



**Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino**

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

**NUMERO: 1765A -**

**ANNO: 2015**

# **A P P U N T I**

**STUDENTE: Piemontese Marco**

**MATERIA: Tecnologia 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.

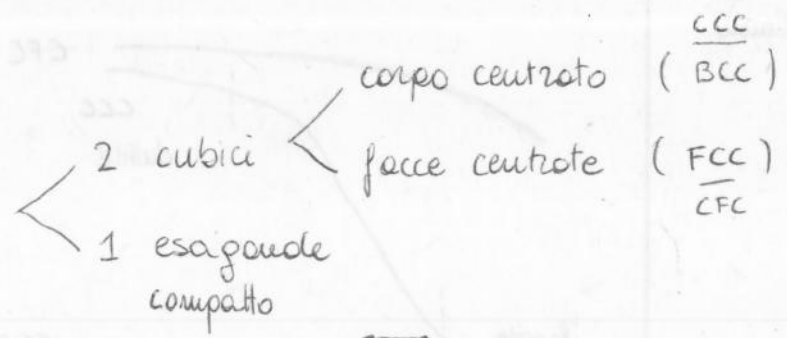
ATTENZIONE: QUESTI APPUNTI SONO FATTI DA STUDENTIE NON SONO STATI VISIONATI DAL DOCENTE.  
IL NOME DEL PROFESSORE, SERVE SOLO PER IDENTIFICARE IL CORSO.

# MATERIALI METALLICI

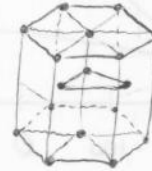
(LEZ. 7/3/2014) [LEZ. 5-6]

RETICOLI CRISTALLINI (METALLICI)

3 reticoli considerati per i metalli



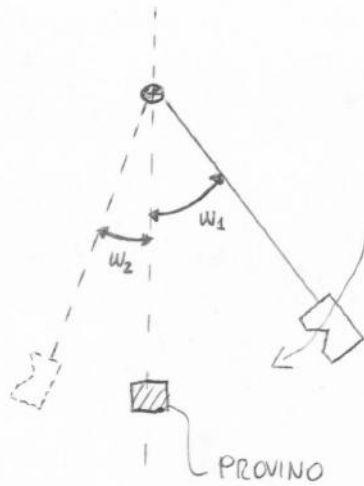
sono etami che si trovano in piani che sono a metà altezza e contenuti in 3 dei 6 prismi che formano la cella esagonale.



A } ripetizione  
B } dei piani  
A } reticolari \*

Sono i piani reticolari a massima densità che si ripetono: nelle disposizioni cubiche i piani reticolari si ripetono nell'ordine ABC, quindi solo al IV livello si ripete lo stesso piano → e le proprietà MECCANICHE dei metalli dipendono dalle strutture cristalline.

## PROVA di RESILIENZA: (CHARPY)



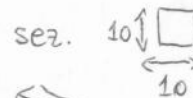
$w_1$ : angolo iniziale  
 $w_2$ : angolo finale

Se il materiale è molto RESILIENTE (quindi ci è voluta molta energia per romperlo)

$$w_2 < w_1 \text{ (o } w_2 \ll w_1)$$

se ho materiale FRAGILE

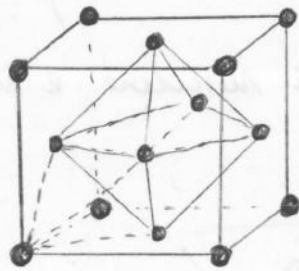
$$w_2 \sim w_1$$



intaglio  
 $r = 0,25 \text{ mm}$

amplifica l'effetto del colpo creando una concentrazione + elevata di tensioni

CFC:



posizione reticolare  
atomi lacune:

$(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$

/: lacuna tetraedrica  
(può ospitare solo H)

lo spazio compreso tra gli atomi  
delle facce del cubo prende il nome  
di LACUNA OTTAEDRICA.

Il reticolo qui può ospitare un atomo "ospite"  
di piccole dimensioni (il quale è cmq "leggero" prende  
per le celle, che si deformano). Gli atomi della  
LACUNA si spostano verso l'esterno (in direzione)  
e "rubano" spazio alle lacune adiacenti, le quali  
non possono ospitare atomi di impurezza.

Considerando la totalità delle celle che comporgano un pezzo, possiamo  
individuare il centro di queste lacune in ognuno degli spigoli del cubo.

Ad esempio nel sistema ccc le lacune ottaedriche (per via della disposiz.  
speciale) sono più piccole e quindi è più difficile inserire atomi di  
impurezza.

[Abbiamo sempre ipotizzato dei reticoli "perfetti" / "ideali"]

- FORMAZIONE di VACANZE

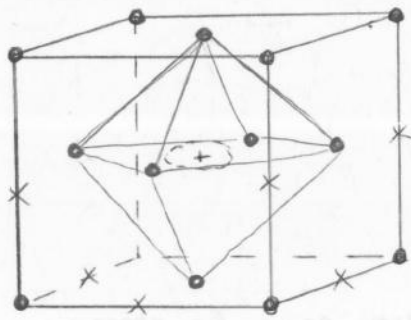
Gli atomi non sono fermi nelle posizioni reticolari, ma sono in costante  
oscillazione attorno alle posizioni di equilibrio.

Per cercare di stimare la "grandezza" del fenomeno un parametro che  
si può usare è la temperatura di fusione ( $T_F$ ) del metallo/lega.

Confrontando la  $T$  e cui ci troviamo con la  $T_F$  possiamo avere  
una idea dell'ampiezza e frequenza di vibrazione (entrambe aumentano  
con  $\nearrow T$ ).

Ora, può succedere che a certe temperature gli atomi più esterni

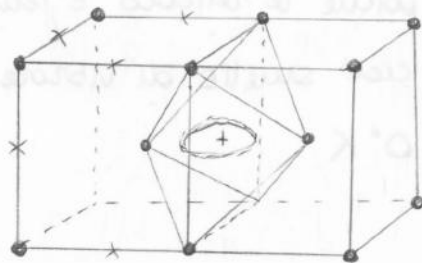
CFC:



Considerando il complesso di molte celle, esiste una lacuna ottaedrica in ogni posizione "x" <sup>delle celle</sup> che il reticolo forma con quelle adiacenti.

E' difficile trovare degli atomi di impurezza interstiziali vicini per via della deformazione locale che il reticolo subisce per colpa della perturbazione dovuta alla presenza dell'atomo.

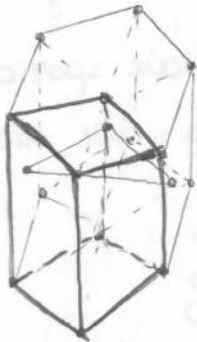
Sistema CCC:



Anche il sistema CCC ospita lacune ottaedriche: queste si trovano anche nelle posizioni "x" per ogni reticolo adiacente.

Queste lacune hanno tutte posizione reticolare  $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$ , ma siccome sono più piccole di quelle CFC ospitano un atomo di impurezza + difficilmente

ESAGONALE COMPATTO



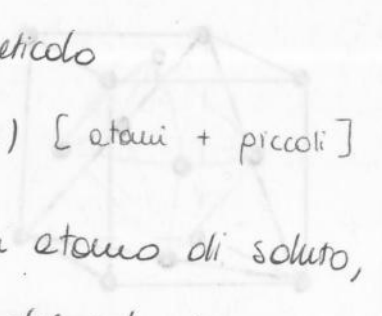
— : celle esagonale



DIFFETTI ~~sostituzionali~~ (di punto) RETICOLARI

(5)

- INTERSTIZIALI : posizione a metà tra atomi del reticolo contenuti in zone "vuote" (lacune) [atomi + piccoli]
- SOSTITUZIONALI : posizione reticolare occupata da un atomo di soluto, di solito, più grande di quelli del solvente. (o stesse dimensioni)

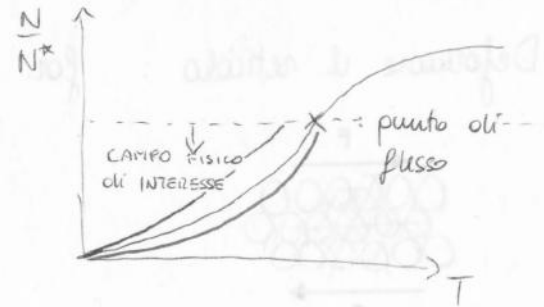


Legge di crescita vacanze - temperature :

$$\frac{N}{N^*} \propto Ae^{-B/RT} \rightarrow [K]$$

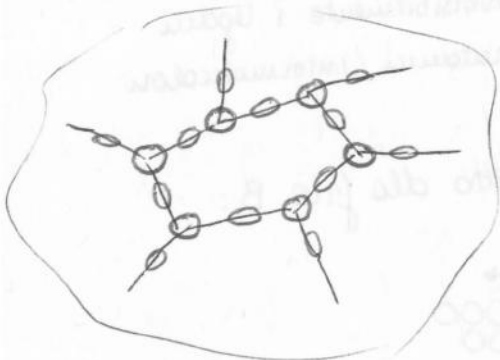
num. vacanze  
 num. posizioni reticolari

(legge tipo Arrhenius)



legge di dipendenza esponenziale

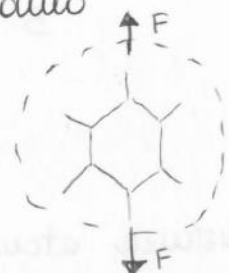
Le vacanze si generano più facilmente sui bordi del reticolo e (si uniscono) sempre sui bordi\* dei cristalli e coalescono



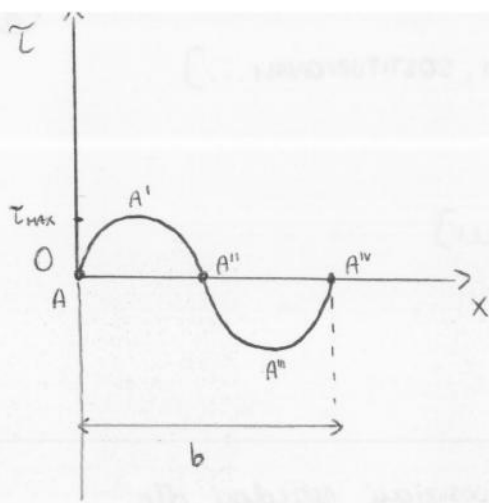
- zone di primarie formazioni
- " " secondarie "

\* : perché gli atomi sono meno tenuti

A temperature elevate ( $\sim T \gg 0,6 T_f$ ) se in più applico una forza (costante) dall'esterno si può verificare il fenomeno dello scorrimento viscoso e colata o CREEP



[Problema nei motori aeronautici, palette di turbine]  
 ↓  
 forza centrifuga



$$\tau(x) = A \sin(\omega x)$$

$$A = \tau_{max}$$

$$\tau(x) = \tau_{max} \sin\left[\frac{2\pi}{b}(x)\right]$$

$$\omega = \frac{2\pi}{T} = \frac{2\pi}{b}$$

x piccoli  $\rightarrow \sin(x) \sim 1$

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

Sto nell'intorno delle posizioni di equilibrio "0"

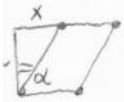
- Sono vicino ad "0" deformo il materiale con una  $\tau < \tau_{max}$ : il mio atomo tende a ritornare in posizione di equilibrio "0" [posizione indeformata]

RISPOSTA ELASTICA DEL MATERIALE

- Deformo il materiale con una  $\tau > \tau_{max}$ : entro in campo plastico, ho deformato il materiale plasticamente

$\rightarrow$  ho spostato (l'atomo) le file di una intera posizione atomica

a: distanza atomica lungo y



$$\tau = G\gamma$$

$$\gamma = \frac{x}{a}$$

$$\tau = G \cdot \frac{x}{a} = \tau_{max} \frac{2\pi}{b} \cdot x$$

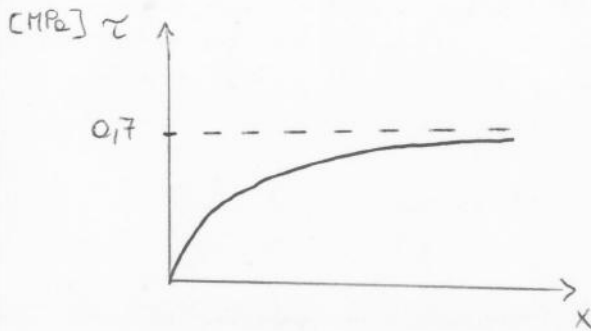
$$\tau_{max} = \frac{G}{2\pi} \left(\frac{b}{a}\right) \sim 1 \text{ come ordine di grandezza}$$

$$\tau_{max} \approx \frac{G}{2\pi}$$

$$\tau_{max} (Mg) = 2785 \text{ MPa}$$

[Reticolo perfetto] \*

PROVA di DEF. PLASTICA su monocristallo di Mg



Mi bastano 0,7 MPa! Un valore circa 4000 volte più piccolo di quello teorico \*

\* Non c'è il reticolo perfetto

$\rightarrow$  DIFETTI! (Dislocazioni) LINEARI DIFETTI RETICOLARI

[ Lez. 12 ]

