

Diagramma Fe-C

1 Introduzione

La descrizione delle caratteristiche dei prodotti siderurgici e delle loro possibilità di impiego non può prescindere dalla conoscenza delle strutture di equilibrio delle varie leghe in funzione della percentuale di Carbonio e della temperatura. Tali strutture sono rappresentate nel *diagramma di equilibrio Fe-C*.

Il Ferro e il Carbonio si combinano tra loro per formare il Carburo Fe_3C , contenente il 6,67% in peso di C, denominato cementite. È di interesse pratico, pertanto, solo quella regione del diagramma Fe-C riguardante le leghe con tenore di Carbonio compreso tra lo 0 e il 6,67%.

È opportuno precisare che, sulla base di dati termodinamici, le condizioni di equilibrio stabile per il sistema Fe-C sono rappresentate

- dal *diagramma Ferro-cementite* per temperature superiori a 810 °C,
- dal *diagramma Ferro-Carbonio* (grafite) per temperature inferiori a 810 °C.

Tali diagrammi sono illustrati nella fig. 1.1 (linee continue per Ferro-cementite, linee tratteggiate per Ferro-grafite).

Dal punto di vista pratico, per lo studio degli acciai interessa esclusivamente il diagramma di stato Ferro-cementite, mentre per lo studio delle ghise è necessario considerare anche (e soprattutto) il diagramma Ferro-grafite.

2 Il Ferro puro

Il *Ferro puro* è polimorfo e può presentarsi in diverse modificazioni allotropiche:

- *Ferro α* , cubico a corpo centrato (CCC), stabile fino a 911 °C,
- *Ferro γ* , cubico a facce centrate (CFC), stabile tra 911 °C e 1392 °C,
- *Ferro δ* , cubico a corpo centrato (CCC), stabile tra 1392 °C e 1536 °C (punto di fusione).

Partendo dallo stato liquido, il graduale raffreddamento del Ferro puro, porta alla sua solidificazione a 1536 °C; i cristalli che si formano sono di *Ferro δ* (CCC). Proseguendo con il raffreddamento, a 1392 °C, avviene la trasformazione allotropica da *Ferro δ* a *Ferro γ* , che a 911 °C si trasforma a sua volta in *Ferro α* .

Passando da una varietà allotropica all'altra, le costanti reticolari subiscono brusche variazioni:

- da 2,93 Å (Fe- δ) a 3,63 Å (Fe- γ) a 1392 °C,
- da 3,63 Å (Fe- γ) a 2,86 Å (Fe- α) a 911 °C,

così come illustrato in fig. 2.1. Sempre da fig. 2.1 si osserva come Fe- α e Fe- δ possano essere considerate come una identica fase a reticolo CCC (la differenza tra le costanti reticolari è attribuibile solo alla dilatazione termica al crescere della temperatura), che possiede una lacuna di esistenza nell'intervallo 1392 °C÷911 °C, in cui è termodinamicamente più stabile la struttura CFC del Fe- γ (fig. 2.2).

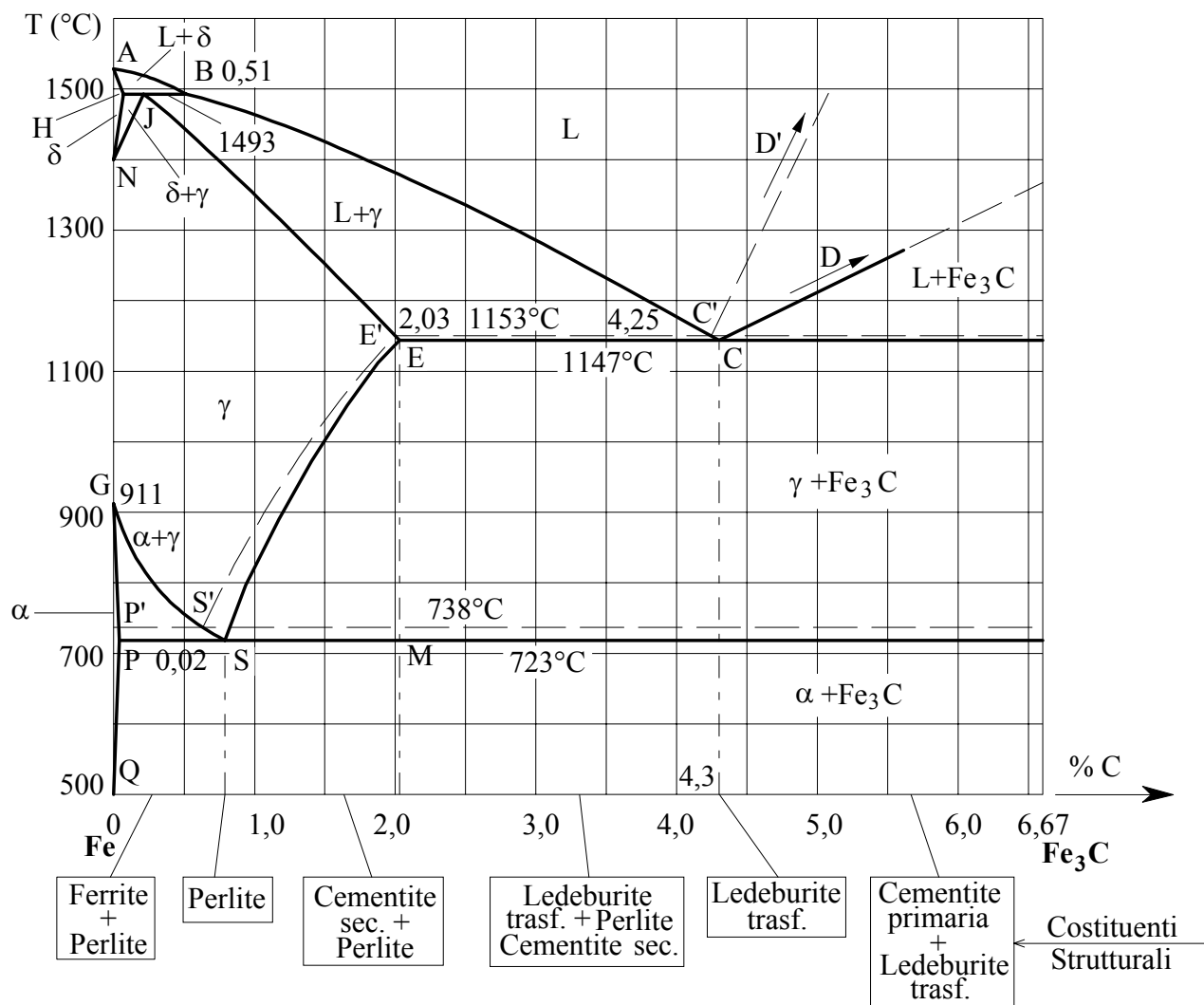


Fig. 1.1 - Diagramma Ferro-cementite (linee continue) e diagramma Ferro-grafite (linee tratteggiate).

