



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 1982A -

ANNO: 2016

A P P U N T I

STUDENTE: Martinacci Gabriele

MATERIA: Tecnologia dei materiali metallici - Prof. Ubertalli.pdf

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 STUDENTIE NON SONO STATI VISIONATI DAL DOCENTE.
IL NOME DEL PROFESSORE, SERVE SOLO PER IDENTIFICARE IL CORSO.**

TECNOLOGIA DEI MATERIALI METALLICI

Dopo una deformazione plastica, il materiale si indurisce, diventa più resistente. (zona rossa).

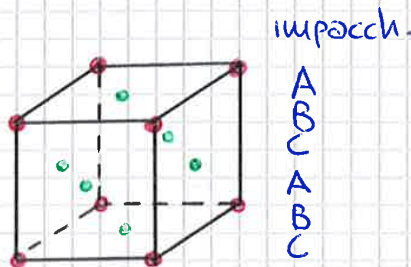
Le principali leghe metalliche sono duttili. Sono intrinsecamente dei compositi. (miscela di fasi) La seconda fase dà un contributo, e ne aumenta o diminuisce delle proprietà. Sono le leghe metalliche.

Ne aumentano le caratteristiche fisiche, chimiche e tecnologiche.

STRUTTURE CRISTALLINE

Parliamo di leghe a base ferro: (solo il primo).

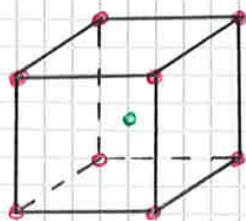
Cubico a facce centrate



• compenetrazione reticoli.

- Ferro (907-1400°C) (austenite)
- Rame
- Argento
- Oro
- Nichel
- Alluminio
- Piombo e Platino (catalizzatori) (batterie automobili)

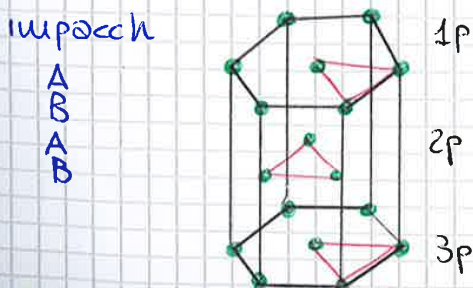
Cubico Corpo Centrato



• compenetrazione reticoli.

- Ferro (T ambiente a 907) (ferrite)
- Tungsteno (fili lamp.) (alta T fusione)
- Vanadio
- Molibdeno
- Cromo

Esagonale compatto.

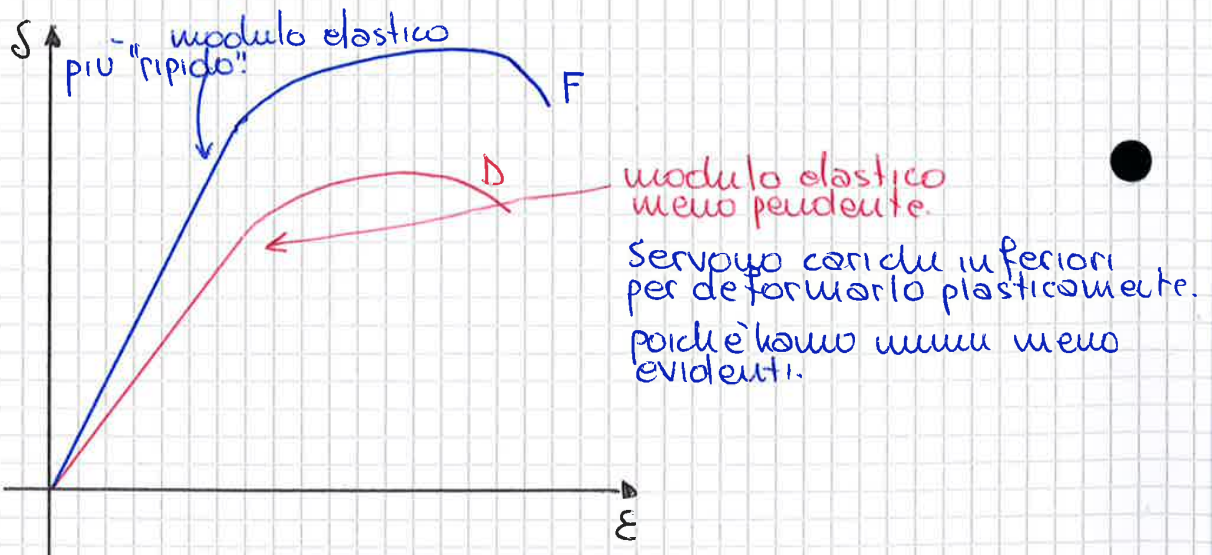
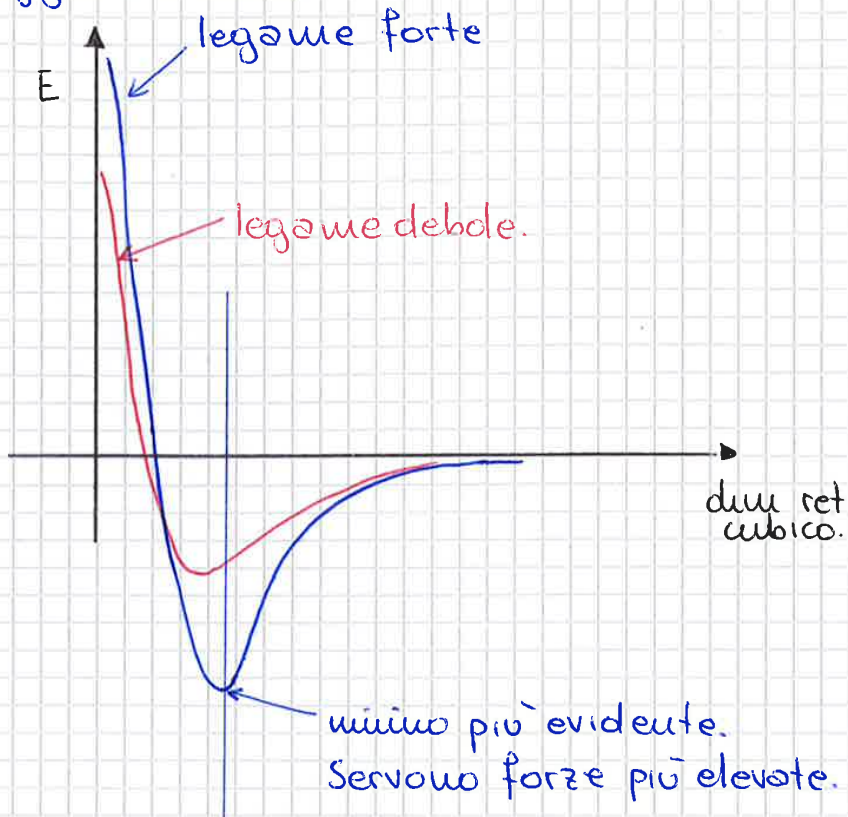


il 2p è traslato (uguale a 1p e 3p) • Grafite.

- Zinco (elettrodo sacrificali bordie)
- Magnesio
- Titanio
- Zirconio
- Berillio
- Cadmio
- Cobalto.

ENERGIA DI LEGAME

La distanza reticolare è dovuta dalla nuvola elettronica e dal raggio atomico.



l'energia di legame condiziona il comportamento plastico. Ovvero le proprietà meccaniche.

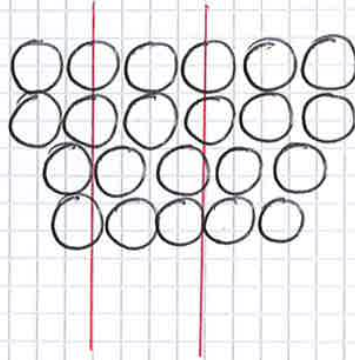
MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO

I meccanismi di rafforzamento avvengono per:

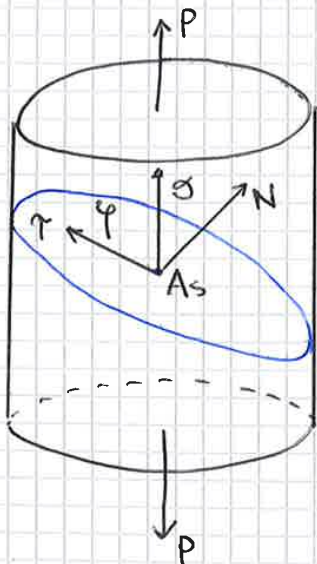
- ① Deformazione plastica. Se lo deformiamo in modo irreversibile, e aumenta la resist.
- ② Bordi di Grano.
- ③ Soluz Solida
- ④ presenza 2^a fase.

DISLOCAZIONI - LEGGE DI SCHMIDT

Possiamo avere Dislocazioni a spigolo: (ad esempio)



LEGGE DI SCHMIDT



$$A_s = \frac{A}{\cos \theta}$$

$$\tau = \frac{P}{A_s \cos \phi}$$

$$\tau = \frac{P}{A \cos \theta \cos \phi}$$

Se le dislocazioni avvengono lungo τ il materiale si può deformare se no si romperebbe.
 τ = forza che agisce su un piano.

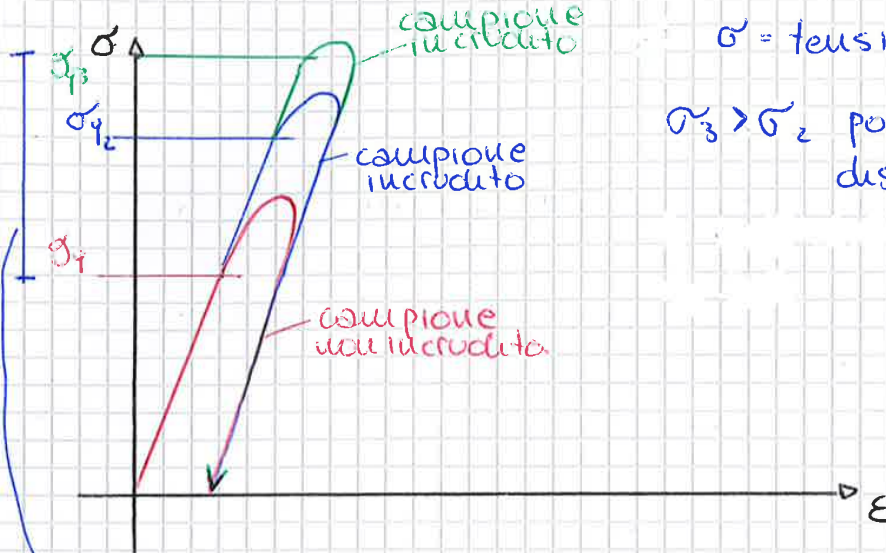
$$\tau = 0 \text{ per } 90^\circ$$

$$\tau = \text{Max per } 45^\circ$$

perciò i piani a 45° sono quelli che sentono una τ maggiore, e in piano a scorrere.

MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO

INCRUDIMENTO

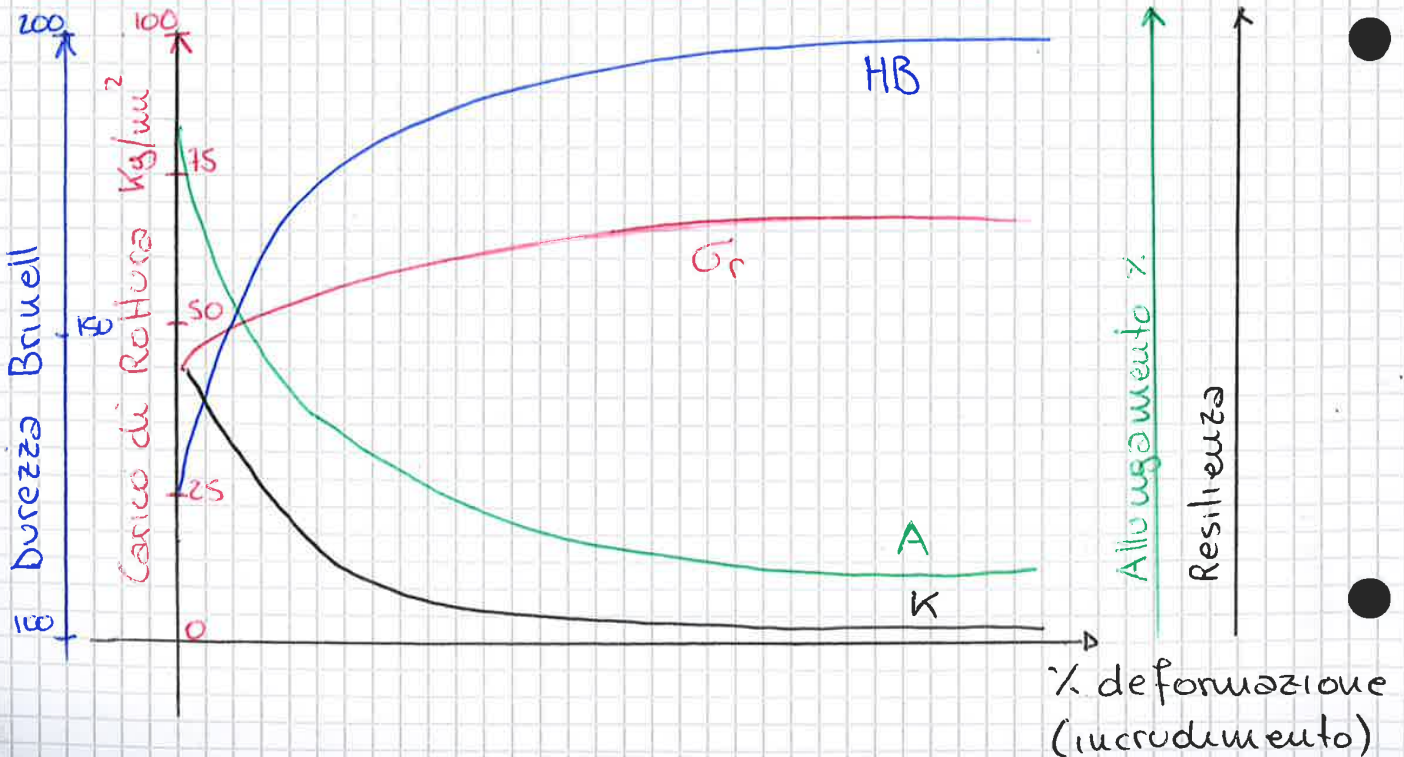


σ = tensione di snervamento
 $\sigma_3 > \sigma_2$ poiché aumentano le dislocazioni.

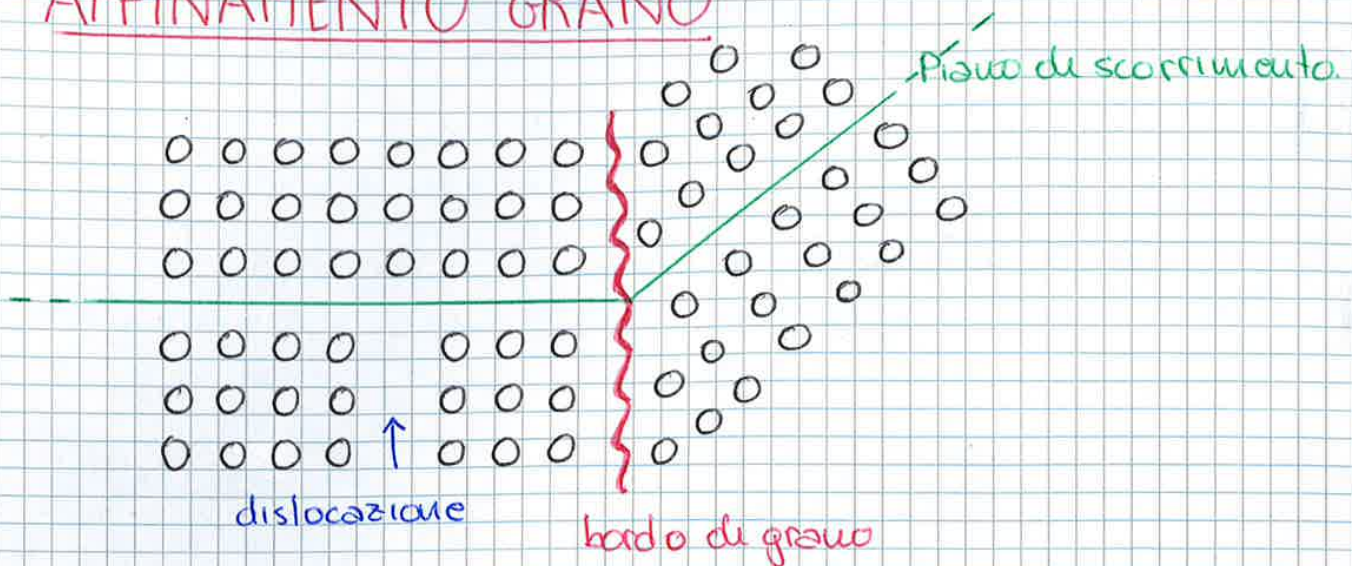
incrudimento.

Maggiore carico necessario per far muovere le dislocazioni.
 Aumenta la tensione di snervamento.

EFFETTO DEFORMAZIONE PLASTICA



AFFINAMENTO GRANO



Applicando un carico τ si inducono spostamenti delle dislocazioni. Arrivato al bordo grano cambia orientazione. Cambia l'angolo del piano di scorrimento. $\tau < \tau_{max}$ $\alpha = 45^\circ$. Per continuare a farlo muovere bisogna aumentare il carico. Per grani più piccoli aumenta la resistenza.

LEGGE DI HALL PETCH

$$\sigma_0 = \sigma_i + k(\sqrt{D})^{-1}$$

σ_0 → tensione di snervamento
 σ_i → T.S. monocristallo
 $(\sqrt{D})^{-1}$ → dimensione grano.

Più D è piccolo più aumenta la T.S. e viceversa.

Le dimensioni dei grani è in funzione della temperatura. Ad una determinata temperatura T_c la frattura può o no seguire i bordi di grano.

È intergranulare se si propaga tra i grani.

È transgranulare se si propaga tra i cristalli.

altri meccanismi di rafforzamento...

SOLUZIONI SOLIDE - RAFFORZAMENTO

Aggiungendo in percentuale un'altra fase si variano le proprietà della lega derivata.

Per il ferro ad esempio aggiungendo il Be si aumenta la resistenza, mentre aggiungendo il Cr si aumenta pochissimo la resistenza.

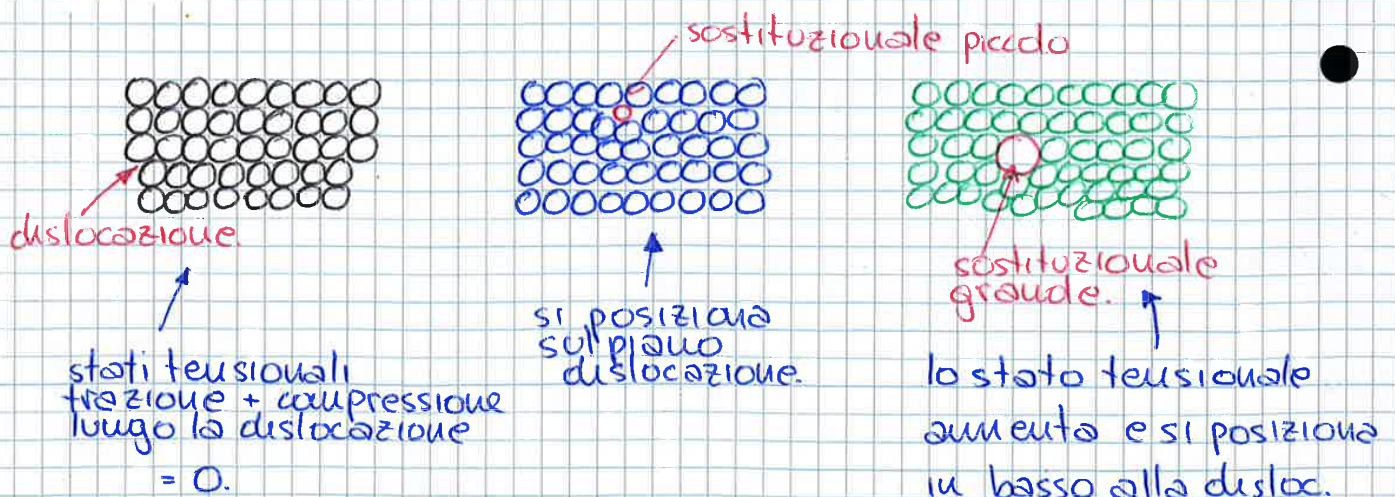
La scala è logaritmica. Con piccole aggiunte si hanno grandi cambiamenti.