Il vettore di Burgers si determina facendo il circuito di Burgers: il vettore si disegna e chiusura del circuito

SPIGOLO :  $\vec{b} \perp$  alle linee di dislocazione

ELICA :  $\vec{b} \parallel$  alle " " "

**ENERGIA  $\propto \vec{b}^2$**

$\vec{b}$  piccolo,  $E$  associato alle dislocazioni sono minore

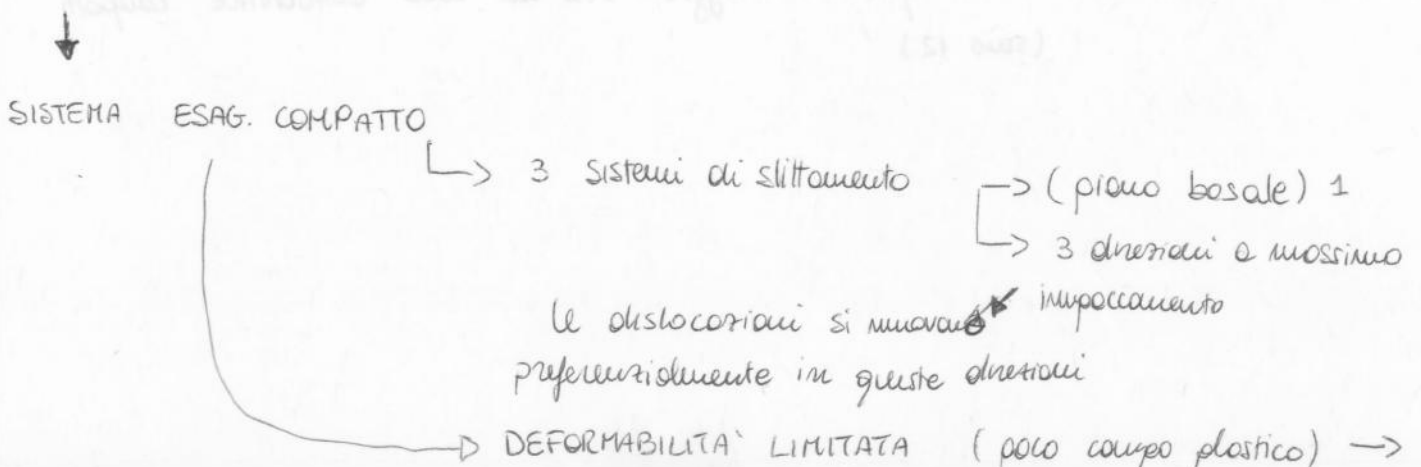
$\vec{b}$  si distribuisce sulle dislocazioni con vettore  $\vec{b}$  + piccolo

Travo con piu' facilità dislocazioni con  $\vec{b}$  piccolo

Le dislocazioni si manifestano maggiormente quindi nei piani e nelle direzioni a massima densità (o maggior impaccamento) } perché qui  $\vec{b}$  e' + piccolo

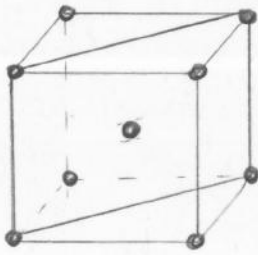
Ad es. nel sist. ESAGONALE COMPATTO le troviamo + frequentemente nei piani basali

↳ li ho il maggior impaccamento, li ho la piu' alta densità di dislocazioni  
 $\vec{b}$  e' orientato nelle direzioni di massimo impaccamento





CCC



Anche il piano che intercetta il maggior numero di atomi in questo sistema, non può essere considerato propriamente un piano a grande densità di impacchimento \*

- piano  $\{1, \bar{1}, 0\}$

Per quanto riguarda le direzioni, ne abbiamo due della famiglia  $[1, 1, 1]$



Considerando tutte le combinazioni, otteniamo 48 sistemi di scorrimento. Nonostante ciò, per il sistema ccc ha comportamento duttile alle alte T

In definitiva abbiamo che:

I sistemi reticolari a maggior densità, i cui piani sono più densi permettono un movimento facilitato poiché richiedono meno energia per muoversi

perché comunque ci sono "grandi" spazi vuoti \*  
 $FCA_{ccc} < FCA_{cfc}$

Questi sistemi reticolari danno luogo a materiali DUTILI (vedi grafico RESILIENZA)

CFC



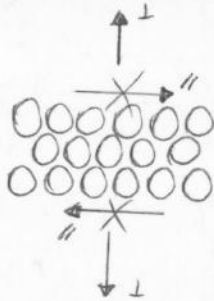
$\lambda$  e  $\phi$  li posso determinare tramite analisi ai raggi X

Ci saranno ovviamente dei casi in cui  $\sigma_{eff} = 0$

In questi casi dunque non riusciremo a deformare il cristallo (ma non lo rompere)

↓  
 È maggiore saranno queste probabilità se ho pochi sistemi di scorrimento [es. ESAGONALE COMPATTO]

Che cosa succede quindi... la sollecitazione esterna non ha nessuna componente in direzione favorevole allo scorrimento (ma solo in direzione perpendicolare).  
 ↓  
 me  
 ha  
 3



Ma la componente  $\perp$  mi porta alla separazione irreversibile dei piani

↳ ROTTURA!

Quindi anche considerando il sistema POLI-CRISTALLINO ci sarà qualche cristallo che si frattura il che indebolisce notevolmente il sistema che può collassare anche per forze modeste

INVECE, ad esempio nel sistema FCC, ho a disposizione ben 12 sistemi di scorrimento; perciò è molto più probabile che sotto l'applicazione di un carico esterno ci sia qualche direzione su qualche piano per cui la componente  $\sigma_{eff} \neq 0$ .

Io' fa sì che il cristallo prima di rompere o rottura abbia la capacità di deformarsi: cioè è richiesta dall'esterno (dalla forza esterna) un' aliquota di energia / lavoro da compiere → F · spostamento

↓  
 IL RETICOLO È IN GRADO QUINDI DI ASSORBIRE ENERGIA (PRIMA DI COLLASSARE)

↳ deformazione del reticolo  
 il punto di applicazione di F si sposta di svariate distanze atomiche

[ Lez. 13 ]

(15)

## MECCANISMI di RAFFORZAMENTO

6 TIPI di RAFFORZAMENTO (per):

- 1) SOLUZIONE SOLIDA
- 2) DIMINUIZIONE DIMENSIONE DEI CRISTALLI
- 3) INCRUDIMENTO
- 4) PRECIPITAZIONE (SECONDA FASE)
- 5) TRASFORMAZIONE DISORDINE - ORDINE
- 6) TRASFORMAZIONE MARTENSITICA

vediamo i primi 4...

1) SOLUZIONE SOLIDA

SOSTITUZIONALE

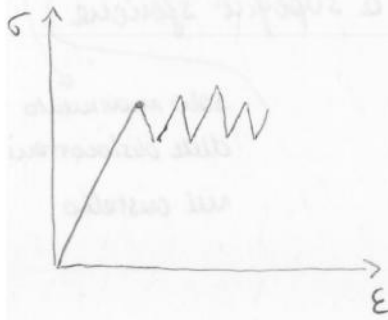
INTERSTIZIALE

es. Au-Ag  
Cu-Ni

Aumento di  $\sigma_{eff}$   
espanzive

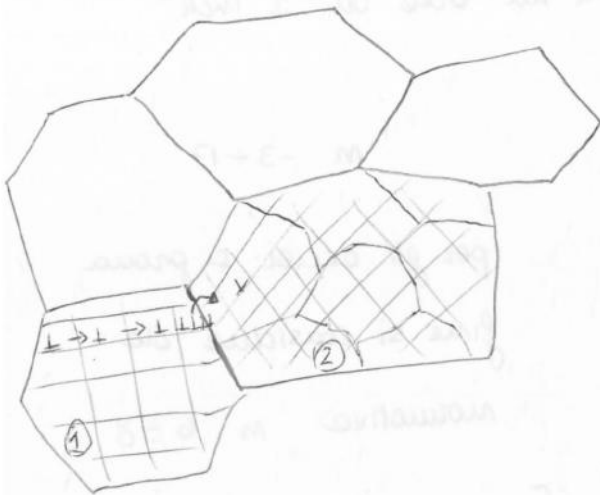
→ perché: gli atomi sostituzionali hanno  
la tendenza a posizionarsi nell'intorno  
delle dislocazioni in modo tale da  
diminuire l'energia associata al campo

Se la dislocazione riesce a spostarsi, dopo un certo valore di tensione, si allontana dalla zona dove ci sono atomi di soluto e serve necessariamente una minima forza per mantenerlo in movimento



Ma, nel suo cammino può incontrare altre atmosfere di Cottrell, in cui gli atomi di soluto rimasti ormai tendono a migrare seguendo la dislocazione con processo diffusivo (soprattutto alle alte  $T \rightarrow T/T_f \rightarrow 1$ )  
Quindi l'endovamento è un po' ostacolante

2)



### Aggregato POLICRISTALLINO

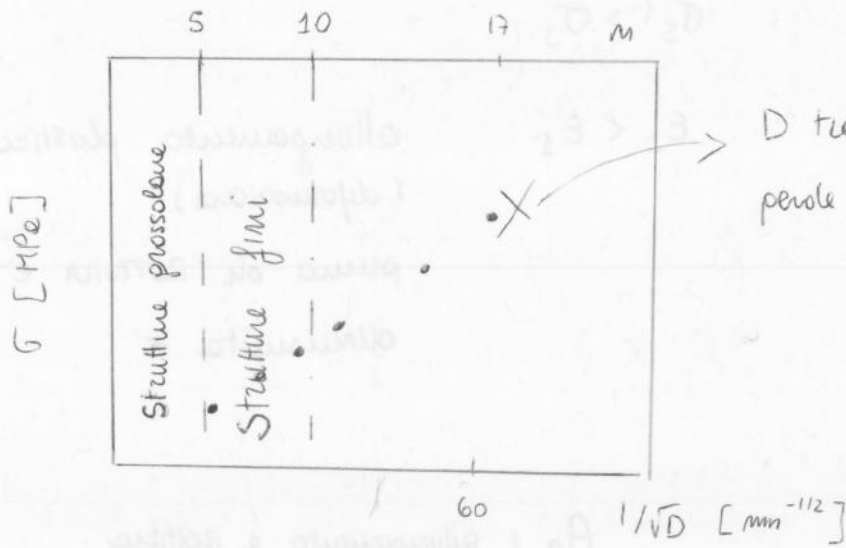
Supponiamo che  $\sigma_{eff1} < \sigma_{eff2}$   
quindi le dislocazioni di ① si muovono lungo le direzioni di scorrimento  
Una volta arrivate lungo il bordo di grano queste rallentano  $\rightarrow$  sono ostacolate ed è necessario un  $\uparrow F$  affinché superino il bordo e passino nell'altro cristallo.

Supponiamo siano passate ... si muovono nel cristallo ② e lo attraversano ...

Ma se la dimensione del cristallo ② fosse inferiore cosa succederebbe?

[Linee blu] - La dislocazione nell'attraversare lo stesso percorso incontrerebbe più bordi, quindi più ostacoli, cioè servirebbe richiesta una forza maggiore  $\rightarrow$  IL RETICOLO È PIÙ RESISTENTE.

# grafico legge di Petch-Hall



3)

A deformazione plastica già iniziata...

passati i bordi di grano le dislocazioni si moltiplicano, così anche i piani di scorrimento e quindi esse prendono varie e diverse direzioni

L'incrocio di insiemi di dislocazioni porta ad un "ingorgo"

↓  
si bloccano nel movimento

necessito sempre di + forza  
per muoverle

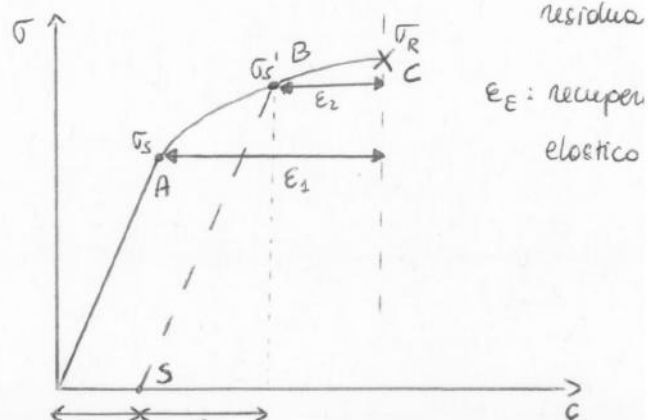
Alta densità di dislocazioni!