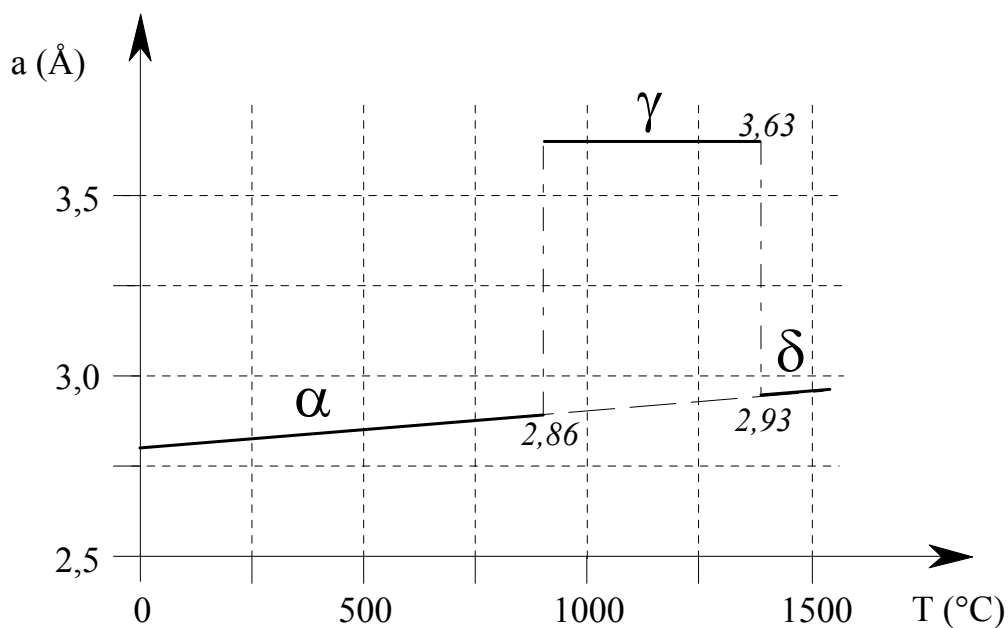


Fig. 2.1 - Costanti reticolari delle varietà allotropiche del Ferro al variare della temperatura.

La trasformazione del Ferro da magnetico a non magnetico (*punto di Curie*, 769 °C) non introduce sostanziali modifiche nel diagramma di stato Fe-Carbonio. Il tenore di Carbonio non influenza la temperatura della trasformazione. Questa non altera la solubilità del Carbonio nel Ferro.

Il Carbonio è solubile nel Fe- γ in quantità notevole (la massima solubilità, 2,06%, si ha a 1147 °C), mentre non è praticamente solubile nel Fe- α (la massima solubilità è dello 0,02% a 723 °C). La solubilità, in quest'ultimo caso, è di scarso interesse pratico e viene spesso trascurata nello studio del diagramma Fe-Carbonio, come verrà fatto nella trattazione che segue.

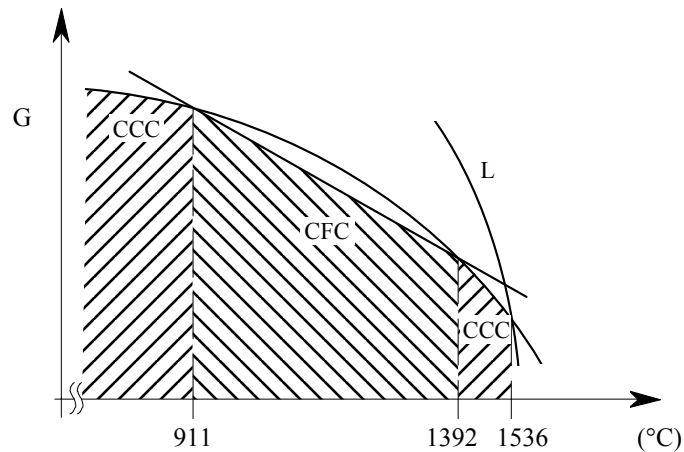


Fig. 2.2 - Energia libera del Ferro al variare della temperatura.

3 Fasi e costituenti strutturali

Nello studio dei fenomeni che si verificano nelle leghe Ferro-Carbonio nel corso della solidificazione e del raffreddamento, è necessario prendere in considerazione da una parte la formazione, la modifica e la scomparsa di talune fasi, e dall'altra la natura, la morfologia e la cinetica di formazione di taluni costituenti strutturali.

Il primo aspetto, riferendosi alle fasi, è essenzialmente legato alla conoscenza del diagramma Fe-C dal punto di vista termodinamico, mentre il secondo, riferito a quantità, morfologia, distribuzione e proprietà dei singoli costituenti strutturali, mette in evidenza i concetti essenziali sui quali si fonda la messa a punto dei trattamenti termici dei prodotti siderurgici. Sono infatti i costituenti strutturali che, mediante le loro proprietà individuali (forma, dimensione, distribuzione, rapporti di peso) caratterizzano a livello microscopico la lega, conferendole determinate proprietà medie e quindi rendendola adatta per opportune applicazioni.

Nel caso del *diagramma Fe-Carburo di Ferro*, la denominazione più conveniente da attribuire alle fasi è:

- *fase liquida* (soluzione di C nel Ferro liquido);
- *fase $\delta(\gamma, \alpha)$* o cristalli di Fe- δ (Fe- γ , Fe- α) o cristalli di soluzione solida $\delta(\gamma, \alpha)$;
- *fase Fe_3C* o cristalli di Carburo di Ferro.

