Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari
Tesi di laurea
Cartoleria e cancelleria
Stampa file e fotocopie
Print on demand
Rilegature

NUMERO: 1046 DATA: 18/07/2014

A P P U N T I

STUDENTE: Soprana

MATERIA: Tecnologia dei Materiali Metallici

Prof. Firrao

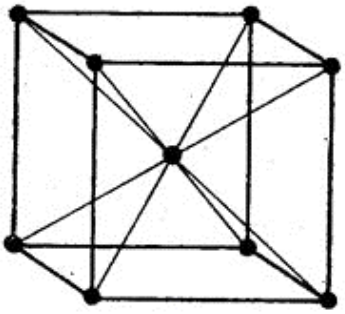
Il presente lavoro nasce dall'impegno dell'autore ed è distribuito in accordo con il Centro Appunti.
Tutti i diritti sono riservati. È vietata qualsiasi riproduzione, copia totale o parziale, dei contenuti inseriti nel presente volume, ivi inclusa la memorizzazione, rielaborazione, diffusione o distribuzione dei contenuti stessi mediante qualunque supporto magnetico o cartaceo, piattaforma tecnologica o rete telematica, senza previa autorizzazione scritta dell'autore.

ATTENZIONE: QUESTI APPUNTI SONO FATTI DA STUDENTI E NON SONO STATI VISIONATI DAL DOCENTE.
IL NOME DEL PROFESSORE, SERVE SOLO PER IDENTIFICARE IL CORSO.

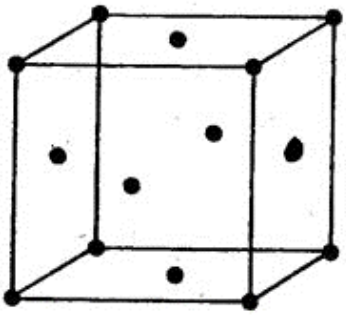
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 3 di 132

RETICOLI CRISTALLINI

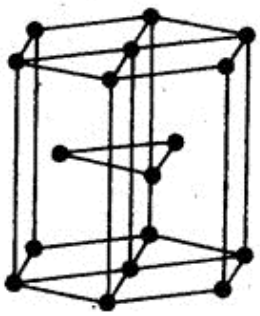
Reticoli cristallini
I reticoli cristallini possono essere di vario genere(ci sono quattordici diversi reticoli cristallini), ma i metalli cristallizzano principalmente in tre strutture reticolari differenti(che sono quelle a più alto impaccamento). Due di queste strutture sono di tipo cubico, e sono il **cubico a corpo centrato**(ccc o bcc) e il **cubico a facce centrate**(cfc o fcc) che contengono rispettivamente 2 e 4 atomi per cella. L'ultimo è il sistema **esagonale compatto**(ec) in cui abbiamo 7 atomi in ciascuno dei piani basali e 3 atomi nel piano centrale(per questo la struttura si dice compatta) per un totale di 6 atomi per cella.



Struttura cubica a corpo centrato(CCC/BCC)

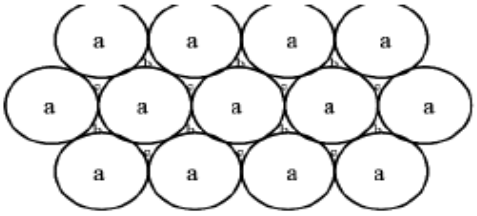


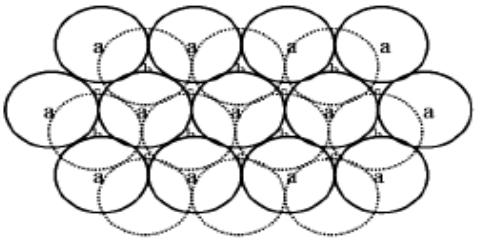
Struttura cubica a facce centrate(CFC/FCC)

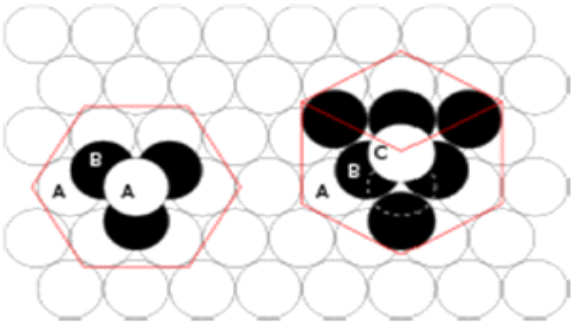


Struttura esagonale compatta(EC)

Possiamo considerare le strutture reticolari come formate da una serie di piani atomici sovrapposti. In questo caso una sovrapposizione del tipo (abab…) origina una struttura esagonale compatta, mentre una sovrapposizione del tipo (abcabc…) genera una struttura cubica a facce centrate.







© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 3 di 132

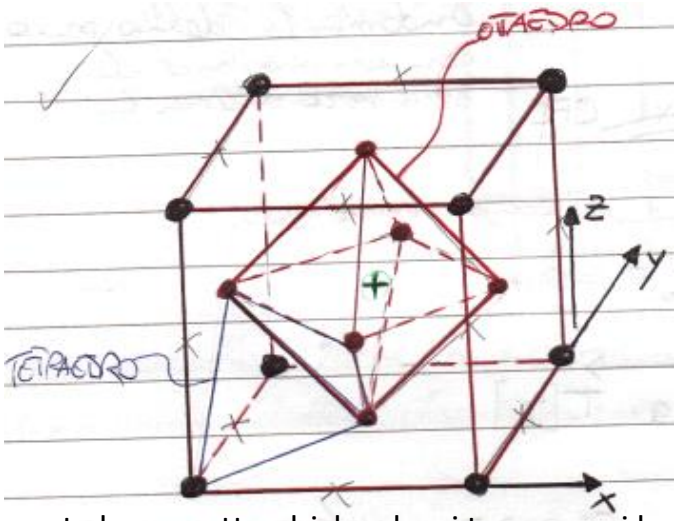
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 5 di 132

Difetti reticolari

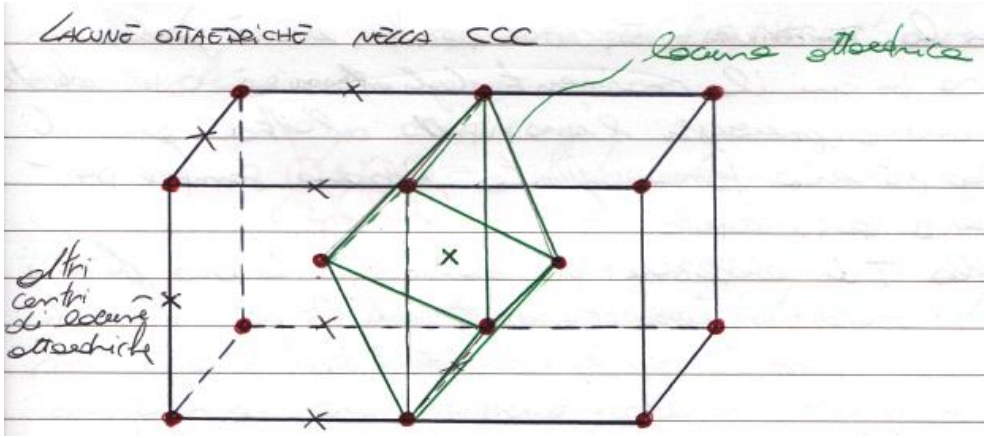
Dalla disposizione degli atomi di un materiale se ne possono comprendere le proprietà. Nei materiali sono sempre presenti delle impurità, che possono variarne notevolmente le proprietà.

Lacune reticolari

I reticoli cristallini presentano, tra i vari atomi che li compongono, delle zone relativamente libere dagli atomi dette "lacune", che potrebbero essere occupate da atomi di piccole dimensioni come H, N, O .
Nel CFC esiste una lacuna ottaedrica localizzata al centro della struttura reticolare. La lacuna occupa la posizione (½ ½ ½) del reticolo. Se viene occupata da un atomo, si generano delle forze che riducono la dimensione delle lacune ottaedriche nelle vicinanze, che non possono più essere occupate da altri atomi.



Anche il CCC presenta lacune ottaedriche che si trovano sui bordi del reticolo, e sulle facce laterali. Esse sono più piccole rispetto a quelle presenti nel CFC .

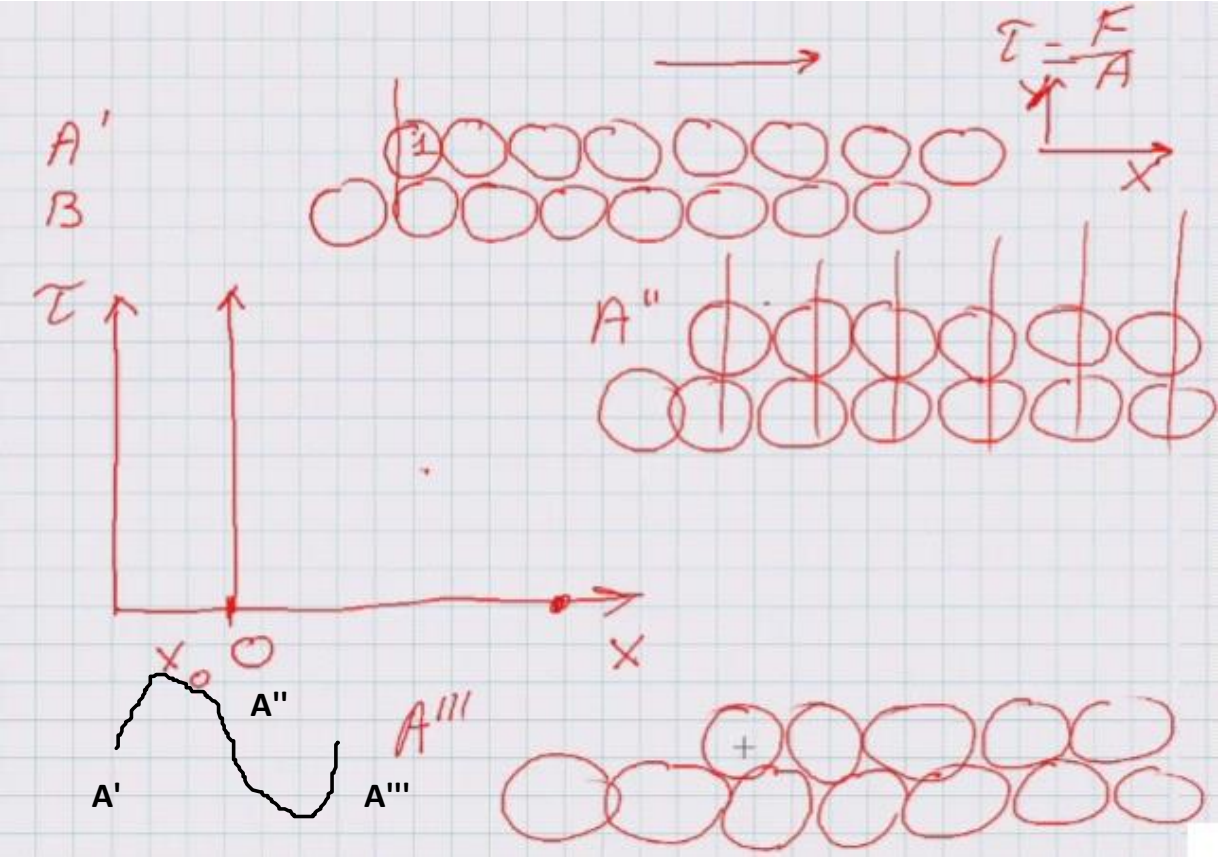


© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 5 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 7 di 132

DEFORMAZIONE DEL CRISTALLO PERFETTO

Per deformare un reticolo cristallino, come ad esempio quello di magnesio, con struttura EC, devo far scorrere tra loro i piani reticolari. Se applico la forza perpendicolarmente ai piani reticolari, ottengo una **frattura**. Infatti in questo caso i piani non scorrono, ma si separano, e l'aria che si accumula tra le due parti in cui si divide il materiale non permette di riformare il reticolo cristallino.



In figura i tre raggruppamenti di sfere rappresentano due piani atomici, in tre diverse configurazioni dovute allo scorrimento del piano A sul piano B. Dall'alto, la prima rappresenta lo stato iniziale della struttura, quando devo ancora applicare il carico necessario ad ottenere una deformazione. Nella seconda, il piano A si trova in una sorta di equilibrio instabile, in cui gli atomi che lo compongono sono soggetti a forze uguali sia a destra che a sinistra. Superata questa soglia si ha la deformazione plastica, e si raggiunge la terza configurazione, in cui il piano A è traslato di un diametro atomico.
Nel grafico, in ascissa c'è la distanza(che in A''' è di un diametro atomico) e in ordinata la tensione.
Si può approssimare l'andamento della tensione ad una sinusoide:

$$\tau = \tau_{max}\sin(\omega x) \qquad \omega = \frac{2\pi}{\lambda}$$

λ Nel nostro caso è un diametro atomico. È conveniente lavorare con una sinusoide perché per piccoli valori di x posso usare l'approssimazione sin(x)=x+o(x)

$$\tau = \tau_{max}\frac{2\pi}{\lambda}x$$

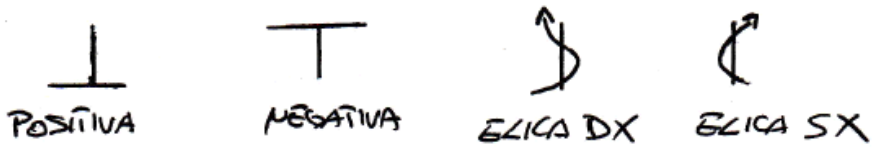
Dal grafico vediamo che se superiamo la tensione massima(τ_{max}) allora riusciamo a deformare il reticolo. Ma quanto vale la tensione massima?

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 7 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 9 di 132

14 Marzo 2014-LEGGE DI SCHMID

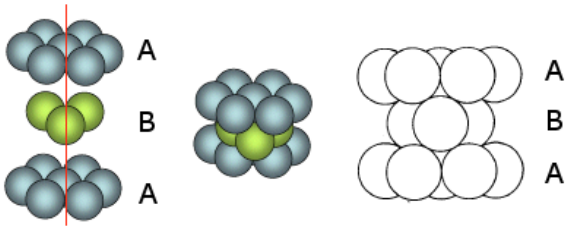
Dislocazioni

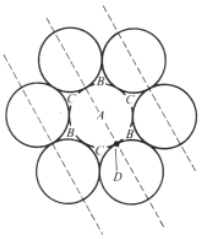


Tutte queste dislocazioni
sono caratterizzate dal vettore di Burgers che si determina facendo un circuito con un numero uguale di passi dall'alto verso il basso - dal basso verso l'alto o da destra verso sinistra - sinistra verso destra; con il reticolo perfetto il circuito si chiude mentre se c'è una dislocazione manca un tratto che viene individuato da un vettore: Il Vettore di Burgers.

Vettore di Burgers // alla Linea di Dislocazione: DISLOCAZIONE A SPIGOLO;
Vettore di Burges ⊥ alla Linea di Dislocazione : DISLOCAZIONE A VITE.

L'energia connessa con la dislocazione è proporzionale al quadrato dell' intensità del vettore di burgers; tanto più piccolo è il vettore di burgers tanto minore è l'energia associata alla dislocazione, di conseguenza se abbiamo a disposizione una certa quantità di energia essa si distribuisce sulle dislocazioni con il vettore di burgers più piccolo e quindi la probabilità di trovare dislocazioni con vettore di burgers di intensità alta è bassa.
Ricordiamo che le dislocazioni sono in massima parte apparenti su piani di massimo impaccamento e nelle direzioni di massimo impaccamento.
Per un cristallo EC i piani di massimo impaccamento sono i piani basali.





Se la densità delle dislocazioni è massima nei piani di massimo impaccamento con il Vettore di Burgers orientato nelle direzioni di massimo impaccamento abbiamo che la deformazione plastica dei cristalli conseguente ad uno spostamento di una fila di atomi rispetto ad un'altra produce uno slittamento nella direzione di massimo impaccamento corrispondente ad un piano di massimo impaccamento.
Tutto questo serve ad individuare uno slittamento di dislocazioni più frequente e più probabile nelle direzioni di massimo impaccamento che giacciono sui piani di massimo impaccamento.

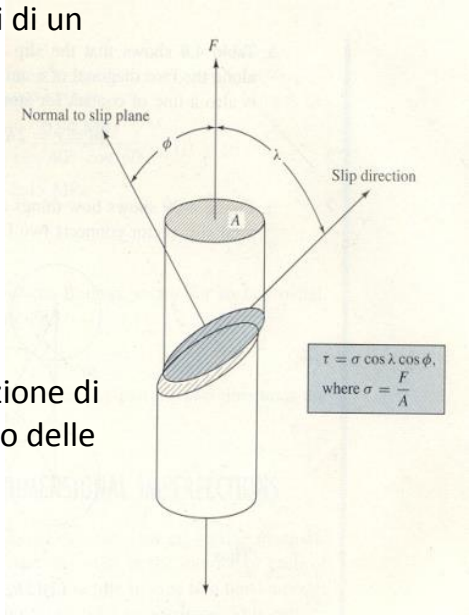
Nel sistema esagonale compatto abbiamo piani basali corrispondenti a quelli di massimo impaccamento sui quali ci sono tre direzioni di slittamento quindi abbiamo solo tre sistemi di slittamento. Sono relativamente pochi e ciò giustifica che la deformabilità plastica dei metalli che cristallizzano nel sistema esagonale compatto è ridotta.
Deformandosi poco l'assorbimento di energia nella prova charpy è basso indipendentemente dalla temperatura.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 9 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 11 di 132

Componente critica di taglio della forza applicata
Critical resolved shear stress

Per valutare questa componente di F uso un monocristallo facendo l'ipotesi che i piani di massimo impaccamento siano inclinati di un angolo φ.



Ricaviamo l'area A'

$$A' = \frac{A}{\cos \varphi}$$

Passiamo quindi alla tensione λ

$$\frac{F}{A'} = \frac{F}{A/\cos \varphi}$$

Non mi interessa tutta F ma solo la componente // alla direzione di massimo impaccamento perché è dove avviene il movimento delle dislocazioni

$$\frac{F \ \cos \lambda}{A/\cos \varphi}$$

In generale la tensione che dovrò applicare sarà:

$$\sigma y = \frac{F}{A} \cos \varphi \cos \lambda \quad \text{Legge di Schmid}$$

Quando il coseno va a 0 non riusciamo a deformare il sistema (accade più spesso con pochi sistemi di slittamento) ma la forza avrà solo componente ⊥ che provoca la rottura per frattura.

Quando ho più sistemi di slittamento (es 12 nel CFC) tutto il reticolo si deforma ed ho una azione progressiva di forza x spostamento e quindi ho un' elevata energia assorbita nel processo di deformazione.
Più è basa la componente critica più facile sarà la deformazione.
Nel CCC non c'è un piano di massimo impaccamento. C'è un piano con densità di atomi più elevata ma non come nei piani di massimo impaccamento del CFC ed es. compatto.

Normalmente avremo a che fare con materiali policristallini in cui gli orientamenti dei cristalli rispetto ad un unico sistema di riferimento esterno sono molteplici e completamente casuali.
Vediamo dunque che le dislocazioni non hanno un impatto negativo sul materiale: se non fossero presenti, non riusciremmo a deformarlo, rendendo impossibili le lavorazioni plastiche.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 11 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 13 di 132

Meccanismi di rafforzamento

Sono di quattro tipologie:
1)Rafforzamento per soluzione solida
2)Rafforzamento per diminuzione della dimensione dei grani
3)Rafforzamento per incrudimento
4)Rafforzamento per precipitazione

Rafforzamento per soluzione solida

Le **soluzioni solide** si possono ottenere per sostituzione di atomi del reticolo, o per aggiunta di atomi nelle zone interstiziali. Intorno ad una dislocazione sono presenti dei campi di tensione: Al di sopra gli atomi sono compressi, mentre al di sotto sono in trazione. Gli atomi sostituzionali si dispongono in base alla loro grandezza in modo tale da diminuire i campi di tensione del reticolo. Quindi atomi più grandi di quelli del reticolo si disporranno nella zona in trazione, mentre gli atomi più piccoli occuperanno le zone in compressione formando un'**atmosfera di Cottrell** ovvero un eccesso di atomi di soluto intorno alla dislocazione**.** Questa riduzione del campo di tensione intorno alla dislocazione rende più difficile il suo scorrimento, e quindi è più difficile ottenere una deformazione del reticolo. Se si sposta una dislocazione dall'atmosfera di Cottrell che si forma intorno ad essa, la tensione meccanica per continuare a muoverla diminuisce. Ad alte temperature le atmosfere di Cottrell possono spostarsi e inseguire le dislocazioni(fenomeni di diffusione) ma bisogna prestare attenzione al fatto che l'esistenza stessa dell'atmosfera di Cottrell è funzione della temperatura nel senso che temperature molto elevate tendono ad incrementare l'entropia del cristallo abbassando la concentrazione di soluto attorno alle dislocazioni al punto di non avere più atmosfere attorno alle dislocazioni .