INCRODIMENTO

$$\sigma_s' > \sigma_s$$

$$E_2 < E_1$$

La densità di dislocazioni tra il punto B e S



[Lez. 14]

Alcune leghe ... di Rame

(Ottone) :  $Cu^{29} - Zn^{30}$  (Zn 40% MAX)

È molto solubile perché vicini nella tavola periodica (~ dimensioni, ~ elettronegatività)

È maggiore la solubilità dell'elemento "n+1" nell'elemento "n" che viceversa. \*

L'Ottone ha una caratteristica particolare perché all'aumentare della percentuale di Zn :

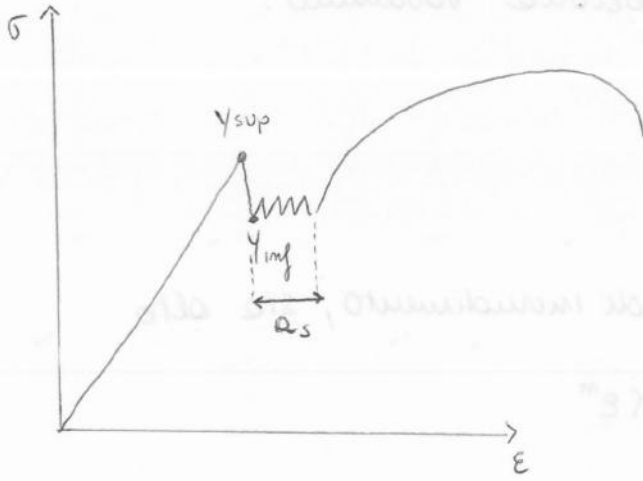
$\nearrow$  % Zn ,       $\nearrow$  Resistenza  
 $\searrow$  Duttilità

Invece variando la dimensione dei grani per una lega di ottone (70% Cu - 30% Zn) :

$\downarrow$  dimensione dei grani ,       $\nearrow$  Resistenza  
 $\searrow$  Duttilità

\* Nel caso Cu-Ni, i due elementi hanno lo stesso reticolo cristallino (CFC)

$\downarrow$   
La solubilità è completa!



$\sigma_{sup}$  : punto di snervamento superiore

$\sigma_{inf}$  : " " " inferiore

Questa variazione è dovuta allo "sblocco" delle dislocazioni delle atmosfere di Cottrell

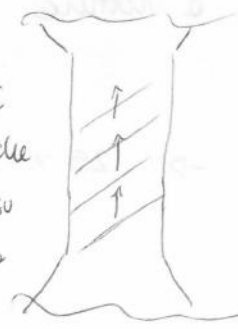
$\alpha_s$  : allungamento di snervamento



In queste zone posso notare che il materiale presenta un fenomeno di deformazione chiamato

Bande di Lüders

Bande di deformazione che si spostano su tutta la lunghezza del prisma



Interessano e meno e meno tutto il prisma

[ Da superficie protte → superficie ondulata ]

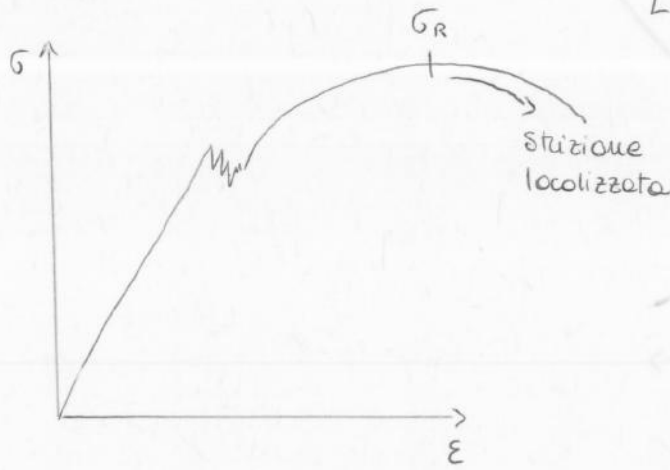
Sono dovute allo sblocco di dislocazioni che si muovono da un piano di un cristallo all'altro (e parte della serie + piccole)



si formano per i materiali ferrosi

[ Lez. 18 ]

(25)



La strizione c'è sempre, ma fino  $\sigma_R$  è uniforme

Per le deformazioni plastiche  $dV = 0$

↓  
 Slittamento di piani  
 reticolari (mantengono stesso  
 distanza relative)  
 ↓  
 varia la forma

incrudimento = incremento  densità delle dislocazioni

↓  
 la densità è più elevata sui bordi di grano  $(10^2 \div 10^{14} \text{ nm/nm}^3)$

↓  
 grande disordine  
 "tipo liquido"  
 in prossimità  
 di ROTTURA

Voglio deformare un Acciaio ( $n = 0,25$ ) del 40% ,

dovrò fare due passate 20% + 20% .

Ma dopo la prima deformazione devo riportare la densità delle dislocazioni al valore originale del reticolo indeformato

↓  
 come? creando nuovi cristalli

come oro nuovi cristalli?

↓  
 Cottura (faccio muovere gli atomi)



Obiettivo: formazione di nuovi cristalli + piccoli degli originari

↓ mi aiuta lo stesso processo, perché

la distanza tra i due centri di nucleazione sui bordi di grano è minore del  $D_m$  dei cristalli precedenti

↳ Quindi se ho più bordi la resistenza aumenta [↑ Resistenza]

Es.

Fe  $T_f = 1537^\circ\text{C}$   
 $T_f = 1810^\circ\text{K} \sim 1800^\circ\text{K}$

$T_1 = 600\text{K} \rightarrow \sim 330^\circ\text{C}$   
 $T_2 = 300\text{K} \rightarrow \sim 630^\circ\text{C}$

Range di Ricottura (Annealing)

Al  
 puro  
 ↓  
 non si usa  
 il solito

$T_f = 660^\circ\text{C}$   
 $T_f = 933^\circ\text{K} \sim 930^\circ\text{K}$

$T_1 = 300\text{K} \rightarrow \sim 25^\circ\text{C}$   
 $T_2 = 450\text{K} \rightarrow \sim 190^\circ\text{C}$

Pb

$T_f = 323^\circ\text{C}$   
 $T_f = 596^\circ\text{K} \sim 600^\circ\text{K}$

$T_1 = 200\text{K} \Rightarrow \sim -73^\circ\text{C}$   
 $T_2 = 300\text{K} \rightarrow \sim 25^\circ\text{C}$

↓  
 T basse!  
 più e  $T_{amb}$  i grani  
 ingrossano

[Lez. 19.]

(29)

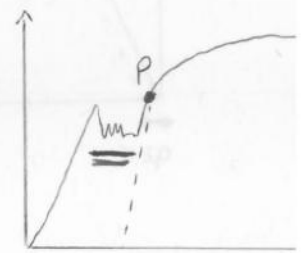
## LAMIERE

Il passaggio di SKIN-PASS (e' coinvolto a FREDDO, cosicche' le atmosfere di Cottrell non si riavvicinano di nuovo alle dislocazioni) nelle lamiere sblocca le dislocazioni delle atmosfere di Cottrell, e [x circa 3 mesi]

ente il formarsi di bande di Lüders

P: punto di SKIN-PASS

e' oltre le bande di Lüders



= bande di Lüders  
(zona di formazione)

DEFORMAZIONI A CALDO :  $T > T_{ric}$

DEFORMAZIONI A FREDDO :  $T < T_{ric}$

→ le deformazioni a freddo portano ad un aumento dell'energia interna del materiale

Anche a freddo, si scalda : + ho deformazione

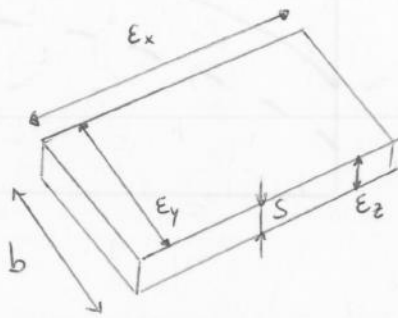
+ ↑ T, ↑ E<sub>i</sub>

Un altro modo per evitare le bande di Lüders (e quindi il fenomeno dello snervamento superiore ed inferiore) e' quello di formare dei precipitati (Carboni, Nitrucci)

# Altre proprietà delle lamiere ---

(31)

$r$  = rapporto di anisotropie normale



Materiale isotropo  $\epsilon_z = \epsilon_y$

in fase di lavorazione... lo però voglio che si deformi di più lungo y e meno lungo z (spessore) per controllare meglio il processo

$$\epsilon_y = \ln(b/b_0)$$

$$\epsilon_z = \ln(s/s_0)$$

$$|\epsilon_y| > |\epsilon_z| \rightarrow r = \frac{\ln(b/b_0)}{\ln(s/s_0)} > 1$$

[Vedi slide Ferraro]

Prove di deformabilità plastica a freddo :  
 prova Erichsen  
 prova Luft-Dietrich  
 prova Swift

Misurano l'elasticità delle lamiere all'inibizione (~ alle deformazioni plastiche)

NORMATIVA :  
LAMIERE

Fe, P 01

... 02, 03 ...

perché a base Ferrò

prove ottenute x inibizione

> numero,  
+ sono deformabili

↓  
minor % C

## 4) Rafforzamento per precipitazione

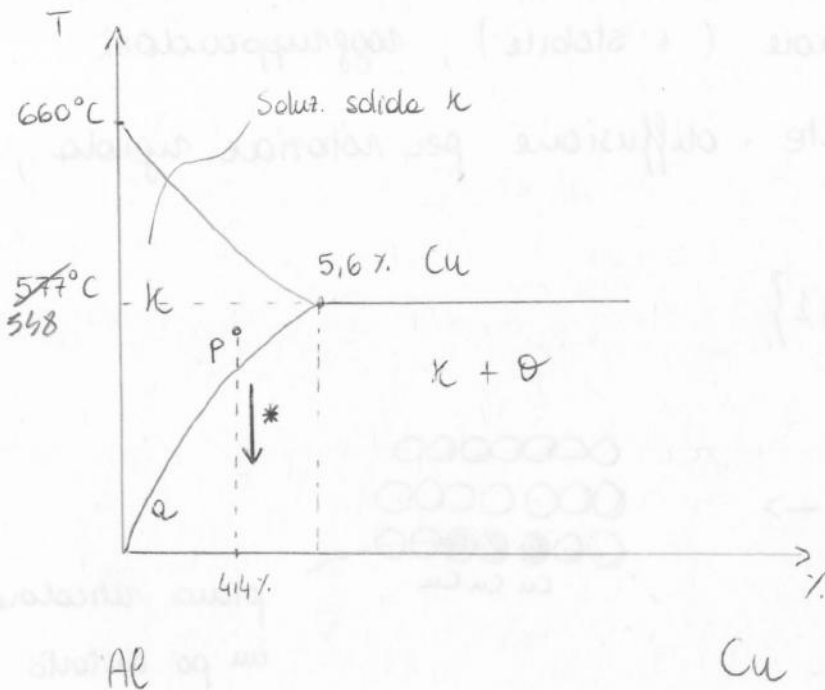
"Quelsiasi cose che blocca le dislocazioni fa aumentare la resistenza  $\uparrow \sigma_s$  e  $\uparrow \sigma_R$ "

Es. di precipitato in una ~~lega~~ lega Fe-C, per aggiunta di Ti

TiC (carburo di Titanio)  $\rightarrow$  formano una nuova fase

affine al carbonio

aggiunta di elementi in lega:  $\overset{\text{CFC}}{\text{Al-Cu}}$   $\rightarrow$  lo uso per rinforzare l'Al puro



Solubilità limitata

- P si trova al di sopra della curva  $\kappa$ , ma al di sotto di 577°C, tutto il Cu che c'è è disciolto

