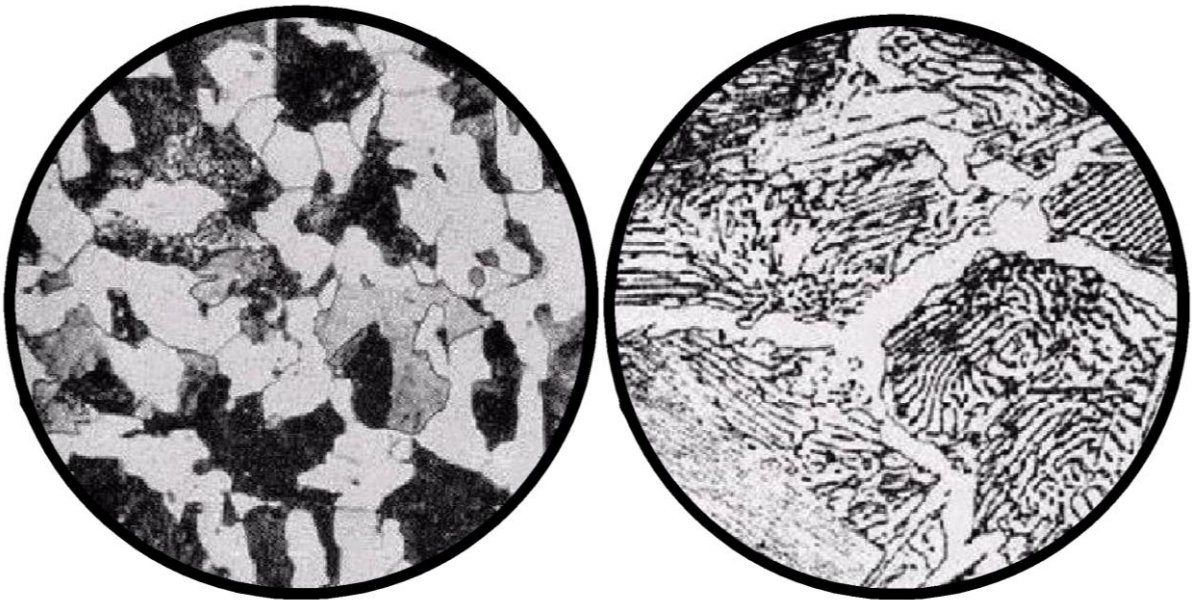


Figura 6.57: microstruttura ferritico-perlitica.

Diminuendo la temperatura di raffreddamento ulteriormente, la ferrite si forma sotto forma di piatti paralleli al bordo di grano austenitico secondo ben precise orientazioni, tali piatti sono detti strutture di Windmanstatten



Figura 6.58: Struttura Windmanstatten.

Nel caso degli acciai ipereutetoidici la formazione della ferrite è sostituita da quella di cementite.