Rafforzamento per riduzione delle dimensioni del grano

Le dislocazioni in prossimità dei bordi di grano si fermano, perché il cambio di inclinazione del reticolo, ed il disordine dei bordi di grano, le fermano e sono necessarie tensioni maggiori per provocare l'attraversamento del bordo di grano. Per attraversare il brodo di un grano, è necessario applicare alla dislocazione una componente della tensione data da questa relazione detta legge di Petch-Hall:

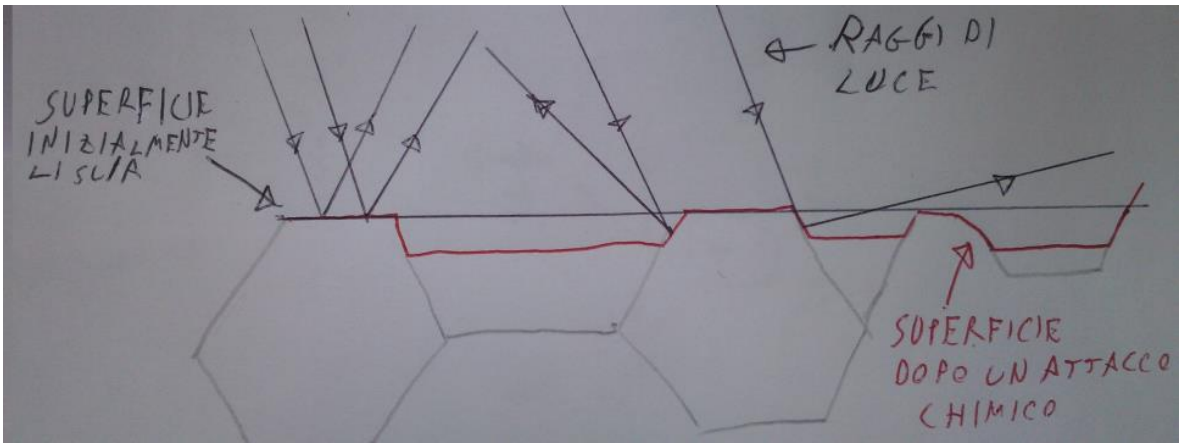
$$\sigma_y = A + \frac{B}{\sqrt{D}}$$

Dove A è la tensione di frizione interna ai cristalli(detta anche forza di Peierls-Nabarro) , mentre il secondo addendo è un termine che riflette il numero delle barriere al movimento delle dislocazioni che si frappongono. D rappresenta la dimensione media dei cristalli considerandoli come se fossero delle sfere. **Riducendo la dimensione dei cristalli, aumentano le barriere che ostacolano le dislocazioni, e quindi anche la tensione di snervamento del materiale**.

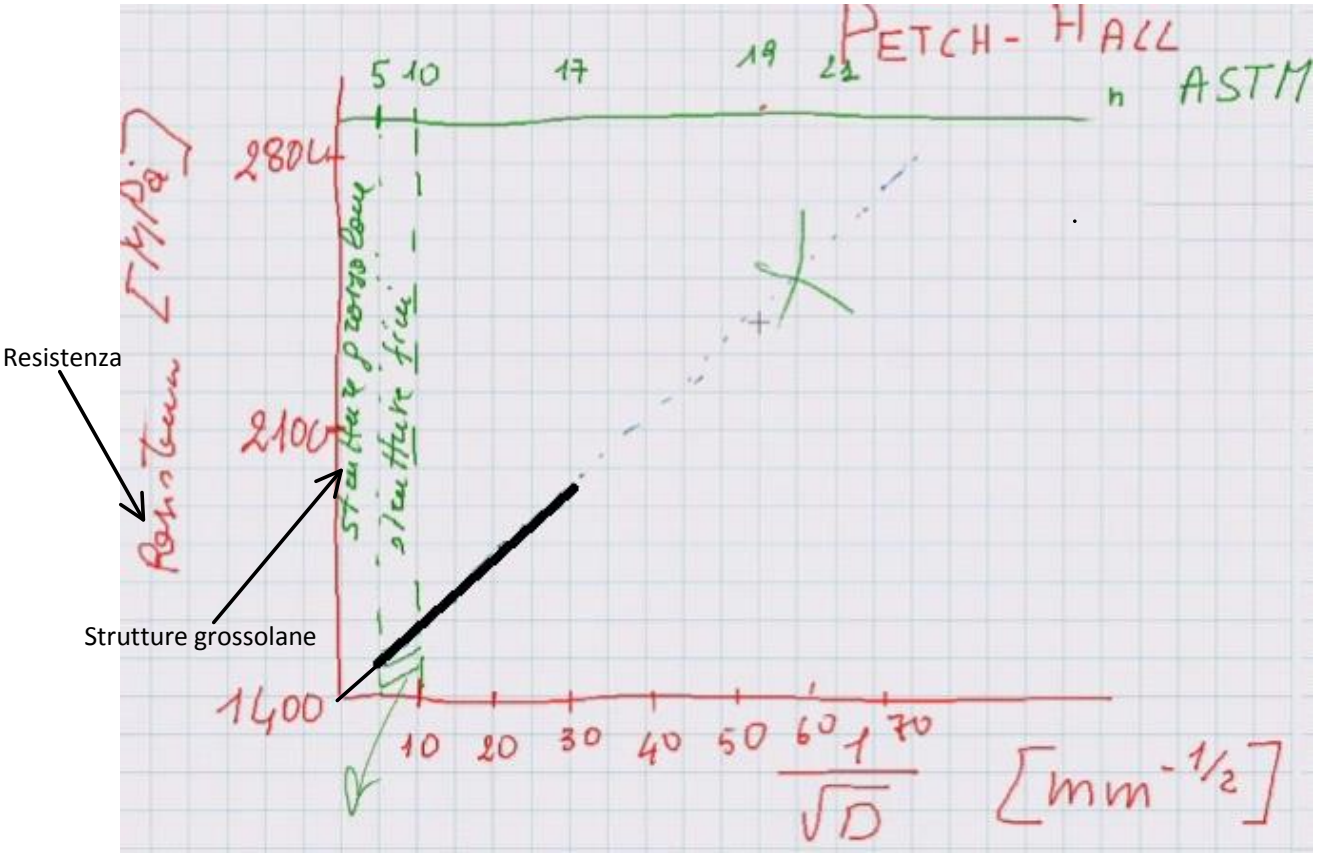
Strutture fini portano ad una resistenza allo snervamento superiore. Una superficie liscia che subisce un attacco chimico diventa scalinata perché i cristalli vengono corrosi in maniera differente. Illuminando un campione di materiale trattato chimicamente, dall'analisi dei raggi di luce si può dedurre la grandezza dei cristalli(**metallografia**).
Il numero dei cristalli viene poi scritto come $N = 2^{n-1}$.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 13 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 15 di 132



Se N è grande, anche n sarà grande. Per definire le dimensioni dei cristalli si ci riferisce alla classificazione ASTM dove n assume valori compresi tra -3 a 17. La normativa internazionale prevede che 5<n<8. Più n è grande, più la struttura è fine: a 17, le dimensioni dei cristalli sono nanometriche. A quelle dimensioni, la legge di Petch-Hall perde di validità. Per quelle dimensioni si è sviluppato il campo delle nanotecnologie.



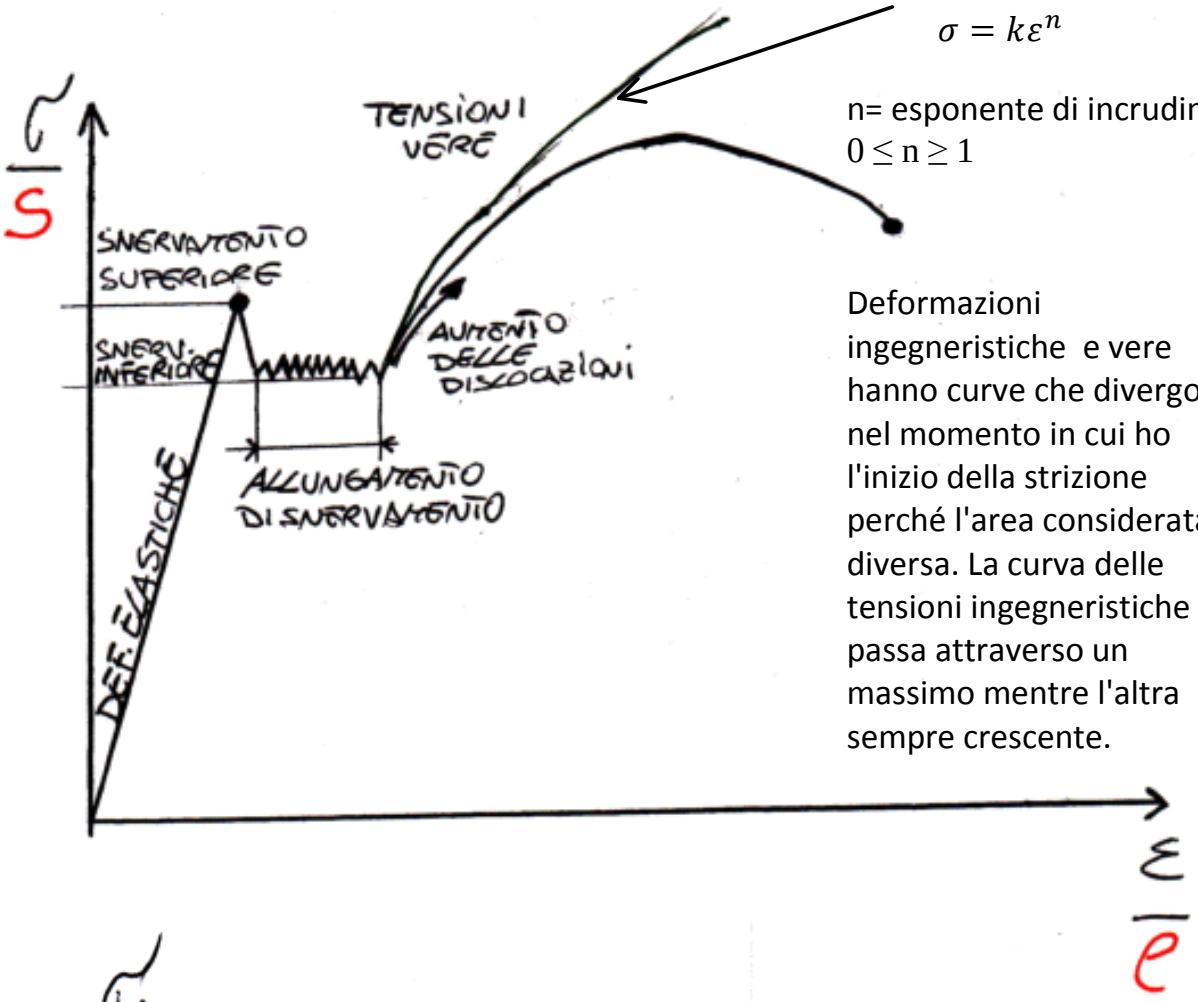
Rafforzamento per incrudimento

Durante il passaggio da deformazione elastica a plastica, si verifica una moltiplicazione delle dislocazioni. Se durante la deformazione plastica annullo il carico il materiale resta deformato. Le dislocazioni però non si riducono. Perciò se riapplico il carico, ottengo una deformabilità minore ma un carico di snervamento maggiore.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 15 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 17 di 132

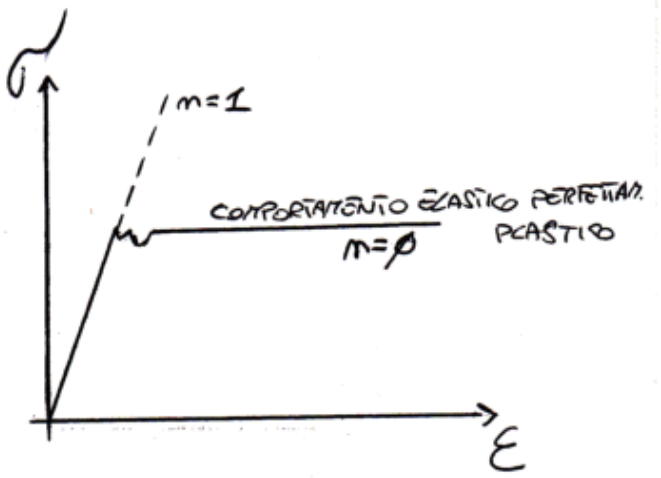
Esempio:
Un acciaio per carrozzeria dovrà essere a basso tenore di carbonio, legato con Manganese con dimensioni dei cristalli comprese tra 6 ÷ 8 #ASTM e con capacità di incrudimento notevole.



$$\sigma = k\varepsilon^n$$

n= esponente di incrudimento
$0 \leq n \geq 1$

Deformazioni ingegneristiche e vere hanno curve che divergono nel momento in cui ho l'inizio della strizione perché l'area considerata è diversa. La curva delle tensioni ingegneristiche passa attraverso un massimo mentre l'altra sempre crescente.



Possiamo approssimare la curva in termini di σ e ε reali con la seguente equazione:

$$\sigma = k\varepsilon^n$$

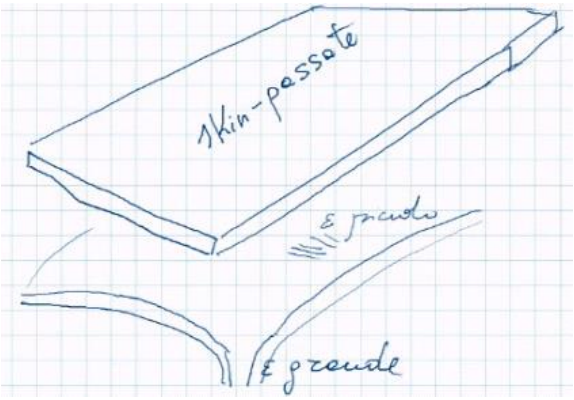
In cui n è l'esponente di incrudimento che è numericamente uguale all'allungamento uniforme in termini ingegneristici.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 17 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 19 di 132

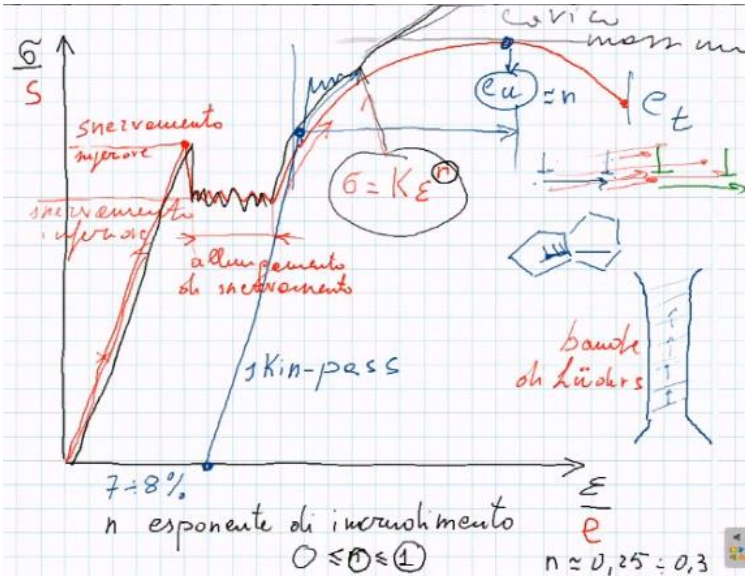
Eliminare le Bande di Luders.

La bande di Luders sono fastidiose per esempio considerando una lamiera che servirà per fare un tettuccio di un auto ci saranno zone con ε maggiore ad altre con ε minore. Possono esserci ε piccoli che mi danno la possibilità di entrare nella zona delle bande di Luders.



Per evitare le bande di Luders prima di passare allo stampaggio della lamiera faccio una predeformazione leggera , Skin-Pass, con un allungamento residuo di circa 7÷8% in modo che tutta la lamiera si deformi al di là delle bande di Luders avendo quindi solo più il comportamento plastico.

Tutta la fenomenologia dell' allungamento di snervamento è dovuta al fatto che le dislocazioni sono state allontanate dalle Atmosfere di Cottrell ma esse tendono a riappropriarsi delle dislocazioni per ripristinare la condizione di minima energia. Quindi il tempo fra l'operazione di skin-pass e l'operazione di stampaggio deve essere breve dalle norme sono imposti 3 mesi.



Al punto di massimo della curva corrisponde un allungamento uniforme cioè senza che si venga a verificarsi il fenomeno della strizione. Quindi il campo di deformazione utile è quello che va dal limite dell' allungamento di skin-pass e l'allungamento uniforme. L'allungamento uniforme è numericamente uguale ad n, esponente di incrudimento, quindi l'aumento dell' esponente di incrudimento ci da un aumento del carico massimo e un aumento dell' allunga mento uniforme.

L'acciaio si produce in acciaieria dalla quale si ottengono delle bramme spesse che devono essere sottoposte a deformazione a caldo e poi solo nell' ultimo processo di deformazione devono essere ridotte allo spessore di utilizzo per poi subire le lavorazioni di skin-pass e stampaggio.

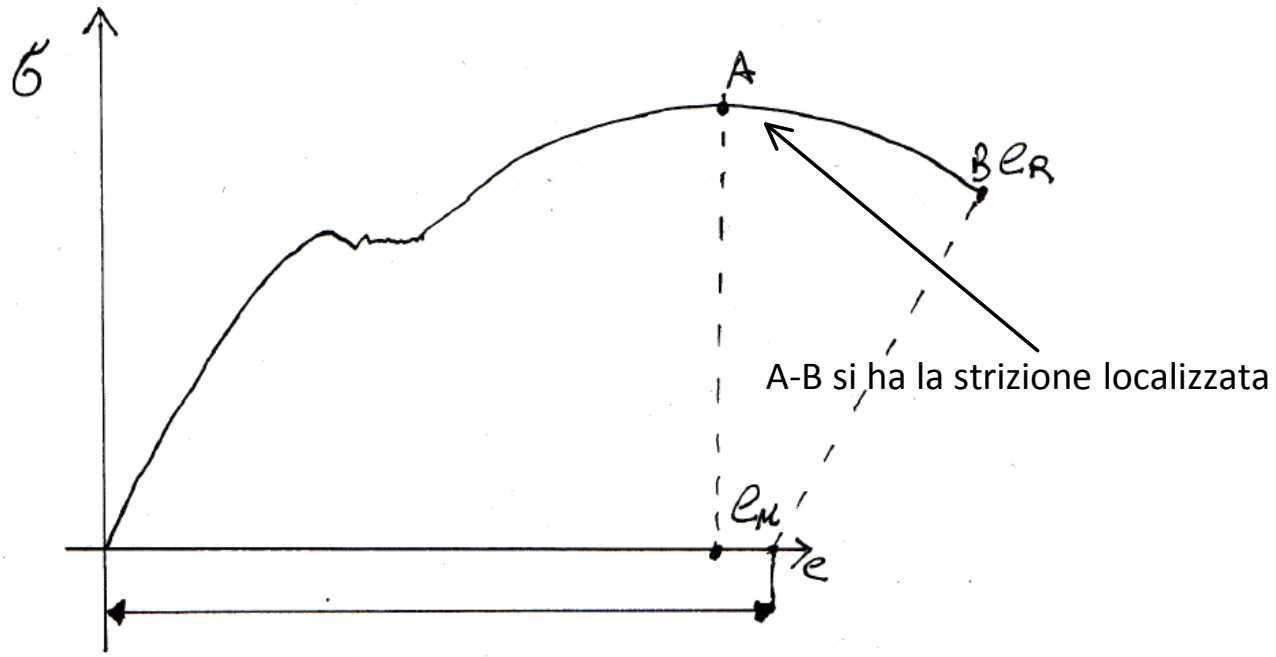
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 19 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 21 di 132

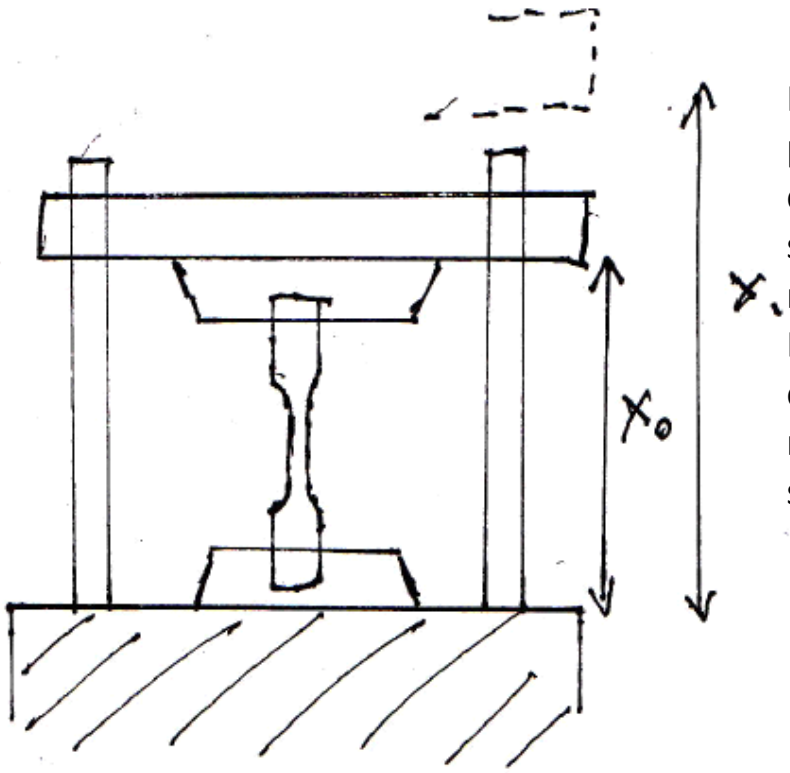
21 Marzo 2014-INCRUDIMENTO

Devo effettuare un deformazione plastica del 40%, ma il materiale in questione consente un 25%.