Volendo invece far riferimento alla *struttura metallografica* della lega (momento della formazione, ubicazione o morfologia di una specie cristallina), e quindi, almeno potenzialmente, alle sue proprietà, conviene utilizzare le denominazioni appositamente date per i costituenti strutturali omogenei, cioè:

- *ferrite α* , cristalli di Fe- α in cui è presente in soluzione solida una piccolissima percentuale di Carbonio;
- *austenite*, cristalli di Fe- γ , in cui possono essere presenti in soluzione solida significativi tenori di Carbonio;
- *ferrite δ* , cristalli di Fe- δ , in cui è presente in soluzione solida un piccolo tenore di Carbonio;
- *cementite*, corrispondente al composto Fe_3C , con percentuale ponderale di Carbonio del 6,67%.

Esistono anche costituenti strutturali eterogenei, e precisamente

- *ledeburite*, eutettico formato da austenite satura eutettica e cementite;
- *perlite*, eutettoide, formato da ferrite α eutettoidica e cementite.

4 Punti critici

Le temperature alle quali hanno luogo le trasformazioni da una varietà allotropica all'altra vengono indicate con la lettera *A* (*anomalia*) seguita da un indice alfanumerico stabilito convenzionalmente. Per il Ferro puro si indica con A_4 la temperatura della trasformazione $\gamma \leftrightarrow \delta$ (1392 °C) e con A_3 quella della trasformazione $\alpha \leftrightarrow \gamma$ (911 °C).

Per le leghe a base Fe, e quindi anche per il sistema Fe-C, si definiscono i seguenti punti critici:

- A_4 : temperatura corrispondente a quella di equilibrio fase γ -tracce di ferrite δ ; al di sotto di essa è stabile l'austenite, al di sopra la ferrite δ ; nel diagramma Fe-Fe₃C di fig. 1.1 il luogo dei punti critici A_4 è costituito dalla linea *NJ*;
- A_3 : temperatura corrispondente a quella di equilibrio fase γ -tracce di ferrite α ; al di sopra di essa è stabile l'austenite (o austenite + cementite per acciai con tenore di Carbonio compreso tra 0,8 e 2,06%), al di sotto la ferrite α ; nel diagramma Fe-Fe₃C di fig. 1.1 il luogo dei punti critici A_3 è costituito dalla spezzata *GSM*.

Per il sistema Fe-C, in particolare, vengono definiti due ulteriori punti critici:

- A_1 : temperatura corrispondente all'equilibrio austenite eutettoidica (0,8% di C) - perlite; corrisponde alla linea *PM* a 723 °C nel diagramma Fe-Fe₃C di fig. 1.1; per acciai ipereutettoidici (Carbonio compreso tra 0,8 e 2,06%), si ha $A_3 \cong A_1$;
- A_{cm} : temperatura corrispondente all'equilibrio austenite-tracce di cementite: compare solo per acciai ipereutettoidici e corrisponde alla linea *SE* di fig. 1.1

5 Fenomeni alla solidificazione degli acciai

Si tratta di descrivere, per una lega completamente allo stato liquido e con tenore di Carbonio <2,06%, le modificazioni che avvengono nel sistema (in termini di fasi e costituenti strutturali) per effetto di un raffreddamento molto lento che porti la lega stessa a completa solidificazione.

Verranno esaminate separatamente le leghe con tenore di Carbonio minore o uguale allo 0,51% e quelle con Carbonio compreso tra 0,51 e 2,06%.

5.1 Leghe con tenore di Carbonio minore o uguale allo 0,51%

Si prenda in considerazione la regione superiore del diagramma *Fe-Carburo di Ferro*, cioè quella a contatto diretto con la verticale del Ferro puro, opportunamente ingrandita in fig. 5.1. In tale figura sono evidenziate

- la retta del *liquidus* (*AB*),
- la retta del *solidus* (*AH*),
- la retta di transizione dalla soluzione solida δ alla soluzione solida γ (*HN*),
- la retta di transizione dalla soluzione solida γ alla soluzione solida δ (*JN*),
- l'orizzontale peritettica (*HJB*).

Al di sopra della retta *ABC* è stabile il liquido. I cristalli di soluzione solida δ sono stabili nel campo *AHN*; la massima solubilità del Carbonio nel Ferro δ si ha alla temperatura peritettica (1493 °C), con un valore di circa lo 0,10%. Il campo *AHB* racchiude la zona di equilibrio tra le fasi δ e liquida; in *HNJ* vi è l'equilibrio tra le fasi δ e γ , mentre il campo *JBCE* rappresenta l'equilibrio tra liquido e soluzione solida γ . Infine, nel campo *NJE* sono stabili i cristalli di soluzione solida γ .

Si consideri, a questo punto, una lega allo stato fuso con un tenore di Carbonio, S_I , minore di quello corrispondente al punto *H* (cioè $S_I < 0,10\%$), e si supponga di lasciarla raffreddare molto lentamente. Quando essa si porta alla temperatura del punto S_I' , situato sulla retta di liquidus *AB*, cominciano a separarsi i primi nuclei della soluzione solida δ , la cui composizione si legge nel punto di incontro della orizzontale per S_I' con la retta di solidus *AH*. Il raffreddamento continua allora più lentamente con i nuclei di soluzione solida δ che si vanno via via accrescendo, arricchendosi in Carbonio secondo la retta *AH*, mentre il liquido in equilibrio con essi modifica la

propria composizione seguendo la retta AB . Quando, nel corso del raffreddamento, si giunge alla temperatura corrispondente al punto S_I'' , le ultime gocce di liquido solidificano: la lega è completamente costituita dalla soluzione solida δ , avente la stessa composizione chimica del liquido di partenza. Proseguendo nel raffreddamento, dal punto S_I^{iv} comincia a nuclearsi e successivamente ad accrescersi nella fase δ la soluzione solida γ (fenomeno di smiscelamento), la cui composizione chimica varia secondo la retta JN .