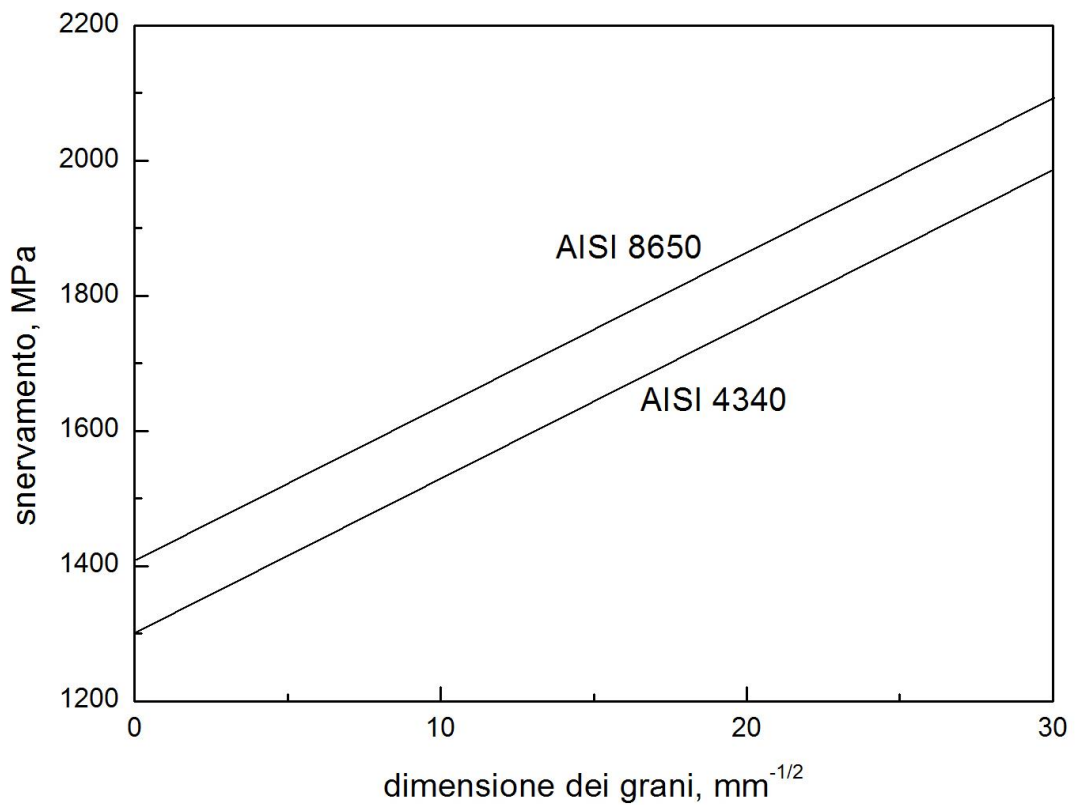


Figura 6.59: variazione delle proprietà meccaniche al variare delle dimensioni dei grani.

Solidificazione delle leghe fino a $C = 0.53\%$

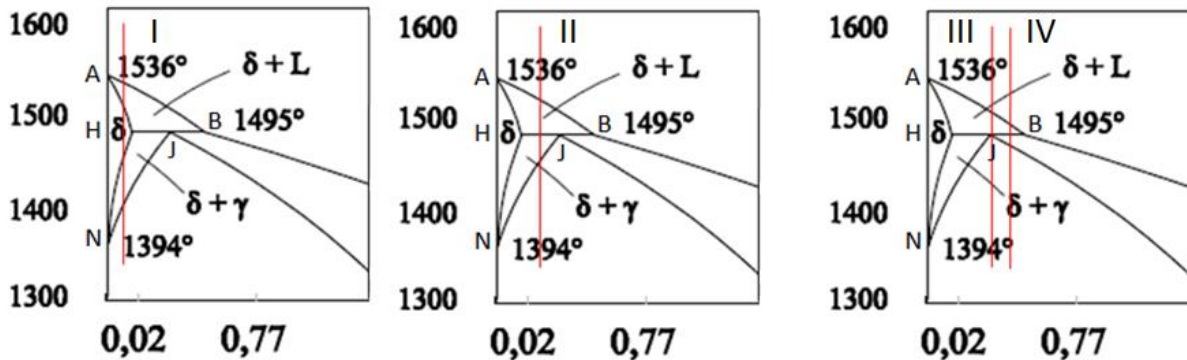


Figura 6.60: solidificazione di un acciaio $<0.53\%C$.

Quando al raffreddamento si incontra la linea A-B si separa il primo cristallo di soluzione solida δ , la solidificazione continua fino all'incontro della linea A-H dove scompare l'ultima goccia di liquido, rimane la sola fase δ fino a che all'incontro della linea N-H si separano cristalli γ , all'incontro con la linea N-J tutti i cristalli δ si saranno trasformati in cristalli γ .