Con il 2% di Be la resistenza aumenta sino a 300 MPa.

È da notare che l'aggiunta in seconda fase è sempre vantaggiosa.

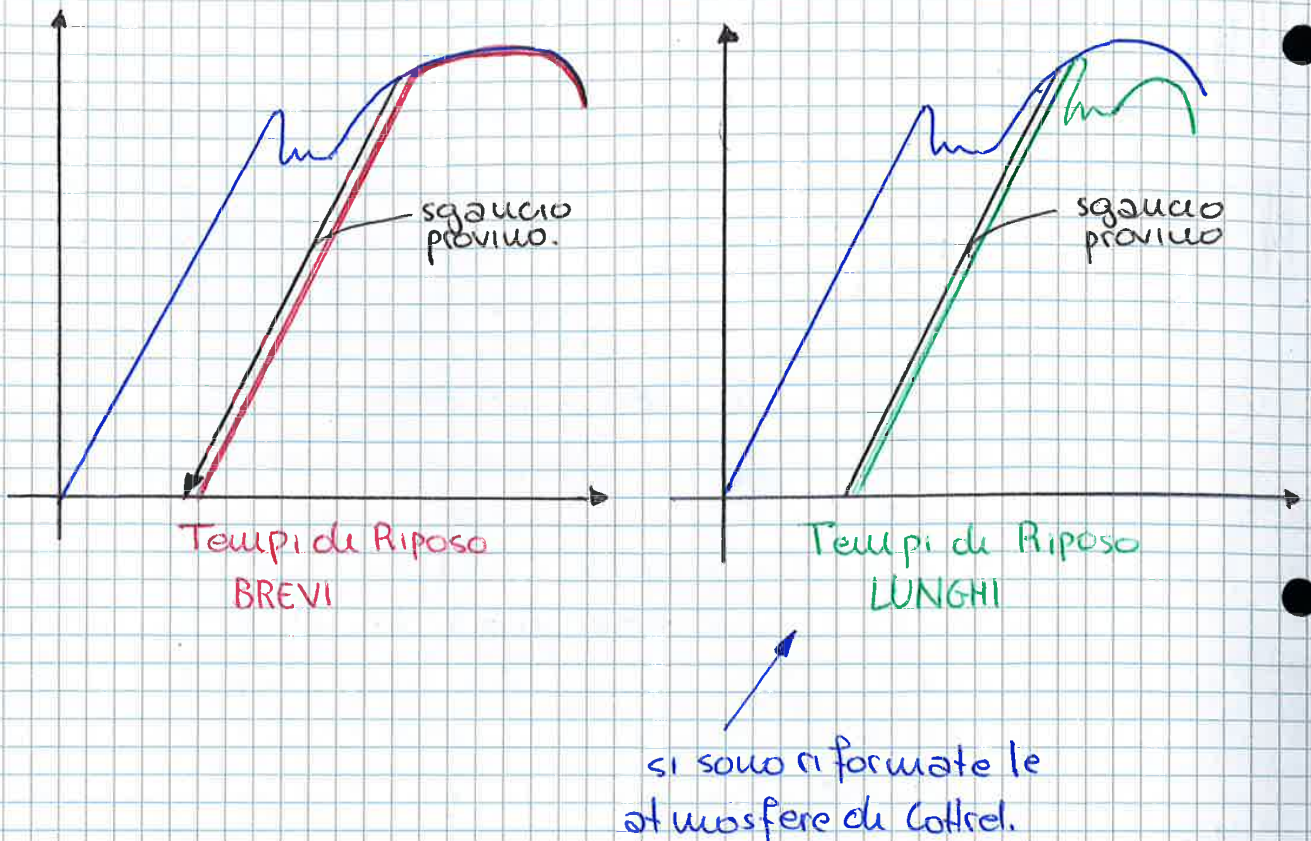
La soluzione solida può essere sostituzionale o intrusionale.

L'H non si mette perché essendo piccolo si muove facilmente, formando H_2 che ne aumenta la tensione interna, rompendolo. Vengono perciò fatti processi di deidrogenazione. Se ne aumenta la T fino a che l'H se ne va. (6-8 ore a T elevate).



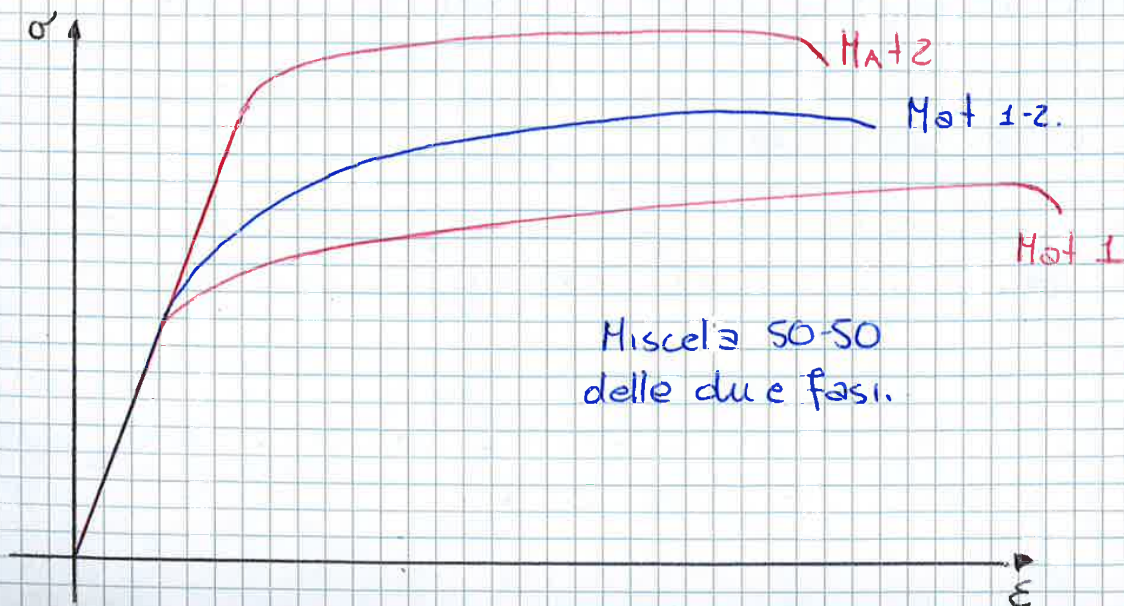
La presenza di soluti portano dunque un miglioramento perché le dislocazioni si spostano verso zone a più alta energia. Il soluto infatti abbassa l'energia perché bilancia gli stati tensionali.

Dopo deformazioni si ricreano le atmosfere di Cottrel poiché i soluti si sono mossi.



DISPERSIONE SECONDA FASE - RAFFORZAMENTO

Miscelando il 50-50 di due sostanze con proprietà differenti il comportamento del materiale composito è la media ponderale della percentuale delle fasi e delle loro caratteristiche.



MICROSCOPIA OTTICA

La luce di una sorgente ad elevata intensità è concentrata e collimata da diaframma e condensatori ed incide su uno schermo (specchio) semi riflettente che la devia verso la superficie del campione, attraverso la lente obiettivo.

La luce riflessa attraverso nuovamente lo specchio e si concentra nel fuoco della lente obiettivo.

Qui è posto un prisma deflettore in grado di deviare totalmente o parzialmente il segnale luminoso verso la lente oculare. (permettendo la visione del preparato)

Solo una faccia piana può essere osservata.

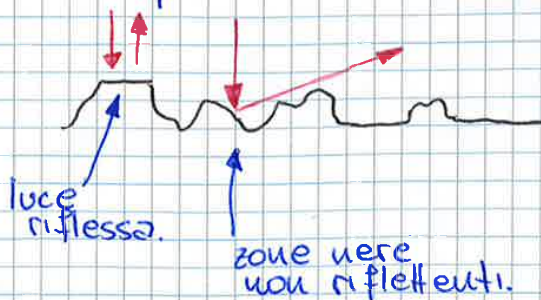
Il campione deve essere **preparato**.

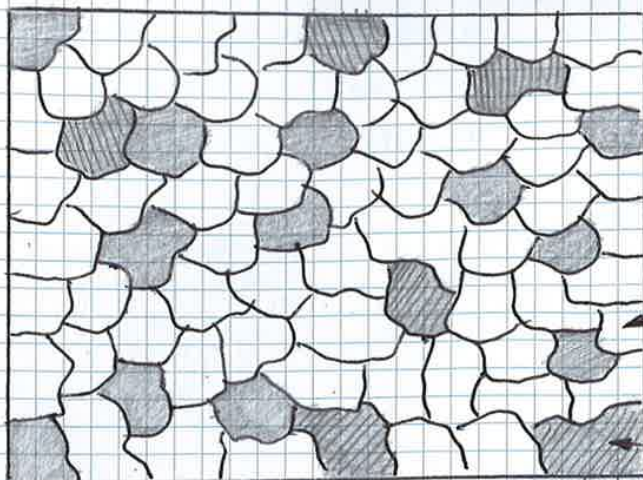
Viene inglobato in una resina, successivamente sezionato e lucidato mediante una progressione di carte abrasive sempre più fini. In fine si effettua un tocco audo che ne rimuove le impurezze superficiali.

Il campione viene inglobato poiché è maggiormente maneggiabile.



Il campione deve essere piano poiché:



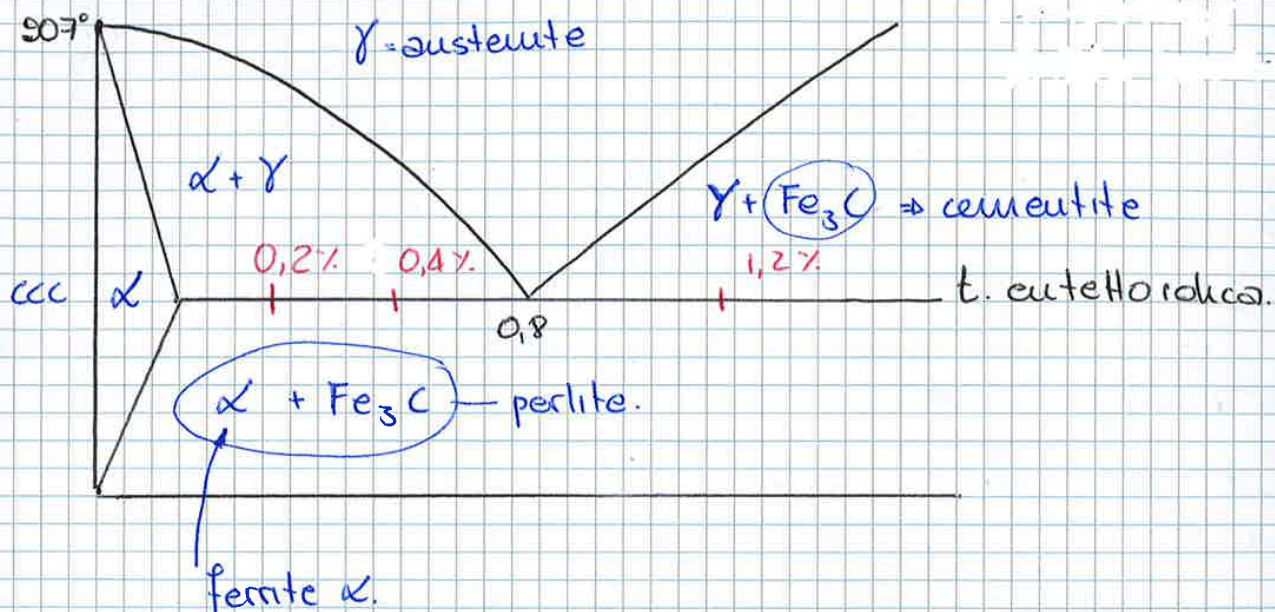


ACCIAIO $C = 0,21\%$.

Al 2% abbiamo il 75% di ferrite e il 25% di perlite.

ferrite

perlite lamellare.



Per un ACCIAIO $C = 0,46\%$ aumentano notevolmente le zone grigie (lamellare o meno) di perlite.

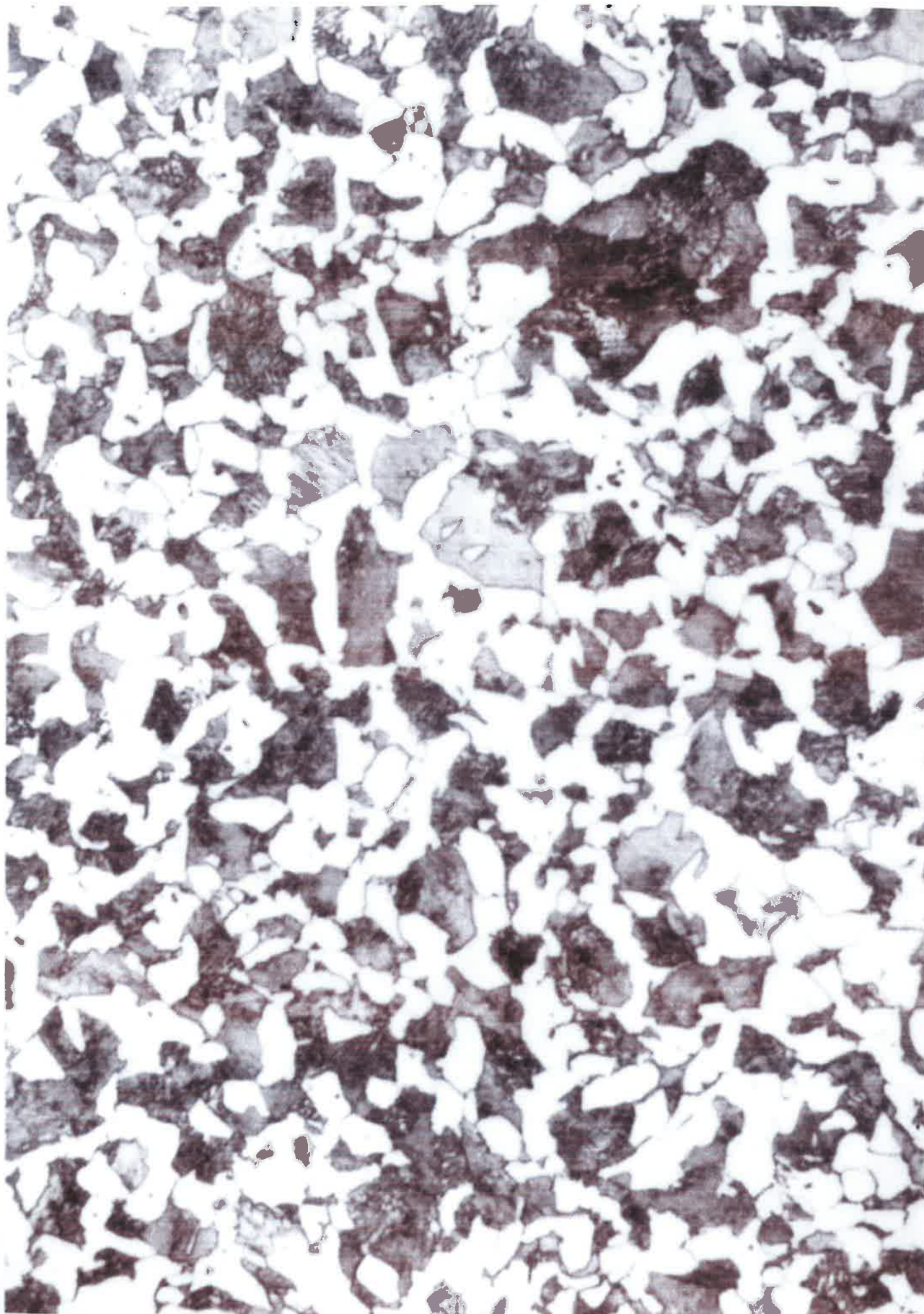
Circa 60-40% ferrite - perlite.

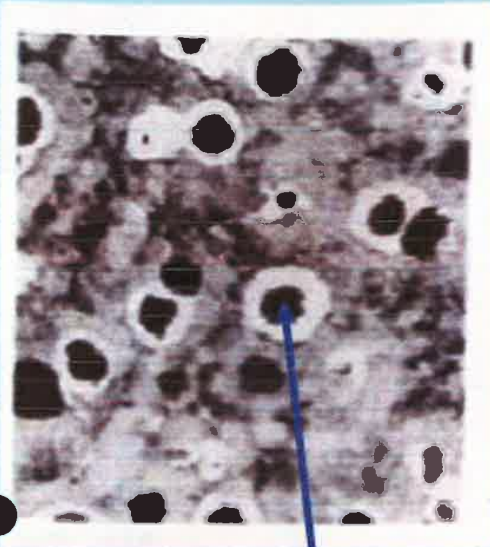
Se l'acciaio viene raffreddato più lentamente le dimensioni dei cristalli sono maggiori. Hanno avuto più tempo per crescere.

Se il metallo viene raffreddato molto ~~tempo~~ velocemente i grani sono più piccoli. (TEMPRA). (Materiale più duro e tenace).

Per un ACCIAIO $C = 0,81\%$ la microstruttura è completamente perlitica (quasi). Al $C = 1,2\%$ i bordi grano sono prevalentemente ferrite e cementite.

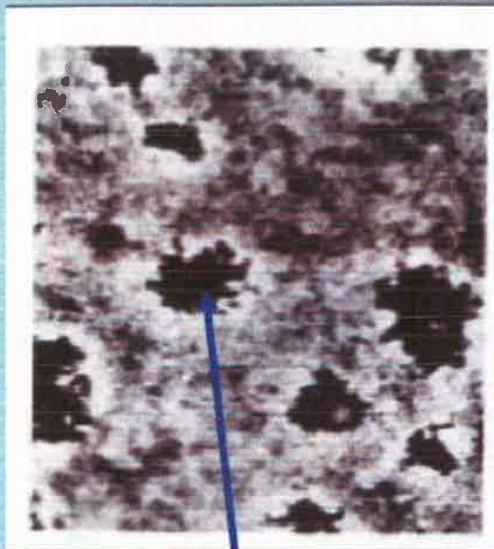
$$\% C = 0,46$$





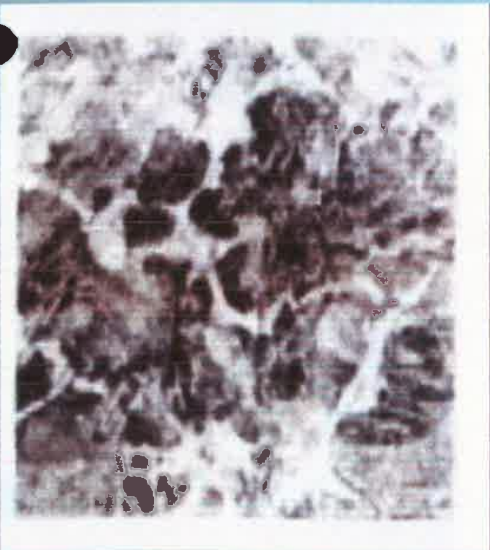
Sfere di
grafite

GHISA SFEROIDALE



Flocchi di
grafite

GHISA MALLEABILE



GHISA BIANCA



GHISA GRIGIA LAMELLARE

MICROSCOPIA ELETTRONICA

Ci sono vari tipi:

- ① a scansione
- ② a trasmissione
- ③ ad effetto tunnel.