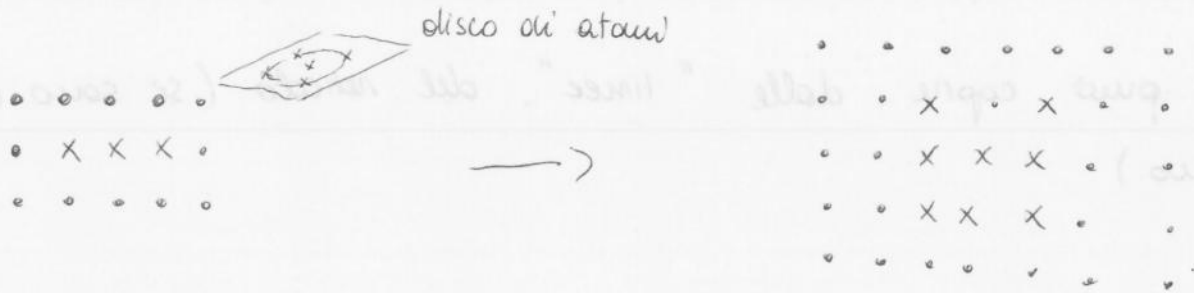
- $\theta$  è un'altra fase  
 $\theta - \text{Al}_2\text{Cu}$

\* Se parto dal punto P e immagino di raffreddare la soluzione lentamente ottengo a  $T_{\text{aut}}$  anche la fase  $\theta$   $\rightarrow$

[Lez. 26]

(35)

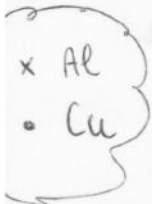
Cosa succede se lascio passare dei giorni, e lascio il materiale a riposare



Zona di Guiner-Preston I  
GPI

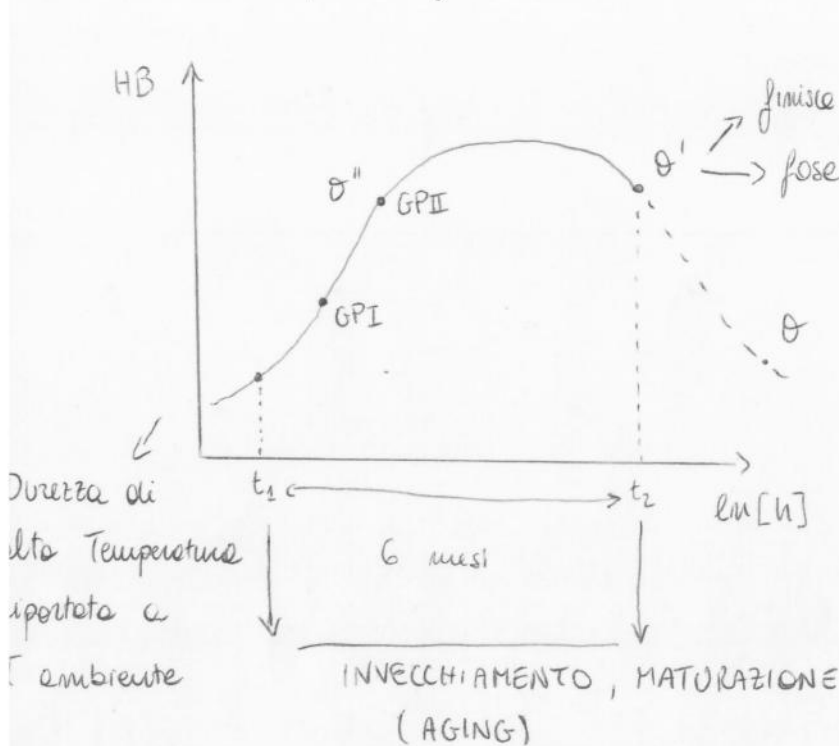
(Anche qui abbiamo un disco di atomi)

Zona di Guiner-Preston II  
GP II -  $\theta''$

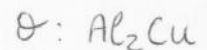
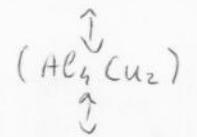
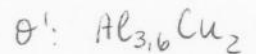


Lasciando passare i giorni, si avviano processi diffusivi che portano alla precipitazione

↳ questa fa aumentare la durezza



↳ formazione di precipitati



----- : A Tamb non si verifica la discesa

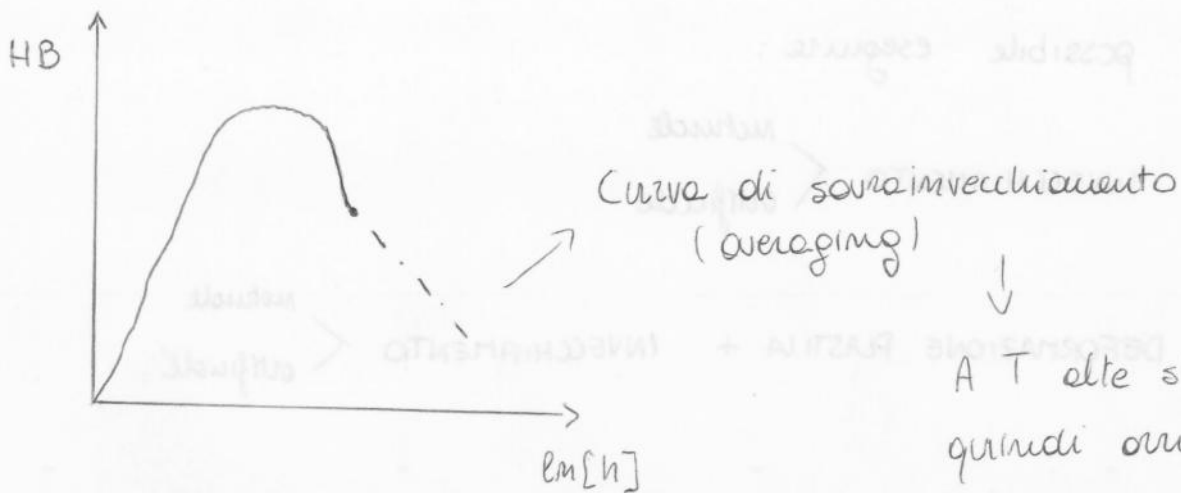
Il tempo di invecchiamento naturale però, industrialmente non è praticabile, aspettare 6 mesi è troppo

↓  
 è necessario ridurre i tempi

↓  
 il tempo è legato ai tempi della diffusione, la velocità di diffusione cresce con la Temperatura

$$T \uparrow \quad v_{diff} \uparrow$$

v.B.:  
 Ma! se la T è troppo alta (Al:  $T \approx 200^\circ C$ ) ho che la lega ricristallizza, quindi devo tenermi ad una  $T < T_{ma}$  ed usare elementi in lega che impediscano questo processo, use' elementi antiricristallizzazione (es. Zr)



↓  
 A T alte si può verificare quindi orvati al punto  $\theta'$  devo riabbassare la Temperatura

Aumentando la T non posso essere sicuro si mantengono gli stessi precipitati di  $T_{amb}$ , in compenso so che  $\downarrow$  i tempi per aumentare la durezza e ...

Leghe Al + diffuse

Al - Cu, Mg, Si, Zn, Mn

Al-Cu 2024 (4,4% Cu) + Mg, Mn, Si  
 2014 (4,4% Cu) + (Mg), Mn, Si

Al - Zn, Mg, Cu  $\frac{7075}{\text{L} \rightarrow \text{per impieghi aeronautici}}$

$\sigma_s \cong 550 \text{ MPa}$

Le serie dell'alluminio

1000	:	Al puro commerciale	es. $\frac{1050}{1080}$	Al 99,50% 99,80%
2000	:	Al-Cu	→ 2014 (Mg-Si) 2024 (Mn-Si-Mg) 2030 (Li-Zn-Si)	} Duralumini Resistenti alla corrosione alla presenza del Cu
3000				
4000				
5000				
6000	:	Al-Mg-Si		
7000	:	Al-Zn		
8000	:	Al-Li		

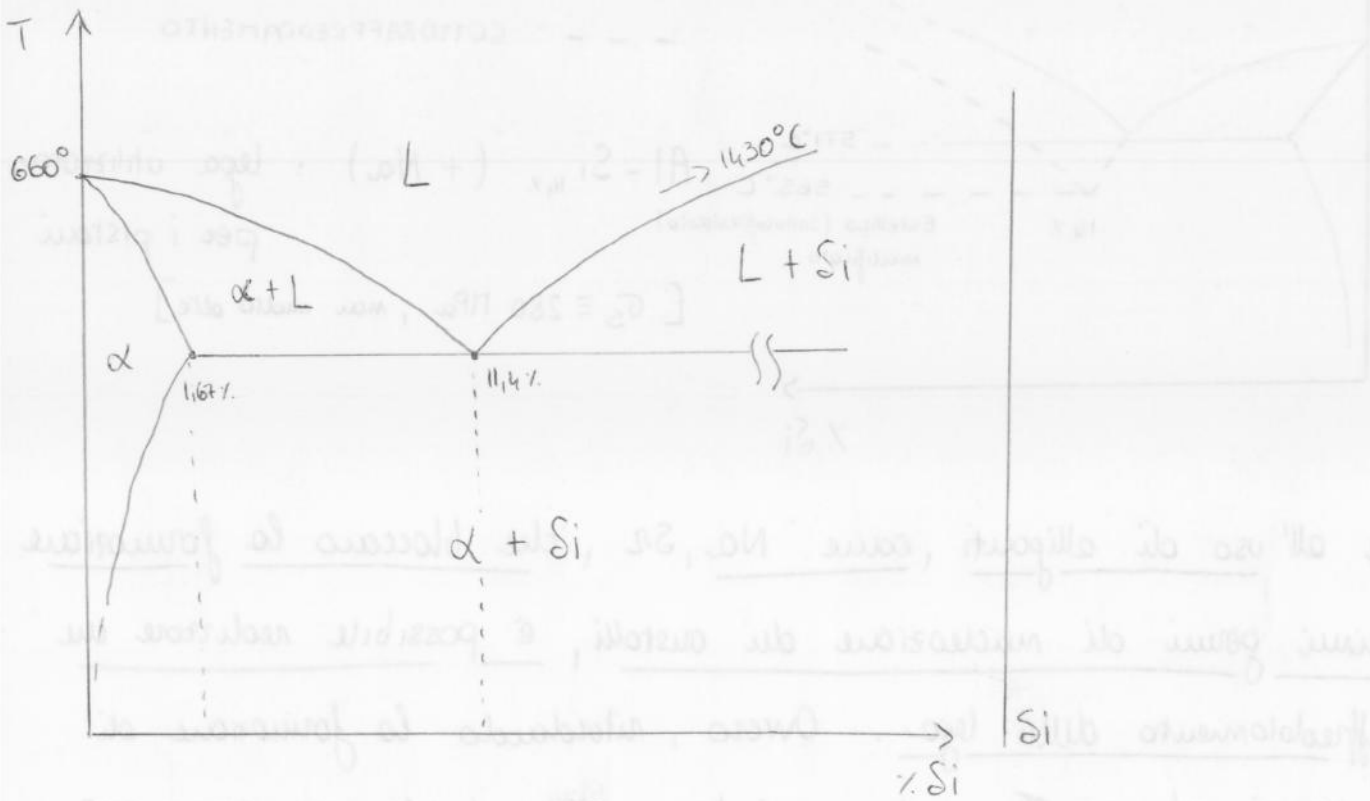
$\sigma_s \cong 500 \text{ MPa}$   
 Al discreto

[Lez. 31]

(41)

Al-Si

Alluminio per fonderia



Se devo fare getti complessi ho la necessità che la lega sia liquida per il maggior tempo possibile, cosicché mesco e riempio <sup>tutto</sup> il getto prima che una parte inizi a solidificare.