A_r, e_f = 25%



In campo plastico ΔV=0, corrisponde ad uno slittamento di un piano sull'altro, cambia la forma ma non il volume.



Nelle zone in dove non posso applicare gli estensimetri misuro lo spostamento della traversa mobile x_1-x_0=Δx
Di norma prediligo gli estensimetri che non risentono dei giochi del sistema di afferraggio.

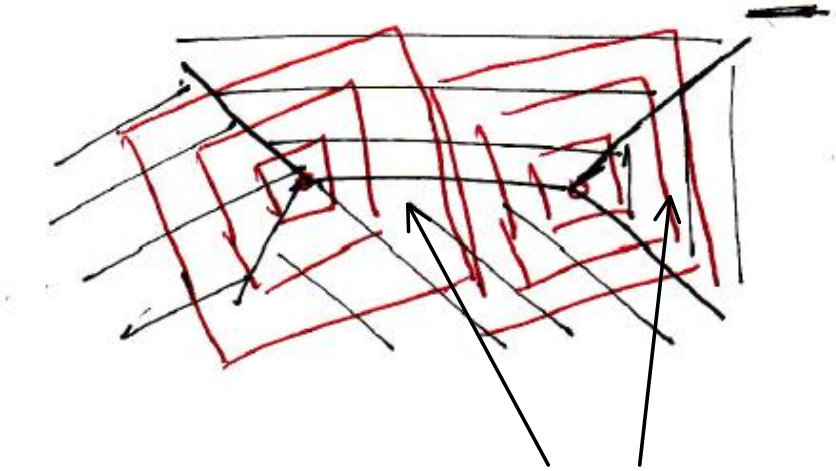
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 21 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 23 di 132

Restaurazione: a temperature basse elimino i difetti puntiformi e miglioro la conducibilità elettrica danneggiata dalla deformazione.

Nuovi grani dopo la ricristallizzazione

Grani originali



Gli atomi tra i bordi di grano si muovo più facilmente e saranno il nucleo dei nuovi cristalli.

Essendo dei nuovi cristalli le dislocazioni sono più libere di muoversi e diminuisce la $\sigma_{l.}$
I nuovi cristalli hanno un D_{medio} < di quelli originali, POSITIVO.

La $T_{fusione}$ è la temperatura di riferimento:

$$\frac{Tf}{3} \leq Tricristallizzazione \leq \frac{Tf}{2}$$

La $Tcristallizzazione$ è $la\ temperatura\ a\ cui\ effettuo\ la\ ricottura.$
$(= amealing)$

Esempio acciaio: $T_{fusione}$=1800K

$$600K \leq Tricristallizzazione \leq 900K$$

Esempio alluminio: $T_{fusione}$=930K

$$300K \leq Tricristallizzazione \leq 460K$$

Con l'ausilio di elementi leganti innalzo queste temperature

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 23 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 25 di 132

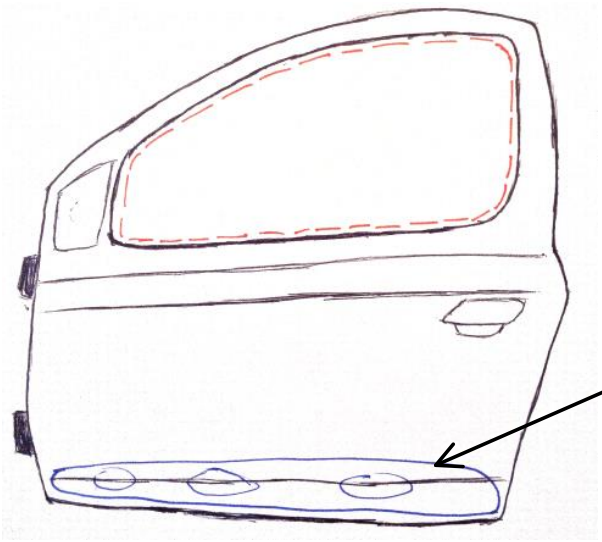
21 Marzo 2014-DEFORMAZIONE PLASTICA

Facendo il passaggio di skin pass a freddo evitiamo che le Atmosfere di Cottrell si riapproprino delle dislocazioni.

Lavorazioni plastiche a caldo $T > Tricristallizzazione$
Deformando plasticamente un materiale al di sopra della propria $Tricristallizzazione$ ovvero mentre si stanno formando nuovi cristalli non abbiamo limite sulla deformazione plastica che vogliamo imporre perché i nuovi cristalli hanno una densità di dislocazioni inferiore a quella dei cristalli deformati.

Lavorazioni plastiche a freddo $T < Tricristallizzazione$
Ho dei limiti sulla deformazione plastica che posso raggiungere.
Inoltre il pezzo sottoposto a deformazione plastica a freddo eleva la sua temperatura vede un aumento della sua energia interna di deformazione quindi sarà più soggetto alla corrosione.

Es:



Nel bordo inferiore di uno sportello si raggiunge un elevato grado di deformazione plastica che si traduce in aumento dell'energia interna di deformazione stipata nel reticolo. Questo unito alla presenza di acqua stagnante(elettrolita) proprio sul bordo inferiore dello sportello da origine alla corrosione.

Per evitare la formazione delle bande di Luders devo eliminare gli atomi di soluto interstiziale (es. C, H, O) dalla matrice metallica altrimenti andranno ad appropriarsi delle atmosfere di Cottrell (vedi con lezione vecchia).
Eliminandoli eliminiamo il fenomeno dello snervamento superiore ed inferiore e dell'allungamento di snervamento ottenendo un materiale a snervamento continuo.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 25 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 27 di 132

Con b_0 e c_0 condizioni iniziali e con b e c condizioni in deformazione definiamo

$$\varepsilon_{22} = \ln \frac{b}{b_0}$$

$$\varepsilon_{33} = \ln \frac{c}{c_0}$$

In cui i logaritmi sono logaritmi di numeri negativi.
Siccome vogliamo che $\varepsilon_{22} > \varepsilon_{33}$ e quindi

$$r = \frac{\ln {}^{b}/_{b_0}}{\ln {}^{c}/_{c_0}} > 1$$

Dove r prende il nome di coefficiente di anisotropia normale.
La lamiera sarà tanto migliore quanto maggiore sarà il valore di r.

Quindi le lamiere per deformazione plastica devono avere
n elevato perché mi porta ad un aumento dell' allungamento uniforme eu
R quanto più possibile maggiore di 1.

Processo produzione delle lamiere

Impianto siderurgico : produzione di bramme

Processi di deformazione a caldo: lamiere spesse > 3mm

Deformazioni a freddo: lamiere sottili <3mm

Per valutare l'adattabilità delle lamiere alla deformazione plastica freddo sono state inventate delle prove

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 27 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 29 di 132

Applico una tensione uniforme molto simile a quella idrostatica.

Premilamiera

Lamiera tanto più adatta ad imbutitura profonda tanto più l'impronta è all'interno.

Deformazione impressa dal punzone emisferico.

Matrice

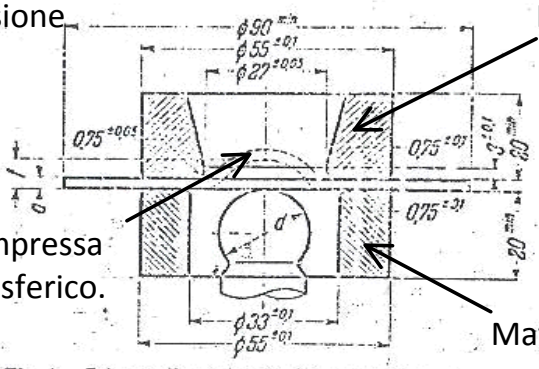


Fig. 1 - Schema dimensionale della macchina per prove di imbutitura Erichsen: a = spessore; f = profondità di imbutitura; d = 20 ± 0,05 mm.

di profondità crescente fino alla comparsa della prima fessura.

La misura della profondità dell'impronta, rilevata al momento della rottura, viene assunta come indici dell'attitudine del materiale all'imbutitura per stiramento.

b) *Imbutitura per costipamento*

Le prove classificate in questo gruppo servono a determinare il comportamento dei laminati sotto l'azione di sollecitazioni biassiali di segno opposto e quindi in presenza di sensibili deformazioni dovute alla compressione (retraint).

I principali metodi di prova in uso sono i seguenti:

1) *Metodi Sachs e Swift* (Fig. 5); consistono essenzialmente nell'effettuare la «trafilatura» di una bandella di lamiera trapezoidale entro un'appropriata matrice, in modo da determinare una

La misura dell'altezza dell'impronta viene effettuata ogni 0.5mm di avanzamento del punzone ;si controlla se c'è la formazione di cricche passanti, se ne trovo leggo l'indice di Erichsen (prof impronta in mm).

Per valutare la presenza di cricche bisogna inseririe una lampadina con la stessa forma del punzone perché in assenza di sollecitazione le cricche si richiudono; così facendo se la luce attraversa la lamiera la prova è conclusa.

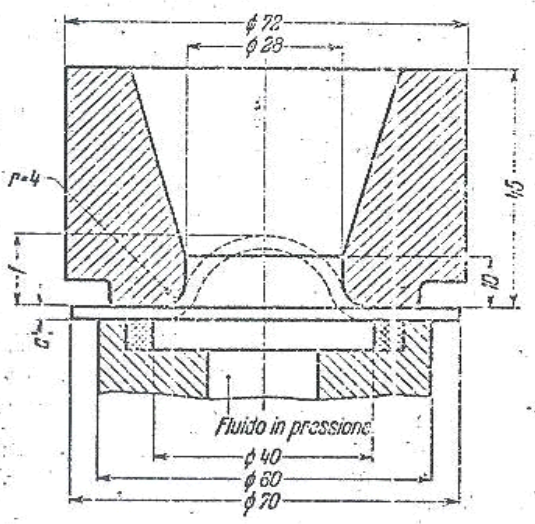


Fig. 2 - Schema dimensionale dell'attrezzatura per prove d'imbutitura Luft-Dietrich. a = spessore; f = profondità di imbutitura.

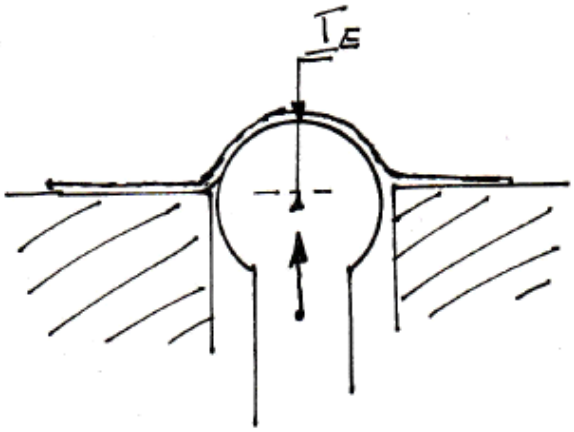
Quando la lamiera si cricca si ha un crollo di pressione quindi leggo l'IE.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 29 di 132

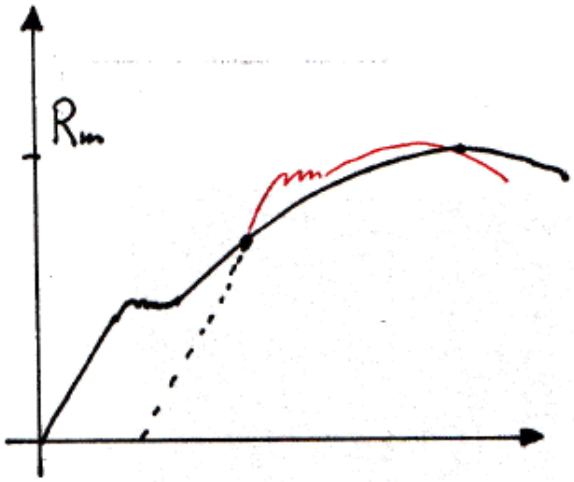
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 31 di 132

28 Marzo 2014-RAFFORZAMENTO PER PRECIPITAZIONE

Prova Erichsen

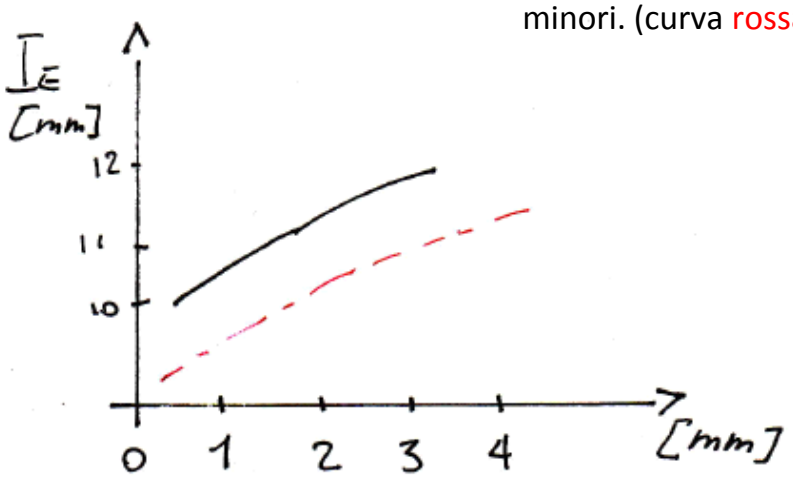


n=modulo di incrudimento
r=coefficiente di anisotropia normale



Se facciamo una leggera deformazione plastica a freddo, in modo da superare il limite di snervamento, distacchiamo le dislocazioni dalle atmosfere di cottrel. Quindi abbiamo che il tratto di curva fino a R_m è un tratto utile per la deformazione
Ma se lasciamo per troppo tempo la lamiera skin passata,le atm. di Cottrell si riappropriano delle dislocazioni e si riformano le atmosfere potendosi così riformare le bande di luders e la curva si sposta verso sinistra a causa dell'invecchiamento. Minore C è presente maggiore è il tempo che posso tenere le lamiere prima di stamparle.

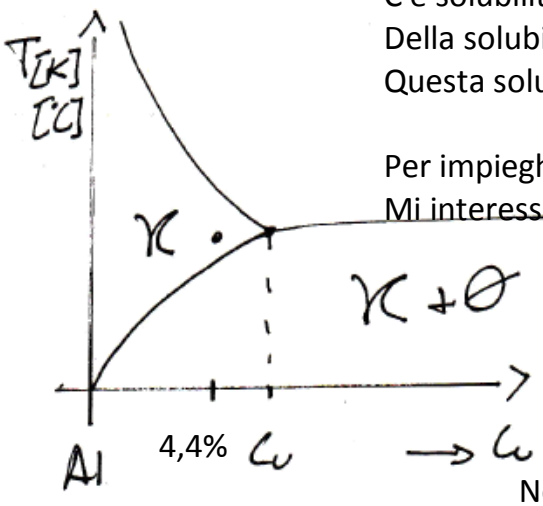
Le caratteristiche alla prova Erichsen dopo 2 o più mesi dallo skin pass possono risultare minori. (curva rossa)



Ciò ha cambiato il metodo di approvvigionamento, si è passati al Just In Time.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 31 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 33 di 132

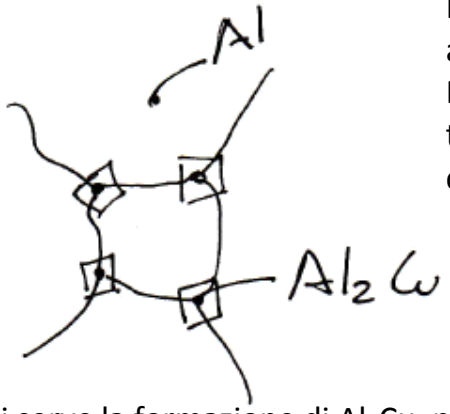


C'è solubilità del rame nell'alluminio ma non molta, il massimo Della solubilità è del 5,6% a 577°C, a temperature inferiori Questa solubilità diminuisce notevolmente.

Per impieghi strutturali devo elevare la resistenza a trazione, Mi interessa perché l'alluminio è molto leggero.

$P_{acciaio}$=8.5
$P_{alluminio}$=2.7

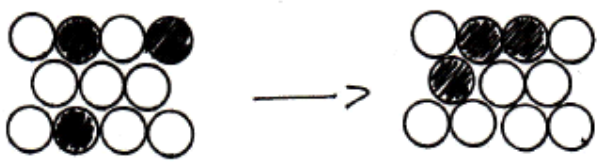
Negli aerei inizialmente si usava il legno poi alluminio e verso il 1990 Al-Li, gli ultimi invece usano compositi in fibra di Carbonio.
Nei treni da metà ottocento acciaio, per treni ad alta velocità Alluminio.
Nelle auto ancora acciai, ma con resistenze a trazione più alte nei componenti di rinforzo, alcuni componenti in alluminio per i consumi.



Non mi serve la formazione di Al_2Cu, perché mi darebbe la formazione dei cristalli sui Brodi di grano, quindi effettuo un raffreddamento veloce. TEMPRA

l'acciaio ha resistenza di 500 Mpa circa, l'alluminio per essere comparabile deve essere rinforzato.
Utilizzo i precipitati del rame per rinforzarlo.
Supponiamo di prendere una lega al 4,4 % di Cu sopra i 550°
ma sotto i 577° tutto il Cu si scioglie.
l'alluminio cristallizza nel CFC, buona resilienza alle basse temperature

Gli atomi di rame tendono a raggrupparsi utilizzando le vacanze e ruotano.



© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 33 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 35 di 132

Al_4Cu e Al_2Cu.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 35 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 37 di 132

Meccanismi di rafforzamento usati nelle leghe di AL:

Rafforzamento per Precipitazione
Togliamo dalla soluzione solida κ gli elementi leganti. Formati i precipitati non c'è più Cu per formare soluzione solida.

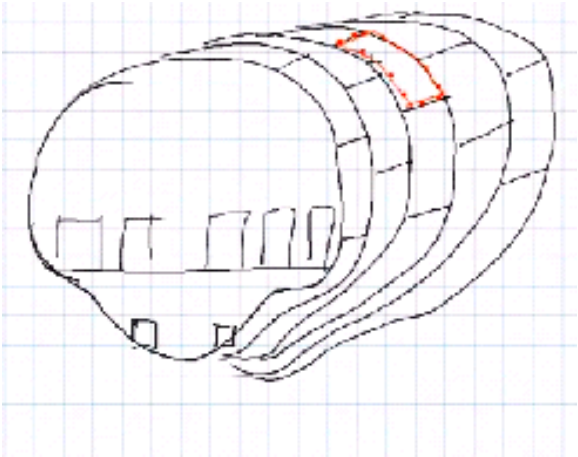
Rafforzamento per diminuzione del diametro medio dei cristalli.