Per la lega di composizione II

Si ha in H-J-B la trasformazione peritettica tra cristalli δ con $C = 0.09\%$ e il liquido con $C = 0.53\%$ che porta alla formazione della nuova fase γ con $C = 0.17\%$ e scomparsa della fase liquida, il sistema è a questo punto costituito da cristalli δ e γ , raffreddando avviene la stessa trasformazione del caso precedente finché all'incontro con la linea N-J tutto il δ si è trasformato in γ .

Per la trasformazione IV ed in particolare per la III tutti i cristalli δ scompaiono alla fine della trasformazione peritettica e l'unica fase solida presente è la γ .

Solidificazione di leghe con $C = 0.53 \div 2,11\%$

Lega I

$C = 0.77\%$ corrisponde alla composizione dell'eutettoide, troviamo solo austenite che si raffredda fino al punto D, a tal punto si ha la trasformazione di tutta l'austenite in ferrite e cementite.

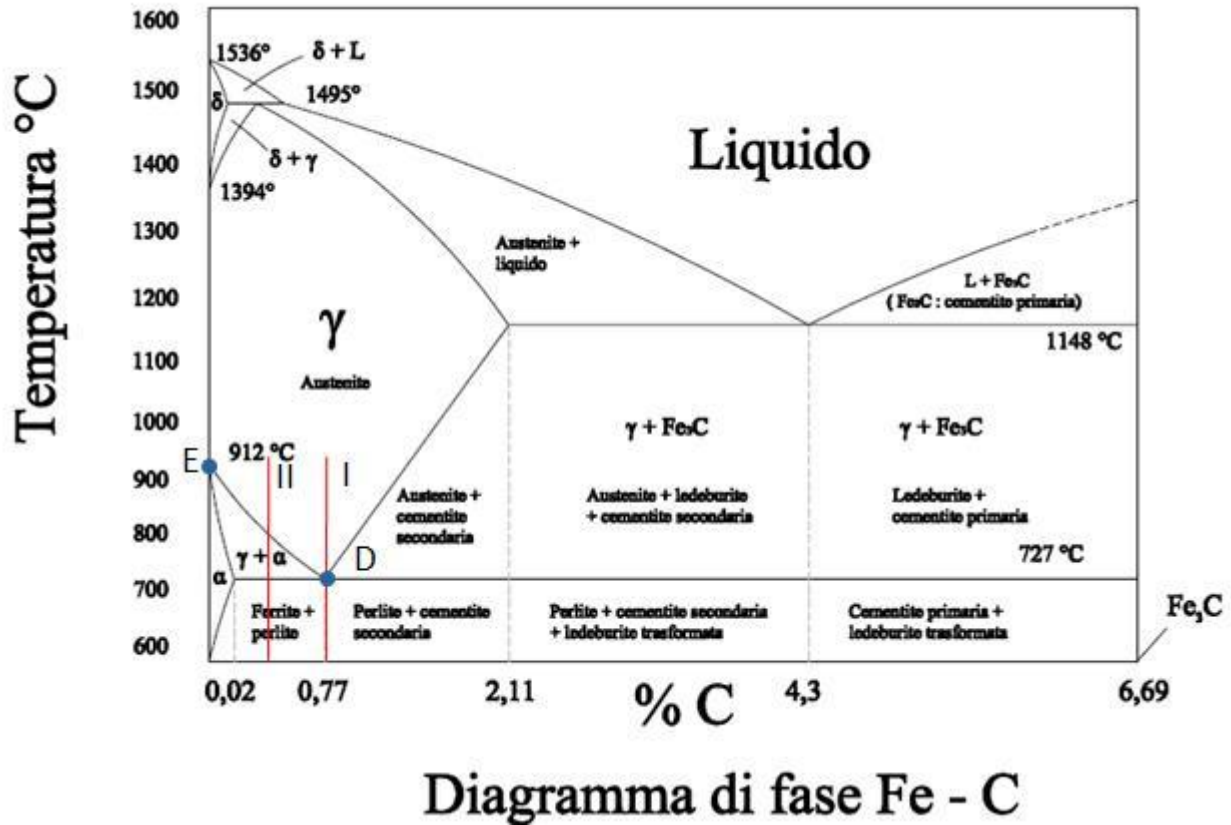


Figura 6.61: trasformazioni ipoeutetoidiche dell'austenite.