SCANSIONE (unico che trattiamo)

300 K X di ingrandimento.

Serve per osservare le morfologie delle microstrutture.

Rispetto ai microscopi ottici ha una maggiore profondità di campo. Maggiore definizione ed effetto 3D.

Principio di funzionamento:

un filamento incandescente di tungsteno percorso da corrente genera una nuvola di elettroni. Un dispositivo di accelerazione accelera gli elettroni. Gli elettroni vengono deviati sul campione che colpendo il campione vengono deflessi. Gli elettroni deflessi vengono "catturati" da opportuni rilevatori, amplificati e mandati al monitor. Sul monitor vediamo la mappa della retroemissione, mettendone in evidenza la morfologia.

Il vantaggio è la **profondità di campo**. Nelle bene a fuoco immagini a distanze differenti, facendone risaltare la morfologia.

I campioni devono essere secchi poiché posizionati ad alto vuoto, devono essere piccoli ed elettricamente conduttivi, per non generare scariche elettriche. I materiali non conduttivi vengono rivestiti da un materiale conduttivo.

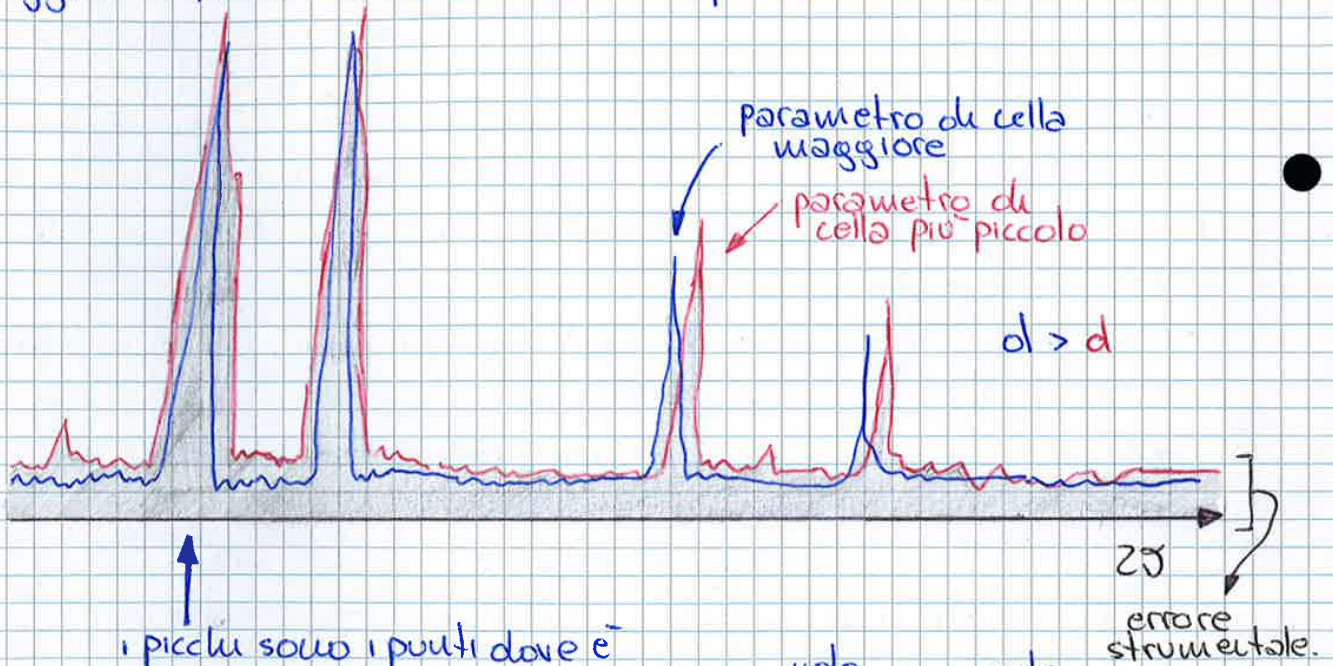
$$n\lambda = 2d \sin \theta$$

dipende dalla lampada. \swarrow $n\lambda$
 \searrow $2d$ distanza fra i piani.
 \nearrow θ angolo di incidenza.

I Raggi sono in fase se l'extradistanza del piano inferiore è vale $2d \sin \theta$.

Se no non vale potrebbero essere raggi x in antifase e l'intensità di fratta sarà minore.

I raggi X riflessi ci daranno uno spettro di diffrazione.



↑
i picchi sono i punti dove è verificata la legge di Bragg

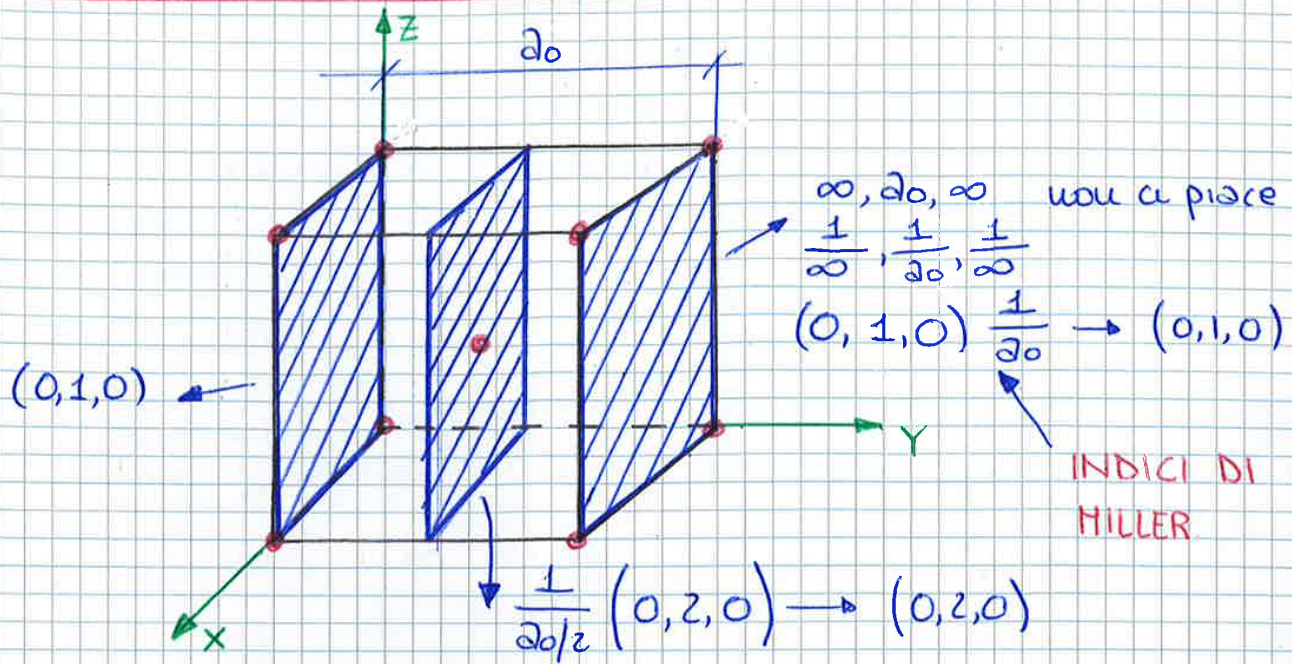
$$\textcircled{1} \quad n\lambda = 2d \sin \theta$$

noto \swarrow $n\lambda$
 \nwarrow θ noto
 \uparrow $2d$ incognita.

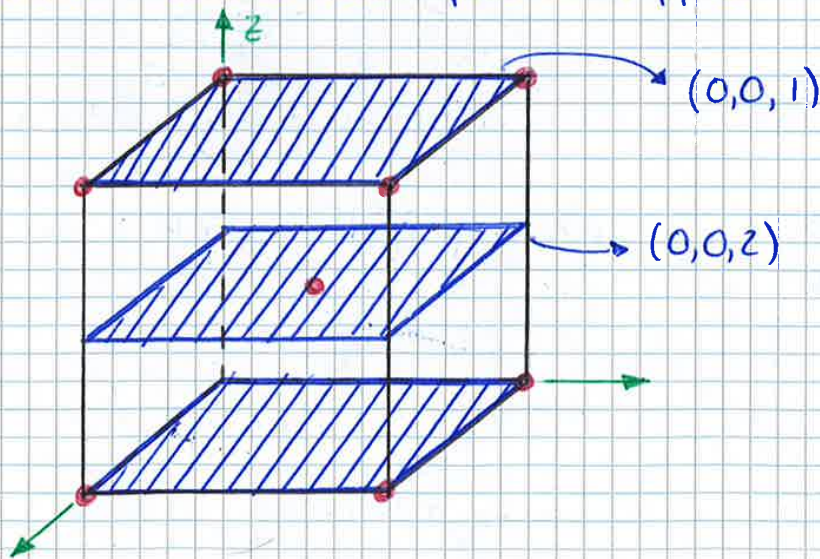
Determiniamo il parametro di cella.

Più piani verificano la legge di Bragg, più alti saranno i picchi.

RETICOLO CUBICO CORPO CENTRATO



I piani $(0, 2, 0)$ sono tra loro a distanza $a_0/2$ mentre
 i piani $(0, 1, 0)$ sono a distanza a_0 .
 I piani $(0, 2, 0)$ hanno molteplicità doppia.



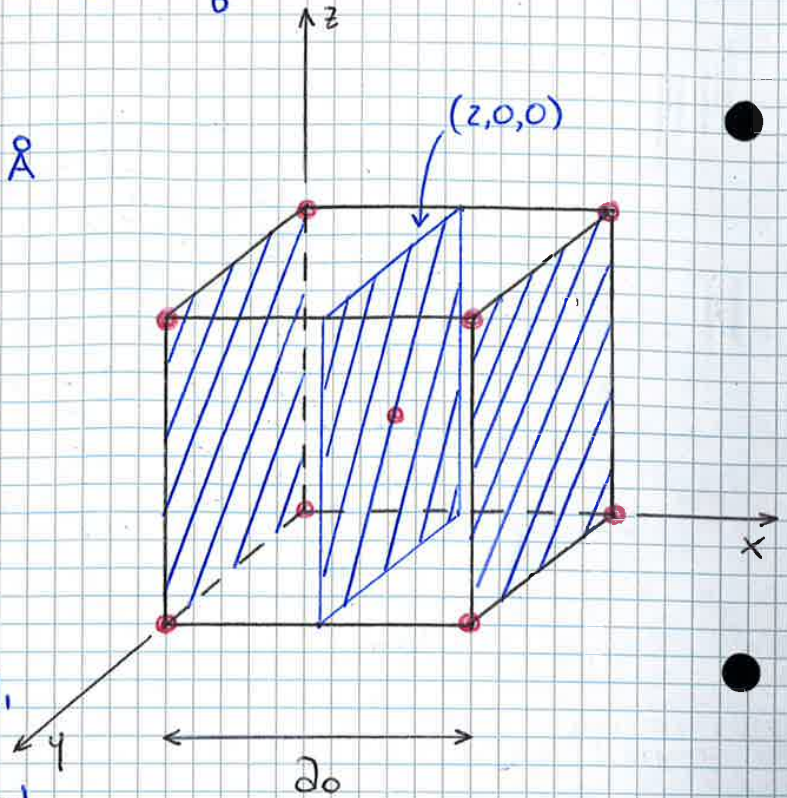
la distanza tra i piani (2,2,2) è $\frac{a_0 \cdot \sqrt{3}}{6}$

ESERCITAZIONE

① $a_0 = 2,86 \text{ \AA}$ $\lambda_{Co} = 1,79 \text{ \AA}$

$n\lambda = 2d \sin \theta$
 siccome $n=1$
 $\lambda = 2d \sin \theta$

$\theta = \arcsin \left(\frac{\lambda}{2d} \right)$



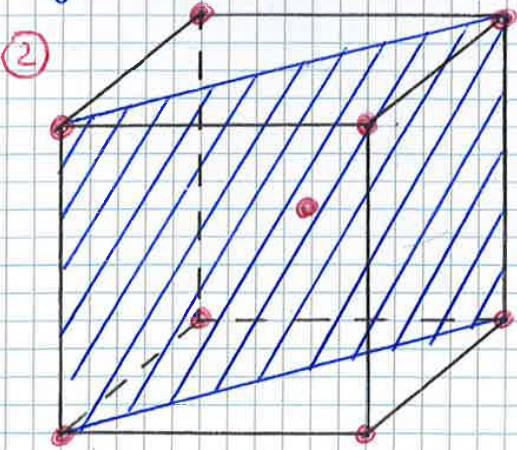
PIANI (1,0,0) disegnati.

il piano (2,0,0) e tutti quelli a $a_0/2$ di distanza, disegnano tutto il reticolo crist.

$d_{(2,0,0)} = 1,43 \text{ \AA}$

$\theta_{(2,0,0)} = \left(\frac{1,79}{1,43} \right) (\sin^{-1}) = \sin^{-1}(0,63) = 38,7^\circ$

$2\theta = 77,4^\circ$ molto elevato \rightarrow arrotondo un picco sul diffrattogramma.



PIANI (1,1,0)

Nel disegno non sono rappresentati ma ci sono anche gli altri due piani *

$d_{(1,1,0)} = \frac{a_0 \sqrt{2}}{2}$

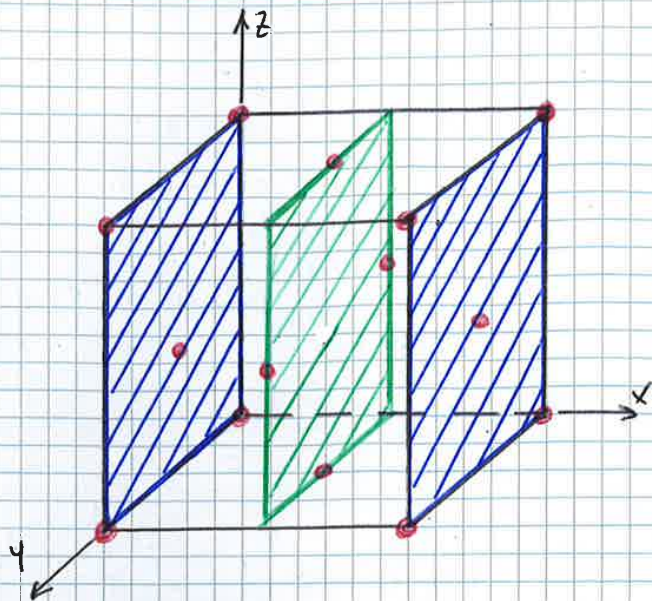
$a_0 = 2,86 \text{ \AA}$
 $\lambda_{Co} = 1,73 \text{ \AA}$

$\theta_{(1,1,0)} = \sin^{-1} \left(\frac{1,73}{d \cdot 2} \right)$

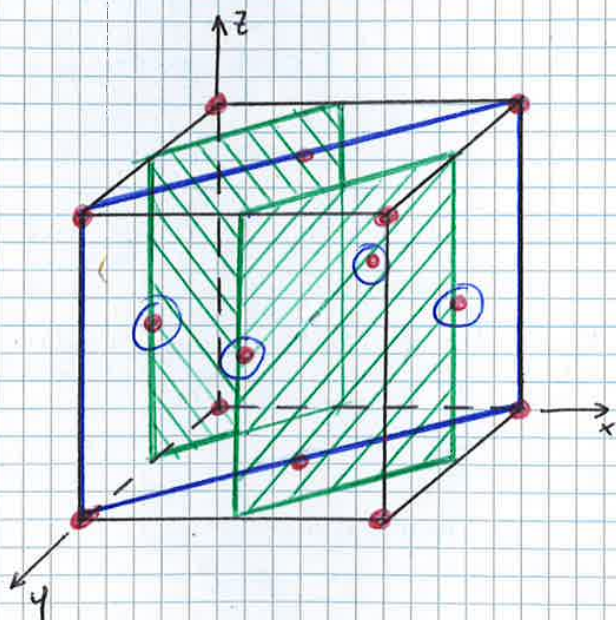
$d = \frac{2,86 \sqrt{2}}{2} = 2$

$\theta = \sin^{-1}(0,44) = 26,1^\circ$ ✓
 $2\theta = 52,2^\circ$

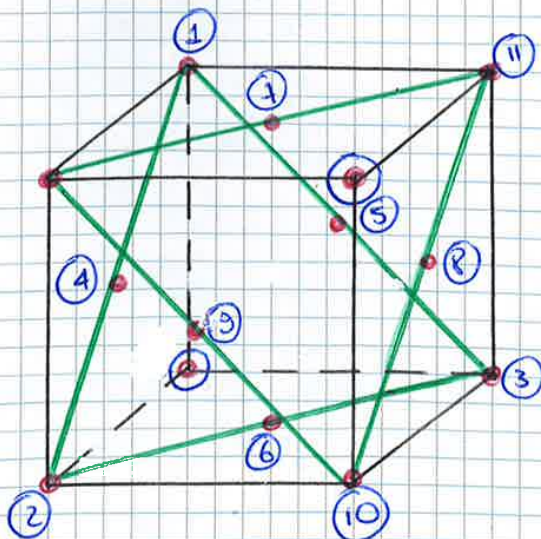
MATERIALI CFC



PIANI (1,0,0)
 non bastano.
 Serve un ulteriore piano.
 Servono i piani (2,0,0).
 per rappresentare i piani del reticolo CFC.
 $d_{(2,0,0)} = a_0/2$.



PIANI (1,1,0)
 Non bastano perché gli atomi cerchiati non sono compresi.
 Servono perciò i piani (2,2,0)
 $d_{(2,2,0)} = \frac{a_0\sqrt{2}}{4}$



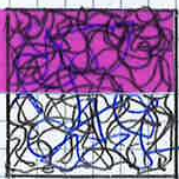
PIANI (1,1,1)
 " su 14 con due piani più i due cerchiati che fanno parte del ret. dei piani (1,1,1) perciò sono sufficienti.
 Ci sono gli altri piani paralleli non disegnati che comprendono gli atomi cerchiati.

DEFORMAZIONE E RECOVERY

Dopo una deformazione plastica e dopo il carico di servizio il materiale si incrudisce. (si muovono i difetti lineari).

Si possono verificare delle striature dovute allo spostamento delle dislocazioni secondo certi piani a massimo impacchettamento. Si formano o striature o gemmazioni, o entrambe. (i geminati sono interruzioni parallele di uno o più grani).

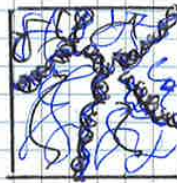
Dopo deformazione abbiamo un materiale con moltissime dislocazioni. Avviene un processo di **Recovery**. (Ripristino)



① Materiale Incrudito.

①

→ dislocazioni.



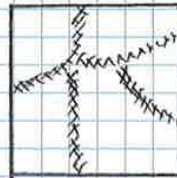
② Formazioni delle Celle (meno dislocazioni)

②



③ Le dislocazioni hanno raggiunto il valore minimo nelle Celle.

③



④ Formazione di sottogranai (Bordi di sotto grano).

④



⑤ Crescita Bordi di Sottogranai.

⑤

← da qui si ha la nucleazione dei nuovi grani. Il materiale non è più incrudito. Ci va però un ΔT . (tempo).

La fase di Recovery avviene a caldo ed il tempo è in funzione della temperatura. Ad alte temperature il processo è veloce, e viceversa.

Le proprietà meccaniche tra ① e ⑤ **Non Cambia** poiché si diminuiscono le dislocazioni ma aumentano tantissimo i Bordi di sottogranai.