Rafforzamento per moltiplicazione delle dislocazioni
Con una deformazione plastica aumentano ancora Rm ed Re ma la lega diventa più fragile.
Inoltre la deformazione plastica a freddo deve essere fatta dopo la tempra e prima dell'invecchiamento perché quest' ultimo riduce l'allungamento a rottura (Ar) e effettuando la deformazione dopo l'invecchiamento posso imprimere solo piccole deformazioni plastiche.
Inoltre qualsiasi deformazione plastica aumenta l'energia interna e rende più facile la ricristallizzazione quindi bisogna essere molto attenti ad eseguire l'invecchiamento a temperature superiori a quella ambiente.

Leghe per usi strutturali con rafforzamento per precipitazione
Le più semplici sono quelle Al-Cu(elem principale) + Mg e Si
La lega di cui abbiamo parlato finora con il 4,5% di Cu è la lega 2024
Per impieghi aeronautici è molto usata la lega 7075 con Zn(≈5.6%) Cu(≈ 4.4%)Mg e SI(<5%) perché nello stato di invecchiamento mi da il massimo di Rm ≈550Mpa.

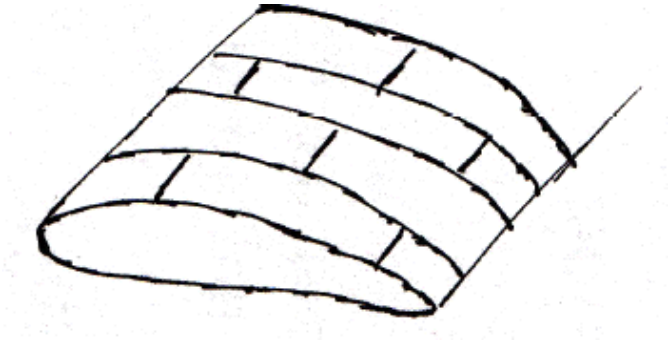
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 37 di 132

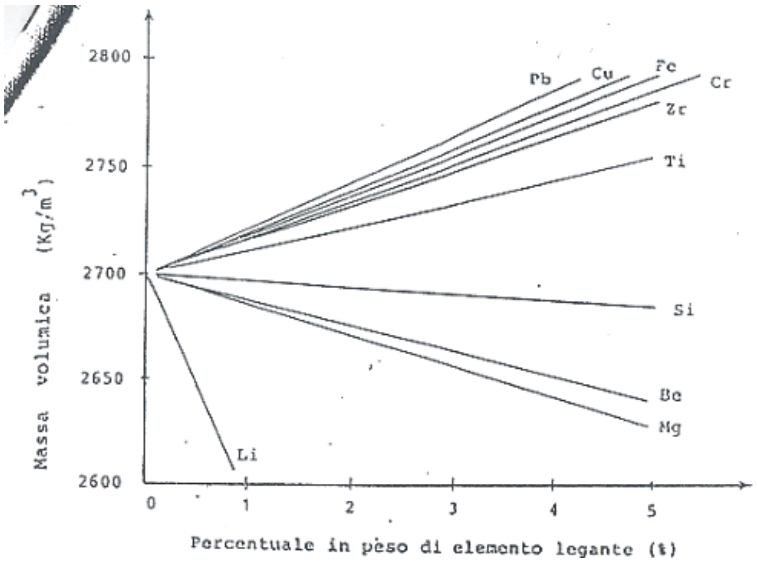
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 39 di 132



I pannelli vengono attaccati con rivetti alle traverse, la differenza di pressione crea il massimo delle tensioni nelle zone più lontane dai rivetti, dove si possono generare cricche, ciò accade più spesso nelle vicinanze dei motori per un duplice fattore di stress meccanico e termico, perciò spesso si utilizzano lamiere in titanio.

Le ali sono i serbatoi principali degli aeri, le pompe fanno in modo che si abbia il carico equamente distribuito, e che il baricentro cada tra l'intersezione delle ali con la fusoliera.



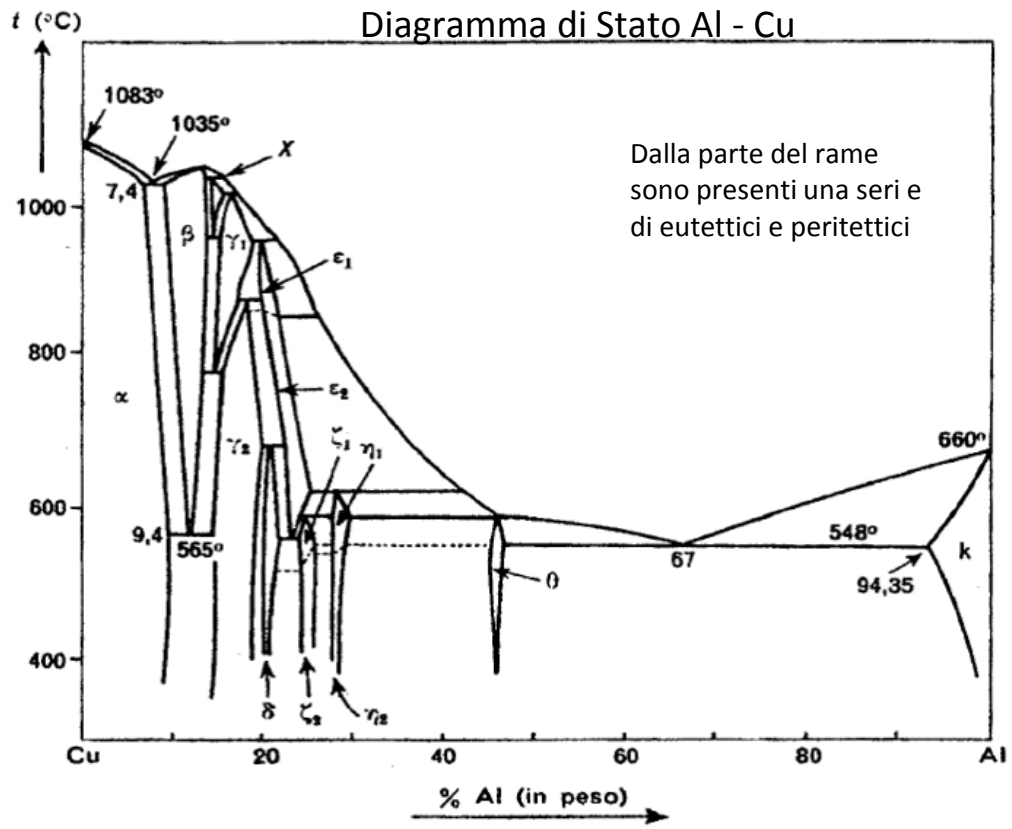


Effetti degli elementi leganti sulla massa volumica e sul modulo elastico delle leghe di alluminio.
Il berillio non si usa perché tossico e contingentato.
Molto importante il litio per abbassare la massa volumica

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 39 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 41 di 132

Diagrammi di stato ternari



Dalla parte del rame sono presenti una seri e di eutettici e peritettici

Lavorando con Al molto spesso ci troviamo difronte a diagrammi di stato ternari ovvero con tre elementi.

Sul diagramma binario abbiamo in partenza 4 variabili indipendenti :
Quantitativo del componente A, quantitativo del componente B, pressione e temperatura.
La pressione la elimino facendo una sezione isobara alla press di 1 atm(tutti i diagrammi che ci vengono presentati sono alla press di 1 atm).
Per solidi e liquidi l'influenza della pressione è limitata possiamo quindi possiamo usare i diagrammi di stato anche per pressioni diverse da 1atm (ma non troppo).
La pressione diventa importante quando andiamo a considerare le trasformazioni di fare liquido-vapore.
Prendendo sezioni isobare abbiamo ridotto le incognite a tre. Eliminiamo un'altra variabile considerando miscele di a e b che corrispondono ad un quantitativo fisso; alle 2 variabili quantitativo di a e quantitativo di b abbiamo sostituito un'unica variabile indipendente la % a o la % di b.
Così facendo otteniamo i diagrammi binari semplici bidimensionali con la temperatura sulle ordinate e la composizione sulle ascisse nei quali omettiamo le temperature di passaggio liquido-vapore (è un campo che non interessa industrialmente e in cui si risente dell' influenza della pressione).
Ci interessa il passaggio solido-liquido perché a un punto di vista industriale quando ci troviamo di fronte alla fabbricazione di pezzi complessi il metodo più economico è quello di fondere la lega e di gettarla(eng. to cast) in una forma in cui avviene il passaggio da liquido a solido con tutte le fenomenologie descritte nei diagrammi di stato.

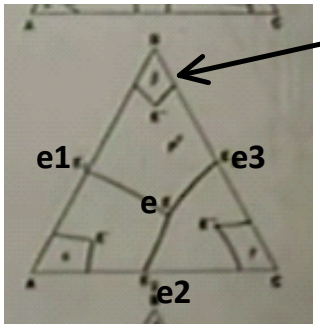
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 41 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 43 di 132

Tracciando una sezione parallela ad AB verso quantitativi di C crescenti notiamo che la temperatura dell' eutettico diminuisce. Lo stesso avviene considerando sezioni corrispondenti agli altri due lati.
Si vengono a creare delle linee di eutettici che vanno a incontrarsi in un eutettico ternario individuando la minima temperatura alla quali un liquido formato da A,B,C può essere presente.
Contemporaneamente alla discesa delle temperature eutettiche si ha una diminuzione progressiva della temperatura della solubilità massima di A in B, di B in A , di C in A, di A in C, di B in C e C in B; quindi i punti a cui corrispondono le massima solubilità allo stato solido sono alla stessa temperatura dell'eutettico ternario.(i punti di massima solubilità sono proprio alla temperatura di eutettico, es diagramma binario Fe-C 2.11% a 1148°C).

Ragionare su un diagramma ternario presentato in visione prospettica non è utile per fare delle valutazioni quantitative. Dobbiamo ridurre la rappresentazione a metodi bidimensionali tramite sezioni isoterme e proiezioni.

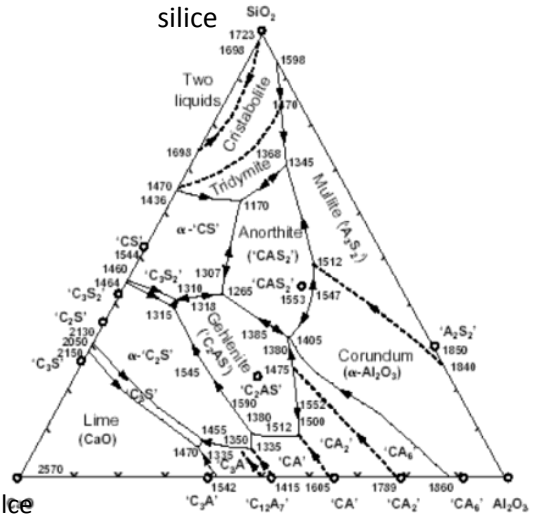
In fonderia mi interessa sapere qual è la temperatura di solidificazione quindi facendo una proiezione dall' alto vedrò le tracce delle tre linee che dipartono dai tre eutettici binari e che si incontrano nell' eutettico ternario;



Vedrò anche le linee che composizione per composizione mi individuano la massimo solubilità di A e B in C, di B e C in A e A e C in B.
Inoltre i punti e, e', e'', e ''' sono alla stessa temperatura.

Qual è la superficie di separazione del liquido dalle zone in cui inizia formarsi del solido? Per esempio, l'intera superfice compresa tra i punti B, e', e, e'''. La temperatura più alta di questa superfice sarà la temperatura di fusione di B mentre la più bassa sarà quella dell' eutettico ternario e.
Posso rappresentare delle linee di livello di temperatura esattamente come nelle rappresentazioni orografiche io rappresento le varie linee di livello di altitudine.

silice



calce

Diagramma di stato $CaO/SiO_2/Al_2O_3$ interessante nella produzione siderurgica della ghisa in altoforno perché noi estraiamo la ganga che contiene allumina e silice. Noi aggiungiamo ossido di calcio perché in questa maniera riusciamo ad ottimizzare l'estrazione del ferro dai minerali di ferro.
Ci sono vari eutettici perché ci sono dei composti intermedi

allumina

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 43 di 132

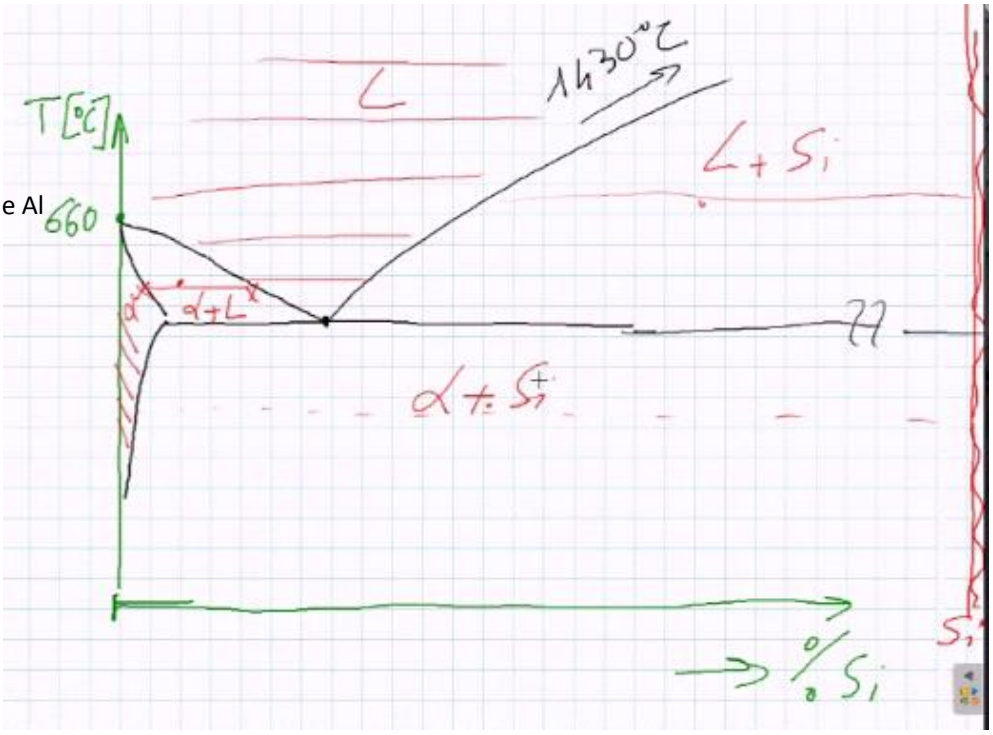
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 45 di 132

Leghe di AL per fonderia

Diagramma AL-Si

T fus silicio ≈ 1430°C

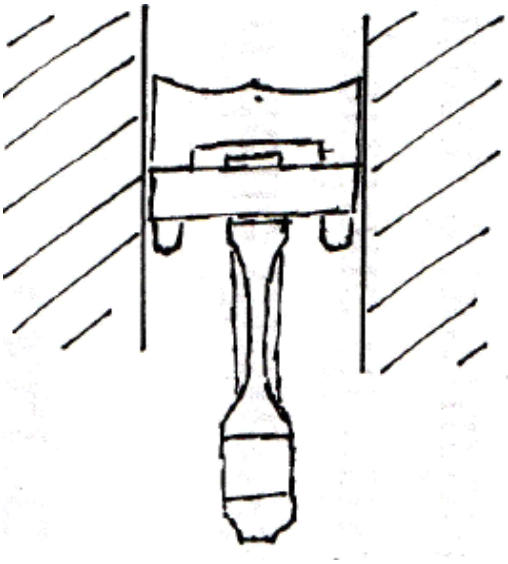
T fusione Al



Il Silicio nella tavola periodica è il numero 14 e l' alluminio è il numero 13.
I due atomi hanno dimensioni simili ma l'alluminio è un metallo mentre il silicio è un non metallo.
L'alluminio tollera la sostituzionalità da parte di atomi di silicio.
Gli atomi di silicio presentano legami di tipo covalente quindi risulta impossibile per gli atomi di Al che al massimo formano 3 covalenti di solubilizzarsi nel Si.
Abbiamo quindi un diagramma di stato con miscibilità completa allo stato liquido, miscibilità parziale allo stato solido dalla parte dell' alluminio immiscibilità totale dalla parte del silicio. Inoltre è presente un eutettico binario a circa l'11,4% di Si.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 45 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 47 di 132



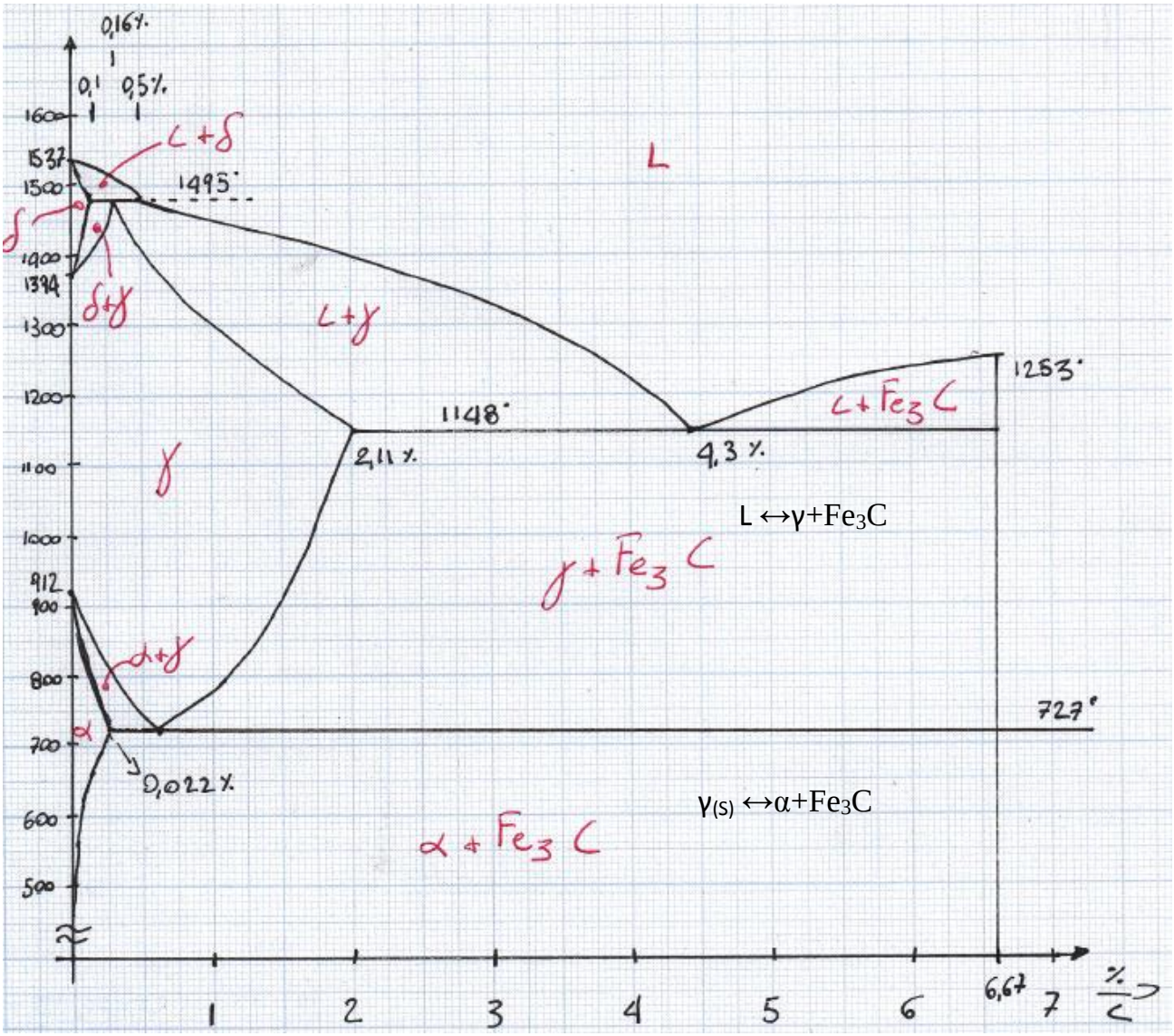
A causa delle forti accelerazioni a cui è sottoposto il sistema biella-pistone ho la forte necessità di ridurre al minimo le masse, perciò utilizzo Al al 14%(chiamate silumin) di Si in modo tale da ridurre la massa volumica. Il pistone è sollecitato anche termicamente essendo in contatto con la camera di scoppio, all'aumentare della temperatura la resistenza allo snervamento diminuisce notevolmente.