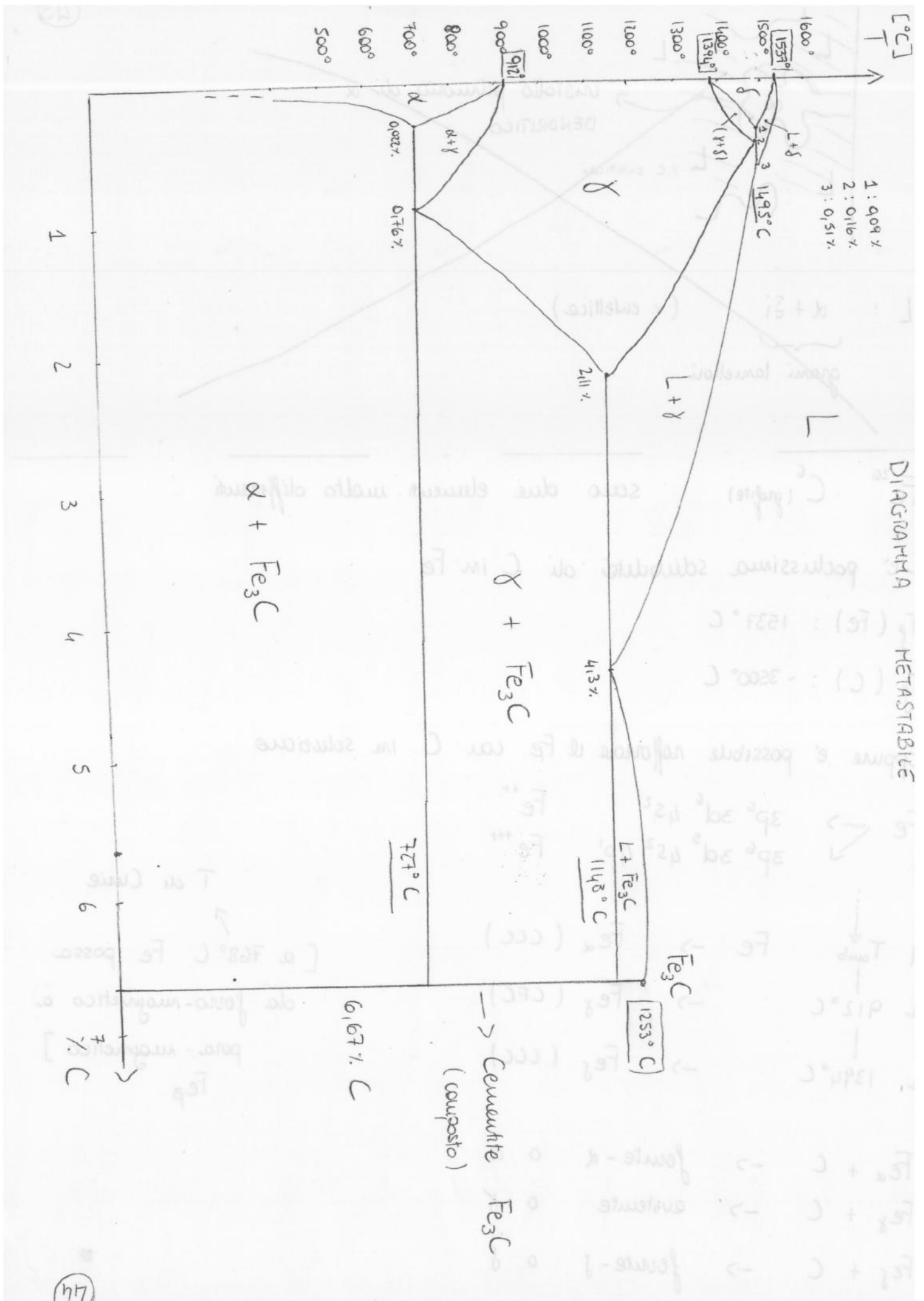
Per far ciò posso imporre che la Temperatura di solidificazione sia la più bassa possibile... quindi vado vicino al punto di eutettico, utilizzando una percentuale di Si pari alla % eutettica.

Lega Al-Si : non rafforza né per soluz. solida  
né per precipitazione

Cosa posso fare?

↳ ↓ D dei cristalli

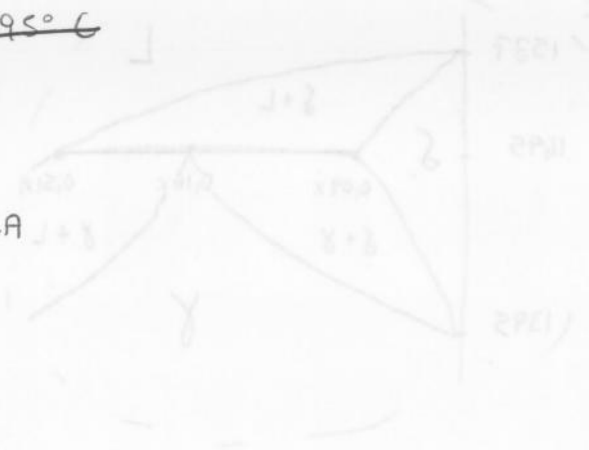




# Solubilità C in Fe

(45)

in $Fe_\alpha$	0,022% max	a	$727^\circ C$
in $Fe_\gamma$	0,76%	a	$727^\circ C$
$Fe_\gamma$	2,11% max	a	$1148^\circ C$
$Fe_\gamma$	0,16%	a	$1495^\circ C$
in $Fe_\delta$	0,09%	a	$1495^\circ C$
<del><math>Fe_\delta</math></del>	<del>0,51% max</del>	<del>a</del>	<del><math>1495^\circ C</math></del>



- $727^\circ C$  Temperatura EUTETTOIDICA
- $1148^\circ C$  Temperatura EUTETTICA
- $1495^\circ C$  Temperatura PERITETTICA

$Fe_3C$  : Cementite è un composto interstiziale, esiste ad una [6,67% C] sola composizione e sul diagramma è rappresentato da una retta (campo mono-fosico)

$T_f = 1253^\circ C$

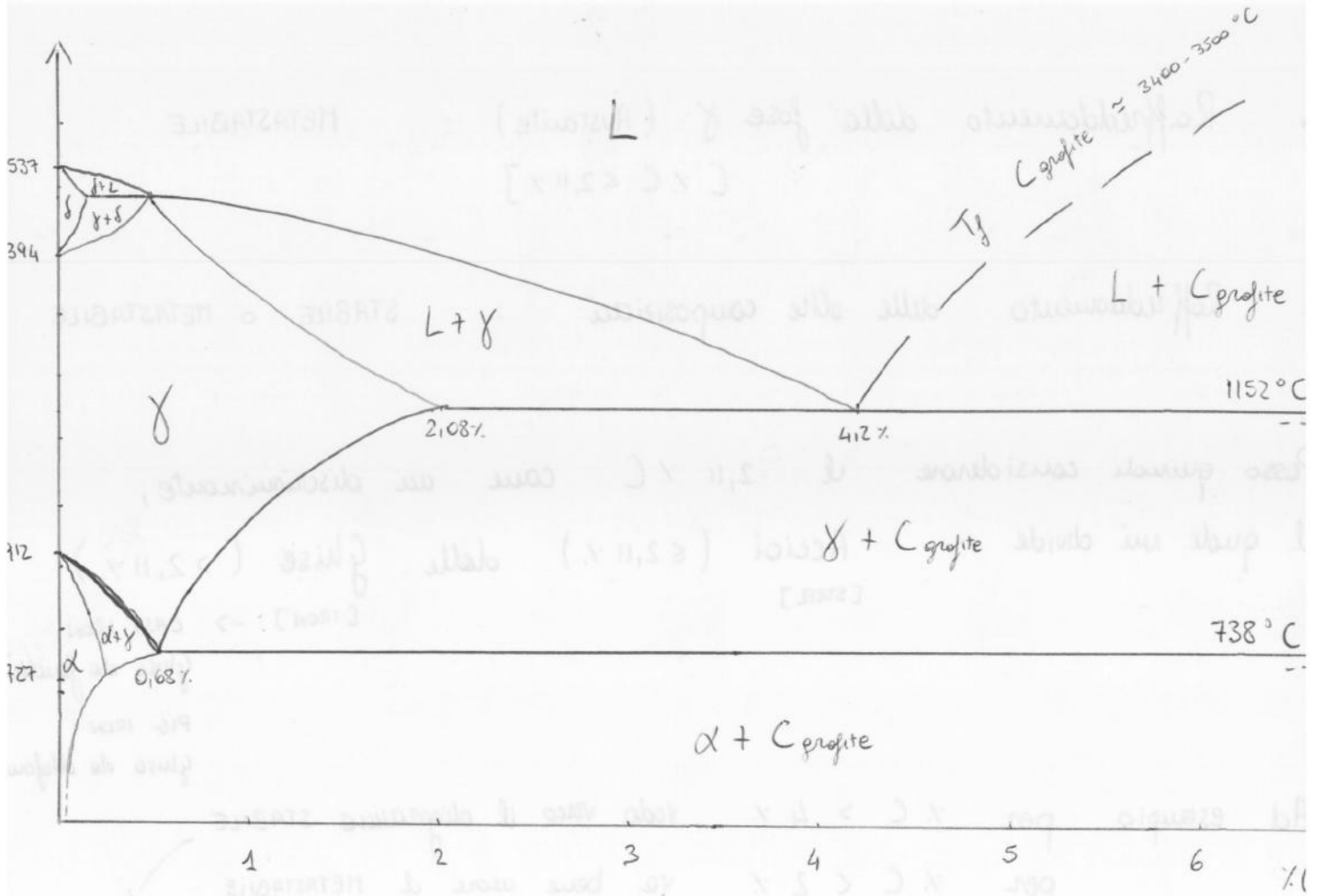
VB : Perlite e Ledeburite non sono fasi!! e non vanno indicate nel Diagramma. Esse sono strutture metallografiche, sono cioè dei "miscugli meccanici" che si formano a seguito di trasformazioni seguite durante un percorso / trasformazione termica.

~~Lez. 39~~

Lez. 39]

# Diagramma Stabile

(47)



Esempio

$$2,2 < \% C < 4$$

ghise da fonderia

(49)

- forma in terra → vel. raffredd. basse S
- forma in metallo → vel. raffredd. elevate MS

Esempio

[Forme Metallica]

- esterno : vel. raffredd. elevate MS
- interno : vel. raffredd. basse S

Se seguiamo il METASTABILE → prevediamo la formazione di Cementite ( $Fe_3C$ ), che è un carburo duro, ma fragile!

↳ (perciò non desidero che i suoi cristalli si sviluppino in modo continuo all'interno dell'aggregato policristallino)

Se seguiamo lo STABILE → prevediamo la formazione di C grafite il quale si dispone a lamelle discontinue e sparpagliate

mini», ma che, «sotto la copertura della guerra, possono essere ampiamente e impunemente sfruttati per iniziative economicamente remunerative», al punto che si potrebbe dire che «la guerra, da questo punto di vista, non è più semplicemente una continuazione della politica, come teorizzò von Clausewitz, ma diventa anche una prosecuzione dell'economia con altri mezzi».<sup>39</sup>

Secondo Paul Collier, che ha guidato un programma di ricerca della Banca mondiale sull'economia delle guerre civili, «le caratteristiche chiave di un paese ad alto rischio di guerre interne non sono né politiche né sociali, bensì economiche»<sup>40</sup>, e riguardano principalmente la presenza di risorse naturali o minerarie facilmente esportabili — i cosiddetti *conflict goods*, o «beni fonte di conflitto», come oro, diamanti, metalli o legnami pregiati<sup>41</sup> —, dal cui controllo e sfruttamento si può trarre profitto sia per finanziare le operazioni militari sia per l'arricchimento privato: si pensi, per esempio, al ruolo svolto dai diamanti nell'alimentare i conflitti che hanno recentemente insanguinato paesi come l'Angola e la Sierra Leone<sup>42</sup>; oppure si pensi al conflitto che da anni si trascina in Congo — classico esempio di guerra civile internazionalizzata, definita con un felice ossimoro «guerra mondiale africana» —, dove in gioco ci sono soprattutto le straordinarie risorse di questa regione: oro, diamanti, rame, cobalto, zinco, petrolio e coltan (un minerale di fondamentale importanza per l'industria elettronica e aerospaziale)<sup>43</sup>.

Cometterebbe, tuttavia, un errore chi pensasse di poter individuare nel fattore economico la chiave di spiegazione unica o privilegiata dell'insorgenza e della dinamica delle nuove guerre<sup>44</sup> — così come

<sup>39</sup> Carbone 2005, pp. 136-37.

<sup>40</sup> Cfr. in Singer 2005, p. 59.

<sup>41</sup> «Il comune denominatore dei *conflict goods* è la loro facile trasferibilità, essenziale per consentire lo sviluppo di reti di smercio clandestino. Il loro sfruttamento non deve richiedere un controllo completo o quasi completo del territorio e degli apparati statali, indispensabile ad esempio per il funzionamento di infrastrutture complesse e centralizzate come gli oleodotti petroliferi o di organizzazioni estersive come quelle per la commercializzazione di tè, cacao o caffè. Al contrario, deve trattarsi di ricchezze per le quali la supremazia degli insorti su aree relativamente limitate, come un sito di estrazione mineraria o zone circoscritte di foresta pluviale, sia sufficiente a trarne vantaggio» (Carbone 2005, p. 138).

<sup>42</sup> Cfr. Campbell 2003.

<sup>43</sup> Cfr. Pezzi 2004.