Lega II

Troviamo tutta austenite fino all'incontro con la linea D-E, in tal punto comincia la trasformazione del ferro γ in ferro α , la separazione della ferrite primaria continua a temperatura decrescente, mentre l'austenite continua ad arricchirsi in carbonio seguendo la linea E-D fino a che la trasformazione non raggiunge l'orizzontale, in tal punto si ha ferrite ed austenite, la temperatura rimane costante finché tutta l'austenite si sarà trasformata in perlite, alla fine la lega risulta costituita da ferrite e perlite.

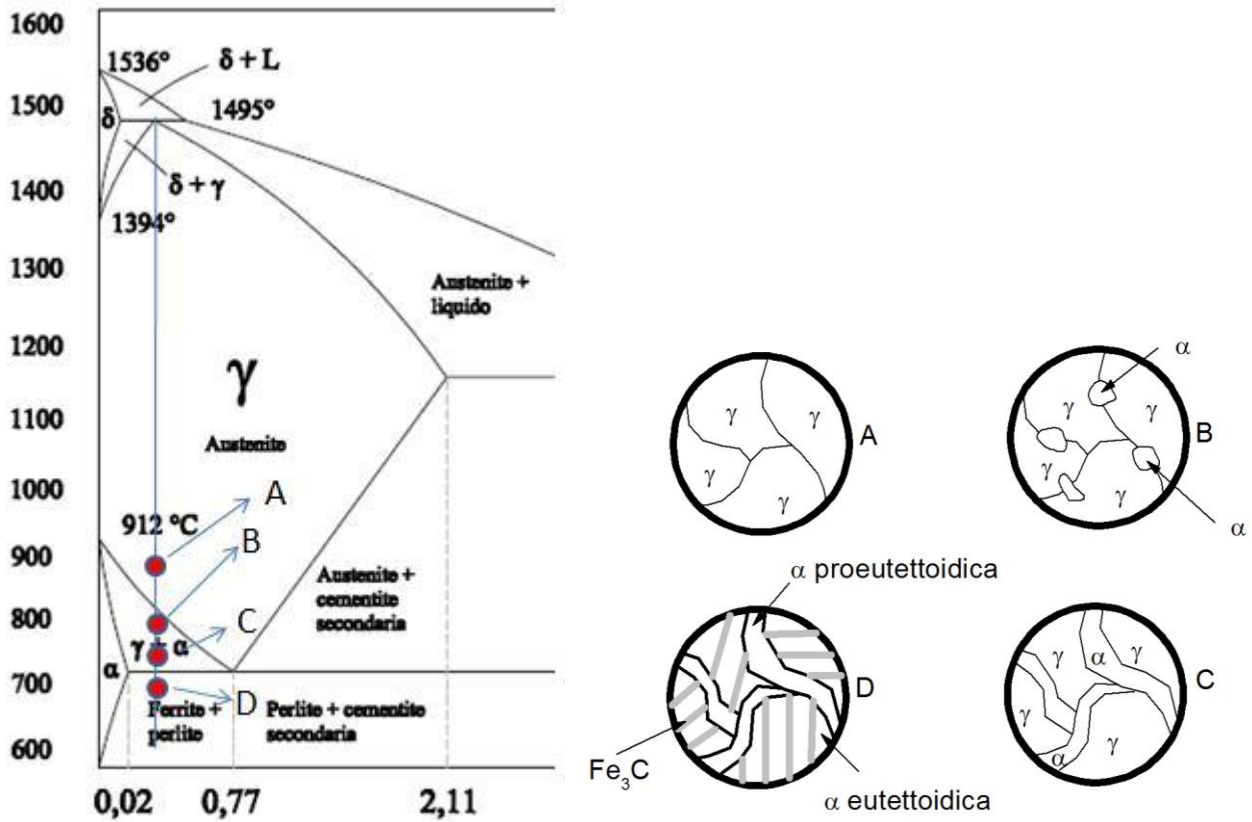


Figura 6.62: trasformazione dell'austenite in ferrite+perlite.