Dal punto di vista della deformazione aumenta la deformazione da ① a ⑤ poiché ci sono aree di volume con poche dislocazioni.

Alcuni materiali (Pb) ricristallizzano a temperatura ambiente.

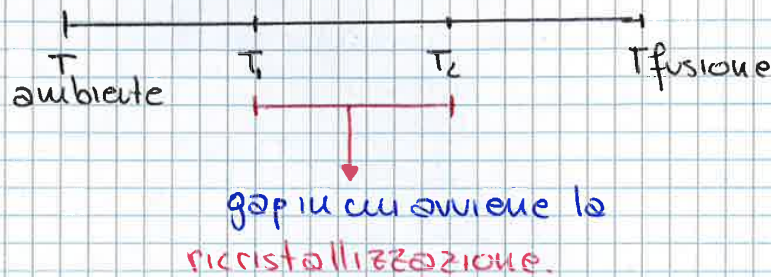
Quando il Recovery si manifesta?

È importante la purezza. Più è puro più ricristallizza in fretta. L'Alluminio ricristallizza (se puro) a -50°C .

È importante sapere la T di ricristallizzazione per evitare il recovery e mantenere le elevate proprietà meccaniche.

Se deformato al di sotto della T di ricristallizzazione non ricristallizza, al di sopra si.

L'intervallo di ricristallizzazione è compreso tra $1/3$ e $2/3$ della T di fusione della lega (K°).



Esempio.

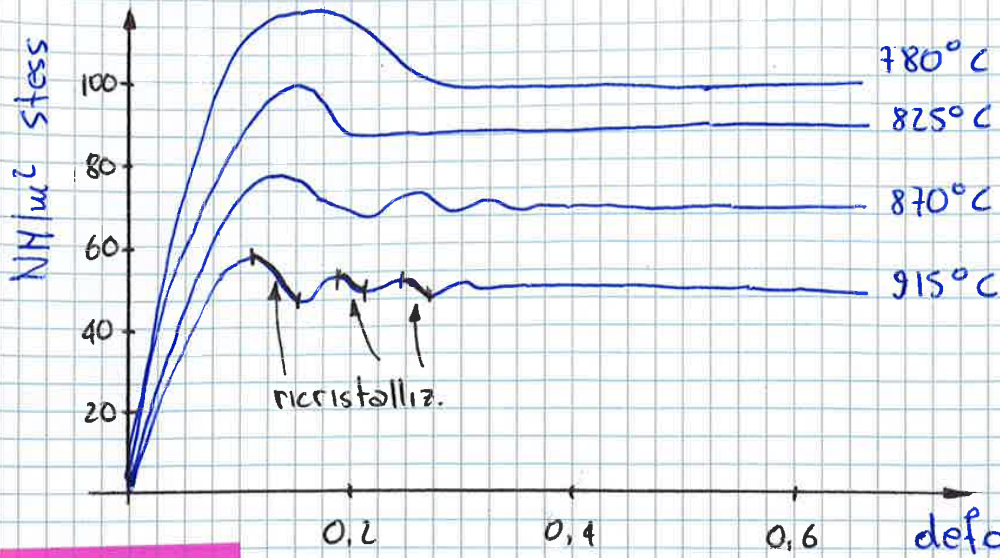
Per lega Al quali sono le temperature min e max di ricristallizzazione?

$$T_{\text{fusione}} = 660^{\circ}\text{C} \rightarrow 933,5 \text{ K}^{\circ}$$

$$\frac{1}{3} 933,5 = 311 \text{ K}^{\circ} \rightarrow \approx 40^{\circ}\text{C}$$

$$\frac{1}{2} 933,5 = 466 \text{ K}^{\circ} \rightarrow \approx 190^{\circ}\text{C} \quad (\text{vicino al valore in tabella}).$$

RICRISTALLIZZAZIONE DINAMICA.



Alzando la temperatura diminuisce il carico di snervamento. Deformando a 915° muoviamo, aumentando le dislocazioni ma apportiamo calore, quindi i grandi cristallini in cui abbiamo un alto numero di dislocazioni iniziano a cristallizzare la resistenza scende, deformiamo e resistenza aumenta, ricristall... Posso perciò modellare tutto il materiale senza danneggiarlo. Comportamenti superplastica.

↑ si apportano nuove dislocazioni.

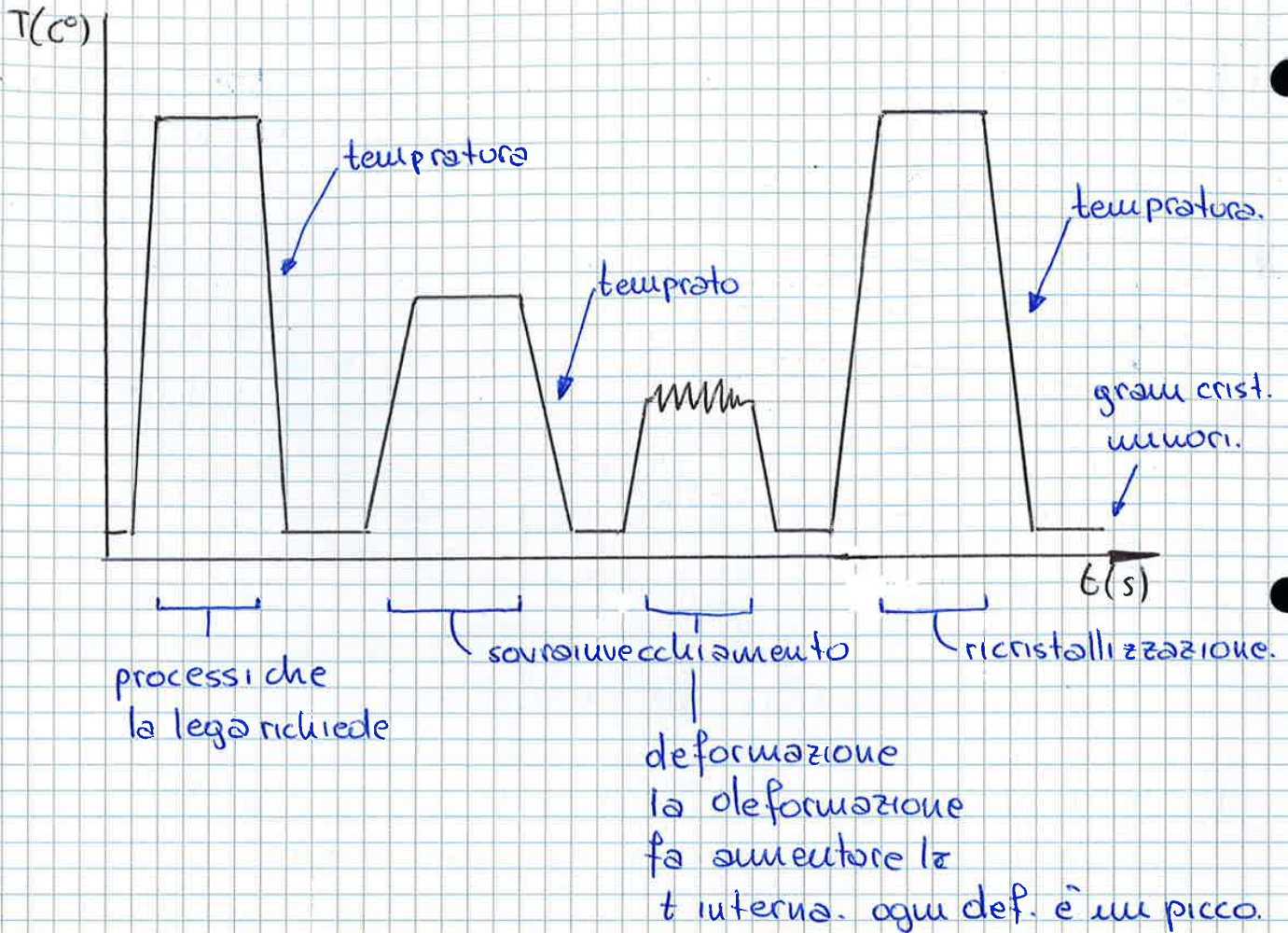
Vi è un aumento sino al 800% della deformabilità!

DIAMETRO PARTICELLE 2^a FASE

La presenza di una seconda fase fa aumentare le caratteristiche meccaniche che si mantengono a T. elevate.

Ciò perché la seconda fase aumenta le caratteristiche e evita la ricristallizzazione.

ESEMPIO PROCESSO FORMAZIONE GRANI PICCOLI



Avere le impurezze fa sì che la t di ricristallizzazione sia più alta. (mantenendo le caratt. meccaniche).

Sono leghe con composizioni vicine all'eutettico. ($4,2\% C$)
 È una composizione ottimale poiché l'intervallo di T in cui coesistono liquido e solido (in prossimità dell'eutettico) è trascurabile.

Avere un ampio intervallo di T non va bene poiché siccome il liquido viene colato in uno stampo nelle zone sottili potrebbe solidificare e occludere il passaggio, lo stampo potrebbe non riempirsi bene.

Se il ΔT è ridotto, il quantitativo di solido che si forma è modesto. Le **leghe da getto** perciò hanno sempre composizione prossima all'eutettico.

A solidificazione avremo $\alpha + C_g$ con (regola) $4,2\% C_g$. Questa percentuale ha una scarsa percentuale di proprietà **meccanica** che conferisce bassa resilienza e tenacità alla ghisa.

Perciò il $4,2\%$ non va bene.

Diminuendo il tenore di carbonio entrano in gioco gli elementi leganti (**Si, P**) che hanno un effetto sinergico con il C_g .

Relazione Carbonio Equivalente

$$C_{eq} = C\% + Si/3\% + P/3\%$$

tende a $\rightarrow 0$

contributo silicio e fosforo.

La lega si comporta come se avesse la percentuale di C pari al C_{eq} .

Ciò avviene nel passaggio liquido-solido.

A solidificazione il Si "sparisce" (soluzione solida nella ferrite rafforzandola) il P dà origine al fosforo di ferro (fragile). Il P dà degli svantaggi a solidificazione perciò lo si mantiene a basse percentuali.

Perciò la composizione del liquido in prossimità delle particelle sarà:

72 % Fe
26 % Si
1,5 % C

Vicino alle particelle il C_{eq} vale $1,5 + 26/3 \approx 10,5\%$

La particella di inoculante si scioglie e attorno ad essa % C_{eq} del liquido è 10% circa, ciò porta alcune zone del liquido nel campo L + C_g.

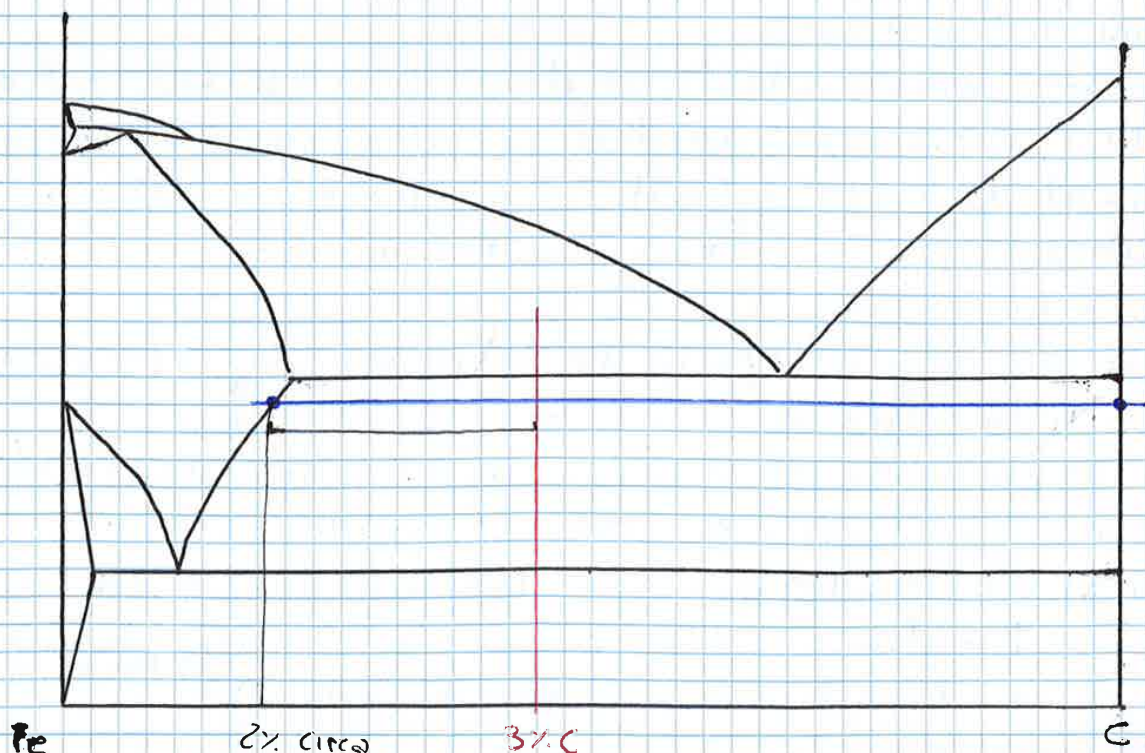
Perciò il C_g si forma prima della fase metallica (prima dell'eutetico) permettendo la formazione di centri di nucleazione.

All'eutetico avrà la formazione di austenite che ingloba il C_g.

La composizione di C e Si prima della colatura deve essere corretta.

Quando introduciamo il liquido nello stampo va aggiunto l'inoculante. L'incremento del tenore di silicio a fine processo è dello 0,07%.

Sotto l'eutetico abbiamo il 3% di C. Il Si è "sporito".



900° la ghisa bianca in ambiente neutro

Le ghise vengono classificate dunque per forma, con posizione, dimensione e distribuzione del carbonio grafite.

Da queste proprietà ne derivano le caratteristiche delle ghise.

GHISE SFEROIDALI

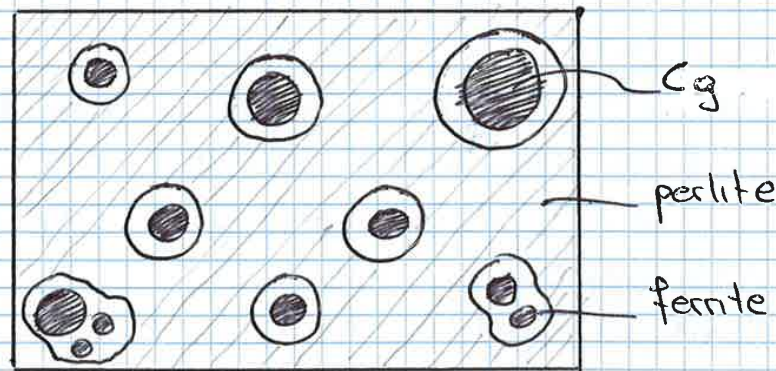
Possiamo avere i noduli di Cg sferoidali in una matrice ferritica.

La matrice metallica ferritica deriva dal raffreddamento che segue il diagramma stabile Fe-C.

È un materiale poco resistente e molto tenace.

Possiamo avere anche una struttura composta da sferoidi attorno ai quali abbiamo un sottile strato di ferrite.

Dopo l'eutettoide l'austenite si trasforma perdendo carbonio che raggiunge i noduli.



Possiamo anche avere una matrice perlitica con semplici noduli di Cg.

Questa ghisa è la più resistente della famiglia.

La matrice perlitica infatti è poco deformabile.

GHISA LAMELLARE

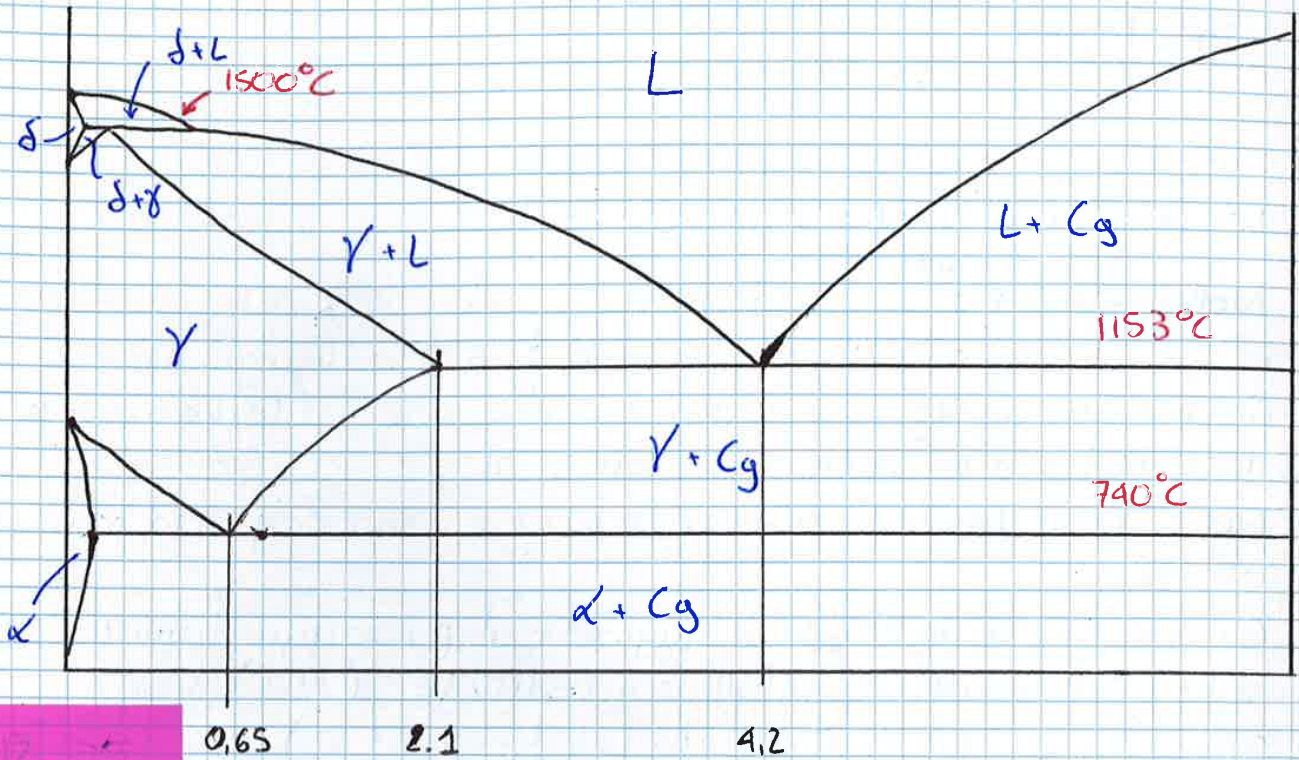
È una ghisa grigia.

La struttura è perlitica con lamelle grafitiche.

Se è presente il fosforo abbiamo la **steadite** che conferisce elevata resistenza all'usura.