<sup>44</sup> Basti pensare alle tante guerre civili o insurrezioni armate scoppiate in paesi africani nei quali i *conflict goods* sono scarsi, o del tutto assenti.

peccano di riduzionismo quanti, magari mossi da intenti polemici nei confronti della politica estera americana, si ostinano a spiegare tutte le guerre recenti che hanno visto il coinvolgimento degli Stati Uniti alla luce della lotta in corso a livello mondiale per il controllo delle risorse energetiche, petrolio in testa. Senza nulla togliere all'importanza delle dinamiche affaristiche che si sviluppano nei diversi teatri di guerra, non v'è dubbio che l'irriducibile complessità dei conflitti armati dell'era post-bipolare mal si concilia con qualunque ipotesi di spiegazione monofattoriale. Lo stesso rapporto conclusivo del programma di ricerca diretto da Collier ha finito per riconoscere che le ragioni economiche, piuttosto che una causa primaria delle guerre civili, costituiscono un fattore suscettibile di favorire la prosecuzione di alcuni conflitti interni già in corso, nel senso che, «se è vero che l'avidità e gli interessi materiali dei combattenti con il tempo prendono talvolta il sopravvento, le ricalcolazioni raramente cominciano solo per ragioni di predazione economica»<sup>45</sup>.

A conclusioni analoghe perviene pure Mary Kaldor, per la quale la sola motivazione economica non è sufficiente a spiegare «l'entità, la brutalità e l'assoluta crudeltà delle nuove guerre»<sup>46</sup>, che con il loro sinistro bagaglio di massacri, genocidi, fosse comuni, deportazioni, campi di prigionia, pulizie etniche, arti mozzati, torture e atrocità, ogni tipo si offrono come segno inequivocabile della barbarie dei nostri tempi: basti ricordare i cento giorni di indicibile orrore che hanno scandito, a ritmi quotidiani persino superiori a quelli dello sterminio nazista, il genocidio di circa un milione di tutsi ruandesi da parte dei fanatici hutu, insuperato esempio di «macelleria artigianale, in cui il *machete* ha avuto una parte materialmente, e ancor più simbolicamente, essenziale»<sup>47</sup>. La tesi dell'autrice è che questo genere di conflitti

<sup>45</sup> Carbone 2005, p. 146.

<sup>46</sup> Kaldor 1999, p. 122.

<sup>47</sup> Sofri 2004a, p. 282. Sul genocidio ruandese cfr. Scaglione 2003; Hatzfeld 2004 e Verwimp 2006. Altro teatro di orrori sono stati i Balcani, dove, negli anni Novanta, sono state commesse atrocità quali mai s'erano viste in Europa dai tempi della barbarie nazista, come questa, riportata da Slavonka Drakulic in un articolo pubblicato il 14 dicembre 1992 sull'*International Herald Tribune*: «Dal rosco di una delle vittime: Una volta una giovane donna che aveva un bambino in braccio è stata trascinata nel mezzo della stanza... Le hanno ordinato di togliersi i vestiti. Lei ha fatto sedere il bambino per terra, accanto a sé. Quattro cetnici l'hanno violentata; lei è rimasta in silenzio, guardando il figlio che piangeva. Quando loro si sono allontanati ha chiesto se poteva allattare il bambino. Allora un cetnico ha tagliato a testa al bambino con un coltello, e poi ha porto alla madre la testa insanguinata. La povera donna si è messa a

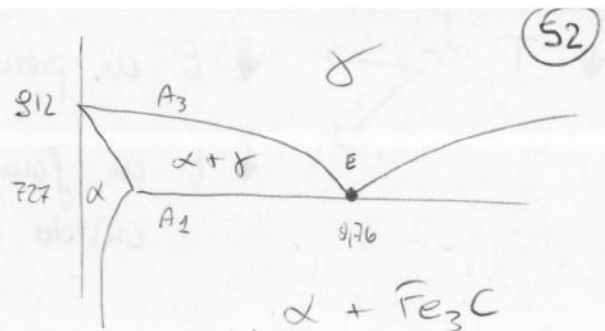
~~Lez. 61~~

~~Lez. 61~~

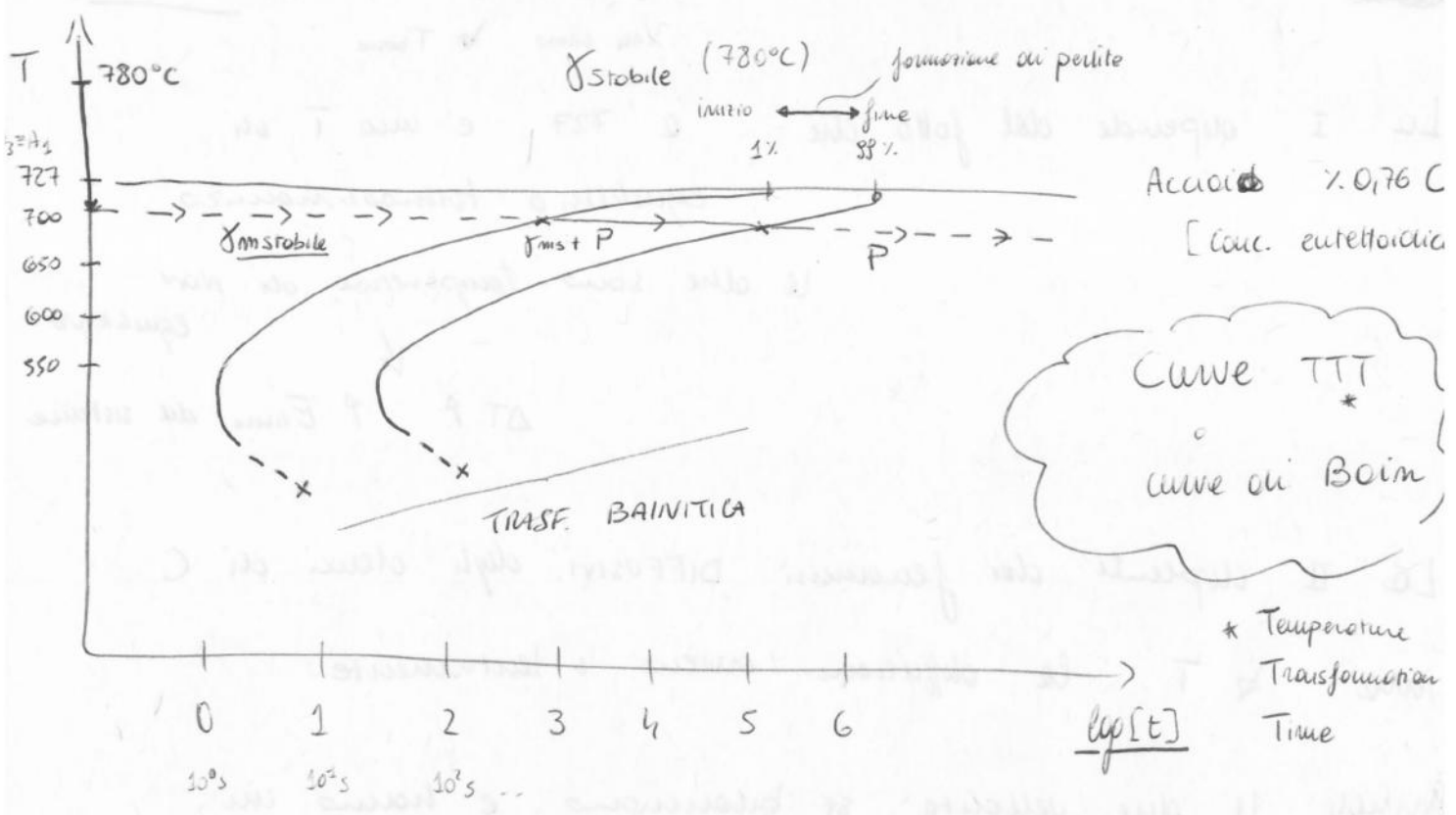
[Lez. 61] Diag. Fe-C

$T_{eutettica} = 727^{\circ}C$

L) trasf. eutetticoidale  $\rightarrow$  formazione di 2 fasi  $\alpha + Fe_3C$   
 $\downarrow$   
 Struttura perlite



Se  $\downarrow T_e$  da  $727^{\circ}C$  vediamo come varia il tempo necessario alla nucleazione e crescita dei cristalli di  $\alpha$  e  $Fe_3C$



Prendo un campione "stallo" a  $780^{\circ}C$  lo raffreddo a  $700^{\circ}C$  e mantengo lo T, cosa vedo?  $\rightarrow$  Fino a un certo  $10^3s$  ho ancora  $\gamma$ , dopo alcuni minuti  $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$  (Perlite) e finito il tempo di trasf. rimane perlite P (permanere)

Cosa succede se io raffreddo molto velocemente (54)  
 dalle  $T = 780^\circ\text{C} \rightarrow T < 550^\circ\text{C} \sim T_{\text{aub}}$

in pochissimo tempo [ $< 1\text{ s}$ ]



$M_s$  = Martensite start ;  $M_f$  = Martensite finish

[ Dipendenza dalla %C ] sono fisse x %C

lo ~~sono~~ non da il tempo agli atomi del materiale di seguire alla variazione esterna di temperatura (molto repentina)

quindi, in molte strutture ottenute  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  dal raffreddamento di  $\gamma$

si ha che gli atomi di C non hanno il tempo di fuggire

dalla struttura FCC di  $\gamma$  [ fuggire?  $\rightarrow \alpha$  (CCC) e' %C max e' 0,0022% ]

ma lo sono a %C 0,76 ]

però ho la tendenza del Fe di portarmi ad una struttura CCC

Si forma una struttura intermedia : Tetragonale Corpo Centrato

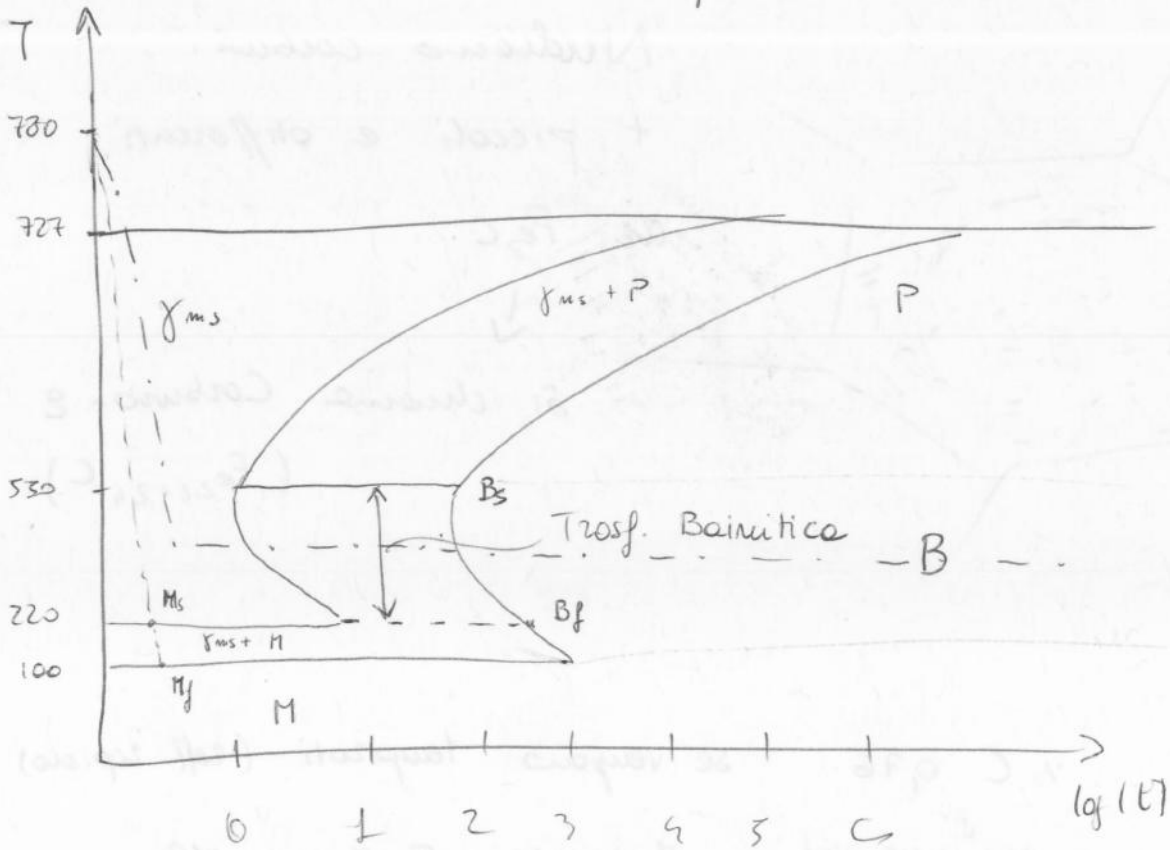
In presenza di una soluz. solida MONOFASICA detta : MARTENSITE (molto dura)

Fase METASTABILE  
 rimane perché a  $T_{\text{aub}}$   $V_{\text{trasf.}}$  sono bassissime

[Lez. 62]