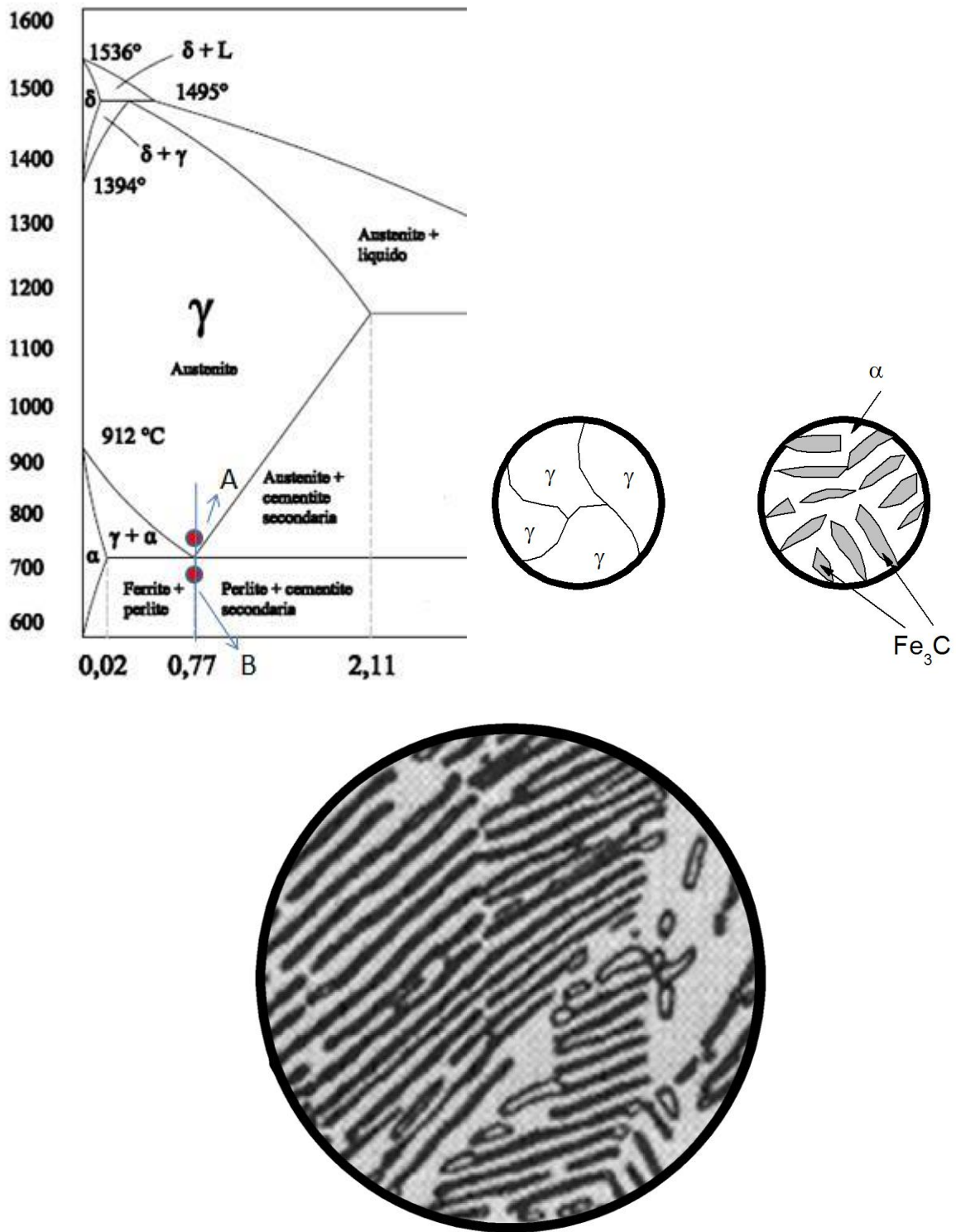


Figura 6.63: trasformazione eutettica dell'austenite.

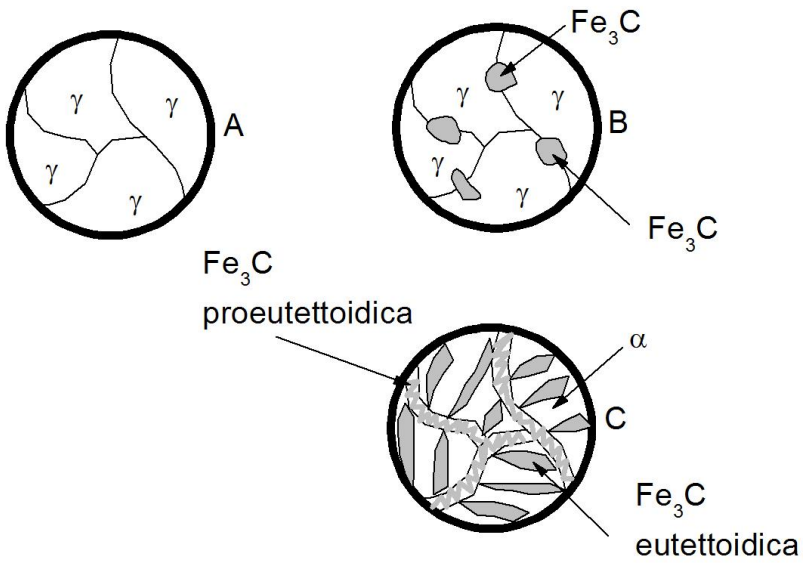