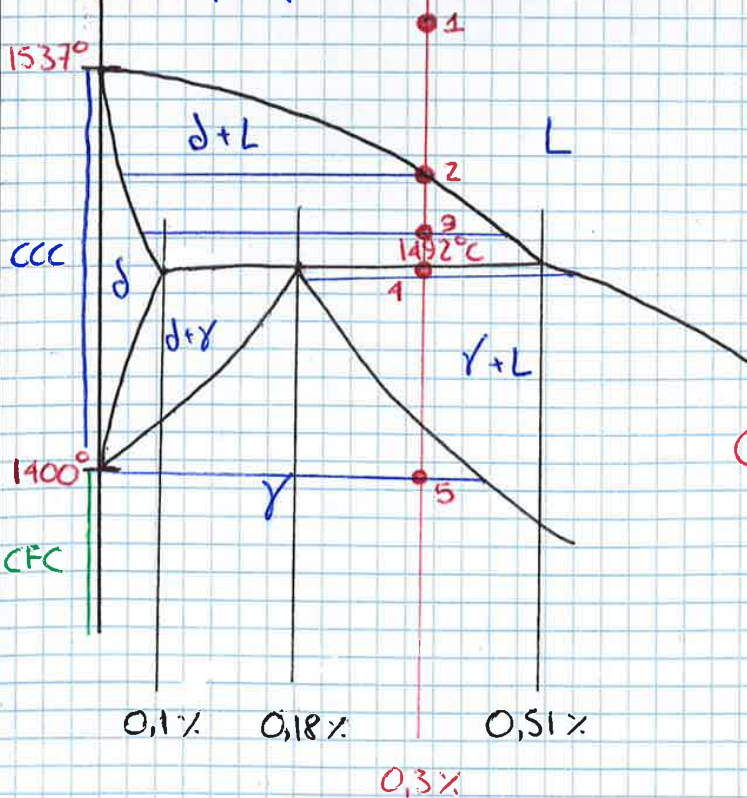
ACCIAI

DIAGRAMMA Fe-C



TRASFORMAZIONE PERITETTICA

Raffredd. per formare acciai

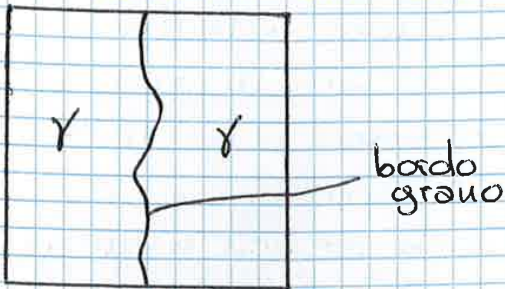


prendiamo una lega
0,3% C.

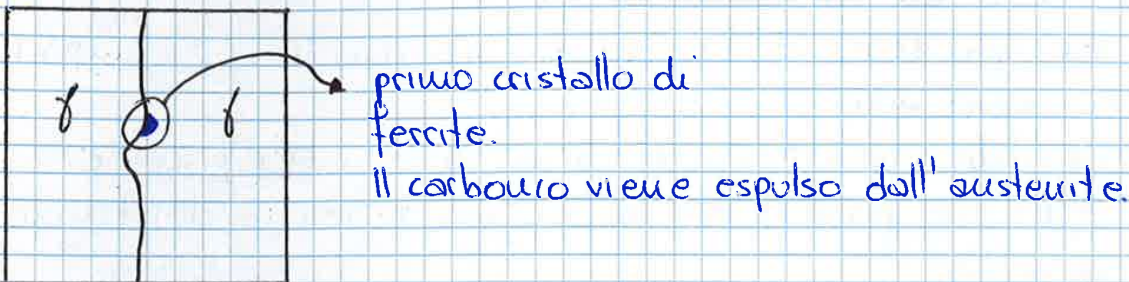
- ① Abbiamo solo liquido
- ② Si formano i primi cristalli δ
- ③ a 1500°C abbiamo liquido e solido 50% circa solido e 50% circa liquido
- ④ Poco sotto il peritettico abbiamo δ+L → γ+L (1490°C)
È una trasformazione a temperatura costante.
Applicando la regola della leva otteniamo 0,7% circa austenite e 0,3% liquido.

ma perché la distribuzione è lamellare?

Partiamo da una matrice perlitica.

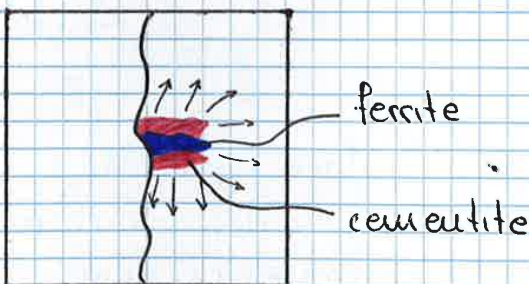


Quando viene sottratto calore, si forma un primo cristallo di ferrite.



Il cristallo può crescere.

Scendendo di T l'austenite deve sparire rilasciando carbonio che si accumula attorno al cristallo di ferrite dando cementite.



L'austenite continua a perdere carbonio che formano altri cristalli e così via.

A fine processo avremo lamelle di cementite e ferrite.

Tutto ciò si estende a tutto il materiale.

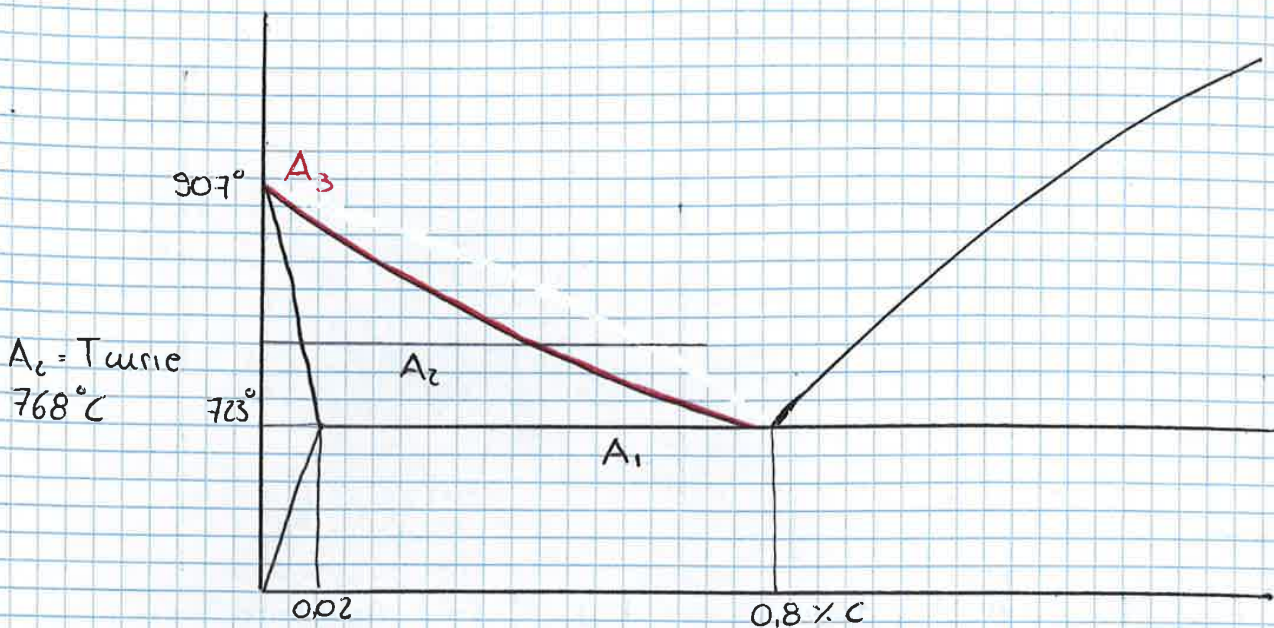
Più il calore viene asportato lentamente il carbonio può percorrere distanze maggiori dando lamelle più grosse.

L'inverso avviene per raffreddamenti veloci.

Se il raffreddamento è rapido i grani più fini conferiscono proprietà meccaniche migliori.

La perlite grossolana è più deformabile.

TRATTAMENTI TERMICI ACCIAI

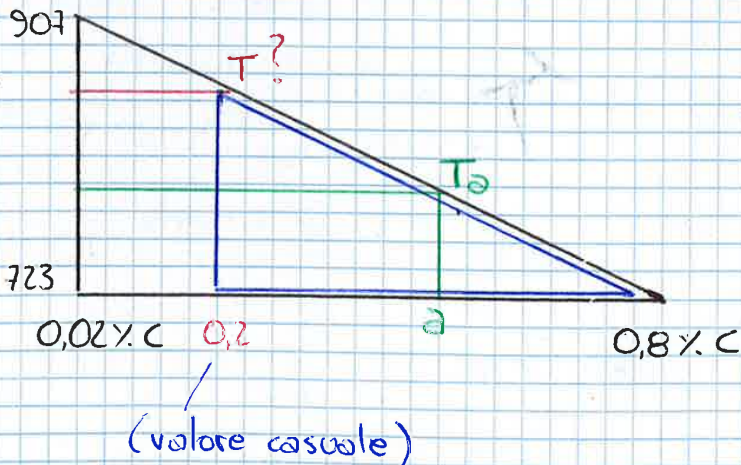


$A_1 = T$ eutetoidico

$A_2 = T$ unie

$A_3 =$ insieme T alle div composizioni al di sopra delle quali esiste l'austenite.

possiamo schematizzare:



$$907 - 723 : 0,8 - 0 = T - 723 : 0,8 - 0,2$$

$$T = \frac{(907 - 723) \cdot (0,8 - 0,2)}{0,8} + 723$$

$$T = 861^\circ\text{C} \quad (\text{per } 0,2\% \text{ C})$$

Per qualsiasi composizione possiamo sapere la T di riscaldamento affinché si possa entrare in campo austenitico.

Le linee sono dritte ma perché è un' approssimazione. Perciò la T è indicativo, e va aumentata di 30/50°C.

RAFFREDDAMENTO

Possiamo avere rapidi raffreddamenti che danno altre microcostituenti non presenti nel diagramma di stato come bainite e martensite.

Per velocità di raffreddamento molto molto lente abbiamo la formazione di perlite globulare.

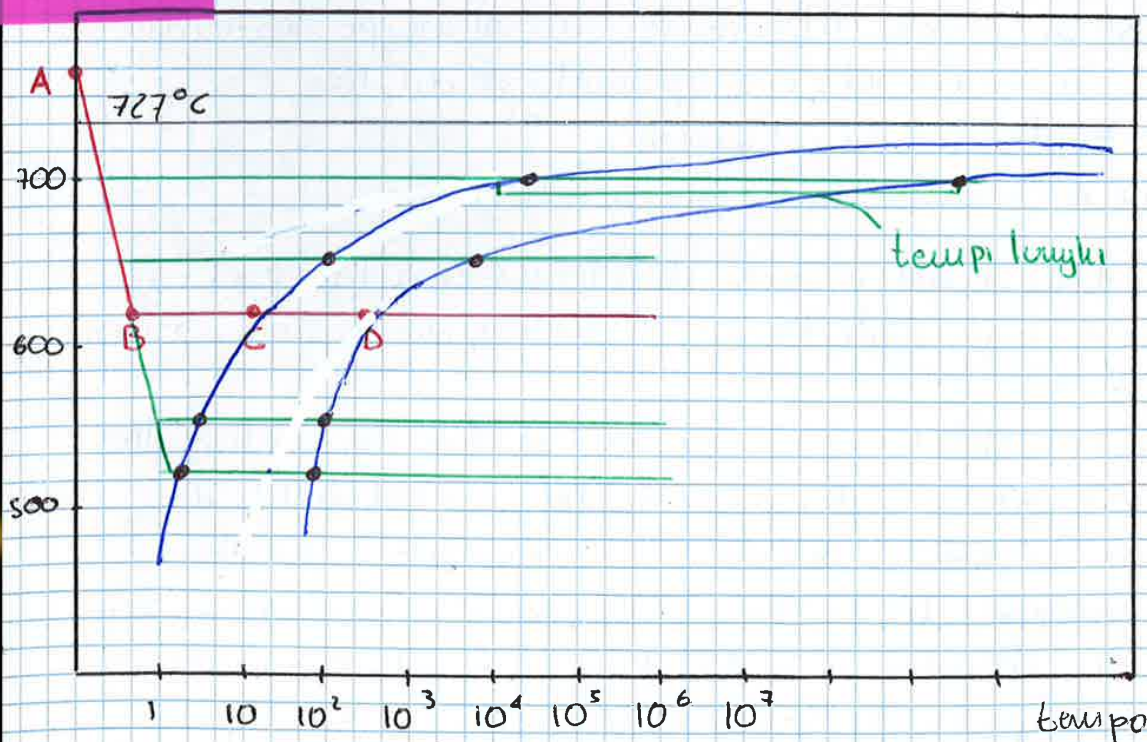
Per velocità di raffreddamento molto lente otteniamo la perlite (grossolana o fine).

Per velocità di raffreddamento lente otteniamo la bainite e per velocità di raffreddamento velocissimo otteniamo la martensite.

DIAGRAMMA TTT

Temperatura - Tempo - Trasformazione.

Sono anche chiamati diagrammi di Bayne.



Ad **A** ho circa lo 0,8% C esoso in campo austenitico. Il campione sta a questa T per 10 minuti.

Sotto la linea tratteggiata otteniamo la **baunita** (ferrite + cementite con grani molto più fini della perlite.)

Al di sopra ottengo perlite, fine o grossolana.

Al di sotto della temperatura \textcircled{a} l'austenite si trasforma (se, ricordiamo, il raffreddamento è rapidissimo sino a basse temperature) nella **martensite** (è una fase).

La formazione della martensite è in funzione del tempo.

La formazione inizia a $M(\text{start})$ e avviene senza diffusione del carbonio (non gli abbiamo dato tempo).

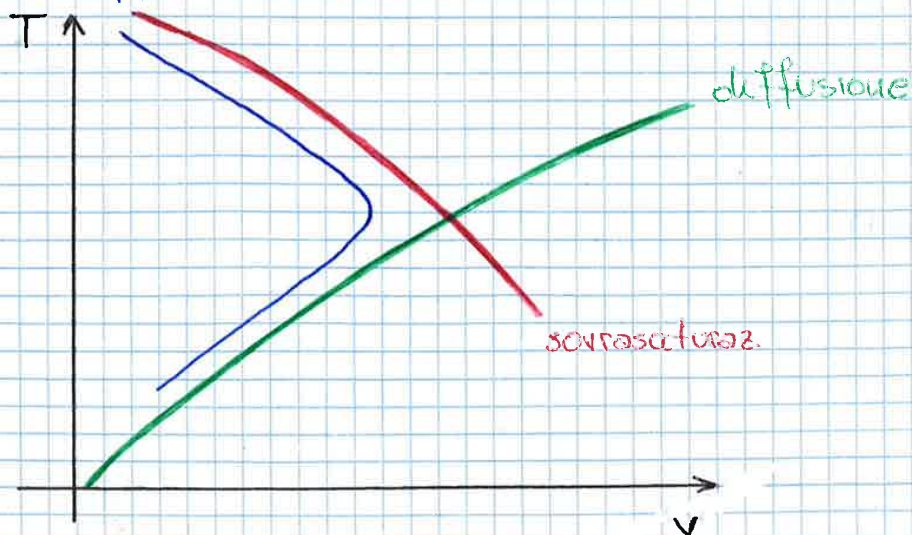
Per certi intervalli di tempo molto brevi, abbiamo la presenza dell'**austenite metastabile**. Essa è presente ma in tempi brevissimi diventa perlite o baunita.

Se ad esempio raffreddiamo sino a formare la perlite in modo repentino e dopodichè lasciamo raffreddare, poi attraversando la "fase" baunitica non si trasforma, poiché la perlite è una miscela metallografica di fasi stabili.

È importante dunque notare che sopra $M(\text{start})$ le trasformazioni avvengono da sx a dx (senza passare in altre fasi) mentre sotto $M(\text{start})$ avvengono dall'alto al basso.

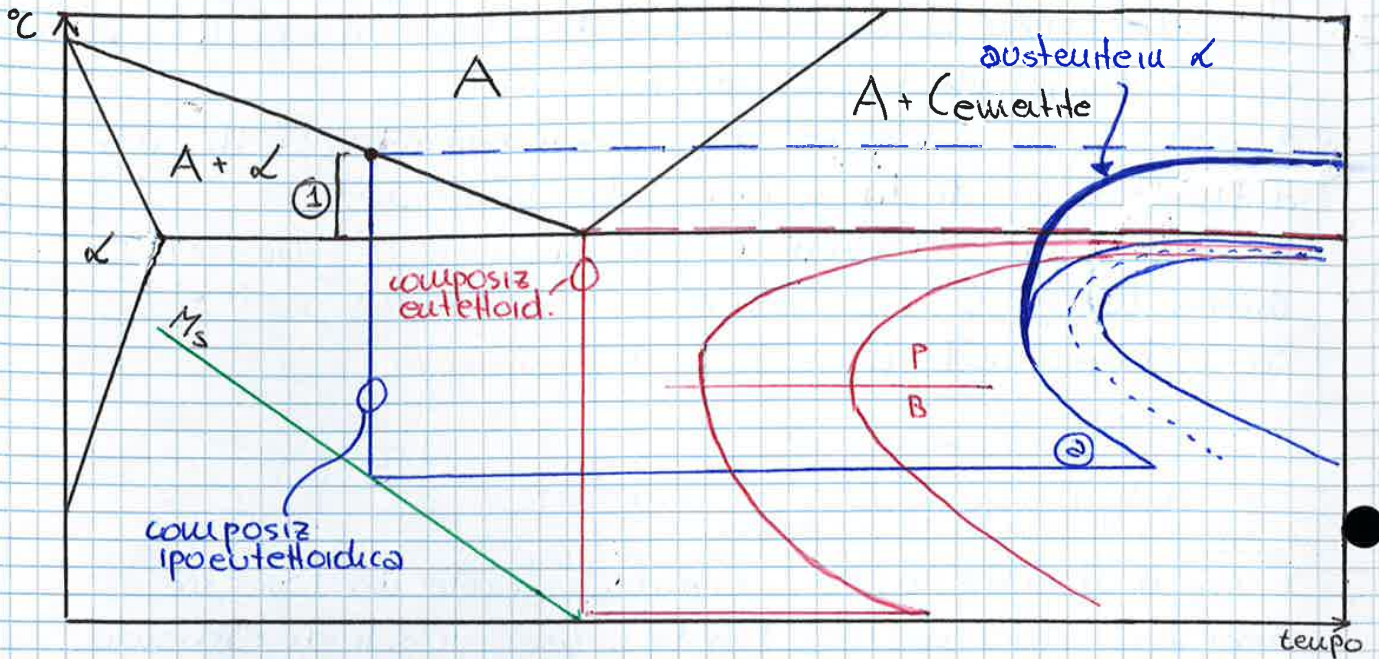
PERCHÉ ABBIAMO IL NASO?

Perché i tempi di incubazione variano così tanto?



FORMAZIONE MARTENSITE ACCIAIO IPOEUTETTO

INICO (raffreddamento istantaneo e poi mantenimento).



La linea verde identifica lo M_s (start). Con basse percentuali di carbonio la martensite si forma prima.

A raffreddamento nella fase ① l'austenite prima di diventare martensite si trasforma in ferrite.

Se il raffreddamento avviene prima dell'eutetico ottengo la ferrite, se scendo sotto, l'austenite diventa bainite.

Dopo ② diventa invece martensite.

La linea tratteggiata indica il 50% della trasformazione dell'austenite nella corrispettiva fase.

ACCIAIO IPEREUTETTICO

Se il raffreddamento avviene nella "fase" ipereutetico passiamo attraverso la fase austenite + Cementite

Otteniamo di nuovo 3 curve. Una di queste rappresenta le condizioni T-t dove l'austenite diventa γ + Cementite.