Per i basamenti talvolta necessito di resistenze maggiori, dato che il Silicio come la Grafite non trasmettono sforzo diminuisco la quantità di Silicio al 7% nella lega e aggiungo magnesio, in modo tale che possono essere trattate ed avviene l'indurimento per precipitazione.
LEGHE A-356, A-357.

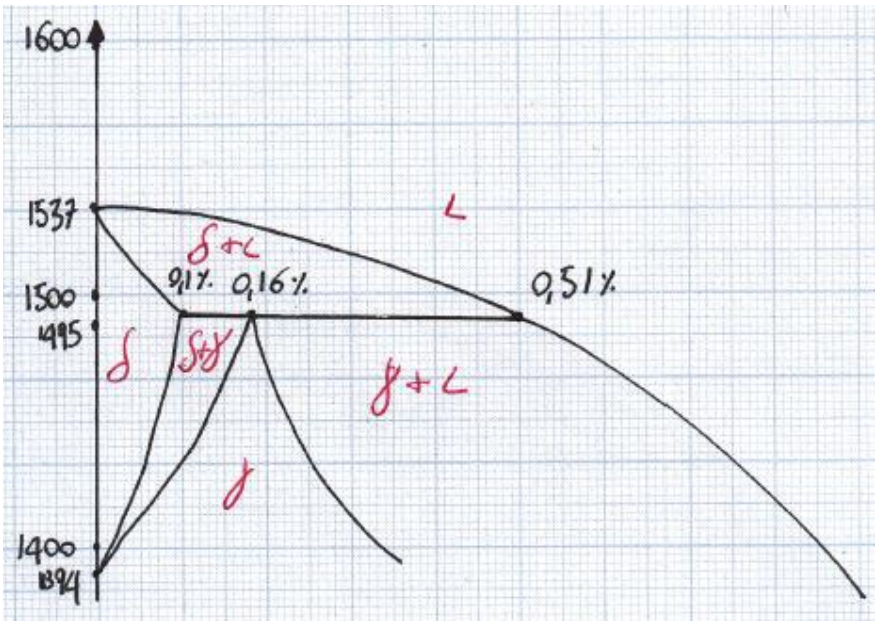
Durante la solidificazione i primi cristalli che si solidificano sono gli α, il silicio si concentra nel liquido eutettico, come risultato avrò cristalli di α e zone di cristalli di α+Si, di Si non ce n'è molto ma è concentrato in zone ristrette, ciò causa zone di rotture tra i vari cristalli di α

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 47 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 49 di 132



La zona di solubità α non è in scala essendo la solubilità massima del C dello 0,022%, non sarebbe possibile vederlo altrimenti.

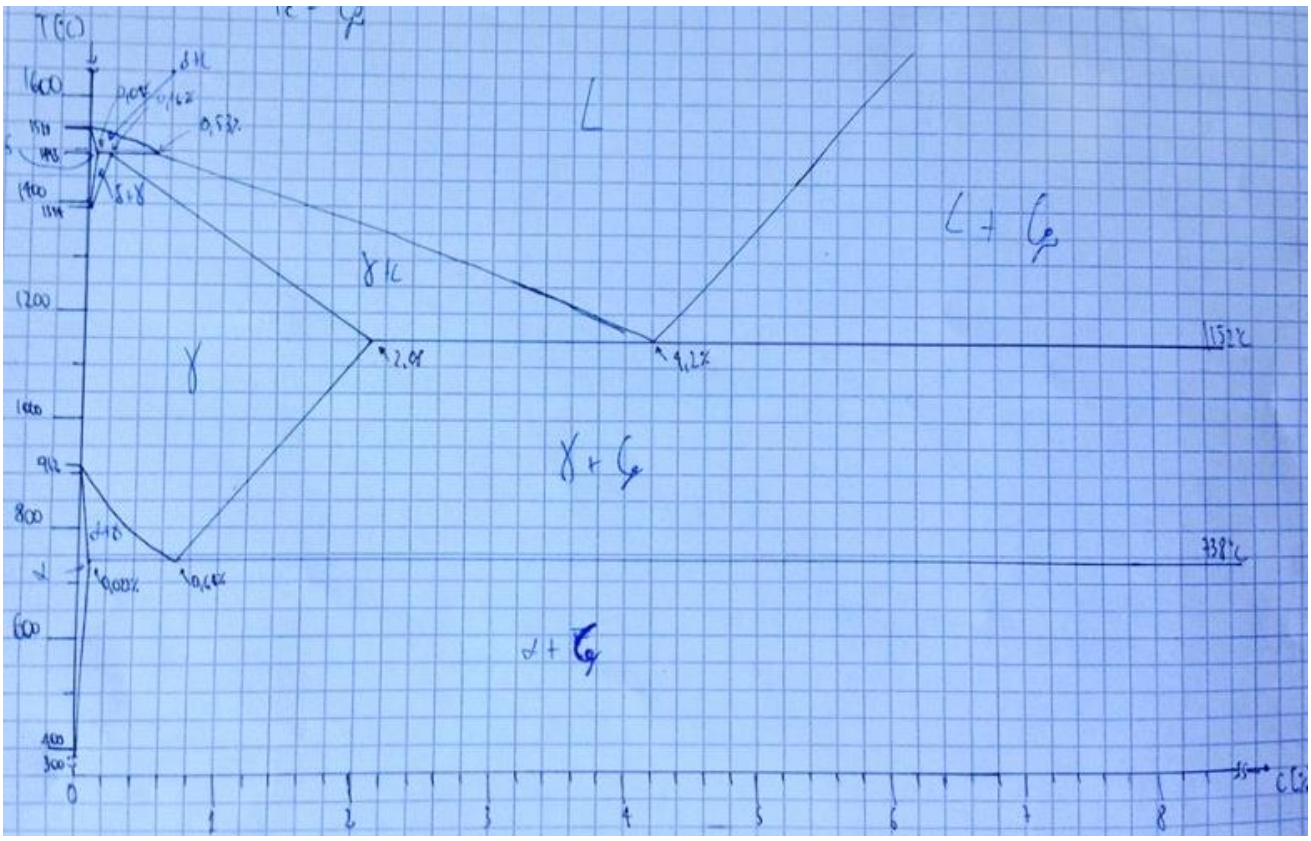


© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 49 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 51 di 132

11 Aprile 2014-STRUTTURA PERLITICA

Diagramma Fe-C STABILE



Costruzione del grafico
Temperature [°C]
1537 fusione ferro puro;
1394 passaggio da ferro γ a ferro δ;
912 passaggio da ferro α a ferro γ;
738 temperatura eutettoidica;
1152 temperatura eutettica;
1495 temperatura peritettica;

Composizioni %

0.022% solubilità di C in Feα
0.68% solubilità C in Feγ → Temperatura eutettoidica

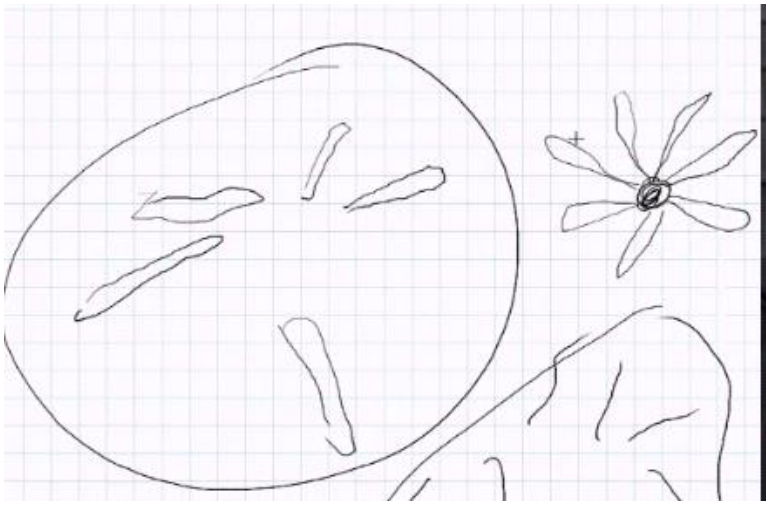
2.08% solubilità max C in austenite
4.2% concentrazione eutettica; → Temperatura eutettica

0.1% solubilità C in Feδ;
0.16% max solub C in austenite
0.51% liquido a 1495[°C] → Temperatura peritettica

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 51 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 53 di 132

Se invece seguiamo il diagramma di stato stabile si tende alla formazione di carbonio grafitico che si presenta sotto forma di lamelle variamente orientate.
La grafite tende a nucleare e poi a svilupparsi con tanti petali, tanti cristalli in tutte le direzioni dello spazio .



Esaminando una lega al 4.2% di C a 1152°C abbiamo la trasformazione eutettica
$L \Leftrightarrow \gamma + Cg$ che mi da γ + carbonio grafitico.
Al 4.2% siamo in condizioni di seguire il diagramma Fe-C stabile ma dal raffreddamento del liquido ho formato γ quindi devo seguire il diagramma Fe-C metastabile quindi da 1150°C in giù la grafite rimane come inerte e mi sposto sul diagramma di stato metastabile perché per raffreddamento dell'austenite seguo sempre il diagramma metastabile.

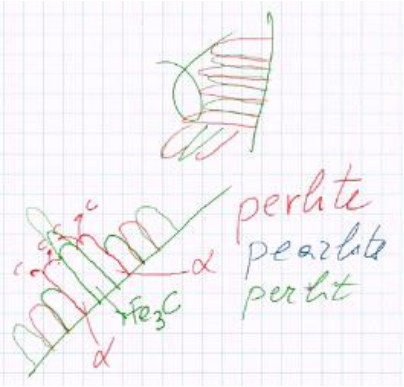
In conclusione per il raffreddamento delle ghise ad alto contenuto di carbonio ho della grafite perché nella solidificazione ho seguito il diagramma di stato stabile ma dopo per raffreddamento della parte che è rimasta austenite seguo sempre il diagramma di stato metastabile.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 53 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 55 di 132

C in α 0.022% quindi man mano che i cristalli α crescono buttano fuori cristalli di carbonio che da una parte mi portano ad un accrescimento progressivo del cristallo di Fe_3C e dall' altra mi portano alla possibilità di nucleazione di altri cristalli di cementite ed il fenomeno si ripete.

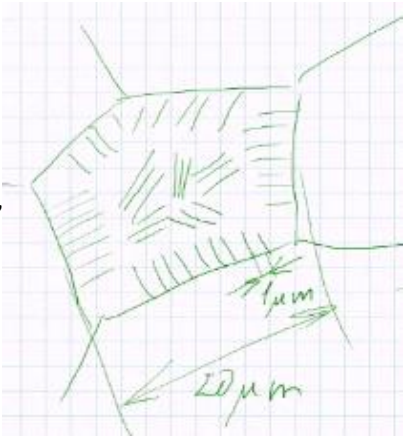
Partendo dal bordo del cristallo di γ comincio a formare una sequenza di cristalli di Fe3C e α. Lo stesso fenomeno si ha sugli altri bordi dei cristalli quindi
da ogni bordo si formano colonie fi Fe3C e α che vanno a ricoprire il cristallo di γ.



Quando è tutto trasformato guardando al microscopio ottico (dopo attacco metallografico) presenza un' aspetto iridescente . Questo tipo di insieme di cristalli è chiamato perlite (pearlite).

L' insieme di cristalli di austenite di alta temperatura si ricopre di un insieme di colonie perlitiche.

Prendendo un singolo cristallo, esso è ricoperte da molte colonie e la distanza delle lamelle della perlite è sotto il micron, proprio per la loro numerosità.
Il microscopio ha la capacità di risoluzione che dipende dalla capacità di risoluzione dell' occhio umano "normale" che è di 0.1 mm.
Il microscopio ottico offre un' ingrandimento massimo 1000X e spesso non si riesce a vedere più di un iridescenza.



Se ho lo 0.76% di C ho un struttura completamente perlitica ma se faccio un raffreddamento veloce e poi riscaldo non avrò una struttura lamellare di alternanza di cristalli di cementite e perlite ma avrò una struttura nella quale la cementite sarà presente come sferoide. Per questa ragione quando parlo del diagramma Fe-C stabile o metastabile non scrivo in corrispondenza dello 0.76% perlite perché il diagramma di stato è una linea guida per individuare le fasi non per individuare le microstrutture.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 55 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 57 di 132

Fonderia

La fonderia si compone di una serie di apparati fusori. Un esempio potrebbe essere un forno rotante, che ha un bruciatore che sviluppa una fiamma, ed una zona del forno che funziona da lente di focalizzazione della radiazione, che viene riflessa sulla superfice del metallo fuso. La rotazione facilita il mescolamento.

Le fonderie hanno forni rotanti di questo genere e forni a pozzo, che costituiscono il **cuore fusorio**. Nelle fonderie si effettua anche la **spillatura** attraverso dei canali collegati al forno, che si possono aprire quando si deve prelevare il liquido. Quest'ultimo è versato in secchi con becco che vengono portati nella zona di colata.

Nei vari processi si producono scarti che possono essere rifusi.
Il **rottame** deve essere selezionato perché non è composto interamente di lega di alluminio. È dunque sottoposto ad una selezione manuale, poi va portato in un mulino frantumatore, con una separazione magnetica si separano le leghe ferrose dalle leghe di alluminio e infine il materiale è messo nei forni.
I **trucioli** sono prodotti spesso con la presenza di liquido lubrificante. Devo eliminare il liquido, per evitare che l'umidità crei problemi ai forni. Per questo devo mandare i trucioli ad un impianto di essiccazione. Dopo l'essiccazione si sottopongono i trucioli ad una separazione magnetica, ed infine il materiale viene rimandato al forno.
Rottami di fonderia, boccame e colaticci sono mandati direttamente al forno.

Nelle fonderie ci sono forni di attesa, che servono a mantenere il materiale a temperatura elevata(200° circa sopra il punto di fusione). Nella fase di spillatura bisogna assicurarsi che non ci siano dei gas disciolti nel liquido. Per questo bisogna effettuare dei trattamenti di **disossidazione** e **degassaggio**.
Le sabbie vengono trattate all'interno della fonderia. Queste devono essere trattate per rimuovere l'umidità e i polimeri(che possono essere presenti quando uso processi particolari per ottenere stampi particolari: per esempio per ottenere un cilindro con un foro, posso utilizzare una bacchetta di materiale polimerico all'interno della forma) .

La forma può essere realizzata anche in metallo quando sia richiesta una produzione molto elevata di componenti.

Metodo policast

Il metodo policast è stato abbandonato nei processi di stampaggio. Consisteva nell'utilizzare una forma in poliuretano verniciata con un materiale particolare. Una volta costruita la forma, invece di rimuoverla dallo stampo, il metallo veniva colato nello stampo sulla forma, la quale bruciava. In questo modo il metallo si sostituiva alla forma che veniva distrutta.

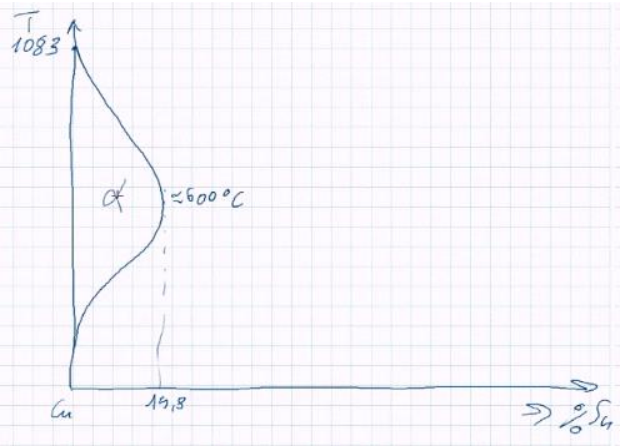
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 57 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 59 di 132

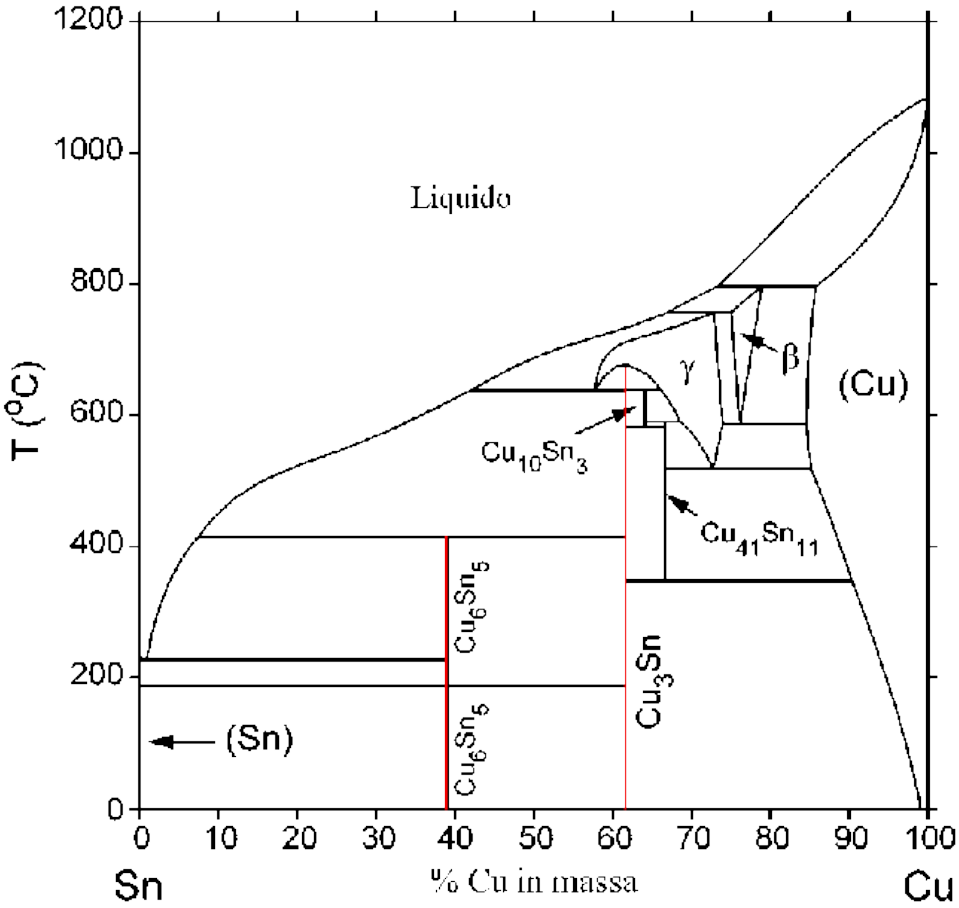
BRONZI

Tutte le leghe di rame che non sono leghe rame-zinco o rame-zinco-alluminio quindi che non sono ottoni (eng. Brass) prendono il nome di BRONZI(eng. Bronze).

I bronzi classici sono costituiti da leghe rame-stagno .



In figura è mostrato l'andamento della soluzione solida dello stagno nel rame (molto diverso da quello previsto dal diagramma rame-zinco).
Si vede che il massimo di solubilità circa 15.8% dello stagno nel rame è intorno ai 600° C e rapidamente decresce; con un riscaldamento seguito da un raffreddamento veloce riusciamo a fissare la struttura di alta temperatura a bassa temperatura.



Inoltre il diagramma rame stagno prevede numerosi composti intermetallici con campo di esistenza fino a temperatura ambiente.

l'esistenza dei composti intermetallici unita ad un raffreddamento lento da origine a leghe con precipitati. Questo è sfruttato per esempio per le bronzine.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 59 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 61 di 132

Leghe Rame-Nickel

Abbiamo una solubilità completa fra rame e nickel perché entrambi cristallizzano nello stesso sistema (CFC) e sono vicini nella tavola periodica.

La resistenza a trazione aumenta sia nelle aggiungendo nickel al rame sia aggiungendo rame al nickel arrivando ad un massimo intorno al 65% di nickel.

Es. leghe Monel con 67% nickel con 3.35% di Fe molto utilizzate nel campo navale.

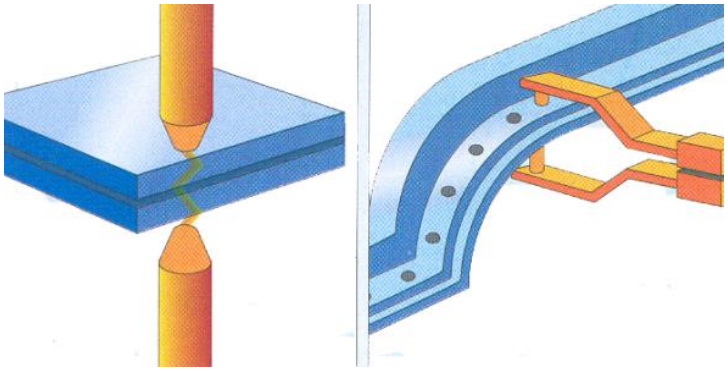
Il problema delle leghe rame-nickel è il loro costo visto il costo dei due elementi (prodotti per via elettrolitica).