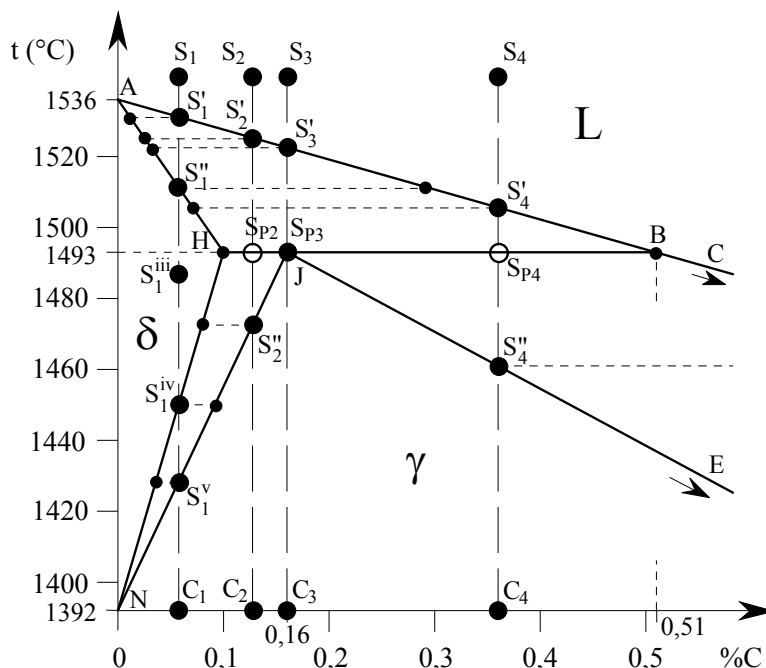


Fig. 5.1 - Porzione del diagramma semplificato Fe-Fe₃C relativa al campo di esistenza della soluzione solida δ e alla orizzontale peritettica.

Allorché la temperatura scende fino a quella corrispondente al punto S_I^v , tutta la soluzione solida δ si è trasformata nella soluzione solida γ , che rimane quindi l'unica fase presente.

Si consideri ora una lega con tenore di Carbonio pari a S_2 . Raffreddando il sistema fino alla temperatura corrispondente al punto S_2' (sulla retta di liquidus) ha inizio la solidificazione con formazione dal liquido dei primi cristalli di soluzione solida δ , la cui composizione chimica successivamente si modifica secondo la retta di solidus AH . La solidificazione procede regolarmente fino a quando si giunge, durante il raffreddamento, al punto S_{p2} . Compaiono, a questo punto, i primi nuclei di una terza fase, cioè della soluzione solida γ ($C = 0,16\%$), accanto alle fasi preesistenti, cioè la soluzione solida δ ($C = 0,10\%$) e il liquido ($C = 0,51\%$). Il sistema è invariante: la temperatura resta costante fino alla completa scomparsa della fase liquida. A questo punto, il sistema è completamente solidificato, ed è costituito dalle due soluzioni solide δ e γ . Proseguendo il raffreddamento, la soluzione solida γ varia di composizione chimica seguendo la retta JN ed aumenta la propria percentuale in peso; viceversa, la quantità di soluzione solida δ diminuisce e modifica la sua composizione secondo la retta HN . Quando la soluzione solida γ ha raggiunto la composizione chimica rappresentata dal punto S_2'' , uguale a quella del liquido di partenza, la soluzione solida δ è completamente scomparsa.

Se si parte da un liquido di composizione S_4 , la differenza sostanziale che si riscontra nel corso della solidificazione, rispetto al caso precedente, si ha in corrispondenza al punto S_{p4} . Qui ha ancora luogo la trasformazione peritettica, con stabilizzazione della temperatura, che produce però la completa scomparsa della soluzione solida δ e la presenza di un sistema in cui sono in equilibrio la fase solida γ e la fase liquida.

La solidificazione della lega termina nel punto S_4'' , con formazione della sola fase solida γ , di composizione chimica corrispondente a quella (S_4) del liquido di partenza.

Se infine si considera la lega fusa di composizione peritettica C_3 ($C = 0,16\%$), per descrivere i fenomeni della solidificazione è sufficiente tener presente che alla fine della trasformazione peritettica devono essere scompar-

si contemporaneamente i cristalli di soluzione solida δ (punto H) e il liquido di composizione B . In altri termini, la solidificazione si conclude alla temperatura peritettica con la lega formata da cristalli di soluzione solida γ .

In sintesi, per tutte le leghe Fe-C con tenore di Carbonio $<0,51\%$, il risultato della solidificazione e della prima fase del raffreddamento è costituito da cristalli di soluzione solida γ , con percentuale di Carbonio uguale a quella del liquido di partenza.

Da un punto di vista operativo, è quindi possibile effettuare una semplificazione del diagramma Fe-C, trascurando il campo di esistenza della soluzione solida δ , così come è illustrato in fig. 5.2.

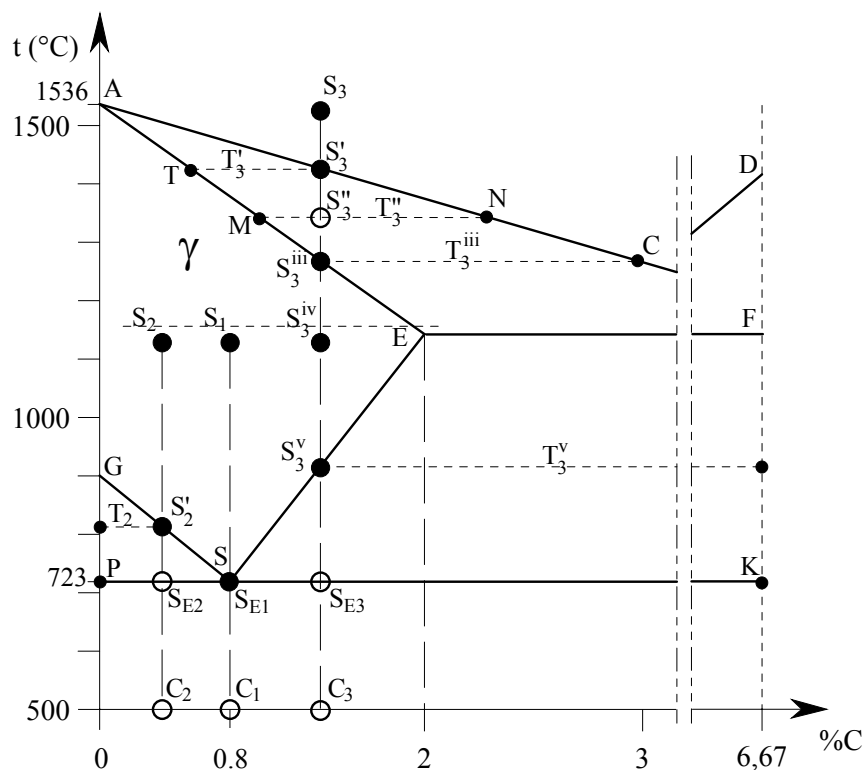


Fig. 5.2 - Diagramma semplificato Fe- Fe_3C per lo studio delle leghe Ferro-Carbonio con $\text{C} \leq 2,06\%$.