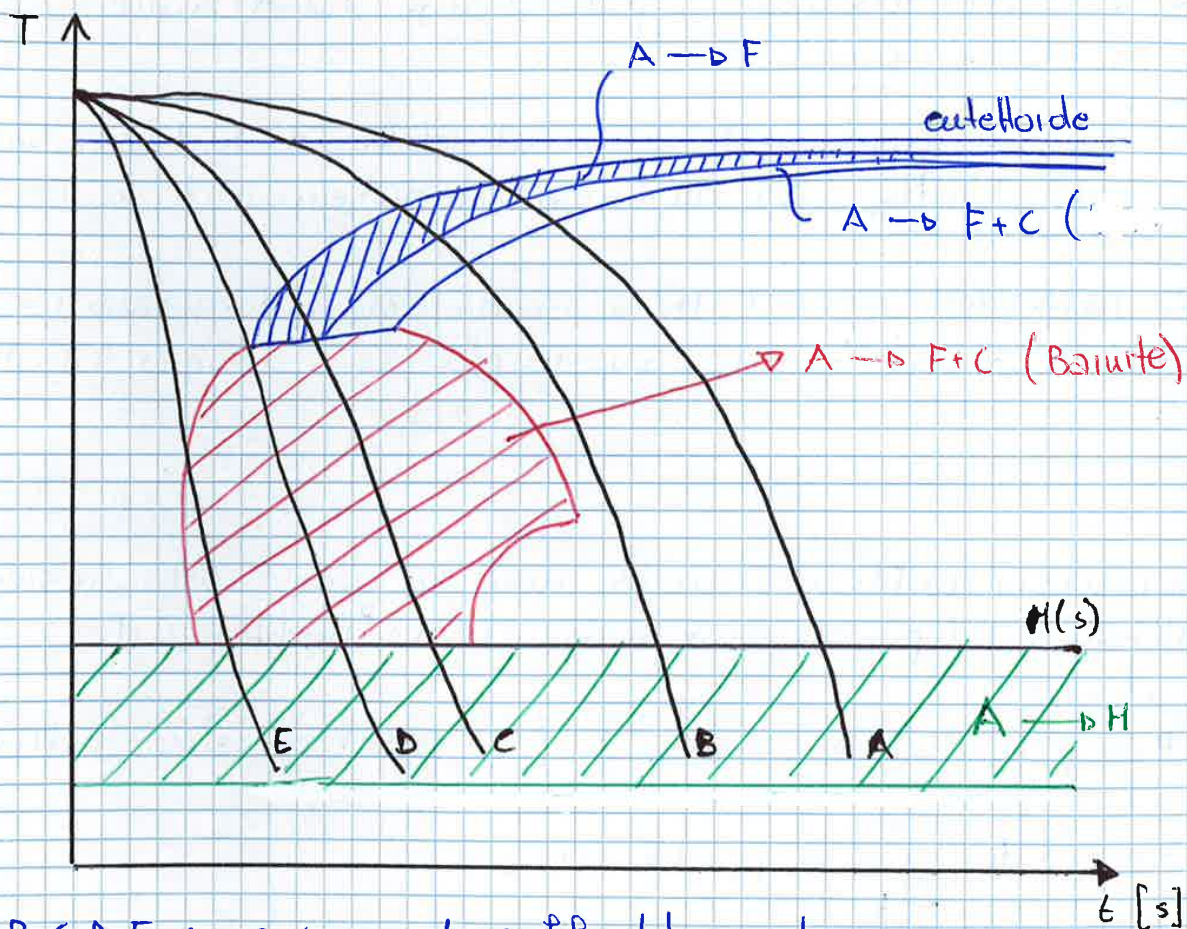
Dopodiché potrà diventare bainite, martensite.

Il diagramma CCT è leggermente spostato a dx e in basso, identificano solo la trasformazione dell'austenite in perlite, perciò il grafico chiude.

La curva ① ha poco senso perché l'austenite diventa tutta perlite.

La curva ② l'austenite diventa martensite.

CURVA CCT ACCIAIO EUTETTOIDICO



A, B, C, D, E sono curve di raffreddamento.

Con raffreddamenti lenti ottengo perlite grossolana. (A)

Con raffreddamenti medio-lenti ottengo perlite fine (B)

processo di normalizzazione.

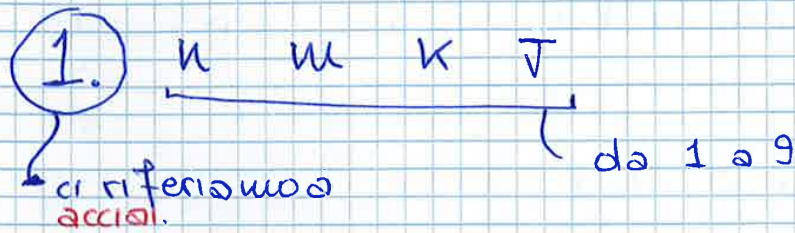
Con raffreddamenti abbastanza veloci un poco la linea di fine transf, perciò ottengo austenite metastabile che a $M(s)$ diventa martensite e perlite. (C) o bainite

Con raffreddamenti rapidi (E) l'austenite diventa martensite.

Con raffreddamenti critici (tangente al naso) l'austenite diventa metastabile e poi martensite.

- (a) Acciai non legati. C⁺ solo C, Si e Mn. C20(30)^{0,2%}_{0,3%}
- (b) Acciai con un tenore di elementi leganti.
- (c) Acciai con elementi leganti e con uno di essi presenti in > 5%
- (d) Acciai Rapidi.

Oltre alla designazione (a)(b)(c)(d) abbiamo una designazione numerica.



Secondo una normativa europea ho anche caratteri alfanumerici.

- (a) C20 → 0,2% C
- C30 → 0,3% C
- C40 → 0,4% C

(b) 16 Ni Cr (4) elementi leganti. Ni+ e Cr di meno.
 % C = 0,16%
 4 per Cr, Ni, Mn
 10 per Mo
 ricordare

quantitativo elementi aggiunti.
 Coefficiente moltiplicativo (Al, Mo hanno 10)

Non è una sigla completa.

39 Ni Cr Mo (7)(5)(2) è più completa.
 7/coef multi. 4
 7/10 perché coeff. mult. div.

(c) (X) (5) Cr Ni Mo 18-10-2
 mi riferisco elementi di cui tenore > 5%.
 tenore carbonio 0,05%
 Non si usano coeff. moltiplicativi.

TEMPRABILITÀ

I fattori che influenzano la tempra e la sua durezza finale sono:

- la **composizione chimica**
- le **dimensioni** del componente da temprare
- la **forma** del componente
- tipologia del **mezzo temprante**.
- dimensione dei **grani** di austenite.

gli elementi leganti come abbiamo visto permettono la formazione di martensite anche con velocità di raffreddamento non troppo veloce.

Le dimensioni influenzano la velocità di raffreddamento. Se è piccolo si raffredda prima. Così vale per la forma.

Ma cos'è la temprabilità?

È una proprietà che determina la profondità e la distribuzione della durezza indotta dalla tempra da austenite.

Per valutare la temprabilità si usano le prove:

- prova di Grossman
- prova Jominy

Vanno introdotte alcune grandezze.

$H =$ **fattore di contrasto di tempra** (indice di Grossman)

è un coefficiente di trasferimento termico tra mezzo temprante e superficie.

(da 0,2 - salamoia a 5,0)

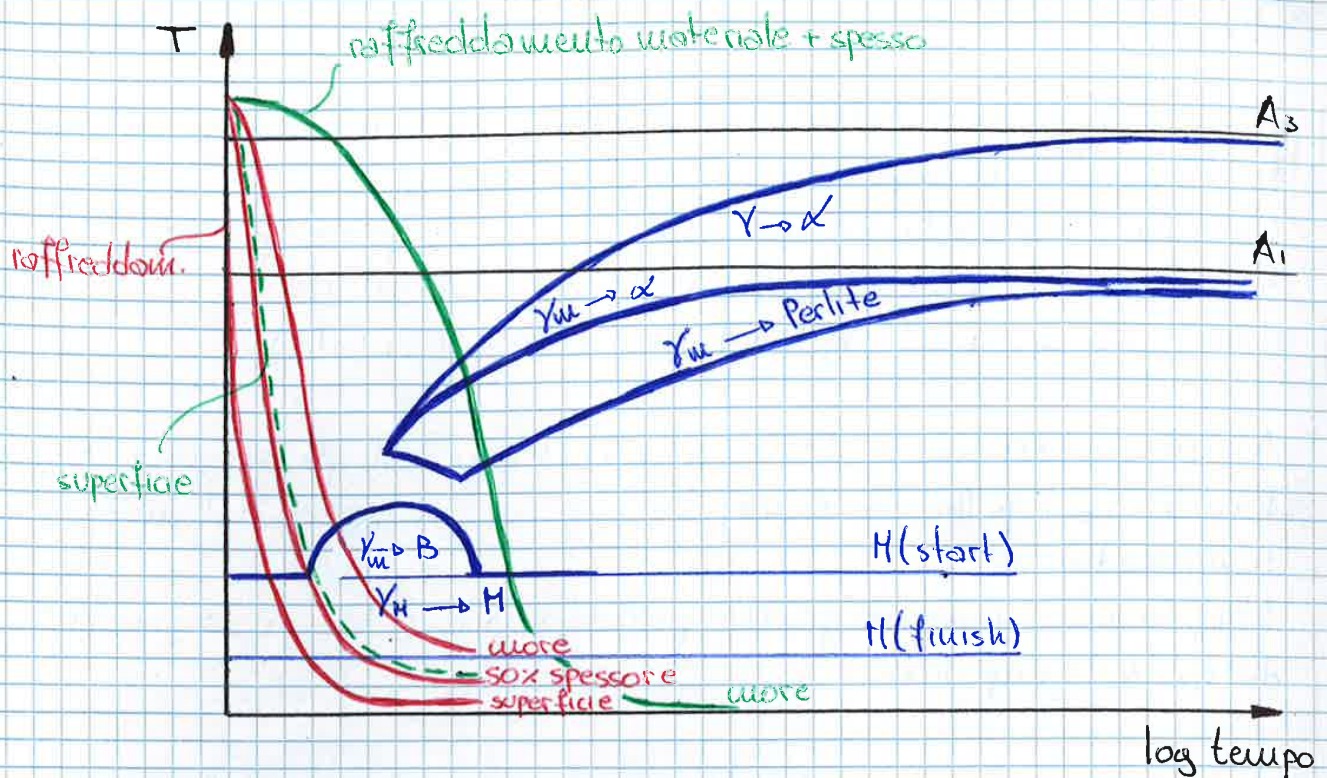
$H = \frac{h}{k}$ coefficiente globale scambio termico

k conducibilità termica.

un mezzo con $h \rightarrow \infty$ è un mezzo temprante **ideale** istantaneamente il pezzo passa alla T del mezzo temprante.

$D_0 =$ **diámetro critico**

diámetro di una barra che dopo tempra avrà il 50% di martensite a cuore. per un certo H .



Per un raffreddamento molto elevato e veloce, in superficie il campione è martensitico, al 50% otteniamo il 99% di martensite. Al cuore otteniamo anche altre microstrutture.

Per un materiale 10 volte più grande (d 10 volte magg) con la stessa composizione, è necessario più tempo per raffreddare il cuore.

La superficie è martensitica ma con un diametro minore. Dopo, (più verso il cuore) abbiamo più bainite e perlite.

Se la lega ha elementi leganti, siccome spostata a destra, ottengo martensite anche per diametri maggiori.

Per ottenere perlite bainite devo raffreddare molto lentamente.

Per generalizzare evitando la V di raffreddamento trasformiamo D_0 in D_i (per la prova)

Un mezzo temprante con valore 5.0, si comportano in maniera quasi ideale dando D_i (quasi).

Per mezzi tempranti meno performanti, il D_i è $>$ del D critico reale.

esempio 1

Calcolare la temprabilità della lega 8630

(0,3% C, 0,3% Si, 0,7% Mn, 0,5% Cr, 0,6% Ni, 0,2% Mo)

Dimensioni grani ASTM = 7

Gli elementi leganti sono Ni, Cr, Mo, Si

a) Calcolare D_i .

b) Calcolare fattore moltiplicativo per elemento

a) Si utilizza la tabella che riporta il tenore di carbonio e la dimensione dei grani.

Otteniamo così D_i (0,18)

b) Si ricontrolla la tabella che mette in relazione la % di composto con il fattore moltiplicativo.

Mn - 3,3

Cr - 2

Si - 1,2

Ni - 1,2

Mo - 1,6

Moltiplicando tutti i valori otteniamo

$$0,18 \cdot (1,2 \cdot 1,2 \cdot 1,6 \cdot 2 \cdot 3,3) = 3,04 \text{ abbastanza preso pollici.}$$

3,04 è il diametro ideale critico in pollici.

Barro temprato in un mezzo temprante ideale è quasi completamente martensitica eccetto al centro. Lì ho 50% perlite 50% martensite.

Valore ottenuto con un mezzo temprante molto forte, poiché vicino a D_i .

Con un mezzo temprante meno forte avremmo avuto un diametro reale critico minore.

PROVA JOMINY

Campione cilindrico con diametro di 1 pollice, alto 4 pollici.
Viene austemizzizzato (?), mantenuto circa 20' e inserito
dopo di che in un foro.

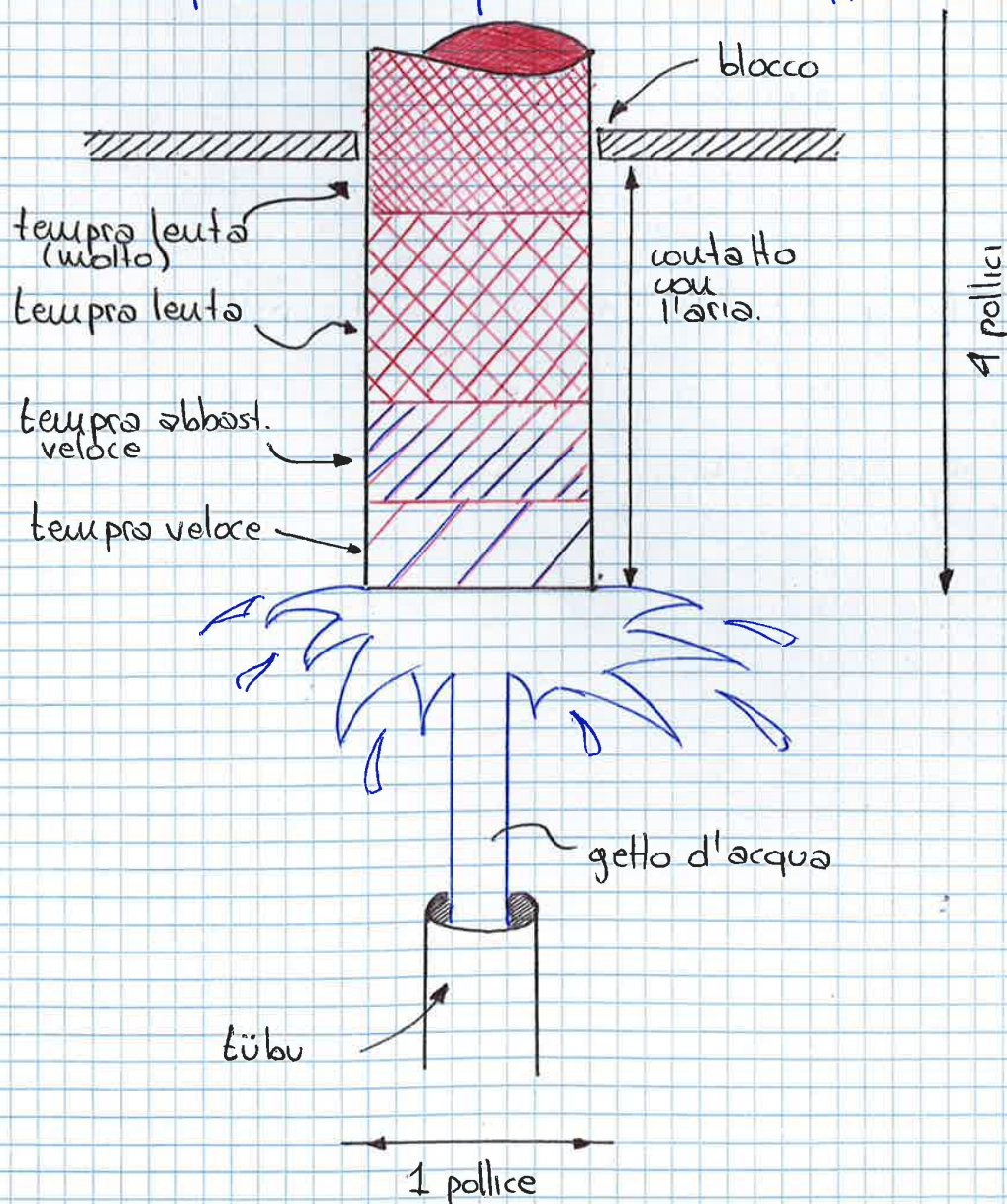
Il campione incandescente viene bloccato e viene colpito
da un mezzo termopila proveniente dal basso.
La formazione di vapore è asportata dal getto.

La base del campione si raffredda.

La zona non colpita da acqua è nell'aria.

Nel tempo il pezzo si raffredda dal basso verso l'alto, ma le
varie sezioni avranno tempi di raffreddamento diversi.

Lo stesso campione subisce più velocità di raffreddamento.



ESERCITAZIONE

Esercizio 1

Acciaio 4320 = 18NiCrMo7

C = 0,15 - 0,21 (intervalli, si fanno due versioni: quello max e quello min).

Si = 0,35

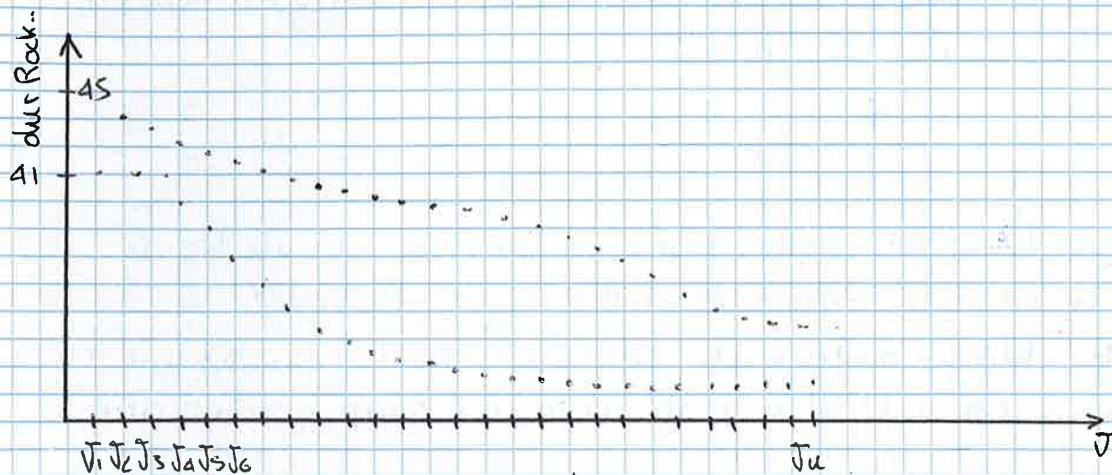
Mn = 0,40 - 0,70

SiP = 0,035

Cr = 0,46 - 0,70

Ni = 1,50 - 1,80

Mo = 0,20 - 0,30



Si calcola il diametro ideale critico (con il grafico) data la percentuale di carbonio poi si calcolano i fattori moltiplicativi per il materiale in questione. ①

Si determina ora la durezza massima della martensite in funzione del tenore di carbonio (con le tabelle)

Per noi 0,15% C = 41 HRC e 0,21% C = 45 HRC ②

Conosciuto il diametro ideale critico del materiale andiamo a valutare come cambia la durezza ai vari 16' di pollice della barra (J1, J2, J3, ...) (tramite tabelle) (grafico sopra) ③

Vogliamo ora ottenere la tempra di due barre con due diametri:

$d_1 = 25 \text{ mm}$ (1 pollice)

$d_2 = 60 \text{ mm}$ (2,4 pollici)