Per evitare un esteso uso di nickel possiamo sostituirlo in parte con lo zinco ottenendo così le alpacche.

Leghe Rame-Berillio

Sono leghe induribili per precipitazione
Si solubilizza il berillio nel rame a circa 800°C, con una tempra si fissa la struttura e con un successivo invecchiamento(intorno ai 300°C) si provoca la formazione di precipitati con un aumento di resistenza a trazione arrivando a superare anche i 1000Mpa.
Aggiungendo una deformazione plastica prima dell' invecchiamento arriviamo intorno ai 1300Mpa.

Esempio di applicazione sono le pinze dei robot per la saldatura a punti alle quali è richiesto di non deformarsi a causa delle elevate ripetizioni.



Per lo stesso scopo vengono anche utilizza te leghe rame cromo la cui conducibilità che è circa l' 80% di quella del rame (80% IACS) e alle quali è applicabile un indurimento per precipitazione.

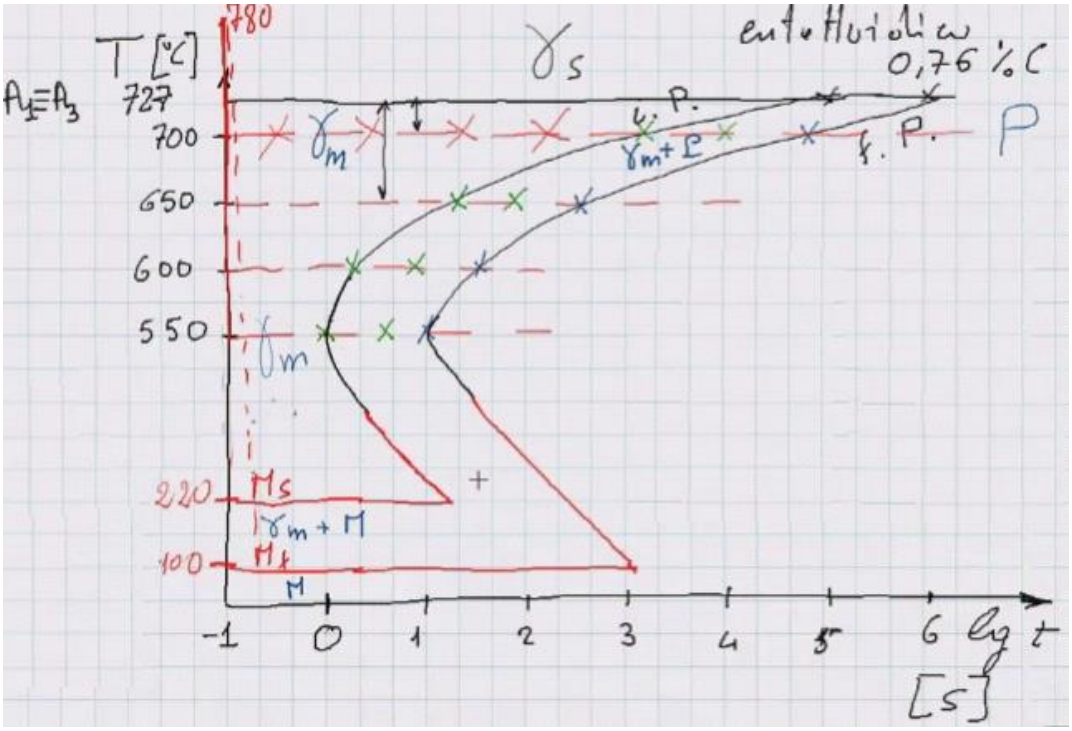
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 61 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 63 di 132

TRASFORMAZIONE MARTENSITICA

Trasformazione martensitica

Se raffreddiamo, molto lentamente, fino a 727 °C l'austenite, questa si trasforma in perlite: avviene una nucleazione di nuclei di cementite e di ferrite, che crea un intera colonia perlitica.
Se, invece di fare un raffreddamento lento, facciamo avvenire la trasformazione dell'austenite a temperature progressivamente più basse, raffreddando istantaneamente il materiale, notiamo che il tempo necessario per la prima nucleazione e per l'accrescimento fino al completamento della trasformazione perlitica crescono. Rappresentiamo ciò in un grafico T-log(t).



Alla temperatura di 727 gradi centigradi, i tempi necessari sono dell'ordine di 10^5 s per la nucleazione del primo 1% di perlite.
La temperatura A_1(Temperatura di inizio fusione) è una temperatura intermedia tra A_{1r}(temperatura di arresto al raffreddamento) A_{1c}(temperatura di arresto al riscaldamento). Anche per A_3(temperatura di fine fusione) è contenuta tra A_{3r} e A_{3r}. All'eutettoidico A_1 e A_3 coincidono.

Per realizzare il grafico, devo utilizzare numerosi campioni cilindrici. Questi devono avere un diametro piccolo, perché devono avere un alto rapporto fra superficie di scambio termico e massa.
Devo preparare due bagni di sale fuso a temperature di 780 °C e di 700°C: alcuni campioni riscaldati nel bagno a 780°C vengono raffreddati nel secondo bagno istantaneamente(grazie al rapporto superficie massa molto elevato). Ad intervalli regolari prelevo i campioni per controllare se si è formata della perlite. Quando si forma l'1% di perlite segno il tempo sul grafico. Lo stesso faccio per la fine della trasformazione.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 63 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 65 di 132

Gli atomi di carbonio sono presenti nella CFC nelle lacune ottaedriche, che però non possono essere tutte occupate, perché non c'è abbastanza carbonio. Cosi essi si dispongono solo in alcune delle lacune nel nuovo reticolo CCC che si forma. Si creano quindi delle distorsioni dei piani di scorrimento che ostacola il moto delle dislocazioni e aumenta la durezza. Questa struttura è una soluzione solida ed è un'unica fase: è un costituente metallografico che prende il nome di Martensite. La martensite non è prevista dal diagramma di stato e quindi è una fase metastabile. La martensite inizia a formarsi a 220 °C, ma se abbasso rapidamente la T fino anche a 215 °C la trasformazione non è completa. Per completarla devo scendere fino a circa 100 °C.

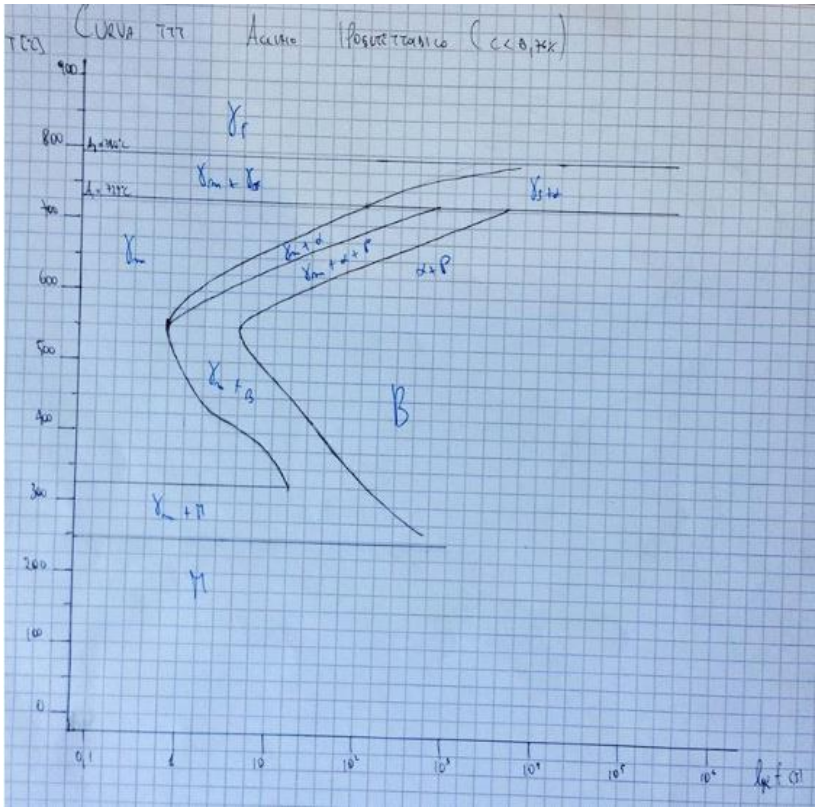
Le temperature di inizio e di fine trasformazione perlitica sono molto influenzate dalla %C.
M_s ed M_f sono temperature fisse e dipendono solo dalla %C.

Attenzione: Nel grafico precedente non è riportata la zona della bainite.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 65 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 67 di 132

Diagramma TTT per acciaio allo 0,4% C (ipoeutettoidico)



Per acciai ipoeutettoidici le curve TTT rispetto agli eutettoidici si spostano a sinistra e inoltre M_s ed M_f salgono riducendo il campo di esistenza di γ_m.

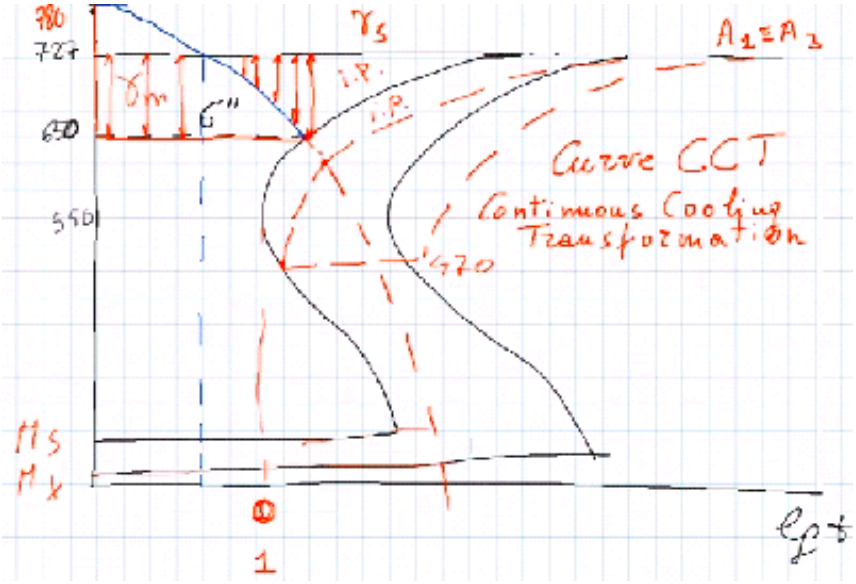
Scendendo di temperatura da A3 a A1 sui bordi di grano dell'austenite si forma ferrite e il carbonio si concentra all'interno dei grani, al di sotto di A1 si forma perlite (ferrite+cementite).
Sotto A3 dall'austenite inizia a formarsi ferrite (tempo minimo di 5''), successivamente oltre alla ferrite si forma perlite e ottengo $\gamma+\alpha+P$.
Inoltre sono cresciuti i valori di M_s e M_f, quindi diminuisce il campo di γ
Tutto ciò rende la tempra sempre più difficile, la difficoltà aumenta all'aumentare degli spessori da temprare.
Non si effettuano tempre su acciai con tenori di carboni minori allo 0,25%

Martensite 0,4%C:
-R_m=2200MPa
-R_e=1600MPa
-A=4%

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 67 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 69 di 132

Acciaio eutettoidico A_1=A_3



Le curve CCT(tratteggio) sono più spostate a destra ed in basso rispetto alle TTT.

Per 6'' ho una forza spingente che mi fa ottenere la perlite, ma per 1" ho la stabilità dell'Austenite, alla fine dei 6" riottengo un'elevata forza spingente atta a formare la Perlite, il campione è pronto a darmi le prime formazioni di perlite a temperature inferiori a 650°, quindi ottengo delle curve di inizio formazione perlite spostate in basso e a destra

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 69 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 71 di 132

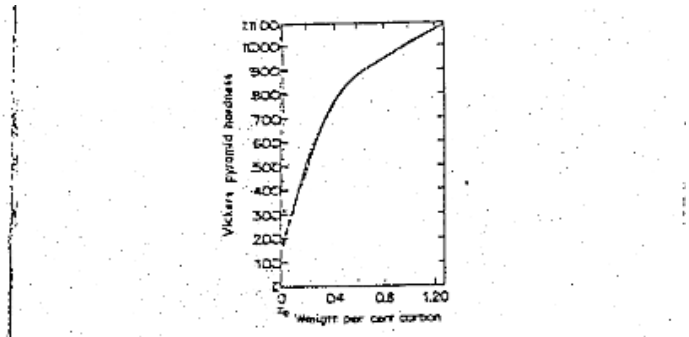


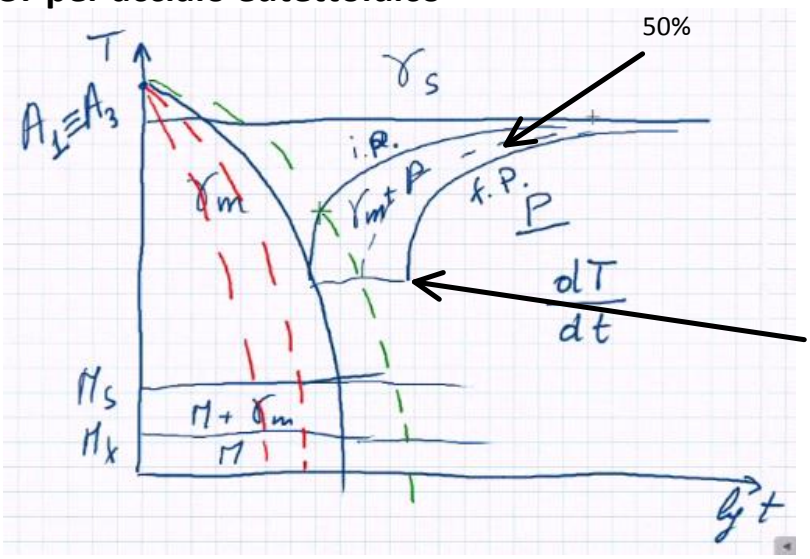
Fig. 17.20 Variation of hardness of martensite as a function of carbon content as measured on the Vickers scale. (After Bain, E. C., *Functions of the Alloying Elements in Steels*, ASM, Cleveland, 1939)

Usando invece la prova Vickers sempre allo 0.6% di C abbiamo una variazione di pendenza della curva ma la durezza continua a crescere costantemente; questo significa che la durezza Rockwell non è sensibile alle elevate durezze mentre la Vickers si perché "misura" il rapporto tra carico applicato e area dell' impronta, non la profondità dell' impronta stessa.

Per la prova Vickers si usa un penetratore piramidale a base quadrata quindi si misurano le diagonali dell'impronta e si risale all' area di quest'ultima. Ovviamente più è duro il materiale più piccola è l'impronta.

Se la struttura del materiale che stiamo testando cambia da punto a punto si consiglia la prova Brinell perché abbiamo un impronta più grande quindi otteniamo un'informazione di media.

Curve CCT per acciaio eutettoidico



Le curve CCT stanno abbastanza poco nel campo della trasformazione bainitica quindi la percentuale di bainite che viene a formarsi è dell'ordine dell' 1-2%.

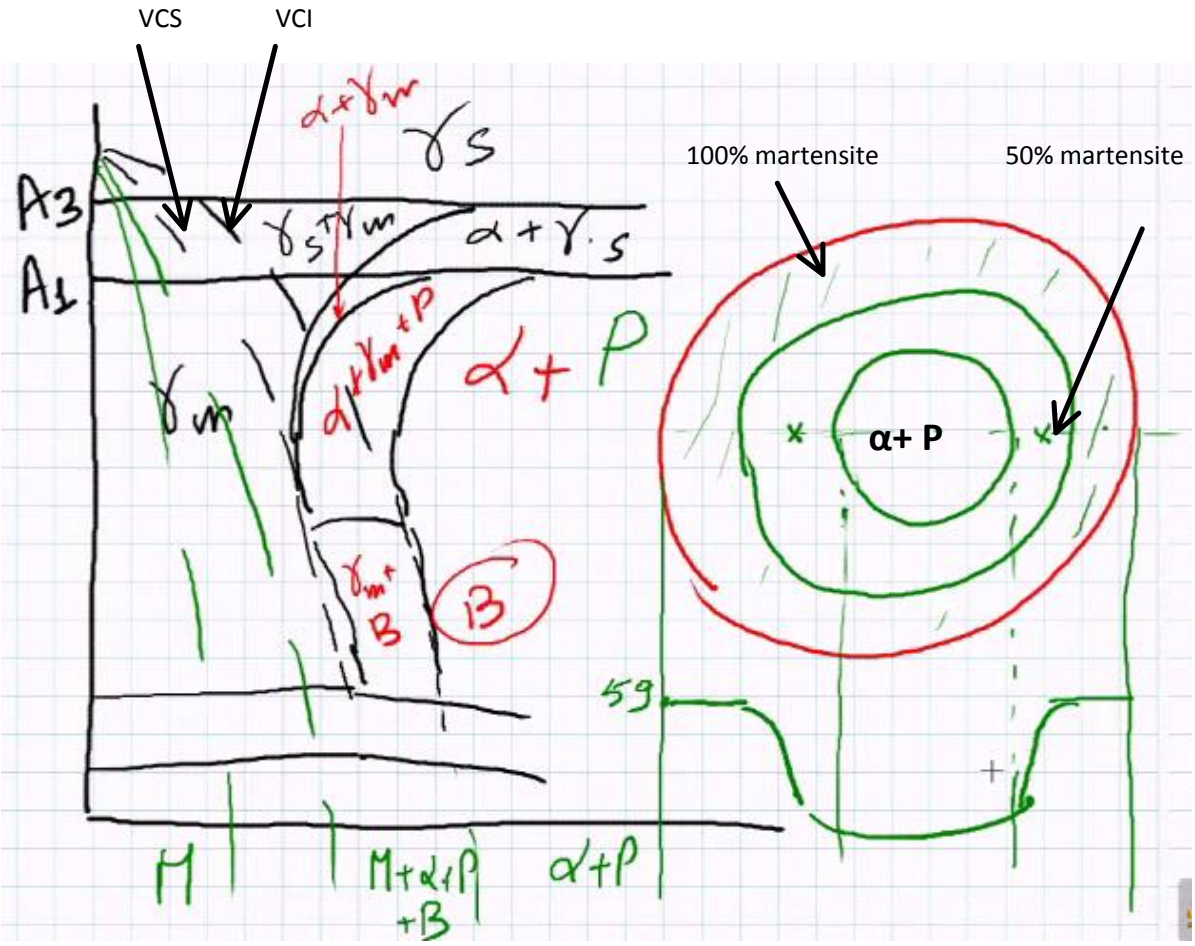
Raffreddando secondo una linea tangente alla curva di inizio formazione di perlite la velocità di raffreddamento corrispondente a questa curva stabilisce un confine fra velocità di raffreddamento più alte (in rosso) per le quali io ho sempre il 100% di martensite e velocità di raffreddamento inferiori(in verde) per le quali non si ha più il 100 % di martensite.

Seguendo la linea in verde al punto x inizia la trasformazione in perlite ma non attraversiamo la linea di fine trasformazione perché questa velocità è più bassa alla linea tangente ma non tanto più bassa. Possiamo dire che il 50% di austenite si trasforma in perlite ed il restante 50% rimane in forma di austenite metastabile la quale nel momento in cui arriviamo alla temperatura M_s subisce una trasformazione in martensite.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 71 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 73 di 132

CURVE CCT ACCIAO IPOEUTETTOIDE



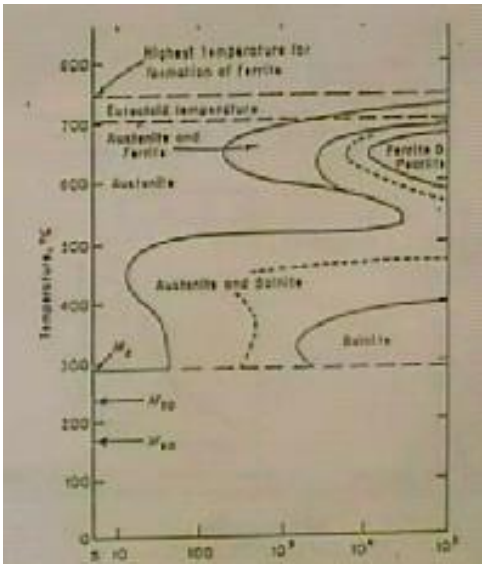
Considerando una barra di acciaio allo 0.4% di C 40mm di diametro raffreddata in acqua avremo una serie di curve di raffreddamento che prevedono una velocità di raffreddamento superiore alla velocità critica di tempra che sul pezzo corrisponde alla periferia (100%martensite circa 59 HRC).
Poi segue la zona compresa fra VCS e VCI e poi c'è un nocciolo in cui abbiamo α+P.
Continuando l'analisi della durezza otteniamo una curva ad u.
Nella zona M + α + P +B la durezza è maggiore e al centro troviamo il minimo perché la distanza tra le lamelle di cementite diminuisce quanto più bassa è la temperatura media di formazione della perlite e se ho una struttura fine le dislocazioni hanno poco spazio per muoversi quindi la durezza è maggiore.