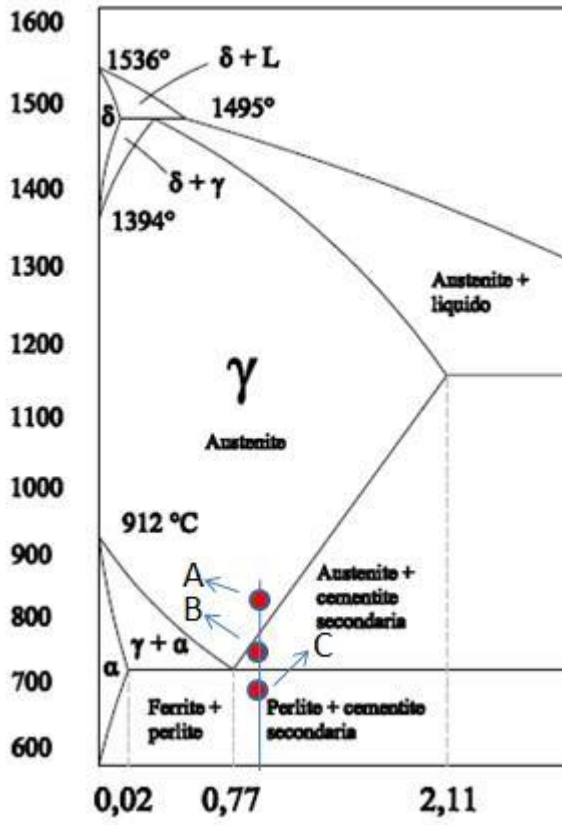




Figura 6.64: trasformazione ipereutettoidica dell'austenite.