5.2 Leghe con tenore di Carbonio compreso tra lo 0,51% e il 2,06%

I fenomeni che si verificano durante la solidificazione di una lega Fe-C con tenore di Carbonio compreso tra lo 0,51% e il 2,06% (non interessata dalla trasformazione peritettica) possono essere seguiti nella fig. 5.2.

Una lega individuata dal punto S_3 comincia a solidificare nel punto S_3' , con formazione di cristalli di soluzione solida γ , di composizione chimica pari a quella del punto T . Il liquido e la soluzione solida γ che si va formando modificano gradualmente le proprie composizioni, seguendo rispettivamente le rette di liquidus AC e di solidus AE .

La solidificazione si conclude nel punto S_3''' , con la scomparsa delle ultime gocce di liquido e la formazione di una soluzione solida γ di composizione chimica pari a quella del liquido di partenza.

In termini di costituenti strutturali, al termine della solidificazione di una lega a tenore di Carbonio minore del 2,06% si ha presenza di sola austenite.

6 Fenomeni al raffreddamento degli acciai

Si faccia ancora riferimento al diagramma di fig. 5.2, e si tengano presenti due aspetti fondamentali:

- la solubilità del Carbonio nel Fe- γ diminuisce al diminuire della temperatura (linea ES),

- l'esistenza della trasformazione allotropica del Fe- γ in Fe- α (spezzata GSK).

Si illustrano di seguito i fenomeni al raffreddamento di una lega di composizione eutettoidica ($C = 0,8\%$), ipoeutettoidica ($C < 0,8\%$), ipereutettoidica ($C > 0,8\%$).

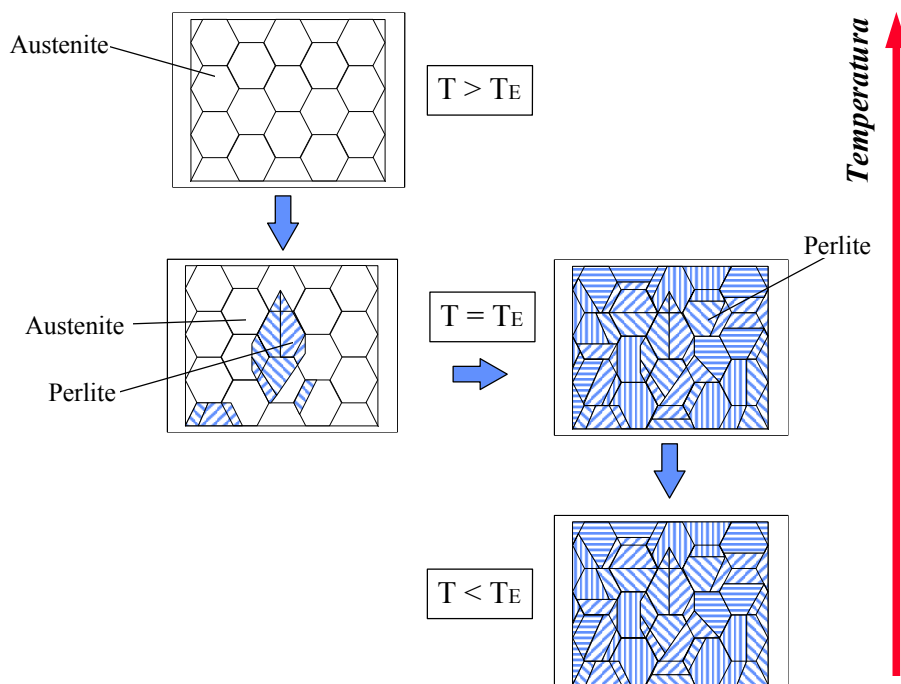


Fig. 6.1 - Rappresentazione schematica delle strutture assunte da un acciaio eutettico nel corso di un lento raffreddamento.

Nella lega S_1 , contenente lo $0,8\%$ di Carbonio, l'austenite si raffredda senza subire modificazioni (si ha sempre soluzione solida allo $0,8\%$ di Carbonio nel Fe- γ) fino all'orizzontale eutettoidica (linea PK, a 723°C). In corrispondenza al raggiungimento della temperatura di 723°C , avviene la trasformazione eutettoidica dei cristalli di austenite eutettoidica. Tale trasformazione avviene mediante un meccanismo di nucleazione e accrescimento di noduli del costituente strutturale eutettoidico, denominato perlite e costituito da lamelle alternate di Fe- α e Carburo di Ferro, visualizzato in fig. 6.1. La temperatura rimane costante (condizioni di invarianza, legate alla presenza contemporanea di tre fasi, e cioè Fe- γ , Fe- α e Fe_3C) fino alla completa trasformazione dell'austenite in perlite, il cui tenore medio di Carbonio vale $0,8\%$. Tale situazione permane durante tutto il raffreddamento fino a temperatura ambiente. La struttura finale è quindi costituita da sola perlite, nella quale sono presenti le due fasi Fe- α e Fe_3C . Le percentuali in peso delle due fasi all'interno della perlite sono valutabili sulla base della regola della leva:

$$\text{Fe-}\alpha = (6,67 - 0,80) / 6,67 * 100 = 88\% \quad (6.1)$$

$$\text{Fe}_3\text{C} = 0,80 / 6,67 * 100 = 12\% . \quad (6.2)$$

Nella lega ipoeutettoidica S_2 l'austenite si raffredda senza subire trasformazioni fino al punto S_2' , situato sulla linea GS. Qui compaiono i primi cristalli di ferrite α primaria, che si accrescono al diminuire della temperatura. Corrispondentemente, l'austenite diminuisce di quantità, arricchendosi in Carbonio (la composizione dell'austenite segue infatti la linea GS. Abbassando la temperatura fino all'orizzontale eutettoidica, il sistema risulta costituito da ferrite α e dall'austenite che si è via via arricchita in Carbonio fino a raggiungere la composizione eutettoidica ($C = 0,8\%$). Da questa, a 723°C , cominciano a formarsi i primi noduli di perlite. La temperatura resta costante (anche in questo caso valgono le condizioni di invarianza associate alla presenza contemporanea di Fe- γ , Fe- α e Fe_3C) fino a quando tutta l'austenite eutettoidica si è trasformata in perlite. Le trasformazioni subite dal sistema sono illustrate in fig. 6.2. A temperatura ambiente, la lega risulta perciò costituita da cristalli di ferrite α primaria in una matrice di perlite; le fasi presenti sono ancora e solo Fe- α e Fe_3C .

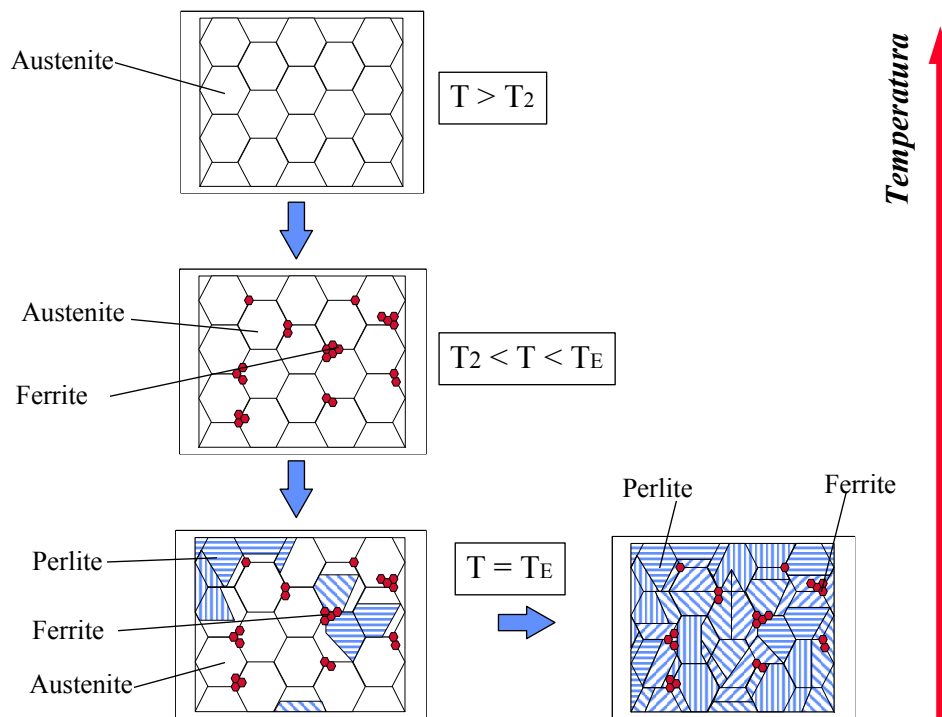


Fig. 6.2 - Rappresentazione schematica delle strutture assunte da un acciaio ipoeutetoidico nel corso di un lento raffreddamento.

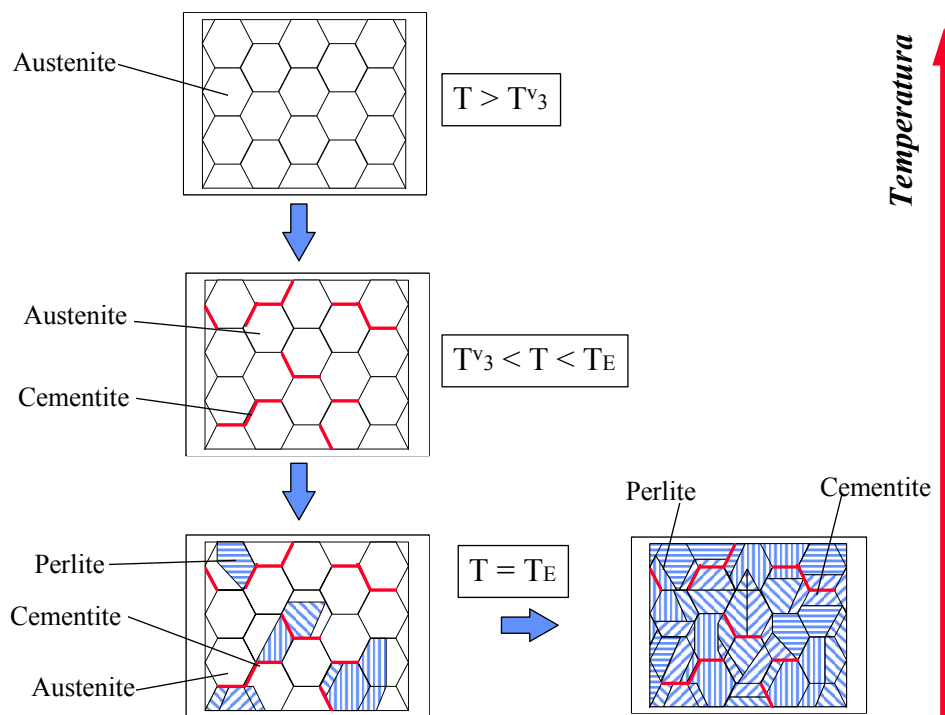


Fig. 6.3 - Rappresentazione schematica delle strutture assunte da un acciaio ipereutetoidico nel corso di un lento raffreddamento.