Nell'esempio di una barra di acciaio che possa servire per un assale di una carrozza mi interessa solo la parte esterna in quanto è la più sollecitata (flessione a 4 punti).

Mentre per cilindri di una draga di una macchina movimento terra sono sollecitati in maniera costante dappertutto con uno sforzo normale quindi non mi va bene questo tipo di struttura, devo spostare verso destra le curve TTT e di conseguenza anche le CCT ottengo la possibilità di temprare anche il centro di una barra di 40mm. Questo lo ottengo usando acciai legati.

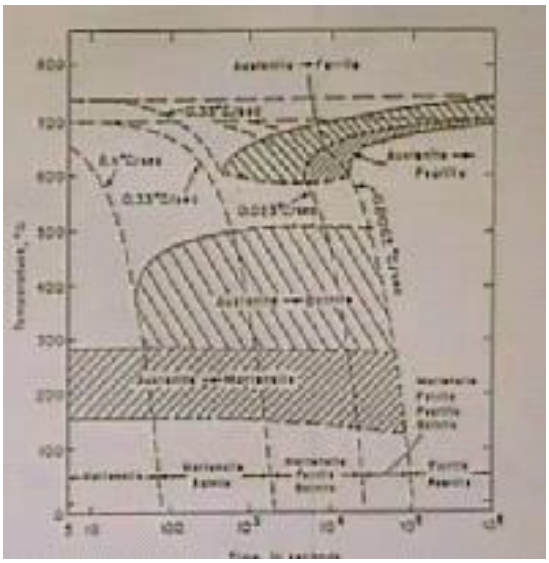
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 73 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 75 di 132



40NiCrMo7 / AISI 4340
Contiene l'1.8% di Ni, è molto costoso perché viene estratto elettroliticamente

Acciaio ipoeutettoidico, perché A_1 e A_3 sono distinti.
Si nota che il naso della curva più vicino all'asse delle temperature è a 20 secondi di distanza, quindi un notevole spostamento della curva a destra dovuto agli elementi leganti.



A seconda del tipo di raffreddamento abbiamo diverse formazioni, partendo da martensite, martensite-bainite, martensite-bainite-ferrite, martensite-bainite-ferrite-perlite
Queste strutture miste anche se sottoposte a rinvenimento sono poco resilienti

l'acciaio per stampi viene già fornito preindurito, cioè trattato termicamente, a cuore le velocità di raffreddamento è decisamente bassa.
Negli anni 90 sono successe molte rotture a causa della differenza di strutture all'interno dello stampo.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 75 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 77 di 132

Mezzi tempranti

Un mezzo temprante è la salamoia(soluzione di acqua e sale) ghiacciata
Il fatto che sia ghiacciata, assicura una temperatura inferiore allo zero.

La nostra barra di acciaio è a temperatura di 50° superiore a quella di A_3. Il mezzo temprante deve essere ad una temperatura inferiore ad M_f per ottenere la trasformazione completa. Questo comporta la formazione di vapore. Più riesco ad evitare la formazione di una camicia di vapore, più mantengo la possibilità di asportazione di calore, perché il vapore ha una capacità di conduzione di calore molto minore del liquido, grazie ai movimenti convettivi.
La teoria dice che la temperatura della superficie scende ad un certo livello, mentre la temperatura del fluido sale, e si forma un ΔT superficiale che consente lo scambio di calore. Quindi il flusso di calore sarà proporzionale al coefficiente di scambio laminare λ. Sappiamo che $\phi \ \alpha \ \lambda\Delta T$. L'andamento della temperatura all'interno dipende dal tempo.
Il mezzo temprante drastico è quello che in partenza porta il ΔT a valori più bassi possibili e riesce ad estrarre tutto il calore che arriva.
Si definisce **mezzo temprante ideale** il mezzo temprante che porta istantaneamente la temperatura della superficie alla temperatura del mezzo temprante e la mantiene a quel livello finché anche il centro della barra non abbia raggiunto la temperatura del mezzo temprante.
Il mezzo ideale non esiste, ma è il limite massimo, oltre il quale, non posso pensare di andare. Per un mezzo temprante ideale $\lambda=\infty$.
I mezzi tempranti reali si classificano mediante il numero di Grossman $H=\frac{\lambda}{2\alpha}$.

Come livello di drasticità decrescente abbiamo:

- La salamoia ghiacciata
- Acqua(alla quale si aggiunge sempre del sale)
- Oli industriali
- Gas(il più semplice è l'aria)

Per determinare le proprietà del materiale, non basta conoscere il mezzo temprante, ma bisogna conoscere la velocità di passaggio del fluido rispetto al solido.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 77 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 79 di 132

PROVA JOMINY

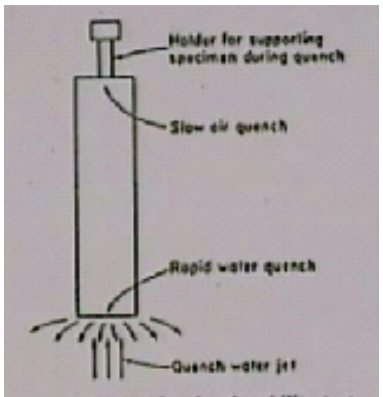
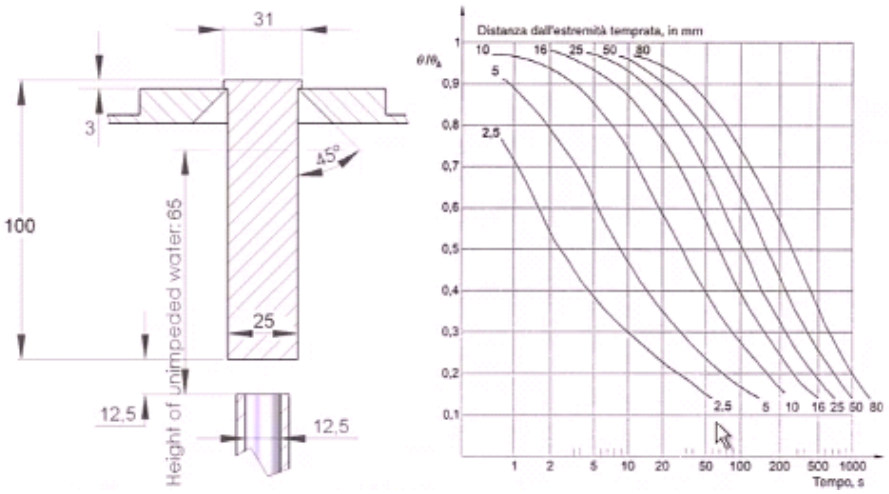
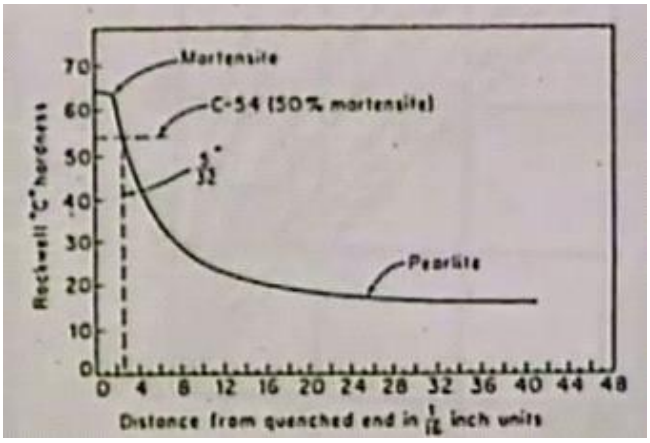


FIG. 17.7 Jominy hardenability test

Per valutare la temprabilità degli acciai si utilizza il metodo di misura della temprabilità Jominy, abbiamo un campione dell'acciaio in questione di lunghezza 4'' e diametro 1'', si procede ad una austenitizzazione (A_3+50°) per 30min.
Il provino viene investito da un getto di acqua corrente uscente da un tubo di diamentro 0.5'' ad una distanza di 0.5''
All'aumentare della distanza dal getto d'acqua cala la velocità di raffreddamento.
Per ottenere la tempra devo raffreddare più velocemente del naso della curva CCT



Una volta che tutto il campione si è raffreddato viene spianato lungo due generatrici, a distanza progressivamente crescente eseguo delle prove di durezza, in questo modo ottengo delle curve .
La massima durezza corrisponde alla durezza della martensite, dopo una certa distanza si nota un crollo della durezza, dovuta al raffreddamento lento.

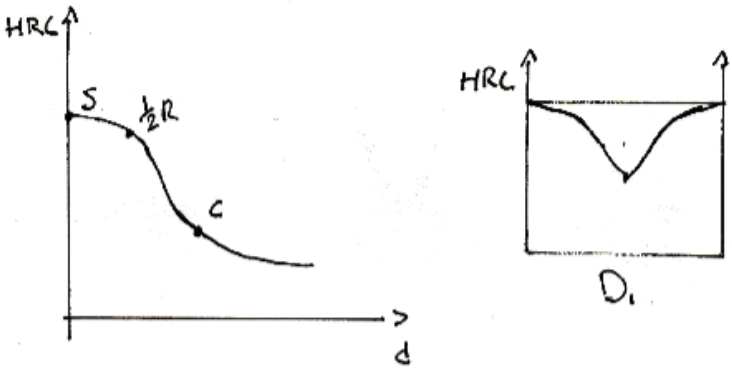


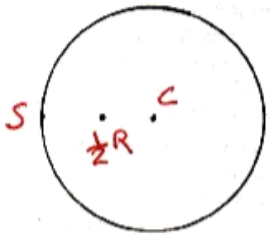
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 79 di 132

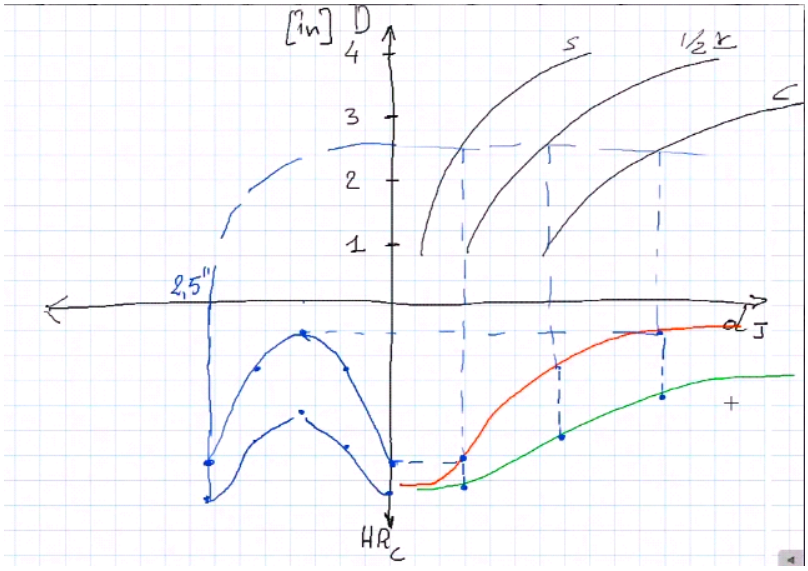
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 81 di 132

A partire solamente dalla composizione chimica è possibile risalire alla curva Jominy.
La durezza iniziale è data dal quantitativo di C contenuto nell'acciaio e tramite tabelle è possibile mettere in relazione la distanza dalla pelle e durezza in base al quantitativo di elementi leganti.

Con queste considerazioni posso valutare se il mio acciaio è idoneo per l'utilizzo considerato.
E' possibile prevedere la durezza in ogni sezione del componente in progetto.







Questo grafico è funzione solo del mezzo temprante, perciò varia per ogni mezzo temprante.
Questo grafico mette in relazione varie curve Jominy con vari diametri, per un determinato valore di H (mezzo temprante).

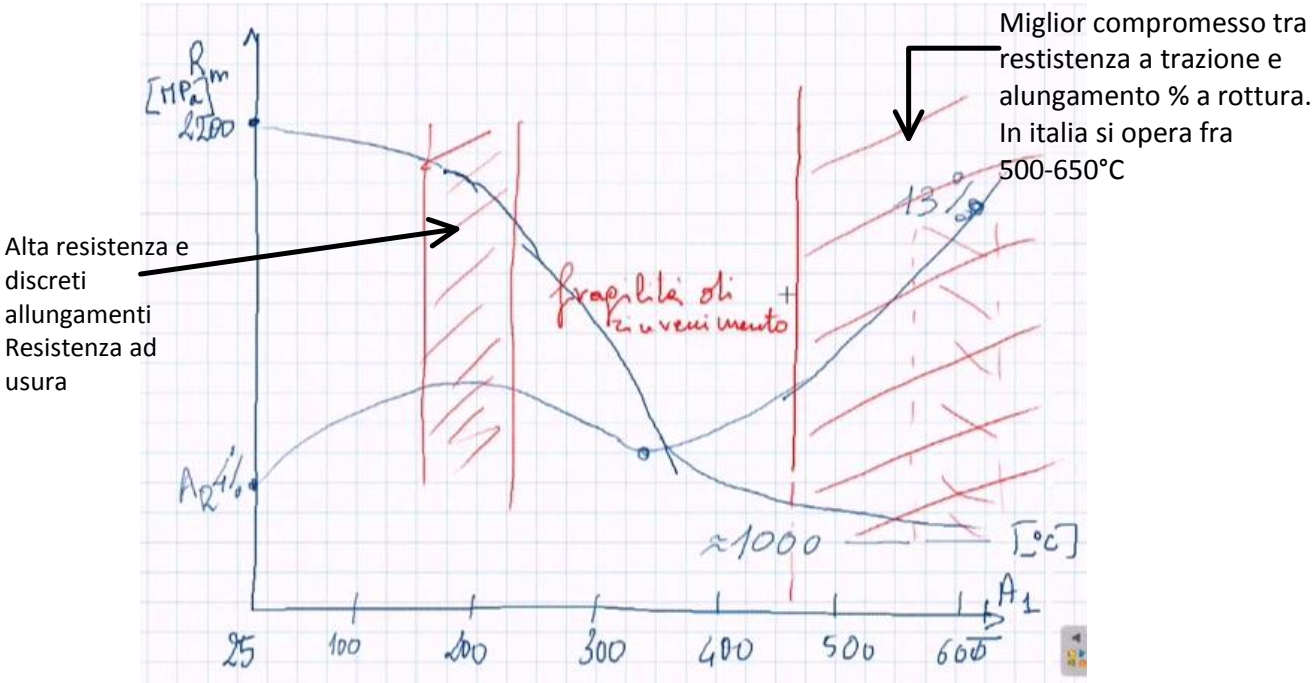
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 81 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 83 di 132

Considerando temperature più alte comprese tra 100 e 300° abbiamo la stabilità della bainite; l' eventuale austenite residua mi da bainite.
Da 200°C in poi ci avviciniamo progressivamente a quello che è previsto dal diagramma di stato.
Martensite cubica + carburo ε mi danno ferrite + cementite. Non mi danno perlite (che è lamellare) ho due carburi tondeggianti e presenti all'interno dei cristalli di ferrite. A quest' ultimo stadio corrisponde una notevole diminuzione di durezza e quindi un una diminuzione delle caratteristiche tensili.

Aumentando la temperatura (a circa 300°C arriviamo a una completa trasformazione in α +Fe_3C) abbiamo una coalescenza di carburi (cioè cementite) e un' aumento della distanza fra essi. Quindi si parla di un aumento del cammino libero dei carburi e a causa dell' aumento del cammino libero delle dislocazioni fra i carburi abbiamo una diminuzione della durezza perché c'è più possibilità di deformazione plastica .

Possiamo tracciare delle curve che riportano l'andamento della resistenza a trazione nei vari stadi e dell' allungamento a rottura.

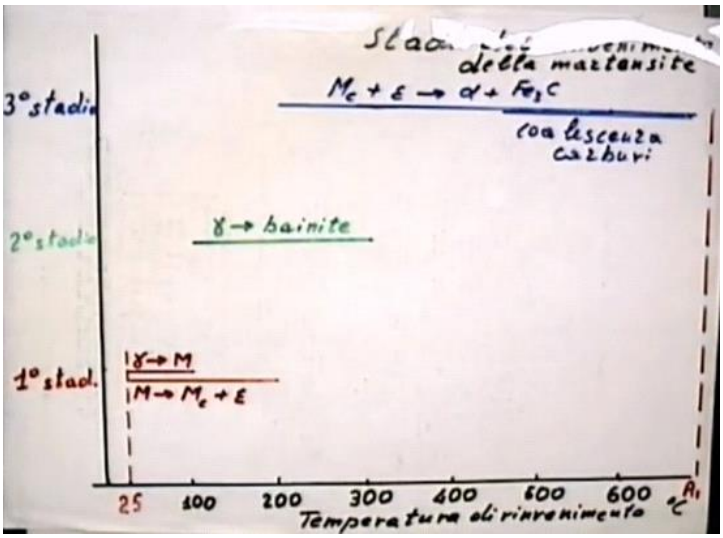


Il problema del rinvenimento è l'allungamento a rottura che dopo aver raggiunto un massimo relativo intorno ai 200° diminuisce e solo dopo aver raggiunto un minimo intorno ai 300-350°C(c'è molta influenza da parte della composizione) torna a crescere con una pendenza importante arrivando a 600° al 13% a cui corrisponde una resistenza a trazione di circa 1000 Mpa.
Questo mi porta a definire nel campo di temperature per il rinvenimento solo due intervalli in cui posso effettivamente operare.
Non si effettua rinvenimento tra i 250 e i 350°C perché in questo intervallo si ha la fragilità di rinvenimento ovvero si ha rottura inter granulare ma lungo i bordi dei preesistenti cristalli di austenite (la frattura segue questi bordi) in cui ci sono elementi che non si sciolgono nel ferro (es antimonio, forsforo, ecc) che si vanno ad accumulare proprio in quelle zone e a questa temperatura diventano critici. Dopo i 450°C la frattuura torna ad essere una frattura duttile trasgranulare rispetto ai precedenti cristalli di austenite.

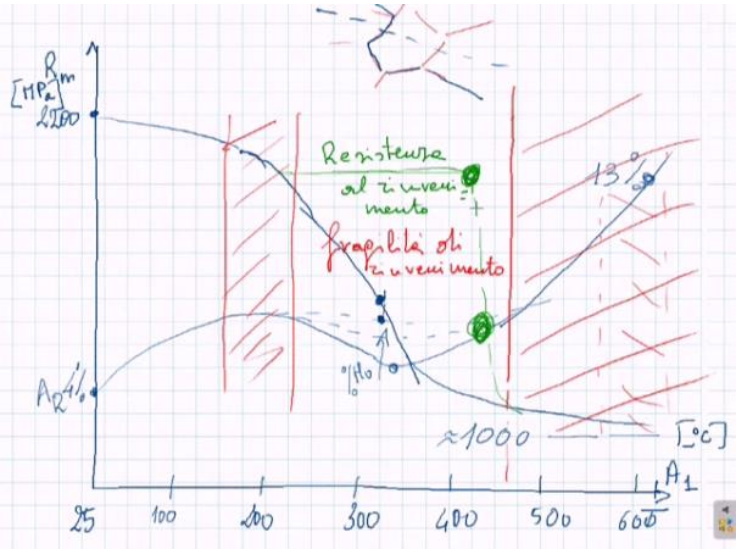
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 83 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 85 di 132

La durezza della martensite dipenda dalla % di C in un acciaio la durezza di una martensite rinvenuta (per struttura allo stato bonificato) dipende dagli elementi leganti.
A seconda dell'elemento legante abbiamo un determinato effetto:
Silicio e cromo danno effetti di resistenza al rinvenimento .