Diagramma TTT

56



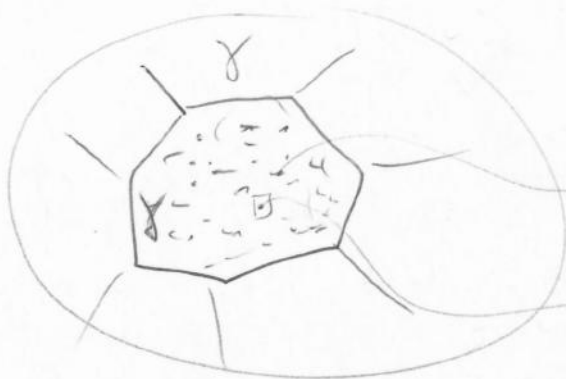
Tranf. Martensitica ~ tranf. istantanea

$\gamma$  tranf. " dipende solo da T e non dal tempo

↓  
non lo pensavo si  
"incubazione" come la perite F

Bainite = costituente metallografico (Bi-fosico)

Nucleo  $Fe_3C$  con grande ripartizione ( $\Delta T_{ref.}$ )



$Fe_3C$  (grande decrite)

$\alpha$

Bainite superiore

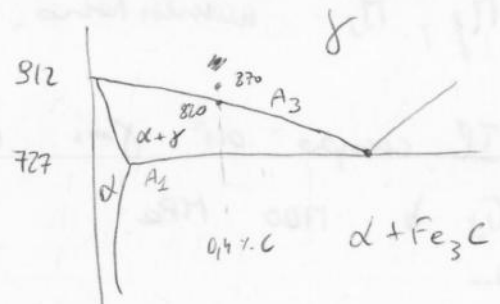


Mel più occorsi + comunemente imprevisti

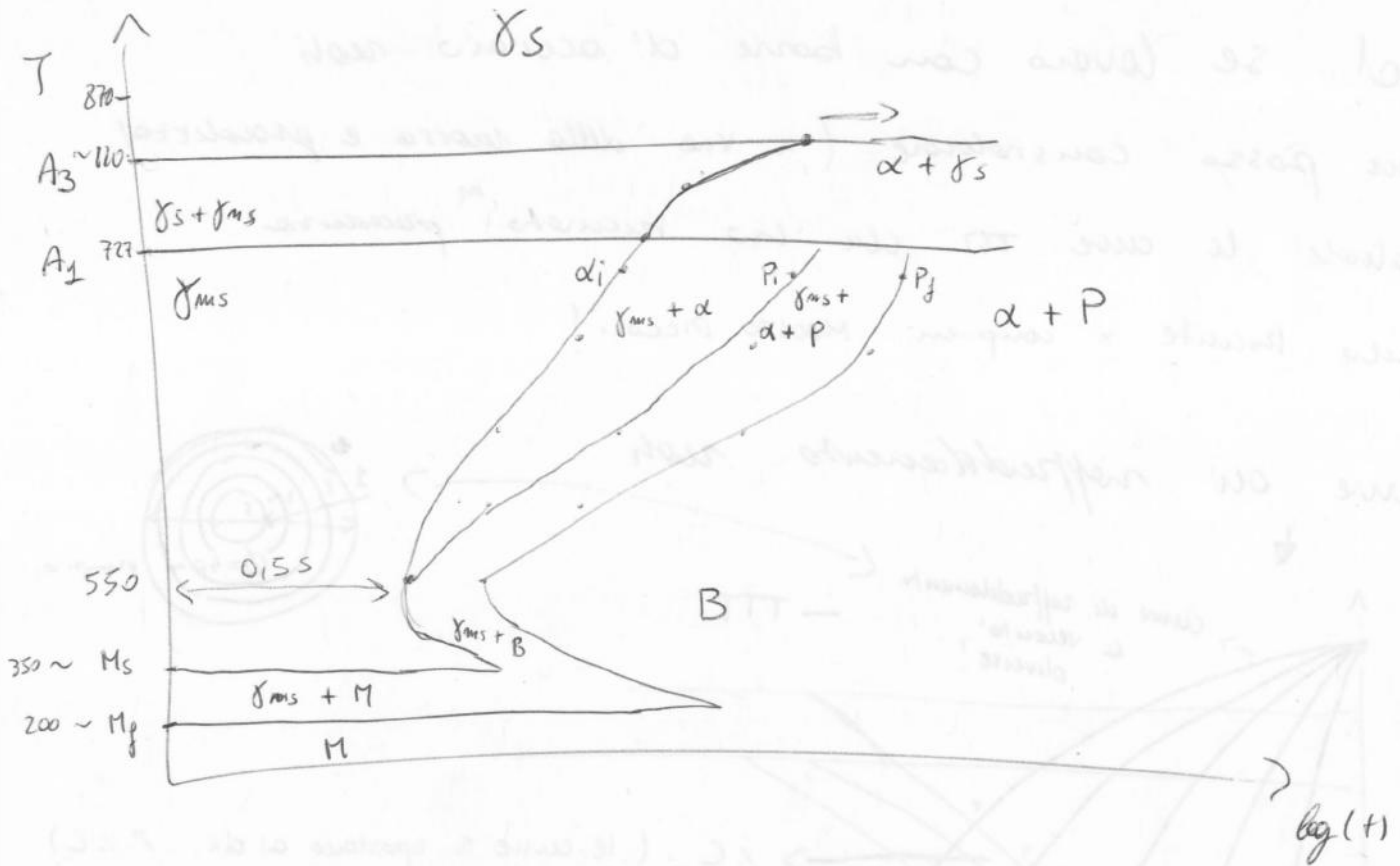
non sono allo 0,76 % C

ma al (circa) 0,4 % C

$A_3 \neq A_1$



TTT Acciaio ipo-EUTETTOIDICO



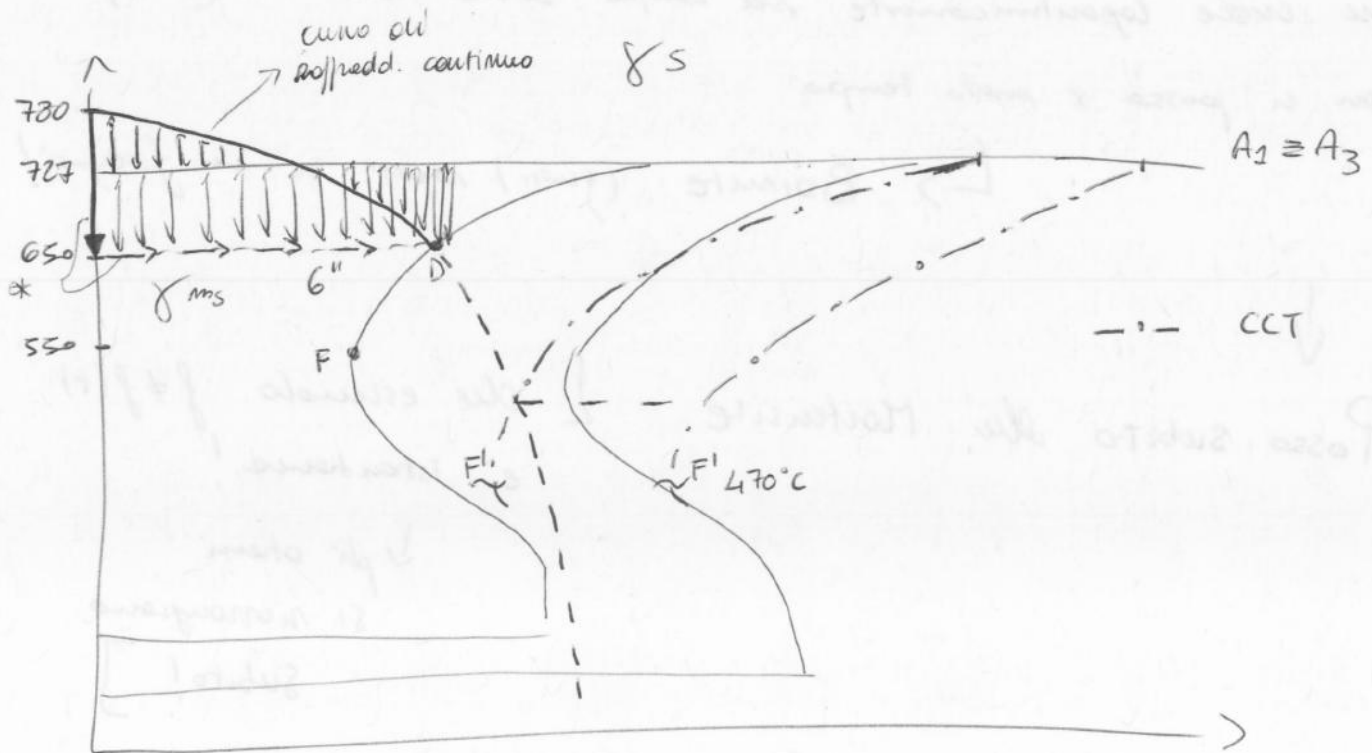
$$V_{lim \text{ raff.}} = \frac{870 - 550}{112} \cong 640 \text{ } ^\circ\text{C/s}$$

$V \gg V_{lim}$

↓  
 È + difficile tempore rispetto  
 ad un acciaio EUTETTOIDICO  
 (Dato avere  $V_{raff.}$  + elevate)

(60)

Facciamo il caso di  $\gamma.C = 0,76 \times$  semplice



\* percorso di raffreddamento del campione (istantaneo - costante)

-  $\Delta T = \text{cost}$  per 6" ( $\Delta T \sim 77^\circ\text{C}$ )

$$\Delta T = T_E - T$$

$$(727) - (650)$$

-  $\Delta T(t)$  quasi sempre inferiore a  $77^\circ\text{C}$

L> solo in D =  $77^\circ\text{C}$

L> per il punto tratto addirittura  $\Delta T < 0!!!$  (inutile)

$\Delta T \approx E_{energia}$

L> Quindi ma non c'è stato abb. energia perché  $\gamma_{ms} \rightarrow$  Perché non c'è potuto abb. tempo!

le curve cambiano!

Le curve CCT si spostano in basso e a destra rispetto alle TTT

L> curve CCT  
Continuous  
Cooling  
Transformation

→

[Lez. 63]

(62)

→ %C aumentano le dimensioni reticolari  
 del reticolo di Martensite (in altezza)



Aumento distorsione reticolari dei piani



→ proprietà resistenza <sup>e durezza</sup> meccanica



per 0,6 % C e superiori

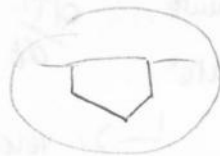
Durezza HRC = 64 (MAX)