Nel caso di una lega ipereutetoidica, di composizione S_3 , l'austenite si raffredda senza subire trasformazioni fino a quando diventa satura (punto S_3' , retta SE). Si ha allora la formazione di cristalli di cementite secondaria al contorno dei cristalli di austenite satura. La cementite è detta secondaria per distinguerla da quella chiamata primaria che si separa del liquido nella zona del diagramma Fe-C a temperatura maggiore di 1147°C e per tenori di Carbonio superiori al 4,3%. La formazione di cementite continua al diminuire della temperatura, mediante un ac-

crescimento dei cristalli lamellari formatisi al bordo grano austenitico. Conseguentemente, l'austenite si impoverisce di Carbonio, seguendo la linea ES , fino a quando raggiunge, a $723\text{ }^{\circ}\text{C}$, la composizione eutettoidea.

La temperatura del sistema resta costante fino a quando tutta l'austenite eutettoidea si è trasformata in perlite. A temperatura ambiente, la lega risulta costituita da cementite secondaria e da perlite. Le fasi presenti sono ancora e solo $\text{Fe-}\alpha$ e Fe_3C , ovviamente in quantità diverse rispetto al caso precedente.

La distribuzione della cementite secondaria nella struttura dell'acciaio si presenta come una rete a maglie tendenzialmente continua e regolare, che non contorna, però, totalmente i noduli di perlite. La sequenza delle trasformazioni descritte relativamente ad un acciaio ipereutettoideo sono illustrate in fig. 6.3.

7 Effetto dei principali elementi in lega sulle trasformazioni allotropiche delle soluzioni Ferrose

L'influenza degli elementi in lega sulle trasformazioni allotropiche (punti A_3 e A_4) è stata particolarmente studiata nel caso del Ferro (e quindi degli acciai), proprio a causa dell'importanza tecnologica di questo fenomeno.

Il campo di stabilità della soluzione solida del Ferro γ si estende tra le due temperature A_{e3} e A_{e4} : è quindi limitato alle alte temperature dal campo di esistenza della fase δ e alle basse da quello della fase α .

I vari elementi che possono essere aggiunti in lega al Ferro sono classificabili in due categorie, a seconda che allarghino (stabilizzino) il campo di esistenza della soluzione solida γ o al contrario la restringano.

7.1 Elementi che allargano il campo di esistenza della soluzione solida γ (γ -geni)

Gli elementi che allargano il campo di esistenza della soluzione solida γ (o γ -geni) possono a loro volta essere suddivisi in:

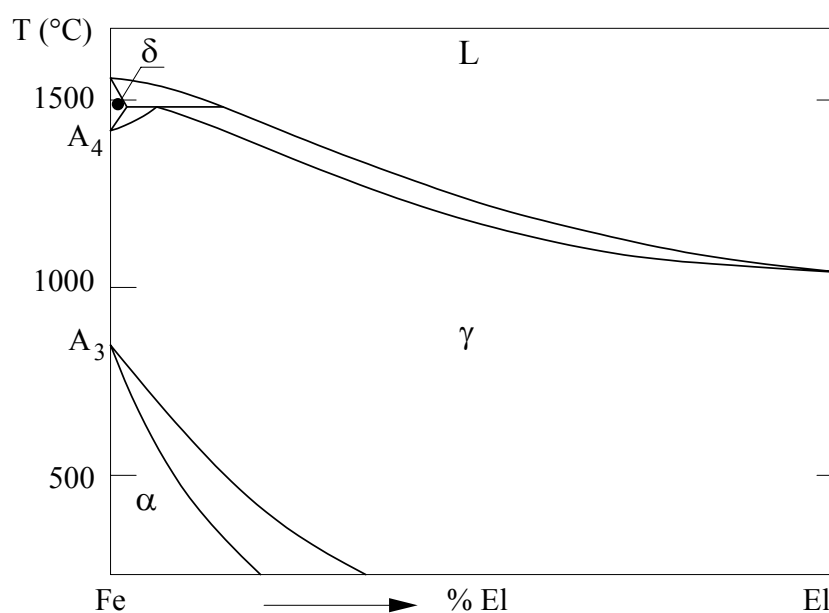


Fig. 7.1 - Diagramma di stato schematico tipico del Ferro con elemento in grado di allargare illimitatamente il campo γ (campo γ completamente aperto) [El = Ni, Mn, Co, Ru, Rh, Pd, Ir, Pt].

- elementi che allargano il campo di esistenza della soluzione solida γ con campo γ completamente aperto: a partire da un certo tenore aggiunto, la soluzione solida con il Fe- γ risulta stabile anche a temperatura ambiente (fig. 7.1); è il comportamento tipico del *nicel* (reticolo CFC), del *manganese* (reticolo cubico complesso), del *cobalto* (reticolo esagonale compatto) che formano soluzioni solide sostituzionali con il Fe- γ ;
- elementi che allargano il campo di esistenza della soluzione solida γ con campo γ limitatamente aperto (fig. 7.2); la chiusura del campo γ si manifesta a causa di una limitata solubilità dell'elemento aggiunto nel Fe-

γ : esempi tipici sono il *Carbonio* e l'*azoto*, che, all'interno del Fe- γ si situano in posizione interstiziale, ed anche il *rame* e lo *zinco*.

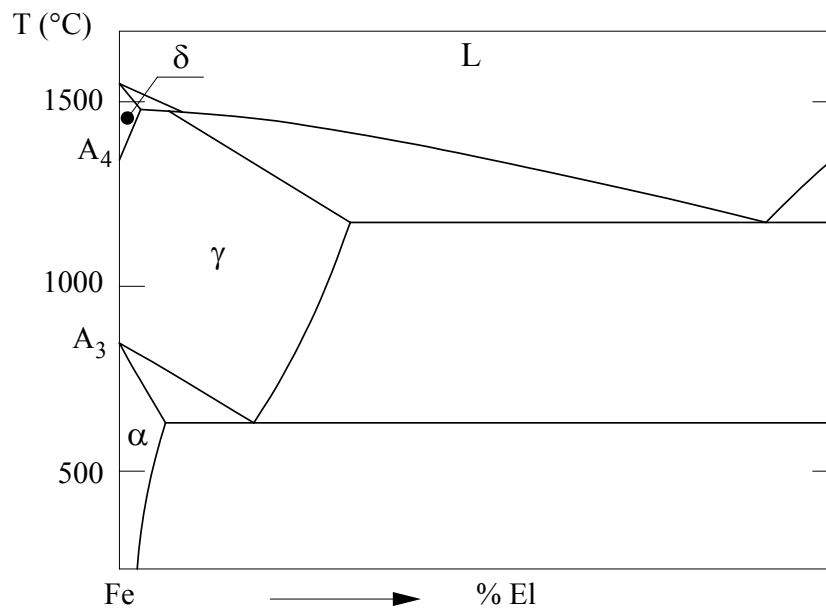


Fig. 7.2 - Diagramma di stato schematico tipico del Ferro con elemento in grado di allargare il campo γ (campo γ limitatamente aperto) [El = C, N, Cu, Zn, Au].