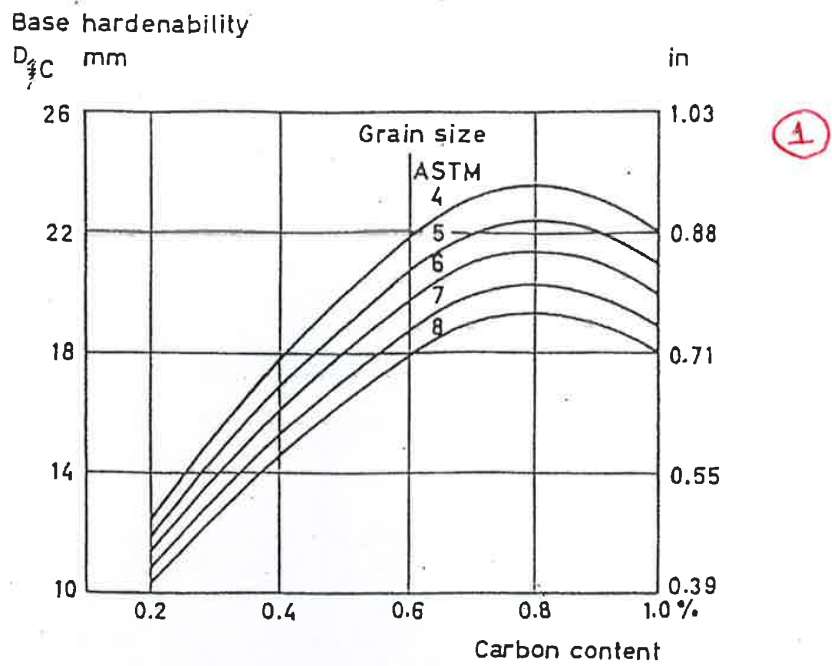


Figure 4.8. Relationship between base hardenability, carbon content and grain size as obtaining in actual practice (after Moser and Legat¹)

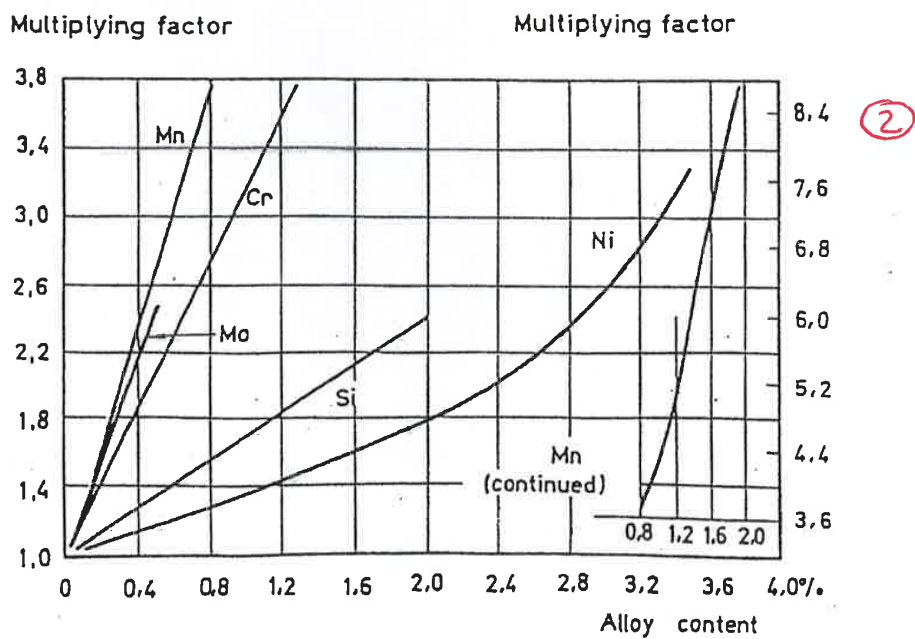
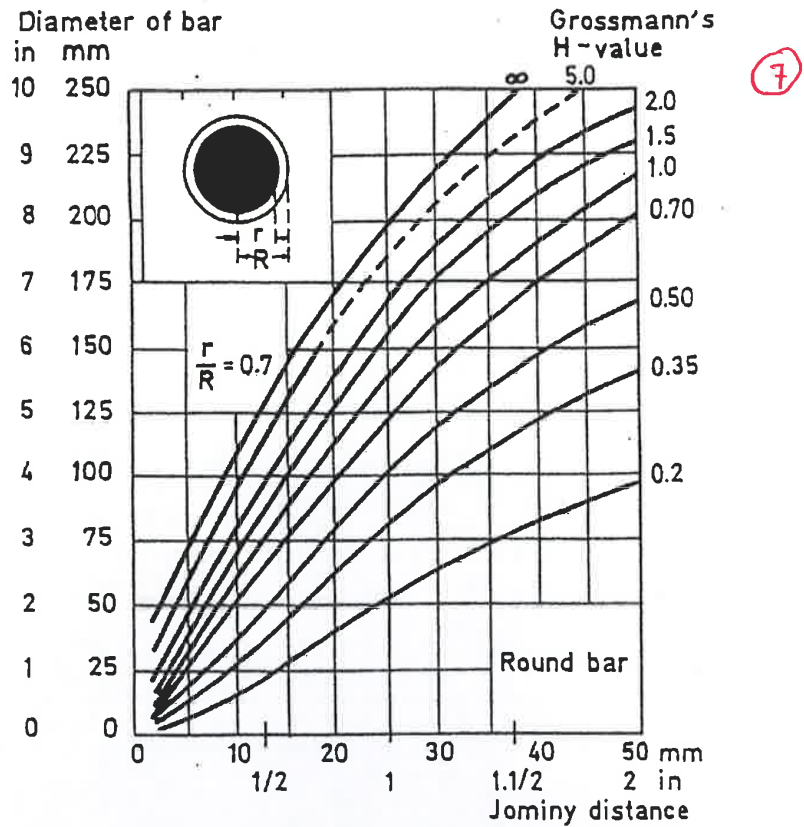


Figure 4.7. Multiplying factors for different alloying elements for hardenability calculations (after AISI)

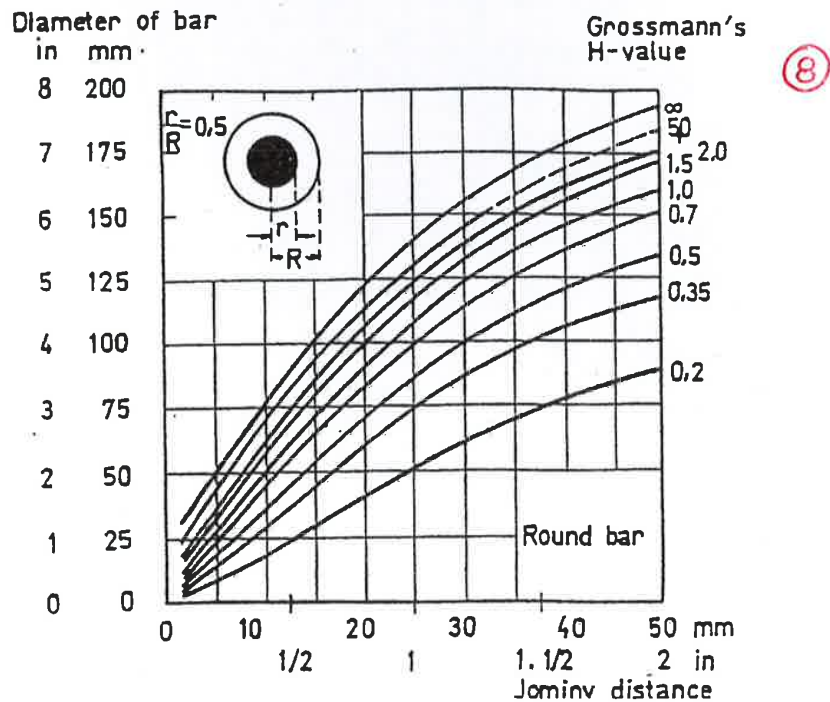
4

Table 3-1 IH/DH as a function of distance on the Jominy bar, as given by Sponzilli, Keith and Walter. (From J.T. Sponzilli, C.J. Keith and G.H. Walter, *Metal Progress*, Vol 108, p 86 (Sept 1975))

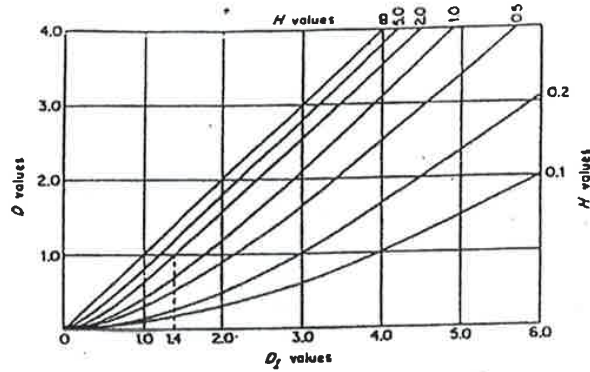
Ideal critical diameter (D _c), in.	Initial hardness/Distance Hardness (IH/DH) Ratios																			
	Distance from quenched end, 1/16 in.																			
	J1	J2	J3	J4	J5	J6	J7	J8	J9	J10	J11	J12	J13	J14	J15	J16	J20	J24	J28	J32
1.0	1.0	1.29	1.91	2.48	2.72	2.93	3.14	3.33	3.60	3.87	4.13	4.40
1.1	1.0	1.22	1.65	2.17	2.43	2.63	2.84	3.08	3.29	3.50	3.72	3.93	4.14	4.34	4.55	4.75	5.70
1.2	1.0	1.18	1.56	1.96	2.22	2.42	2.63	2.86	3.06	3.25	3.44	3.60	3.79	3.95	4.11	4.15	4.58	5.00	6.00	...
1.3	1.0	1.15	1.47	1.80	2.01	2.21	2.42	2.66	2.83	2.99	3.16	3.32	3.44	3.55	3.67	3.78	4.13	4.40	4.72	5.25
1.4	1.0	1.11	1.39	1.67	1.88	2.09	2.29	2.49	2.66	2.82	2.97	3.10	3.23	3.34	3.44	3.53	3.77	4.02	4.26	4.53
1.5	1.0	1.08	1.31	1.57	1.76	1.97	2.16	2.34	2.49	2.64	2.78	2.93	3.02	3.12	3.21	3.30	3.53	3.73	3.91	4.10
1.6	1.0	1.06	1.24	1.49	1.69	1.87	2.06	2.21	2.36	2.50	2.63	2.75	2.85	2.94	3.03	3.10	3.33	3.51	3.67	3.83
1.7	1.0	1.04	1.18	1.43	1.63	1.82	1.96	2.11	2.23	2.35	2.47	2.59	2.68	2.76	2.85	2.93	3.16	3.33	3.47	3.59
1.8	1.0	1.04	1.17	1.38	1.56	1.74	1.86	2.01	2.12	2.23	2.35	2.45	2.55	2.63	2.72	2.80	3.00	3.17	3.29	3.40
1.9	1.0	1.04	1.16	1.34	1.50	1.66	1.80	1.91	2.02	2.12	2.23	2.33	2.42	2.51	2.59	2.68	2.88	3.04	3.14	3.25
2.0	1.0	1.03	1.14	1.30	1.44	1.59	1.71	1.83	1.94	2.03	2.13	2.23	2.32	2.41	2.50	2.58	2.78	2.92	3.02	3.11
2.1	1.0	1.02	1.12	1.26	1.38	1.52	1.63	1.75	1.85	1.94	2.04	2.13	2.22	2.32	2.41	2.50	2.69	2.82	2.91	3.00
2.2	1.0	1.01	1.11	1.24	1.36	1.48	1.58	1.69	1.79	1.88	1.97	2.06	2.15	2.25	2.33	2.42	2.61	2.73	2.83	2.91
2.3	1.0	1.0	1.11	1.22	1.34	1.45	1.54	1.64	1.73	1.82	1.91	1.99	2.09	2.18	2.26	2.35	2.53	2.65	2.75	2.83
2.4	1.0	1.0	1.10	1.20	1.30	1.40	1.50	1.60	1.69	1.76	1.85	1.93	2.02	2.10	2.19	2.27	2.47	2.58	2.67	2.75
2.5	1.0	1.0	1.09	1.18	1.28	1.37	1.46	1.55	1.63	1.72	1.80	1.88	1.97	2.05	2.14	2.22	2.40	2.51	2.60	2.68
2.6	1.0	1.0	1.08	1.17	1.26	1.34	1.43	1.52	1.60	1.68	1.76	1.84	1.94	2.00	2.08	2.16	2.34	2.44	2.53	2.61
2.7	1.0	1.0	1.06	1.15	1.24	1.32	1.41	1.48	1.57	1.65	1.73	1.80	1.88	1.96	2.03	2.10	2.28	2.38	2.47	2.54
2.8	1.0	1.0	1.06	1.14	1.22	1.30	1.38	1.45	1.54	1.61	1.69	1.76	1.84	1.91	1.98	2.05	2.23	2.33	2.41	2.48
2.9	1.0	1.0	1.05	1.13	1.21	1.28	1.36	1.42	1.50	1.58	1.65	1.72	1.80	1.87	1.94	2.00	2.18	2.28	2.35	2.42
3.0	1.0	1.0	1.05	1.11	1.18	1.25	1.32	1.39	1.46	1.54	1.60	1.68	1.75	1.81	1.88	1.94	2.12	2.22	2.28	2.36
3.1	1.0	1.0	1.04	1.10	1.17	1.24	1.30	1.37	1.44	1.50	1.57	1.65	1.70	1.77	1.84	1.90	2.08	2.18	2.24	2.32
3.2	1.0	1.0	1.03	1.09	1.16	1.23	1.29	1.35	1.41	1.48	1.54	1.61	1.67	1.73	1.80	1.86	2.04	2.13	2.20	2.27
3.3	1.0	1.0	1.03	1.08	1.15	1.21	1.27	1.33	1.40	1.46	1.52	1.58	1.65	1.71	1.77	1.83	2.00	2.08	2.15	2.22
3.4	1.0	1.0	1.02	1.07	1.13	1.19	1.25	1.31	1.37	1.44	1.50	1.55	1.60	1.66	1.73	1.80	1.95	2.04	2.11	2.17
3.5	1.0	1.0	1.02	1.07	1.13	1.19	1.24	1.29	1.35	1.40	1.45	1.51	1.56	1.62	1.69	1.76	1.91	2.00	2.07	2.13
3.6	1.0	1.0	1.02	1.06	1.11	1.17	1.22	1.27	1.32	1.39	1.43	1.48	1.55	1.60	1.66	1.72	1.87	1.96	2.03	2.08
3.7	1.0	1.0	1.01	1.06	1.11	1.15	1.20	1.25	1.30	1.35	1.40	1.46	1.51	1.56	1.62	1.68	1.83	1.92	1.98	2.04
3.8	1.0	1.0	1.01	1.05	1.10	1.14	1.19	1.23	1.28	1.33	1.38	1.43	1.48	1.53	1.59	1.65	1.80	1.88	1.94	2.00
3.9	1.0	1.0	1.01	1.05	1.09	1.14	1.18	1.22	1.27	1.31	1.36	1.41	1.46	1.51	1.56	1.62	1.76	1.84	1.90	1.96
4.0	1.0	1.0	1.0	1.04	1.08	1.12	1.16	1.20	1.25	1.29	1.33	1.38	1.43	1.48	1.53	1.59	1.72	1.80	1.86	1.92
4.1	1.0	1.0	1.0	1.04	1.08	1.11	1.15	1.18	1.23	1.28	1.32	1.36	1.41	1.46	1.51	1.56	1.68	1.77	1.82	1.88
4.2	1.0	1.0	1.0	1.03	1.06	1.10	1.14	1.17	1.22	1.25	1.29	1.34	1.38	1.42	1.48	1.53	1.65	1.73	1.78	1.84
4.3	1.0	1.0	1.0	1.03	1.06	1.10	1.13	1.16	1.20	1.24	1.28	1.32	1.37	1.41	1.46	1.50	1.62	1.70	1.75	1.80
4.4	1.0	1.0	1.0	1.02	1.05	1.09	1.12	1.15	1.19	1.23	1.27	1.30	1.35	1.39	1.43	1.47	1.58	1.66	1.72	1.76
4.5	1.0	1.0	1.0	1.02	1.05	1.08	1.11	1.14	1.18	1.22	1.25	1.28	1.32	1.36	1.40	1.44	1.55	1.63	1.68	1.73
4.6	1.0	1.0	1.0	1.02	1.05	1.07	1.10	1.12	1.15	1.19	1.22	1.26	1.29	1.33	1.37	1.41	1.52	1.59	1.64	1.69
4.7	1.0	1.0	1.0	1.01	1.04	1.06	1.09	1.11	1.14	1.17	1.20	1.24	1.28	1.31	1.35	1.38	1.49	1.56	1.61	1.65
4.8	1.0	1.0	1.0	1.01	1.02	1.05	1.07	1.10	1.13	1.16	1.19	1.22	1.25	1.28	1.32	1.36	1.46	1.53	1.57	1.62
4.9	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.03	1.06	1.08	1.11	1.14	1.17	1.20	1.23	1.26	1.29	1.33	1.43	1.49	1.53	1.58
5.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.02	1.05	1.07	1.10	1.13	1.15	1.18	1.20	1.25	1.28	1.31	1.40	1.46	1.50	1.54
5.1	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.04	1.06	1.09	1.11	1.14	1.17	1.19	1.22	1.25	1.28	1.37	1.43	1.47	1.51
5.2	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.03	1.05	1.08	1.10	1.13	1.15	1.18	1.20	1.23	1.25	1.34	1.39	1.43	1.47
5.3	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.02	1.04	1.06	1.09	1.11	1.13	1.16	1.18	1.21	1.23	1.31	1.36	1.39	1.43
5.4	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.02	1.03	1.05	1.08	1.11	1.12	1.15	1.18	1.20	1.21	1.28	1.33	1.36	1.40
5.5	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.03	1.05	1.07	1.08	1.10	1.12	1.13	1.15	1.18	1.25	1.29	1.33	1.37
5.6	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.02	1.04	1.05	1.07	1.09	1.10	1.12	1.14	1.16	1.22	1.26	1.28	1.33
5.7	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.02	1.03	1.04	1.06	1.07	1.09	1.10	1.11	1.13	1.19	1.23	1.25	1.29
5.8	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.02	1.04	1.05	1.06	1.07	1.09	1.10	1.11	1.17	1.19	1.22	1.25
5.9	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.01	1.02	1.03	1.04	1.05	1.06	1.08	1.09	1.13	1.16	1.18	1.21
6.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.01	1.01	1.02	1.03	1.04	1.05	1.06	1.07	1.10	1.13	1.15	1.18



Figures 4.33 and 4.34. Curves showing correlation between rates of cooling in the Jominy specimens and rates of cooling in bars cooled in various quench media. The diagrams apply to points situated at distances of 0.7 R and 0.5 R from the centre of the bar respectively (after Lamont⁶)



- H Value**
- 0.20 Poor oil quench—no agitation
 - 0.35 Good oil quench—moderate agitation
 - 0.50 Very good oil quench—good agitation
 - 0.70 Strong oil quench—violent agitation
 - 1.00 Poor water quench—no agitation
 - 1.50 Very good water quench—strong agitation
 - 2.00 Brine quench—no agitation
 - 5.00 Brine quench—violent agitation
 - ∞ Ideal quench



Relationship of the critical diameter D to the ideal critical diameter D_1 for several rates of cooling (H values). (After Grossman, M. A., *Elements of Hardenability*, ASM, Cleveland, 1952)