Il terzo stadio è il più critico e se vado a diminuire la metastabilità termodinamica del carburo ε sposto i fenomeni connessi alla reazione(diminuzione caratt. tensili) verso destra . Questo avviene se aumento il contenuto di silicio fino al 2% o aumento il cromo fino al 5%.



Questo mi può servire per esempio nelle molle in cui ho bisogno di un ampio range elastico; devo evitarne lo snervamento altrimenti a parità di lunghezza della molla ho una forza inferiore perché x0 è aumentato.

Acciai per molle 0.5% di carbonio con il 2 % di silicio sono temprati e rinvenuti fino a 450°C.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 85 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 87 di 132

Esempi per evidenziare la grande influenza della temperatura sul comportamento degli elementi di alligazione

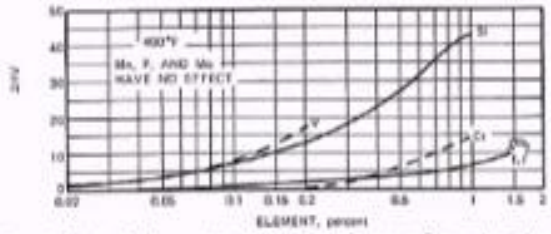


Fig. 8—Effect of elements on the hardness of martensite tempered at 400°F (204°C) for 1 h.

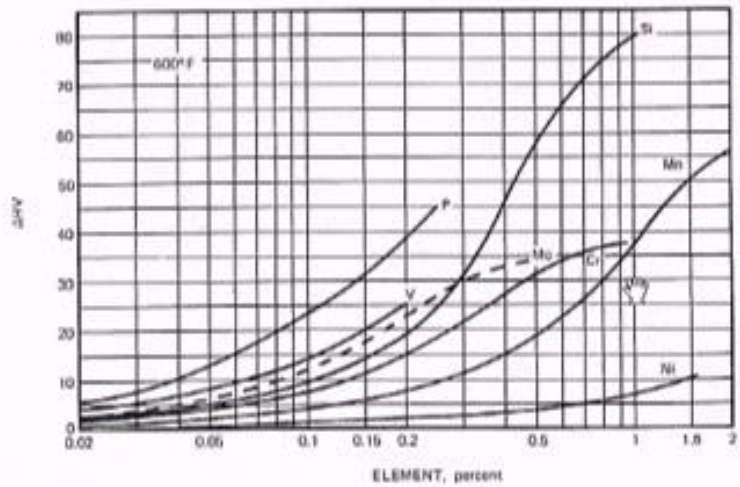


Fig. 10—Effect of elements on the hardness of martensite tempered at 600°F (316°C) for 1 h.

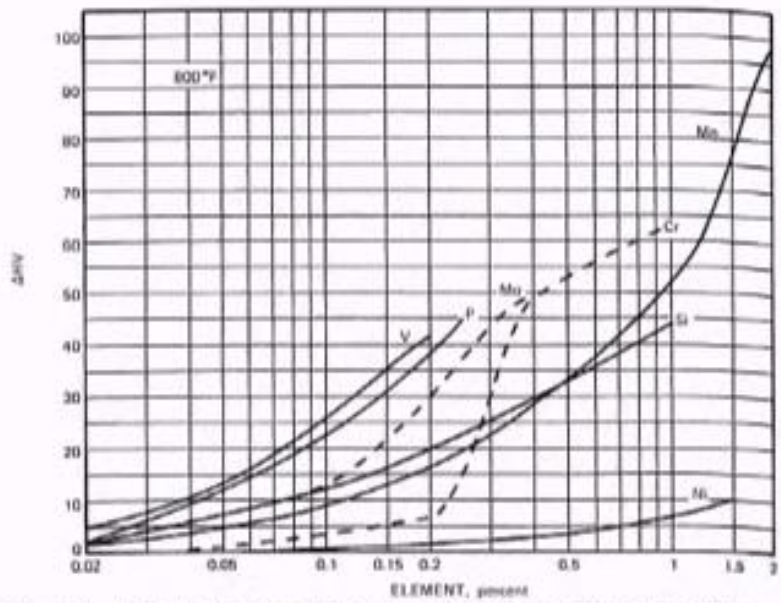


Fig. 12—Effect of elements on the hardness of martensite tempered at 800°F (427°C) for 1 h.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 87 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 89 di 132

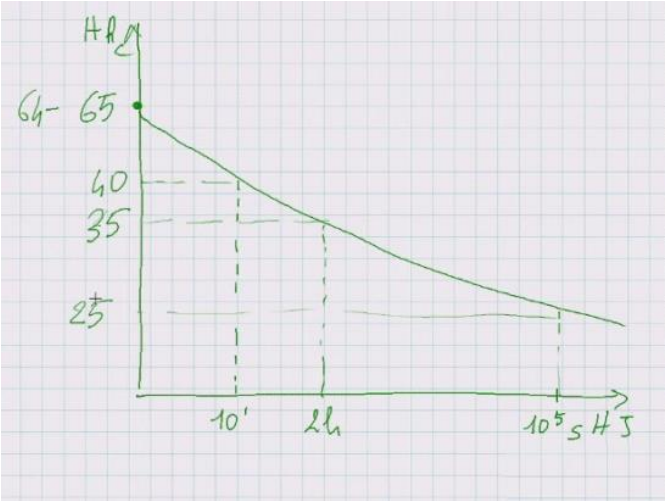
Controllo della dimensione dei grani

La temperatura di austenitizzazione è la temperatura di A_3 aumentata di 50°C. Non la aumentiamo ulteriormente perché ciò provocherebbe un incremento della dimensione dei grani(da 10-15 micron, si passa, per una T di 1200°C a 250 micron) passando da una grana fine ad una grana molto grossa. A causa di ciò gli elementi nocivi(Sb, S, Sn) si localizzano su una superfice di bordo grano molto minore e quindi sono presenti con densità maggiore sul bordo di grano. I processi di frattura, che prima erano transgranulari, con una frattura di tipo duttile adesso diventano intergranulari e danno una frattura fragile.
Bisogna anche tenere presente, che esiste una vicarianza tra temperatura e tempo. La natura tende a raggiungere sempre gli stati di equilibrio, ed una grana grossolana ha meno energia rispetto a quella fine. Per questo motivo, se si tiene un acciaio ad A_3 + 50°C per molto tempo, si ottiene lo stesso effetto che si otterrebbe aumentando troppo la temperatura.
Il fenomeno di vicarianza ha notevole rilevanza nei processi di rinvenimento: Ad esempio gli acciai per rotori, dopo essere stati rinvenuti a circa 600°C, lavorano per molto tempo ad una temperatura di 500°C e quindi è come se noi facessimo un iper-rinvenimento: Ciò potrebbe creare problemi.

Parametro di Hollomon-Jaffe

Per valutare l'effetto del tempo si è inventato il **parametro di Hollomon - Jaffe** Il quale considera il logaritmo del tempo. Ce ne sono varie versioni, di cui una è questa: $(T[°C]+273)(20+\ln(t))*10^{-3}$. Il tempo nella formula è riportato in ore.

Per comprenderne l'uso pratico consideriamo un acciaio che con una pratica di rinvenimento normale(di due ore) ci da una valore di 65 HR_c. All'aumentare del parametro di Hollomon-Jaffe, la durezza diminuisce progressivamente. Nel grafico la temperatura è fissa e il tempo aumenta progressivamente(quindi il parametro aumenta proporzionalmente al tempo).



© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 89 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 91 di 132

In questi acciai la precipitazione dei carburi riesce a bloccare l'incremento della dimensione dei grani analogamente al silicio negli acciai per valvole. Per ottenere il miglior rendimento possibile devo solubilizzare i carburi. In questo caso, quindi, la temperatura di austenitizzazione è scelta tenendo conto della necessità di riuscire ad ottenere la solubilizzazione dei carburi(circa 1050°C) .
Questi acciai hanno una particolarità determinata dall'alto contenuto di elementi leganti: In tempra l'M_f si è portato sotto lo zero e a seguito del rinvenimento rimarranno alti contenuti di austenite residua. Anche scaldandola a 580 °C non si trasforma, o si trasforma in martensite instabile a causa della precipitazione dei carburi che la rende instabile. Per questo c'è una percentuale notevole di martensite che deve essere rinvenuta, e per farlo si procede ad un secondo rinvenimento. In alcuni casi si può arrivare addirittura a tre rinvenimenti. Bisogna perciò stare attenti alle cricche di tempra.
Un acciaio tipico per utensili da deformazione plastica a freddo è l'acciaio usato per le lime: C 150 è estremamente fragile, ed infatti bisogna fare attenzione a non forzare troppo la lima.

Acciai rapidi

X 75 W Cr V 18 4 1 (T1 nella terminologia americana)
X 82 W Mo V 6 5 2 (M2)
Sono acciai ipereutettoidici perché gli elementi leganti hanno spostato a sinistra l'eutettoidico. Quindi bisogna fare attenzione alle precipitazioni di carburi ed effettuare trattamenti termici che evitino tali fenomeni. Ma per farlo bisogna solubilizzare i carburi, che, essendo presenti in quantità elevata, richiedono temperature elevate(1200°C). Tali temperature sono vicine alla temperatura di liquefazione: si parla di **Liquazione** quando sui bordi di cristallo si forma del liquido. Per questi trattamenti termici sono necessari forni con controlli di temperatura sopraffini. Inoltre una tempra da 1250°C in olio provoca la rottura del pezzo. Per questo è necessario fare la tempra in due tempi: arrivare a 550°C(con un bagno di sale) e poi temprare in olio. Il prezzo per Kg di questo trattamento termico, è sei volte quello di bonifica di un acciaio bassolegato.

Variazioni di volume

Il passaggio austenite-martensite è accompagnato da un incremento di volume non trascurabile(ΔV=4,3% all'1%C). Se consideriamo una barra cilindrica di acciaio che prende tempra fino a cuore, rispetto alle curve CCT, la curva di raffreddamento della superficie è molto più a sinistra della curva di raffreddamento del cuore.
Nel momento in cui lo strato superficiale prende tempra, il cuore è ancora ad alta temperatura(vedi grafico). Per questo lo strato superficiale si allarga, mentre il cuore resta stabile. Quando anche il cuore prende tempra, mette in trazione la superficie perché si allarga, mentre il cuore va in compressione. Se questa spinta è troppa c'è una frattura.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 91 di 132

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 93 di 132

Ricottura, normalizzazione, atmosfere protettive, cementazione

Ricottura: devo portare il pezzo ad una temperatura superiore di A3 e operare un raffreddamento lento in forno

1) Completa A3 + 30°C e raffreddamento lento in forno
2) Completa dei lingotti
3) Ricottura di lavorabilità (sotto A1)] 600°C
4) Ricottura di distensione

Normalizzazione A3 + 50°C e raffreddamento in aria calma (fuori forno).

La massa del componente influenza la velocità di raffreddamento per la normalizzazione abbiamo proprio un ampio spettro di velocità proprio per via della massa.

1)
Esempio: su un acciaio dallo 0.35% in su di C per essere sicuri di avere la completa formazione di perlite alla temperatura più alta possibile devo fare una ricottura completa. Questo mi assicura la distanza massima tra le lamelle di cementite nella perlite, quindi la durezza più bassa e la truciolabilità migliore(per lavorabilità alle macchine utensili). Per acciai con %C inferiore a 0.35 basta una normalizzazione.

2)
Esempio: in un lingotto di grandi dimensioni si avrà il superamento della trasformazione peritettica perché può avvenire solo all'interfaccia solido liquido ma non avrò mai la possibilità di mettere in equilibrio quello che è all' interno e quello che è in superficie. Alla fine avrò un lingotto al quale devo togliere la testa per via del cono di ritiro(ossidato, sicuramente contiene ossigeno) e oltre al cono di ritiro ho delle differenze di composizione molto accentuate a seconda della zona in cui mi trovo (superficie o cuore).Per ridurre questa disomogeneità della composizione devo attivare i processi di diffusione (C dall' interno verso esterno e contemporaneamente il ferro deve fare l'opposto) ho bisogno di alte temperature(circa 1200°) e lungo tempo (2gg).

La ricottura tende a ricostruire quello previsto dal diagramma di stato in base alla composizione e alla temperatura alla quale noi operiamo i differenti trattamenti termici.

3)
Faccio una ricottura di lavorabilità andando a temperatura superiore a quella di ricristallizzazione in modo da ripristinare i cristalli e poter lavorare meglio il materiale alle macchine utensili.

4)
In una saldatura vengono fuori tutti i tipi di struttura , anche martensite, vado quindi a fare una ricottura al fine di eliminare le tensioni residue. L'eliminazione delle tensioni residue mi porta a delle deformazioni plastiche di assestamento quindi ho una seria di possibilità di trattamento che vanno sotto il nome di Ricottura di distensione / lavorabilità.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 93 di 132

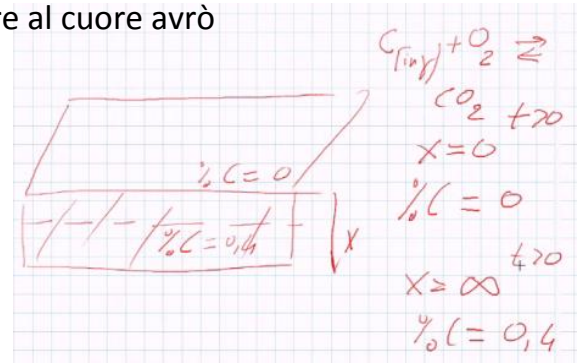
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 95 di 132

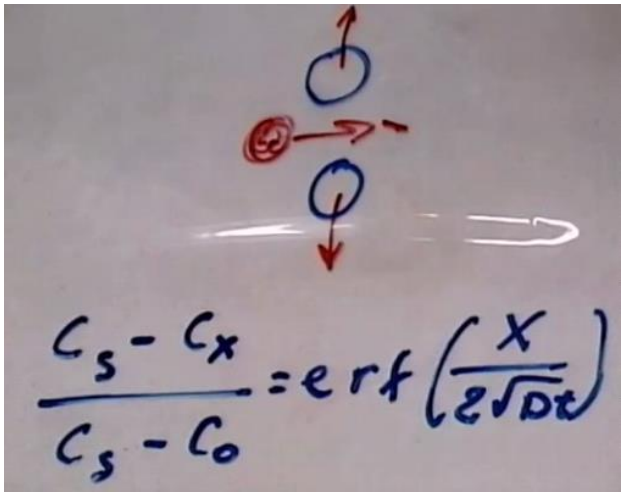
A temperature elevate l'ossigeno va a prendere il carbonio della cementite(se siamo sotto A1) o dell'austenite (se siamo sopra A3) nella zona a contatto con l'aria.

Sulla superficie $C_{in\gamma} + O_2 \leftrightarrow CO_2$

Mi ritrovo quindi con una % di C pari a zero mentre al cuore avrò la % di C nominale.

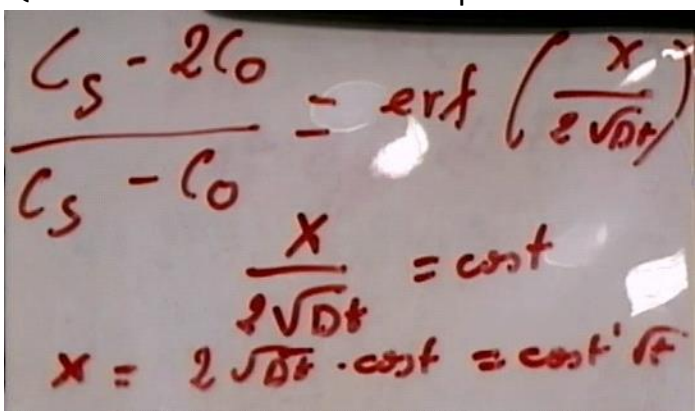
Applicando la seconda legge di Fick $\frac{\partial C}{\partial t} = D\left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2}\right)$





Cs= %C sulla superficie
Cx=%C in un punto x
Co=%C iniziale

Questa formula ci risolve tutti i problemi in cui abbiamo una diffusione di carbonio.



Per evitare questa perdita di carbonio, quindi per mantenere o aumentare la %C sulla superfice vado ad usare atmosfere protettive.
Usando CO ad alta temperatura si dissocia in carbonio e CO_2 e se ho un materiale in grado di assorbire carbonio come l'acciaio austenitico questo viene assorbito.
Per ottenere quest'atmosfera vado ad usare metano e ossigeno in difetto che mi porterà ad avere un atmosfera in equilibrio all'incirca con lo 0.6%C.
Posso anche usare lo stesso metano che ad alta temperatura si dissocia in carbonio e idrogeno.

Devo evitare i gas ossidanti come 0_2, CO_2, H_20

Più mi sposto a desta più calore ottengo.
Con un atmosfera costituita da 20% CO , 40% azoto, 40% idrogeno abbiamo una atmosfera capace di cedere carbonio ad acciai fio allo 0.4% di C
Questa è la base della cementazione carburante.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 95 di 132

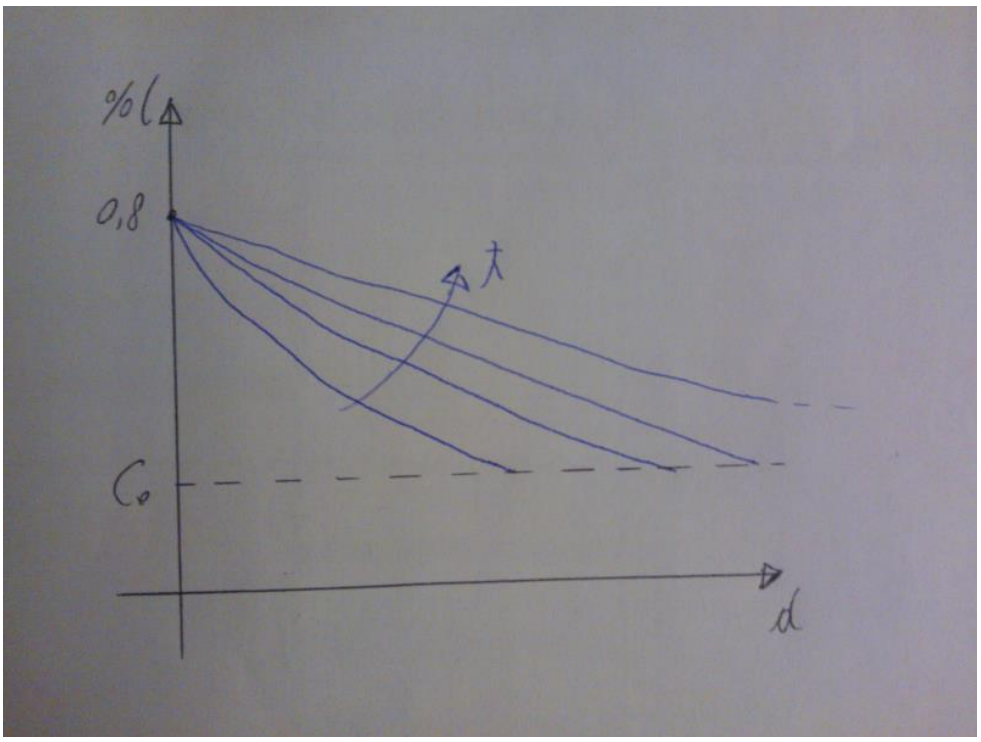
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 97 di 132

CEMENTAZIONE E CARBONITRURAZIONE

La reazione base di apporto di carbonio sulla superficie dei pezzi era la reazione :
$2CO \leftrightarrow CO_2 + C$
Si può avere un apporto di carbonio sulla superfice anche mediante l'utilizzo di idrocarburi come:
$CH_4 \leftrightarrow C + 2H_2$

Se scriviamo la costante di equilibrio della prima reazione considerata otteniamo:
$K_c = \frac{[CO_2][C]}{[CO]^2}$ da cui possiamo ottenere facilmente la concentrazione di C. Se scriviamo la costante in maniera generale allora
Abbiamo che $K = \frac{a_c P_{co_2}}{P_{CO}^2}$, dove a è l'**attività del carbonio** e P sono le pressioni parziali dei composti della reazione. Da questa si ricava a_c. L'attività di carbonio è detta anche **potenziale di carbonio** e viene aumentata dalla presenza di CH_4 . Questo ci consente di mantenere la superficie dei pezzi ad una concentrazione di carbonio fissa. Potendo controllare la concentrazione di carbonio, tramite la legge di Fick si può tracciare un grafico che mostra l'andamento della concentrazione di C all'aumentare della distanza dalla superficie.

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = \mathrm{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$



© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 97 di 132