7.2 Elementi che restringono il campo di esistenza della soluzione solida γ (α -geni)

Gli elementi che restringono il campo di esistenza della soluzione solida γ (stabilizzando perciò la soluzione solida α , e quindi detti anche α -geni) si possono suddividere in:

- elementi la cui aggiunta restringe il campo di esistenza della soluzione solida γ con collegamento diretto del campo α con quello δ (fig. 7.3.); a questa categoria appartengono elementi quali *cromo* (CCC), *molibdeno* (CCC), *tungsteno* (CCC), *alluminio* (CFC), *fosforo*;

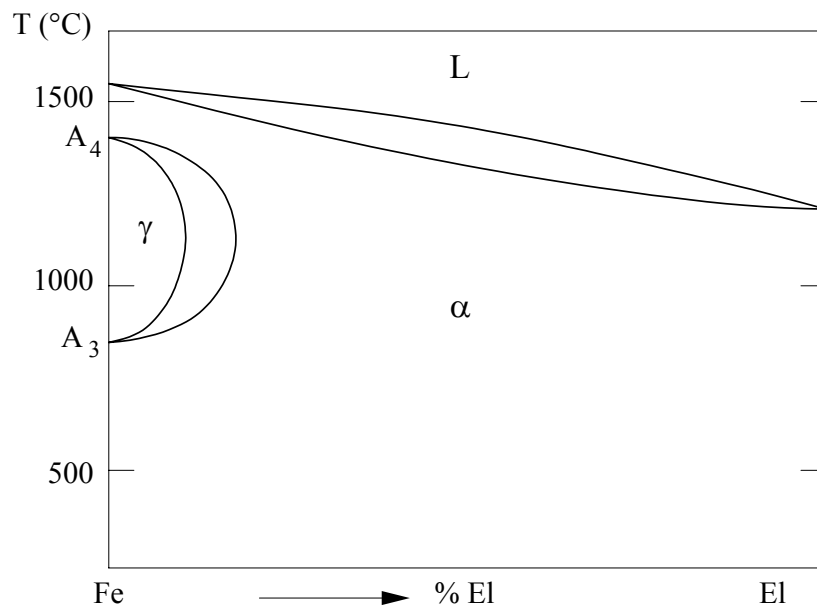


Fig. 7.3 - Diagramma di stato schematico tipico del Ferro con elemento in grado di restringere il campo γ (campo γ chiuso, unione del campo α con quello δ) [El = Be, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Mo, Sn, Sb, W].

- elementi la cui aggiunta restringe il campo di esistenza della soluzione solida γ , ma con separazione del campo α da quello δ (fig. 7.4); il campo γ può confinare con diversi campi di monovarianza nei quali, oltre ad α e a δ , sono presenti altre fasi; a questa categoria appartengono *zolfo* e *tantalio*.

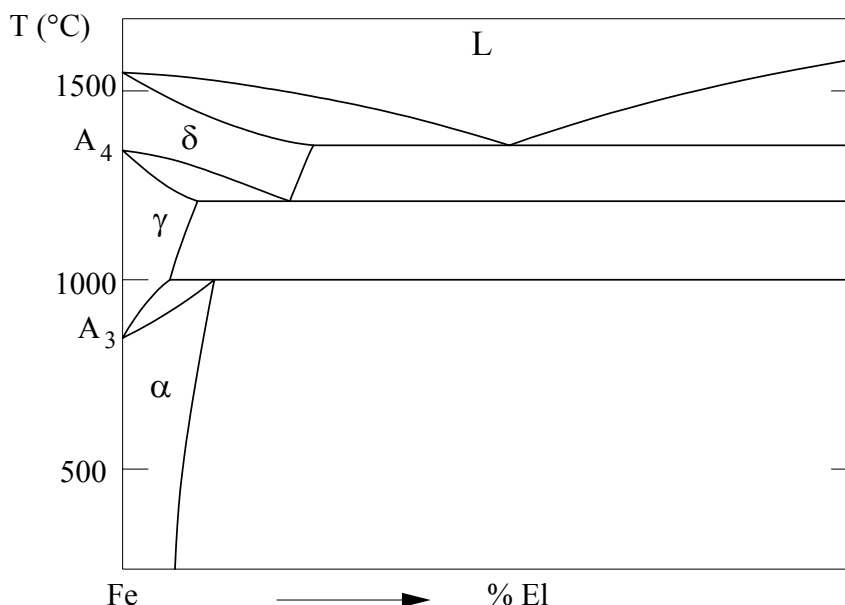


Fig. 7.4 - Diagramma di stato schematico tipico del Ferro con elemento in grado di restringere il campo γ (campo γ chiuso, campo α separato da quello δ) [$\text{El} = \text{B}, \text{S}, \text{Zr}, \text{Nb}, \text{Ce}, \text{O}, \text{Ta}$].

7.3 Azione contemporanea di due o più elementi in lega

Un problema particolarmente importante si presenta allorché sono aggiunti contemporaneamente al Ferro due o più elementi in lega, che esercitano effetti concordi o discordi sullo spostamento dei punti di trasformazione. In generale, nel caso in cui tali elementi non interagiscano, la loro influenza va sommata “algebricamente”, con opportuni fattori correttivi. Nel caso degli acciai inossidabili, ad esempio, è diffuso e utile l’impiego del concetto di *Ni-equivalente* e *Cr-equivalente*: gli elementi aggiunti vengono assimilati al cromo (se α -geni) o al nichel (se γ -geni), con coefficienti appropriati, per valutare l’effetto sulla microstruttura finale.