Fig. 6

HARDENABILITY MULTIPLYING FACTORS *

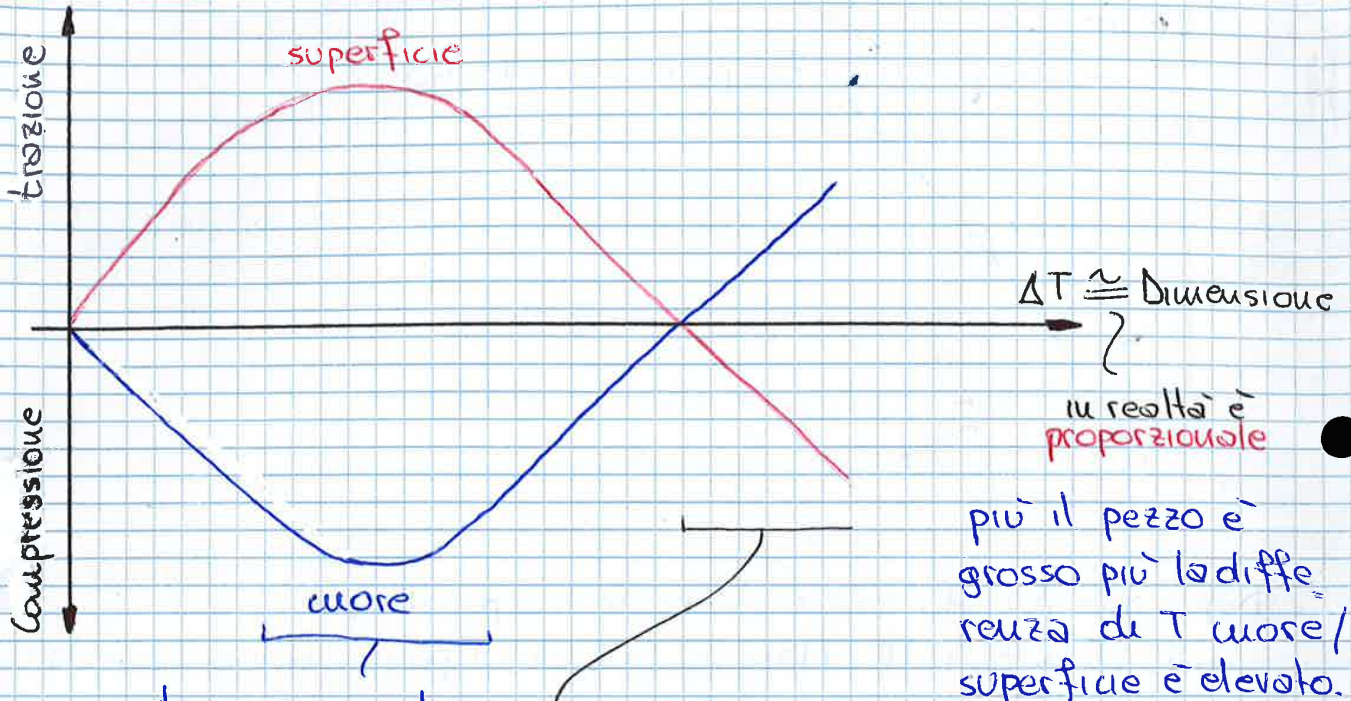
Per Cent	Carbon-Grain Size			Mn	Si	Ni	Cr	Mo
	#6	#7	#8					
0.05	0.0814	0.0750	0.0697	1.167	1.035	1.018	1.1080	1.15
0.10	0.1153	0.1065	0.0995	1.333	1.070	1.036	1.2160	1.30
0.15	0.1413	0.1315	0.1212	1.500	1.105	1.055	1.3240	1.45
0.20	0.1623	0.1509	0.1400	1.667	1.140	1.073	1.4320	1.60
0.25	0.1820	0.1678	0.1560	1.833	1.175	1.091	1.54	1.75
0.30	0.1991	0.1849	0.1700	2.000	1.210	1.109	1.6480	1.90
0.35	0.2154	0.2000	0.1842	2.167	1.245	1.128	1.7560	2.05
0.40	0.2300	0.2130	0.1976	2.333	1.280	1.146	1.8640	2.20
0.45	0.2440	0.2259	0.2090	2.500	1.315	1.164	1.9720	2.35
0.50	0.2580	0.2380	0.2200	2.667	1.350	1.182	2.0800	2.50
0.55	0.273	0.251	0.231	2.833	1.385	1.201	2.1880	2.65
0.60	0.284	0.262	0.241	3.000	1.420	1.219	2.2960	2.80
0.65	0.295	0.273	0.251	3.167	1.455	1.237	2.4040	2.95
0.70	0.306	0.283	0.260	3.333	1.490	1.255	2.5120	3.10
0.75	0.316	0.293	0.270	3.500	1.525	1.273	2.62	3.25
0.80	0.326	0.303	0.278	3.667	1.560	1.291	2.7280	3.40
0.85	0.336	0.312	0.287	3.833	1.595	1.309	2.8360	3.55
0.90	0.346	0.321	0.296	4.000	1.630	1.321	2.9440	3.70
0.95				4.167	1.665	1.345	3.0520	
1.00				4.333	1.700	1.364	3.1600	

* Abstracted from U.S.S. *Carilloy Steels*, U.S. Steel Corp., Pittsburgh, 1948

Fig. 7

Anche il mezzo temprante è funzione delle cricche.
 Un mezzo più violento corrisponde a un'alta formazione di cricche.

variazione frazione - con pressione.



dimensione rischiosa che portano a rottura.

per dimensioni molto grosse gli stati tensionali cambiano, la trazione a compressione in superficie e da compressione a trazione a cuore.

L'aumento di volume non avviene all'eutettoidico

Per ΔT modeste o decisamente elevate, non ho problemi di cricche e fratture.

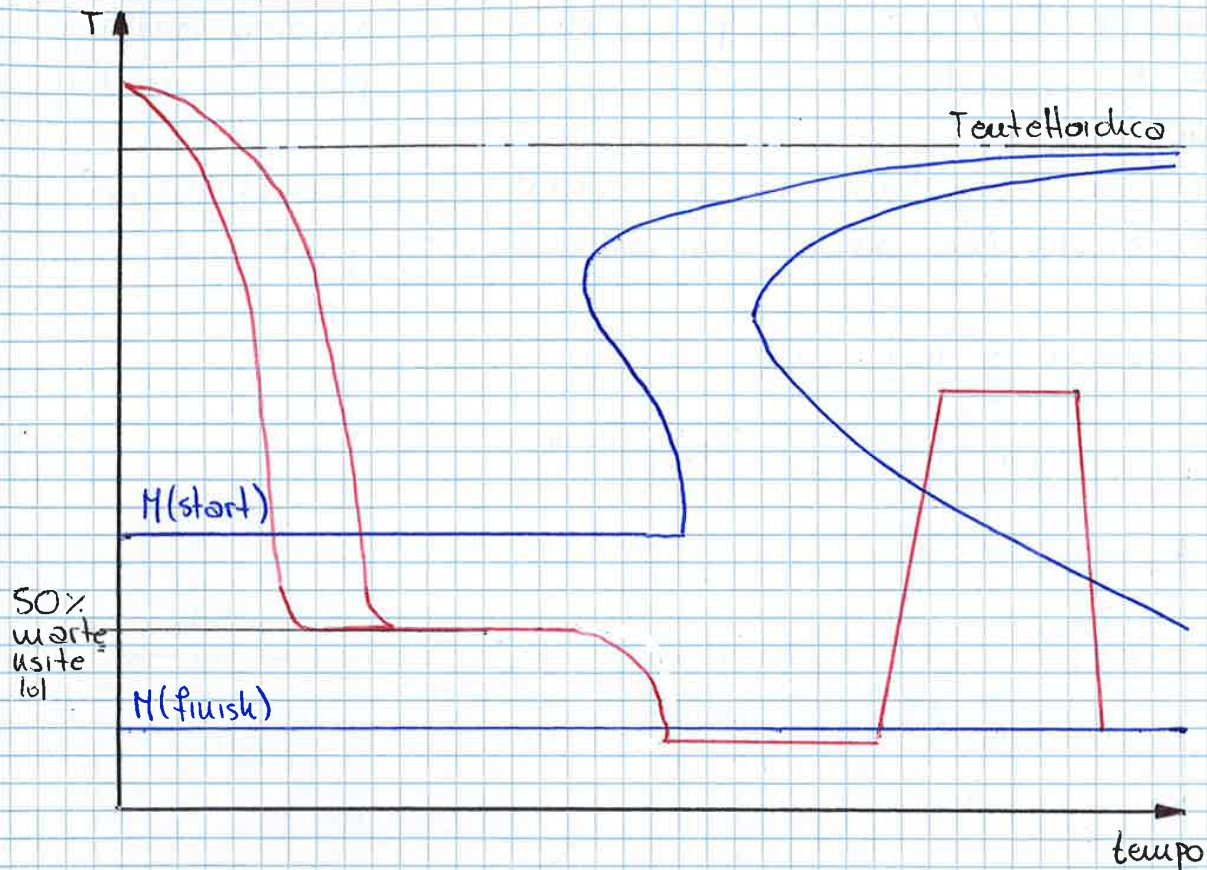
Ogni acciaio ha la sua zona "critica".

Per avere il massimo spessore di martensite, utilizziamo dei mezzi tempranti adatti.

Se ho percentuali di carbonio $< 0,2\%$ non ho martensite e non eseguo la tempra. Se ho un tenore di carbonio

stessa temperatura.
 Durante lo lento raffreddamento avro' ΔT molto modesti e non avro' gusci. La % di martensite che si forma è allo stesso tempo uguale a cuore e in superficie.

TEMPIRA MARTENSITICA ISOTERMA MODIFICATA



Sotto $M(s)$ fermo il raffreddamento.
 Cuore e superficie hanno 50% di martensite.
 Poi lento raffreddamento sino a completa martensificazione.
 Si procede dunque con il rinvenimento.

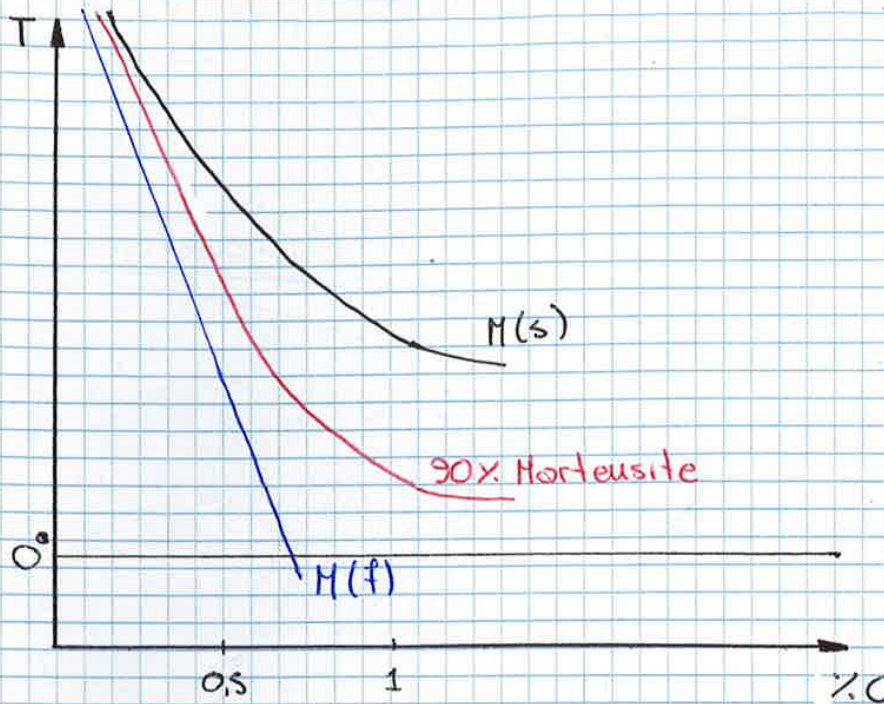
I mezzi tempranti devono essere parecchio violenti e mantenuti sopra o sotto (TIMM) $M(s)$.

Non si usano gli oli, perché a $200^\circ C$ circa una volta uscirto il pezzo l'olio brucia. Non va bene.

Si utilizzano miscele di sali fusi. Sono buoni tempranti e hanno elevata stabilità (non bruciano).

Siccome sono molto cari, questi processi si usano solo quando, date le dimensioni del pezzo da temprare, posso ottenere cricche o fratture.

VARIAZIONE %C - M(s) - T



A T ambiente se la %C è $> 0,7-0,8\%$ dopo tempra ho **martensite** per lo più e **austenite** intrasformato.

Ho ancora dell'austenite che si chiama **austenite residua** (pochissima, talvolta 20%)

L'austenite residua non è stabile, sottoposta a carichi si trasforma in martensite.

Ma questa trasformazione implica cambi dimensionali e dunque cricche.

RELAZIONE PROPRIETA' MECCANICHE E TEMPERATURE DI RINVENIMENTO

Aumentando la temperatura di rinvenimento, la resistenza massima decresce così come la tensione di snervamento mentre aumenta l'allungamento. (notevole aumento della deformabilità)

anche il tenore di carbonio influenza la durezza alle varie temperature.

Per bassi tenori di carbonio aumentando la temperatura la durezza cala ^(quasi costante) con un leggero picco sui 700°C.

Per acciai con %C di 1,4 la durezza aumenta leggermente* per poi decrescere nettamente (rimanendo comunque elevata)

* l'austenite residua diventa martensite.

Eccetto casi con %C elevati possiamo generalizzare che durante rinvenimento la durezza rimane costante per un determinato periodo e dopodichè decresce.

(Gli acciai solo temprati sono molto duri ma fragili.
Il rinvenimento deve essere effettuato sempre (600°C))

FRAGILITA' A RINVENIMENTO

Per acciai debolmente legati, se vengono rinvenuti nell'intervallo 250-400°C, manifestano un aumento di deformabilità seguito da una carenza e un successivo aumento.

Questo fenomeno di fragilità a rinvenimento deve essere evitato perchè il materiale diventa fragile.

Questo fenomeno si può evitare aggiungendo **Molibdeno**.

Per questo è sempre presente (0,15% - 2%).

Si formano carburi di molibdeno che ne aumentano la deformabilità (accenna)

2^a fase: dopo la tempera abbiamo un po' di austenite residua e vogliamo trasformarla.

Formando energia l'austenite residua diventa martensite. (diminuisce in modo importante)

Ciò porta a un lieve incremento delle proprietà meccaniche.



3^a fase: La martensite tetragonale che contiene carbonio, continua a perdere carbonio formando ferrite α e ulteriori carburi ϵ . (carburi di Fe_3C)

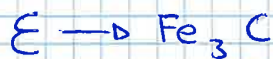
Sono carburi che mantengono costante la durezza.

Il reticolo meno distorto e la formazione di carburi ma siccome il reticolo è sempre meno distorto

le proprietà meccaniche diminuiscono gradualmente.



Nell'intervallo più elevato della terza fase il carburo ϵ progressivamente diventa cementite.



cementite fine, arrotondata e ben distribuita.

Qui entrano in gioco gli elementi leganti che si legano ai carburi.

Otteniamo bainite: ($\text{Fe}_3\text{C} + \alpha +$ carburi misti).

4^a fase: Aviene solo in acciai che hanno come leganti come Mo, Cr, V, W e danno fenomeni di **durezza secondaria**.

Alcuni acciai, più pregiati, subiscono 2, talvolta 3 rinvenimenti. La M_T diventa cubica, ma ciò richiede tempo e non tutto la M_T diventa cubica.

Serve dunque un secondo o terzo rinvenimento a T elevate. (acciai costosi e di nicchia)

Rinvenimento e poi T ambiente, Rinvenimento T elevato e T ambiente.

Nell'intervallo 400-600 aumenta la durezza.
Se riuveniamo qui (acciai con elementi legati)

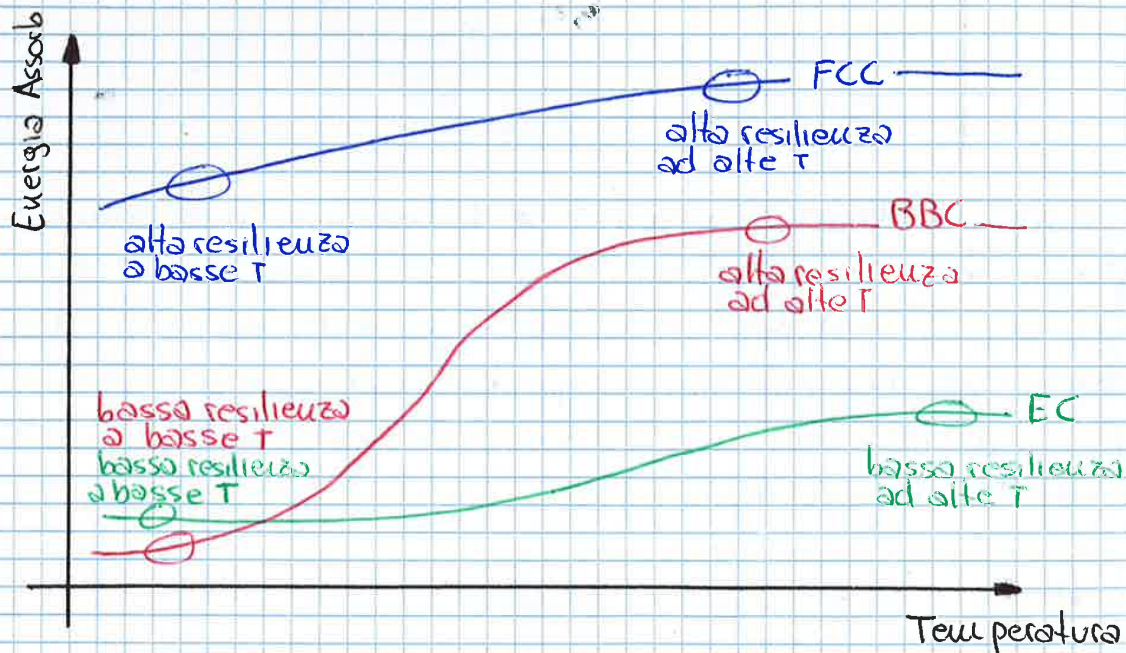
Materiali con durezza secondaria hanno elevata durezza anche a elevate temperature.

RESILIENZA

Capacità di un materiale di assorbire un urto senza rompersi.

Per la prova di resilienza vedere SDH capitolo 19.

Il tipo di reticolo del materiale influenza il valore di resilienza.



L'FCC non è influenzato dalla temperatura. Il BCC sì.
I reticoli esagonali compatti hanno quasi sempre bassa resilienza.
Tuttavia se un componente è sottile, la resilienza aumenta poiché le forze che subisce sono unodirezionali.

La bonifica è perciò **obbligatoria** perché innalza la resilienza e diminuisce la T di transizione duttile-fragile.

ATMOSFERE CONTROLLATE

Atmosfere che devono essere presenti nei forni.

Nei forni l'atmosfera interagisce con la superficie del materiale.

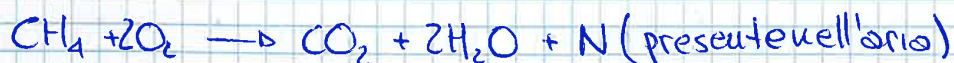
Le **atmosfera attive** in cui si instaurano reazioni con il componente e **atmosfera passive** dove ciò non accade.

Le atmosfere passive possono contenere gas nobili, oppure avere bassa pressione (vuoto).

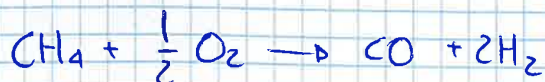
Le atmosfere controllate vogliono evitare la formazione di **ossidi** come FeO , Fe_3O_4 , Fe_2O_3 .

Vogliamo anche evitare che il C reagisca con l' O_2 dando CO_2 e impoverendo il materiale di carbonio. Vogliamo dunque evitare la **decarburazione**.

Per **atmosfera attive** utilizziamo la combustione di metano con l'ossigeno dell'aria.



Noi però vogliamo atmosfere ^{con} CO e H così facciamo bruciare il metano con aria in carenza di ossigeno.



$CO_2 + H_2$ è in equilibrio con $CO + H_2O$.

Anche $2CO \rightleftharpoons CO_2 + C$. (l'austemite si arricchisce di C) se nell'atmosfera c'è O reagisce con H_2 dando **umidità**.

In pratica, avere CO , H_2O , CO_2 , H_2 mi permettono di avere alterazioni superficiali.