→ molto usata perché  
 la misura la da direttamente  
 la macchina  
 di prova



↓  
 Alle elevate durezza ~~anche~~ la procedura Rockwell  
 non è sensibile

↳ Meglio la Vickers



$$HV = \frac{\text{Carico}}{\text{Sup. impronta}}$$

perché meglio sulla  
 gli oggetti + duri

Sono campioni che esistono su una portante  
 molto piccola di materiale

↳ se questo non è fortemente

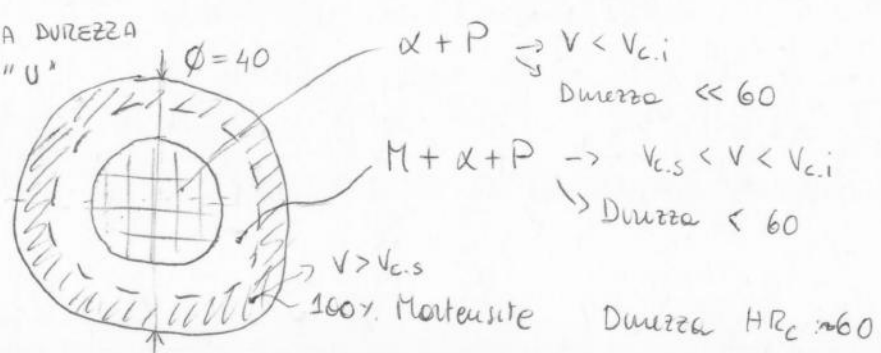
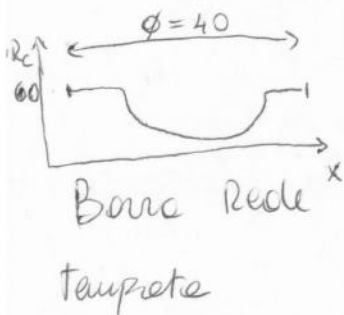
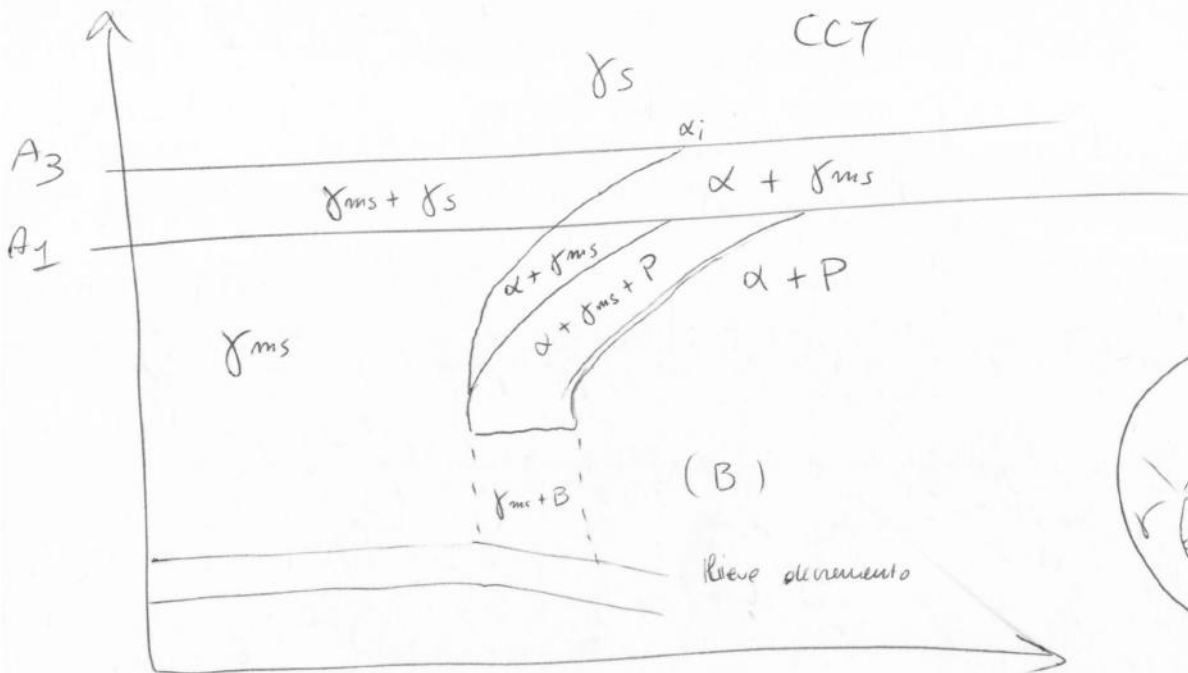
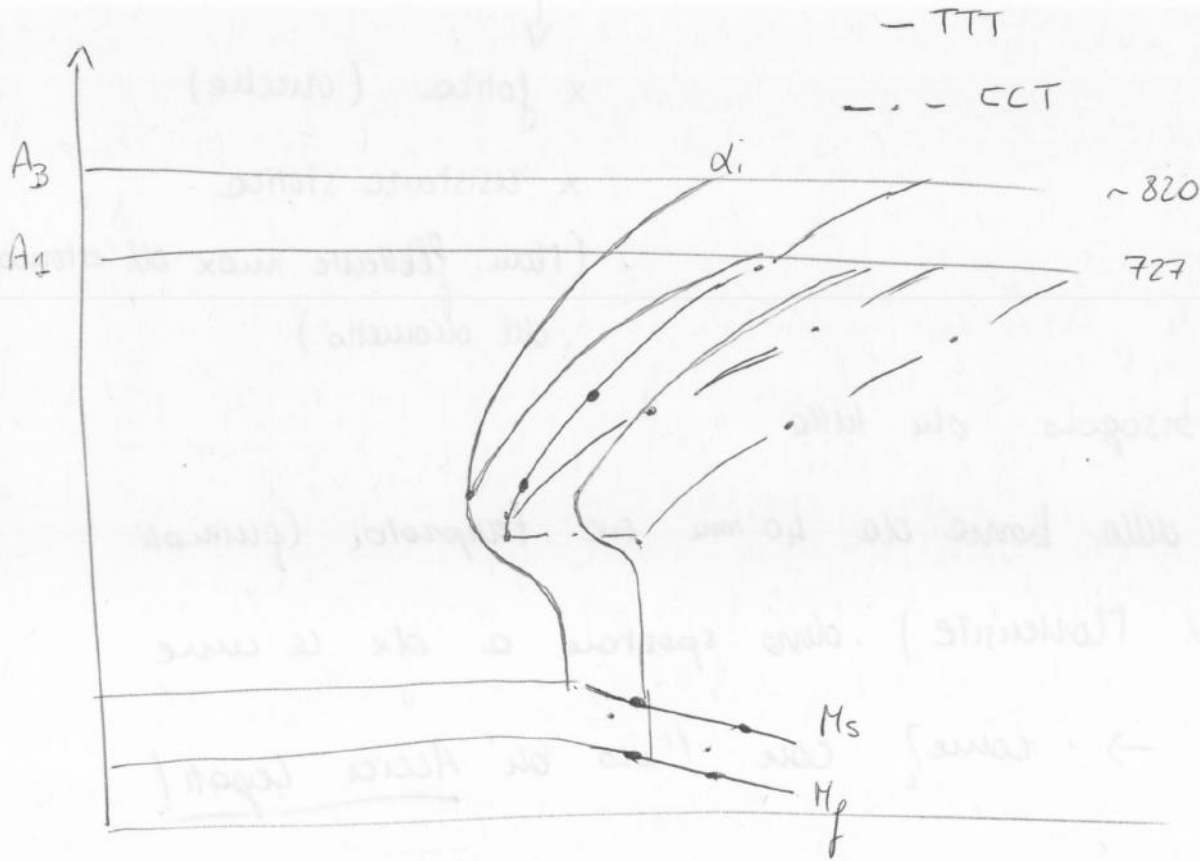
isotropo, meglio fare una Brinell



Indutatore  
 + grande

# Acciaio ipoentattoico

(64)



[Lez. 67]

(66)

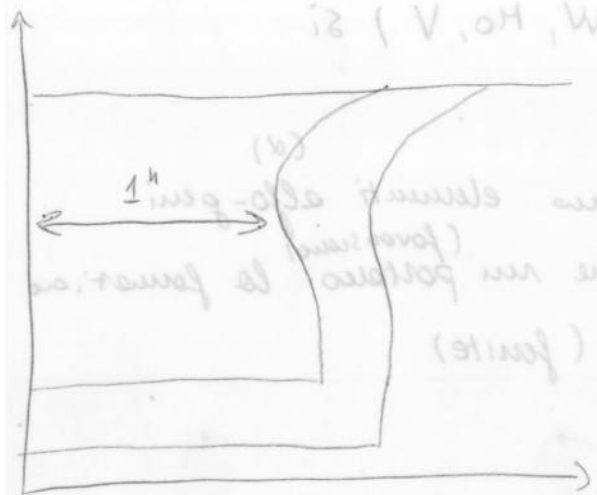
Se voglio temperare tutto lo sono non solo in superficie  
 $\hookrightarrow$  quindi  $\frac{dT}{dt}$  ma c'è un certo limite

dato dalla capacità dell'acciaio di cond. del calore  
 cioè della sua conducibilità termica "k"

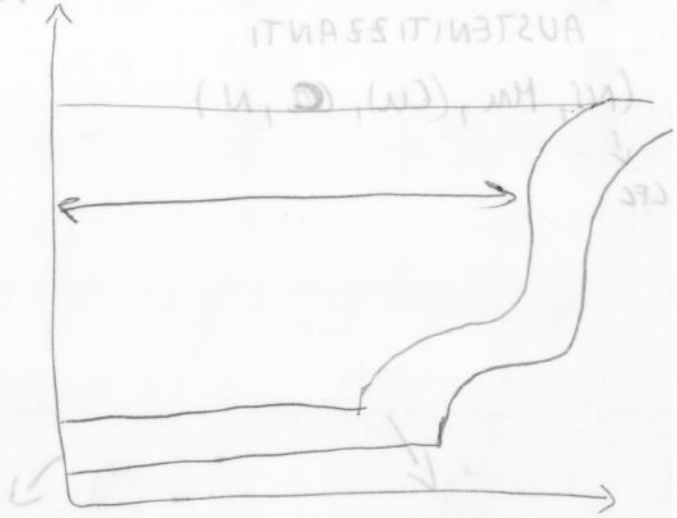
Però per ogni e temperare tutta la sezione  
 quindi velocità di raffredd. , spostato a dx le curve CCT/TTT  
 momento il campo delle fasi MENSURABILE con l'introduzione  
 due elementi in lega

ACCIAI LEGATI

CURVE TTT ideali



CURVE TTT con leganti (escluso Co)



Nel campo (Bainitico non c'è un suscitabile ritorno)

Sensibile invece [al ritorno] di una formazione [della]

Perlite

SONO CLASSIFICAZIONI SEPARATE

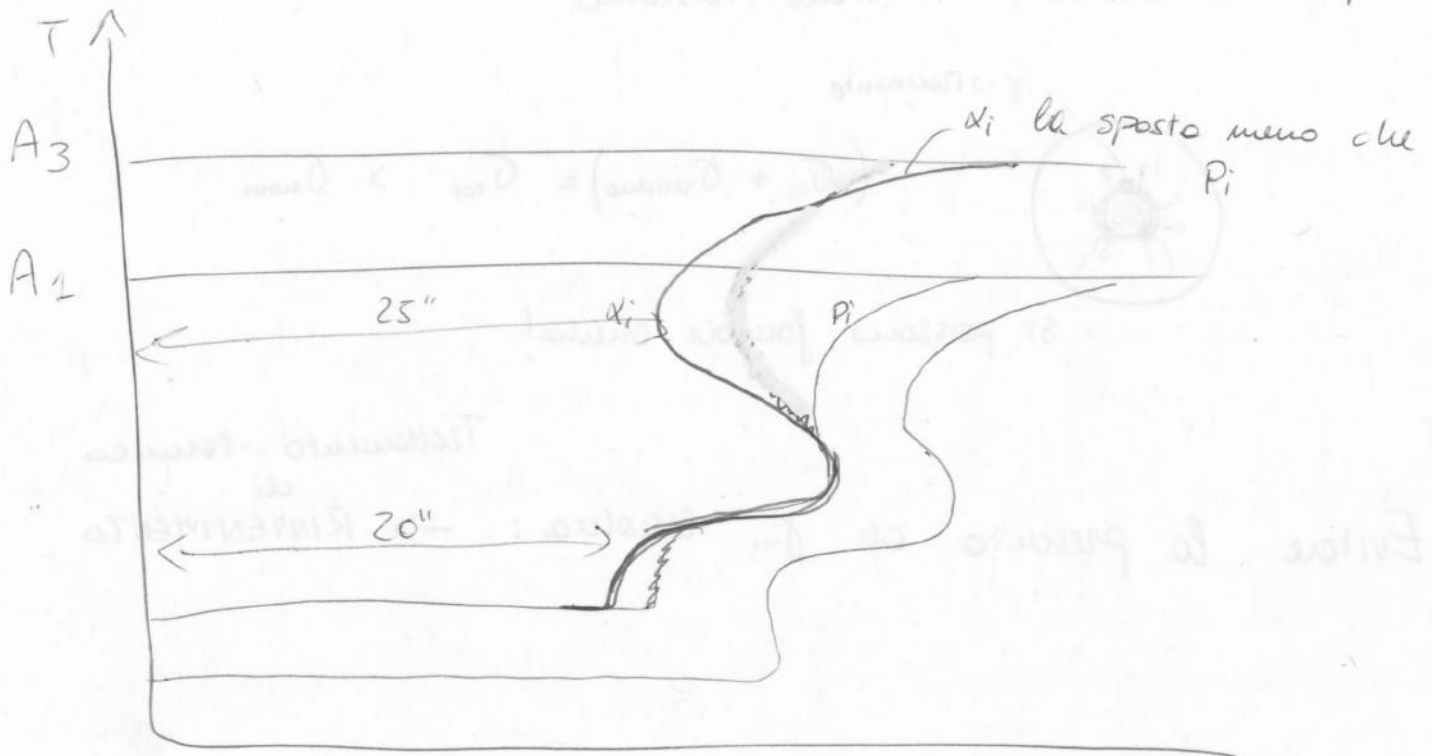
Acciai + usati (ipo-eutettoidici legati) (68)

Gli elementi leganti vanno a influire sulle linee del diag. di Stato Fe-C (T e %)

<p>ACCIATI BASSO-LEGATI</p> <p>Tutti (ognuno)</p> <p>1 o più elementi leganti</p> <p><math>C_x \leq 5\%</math></p>	<p>ACCIATI ALTO-LEGATI</p> <p>Almeno uno degli</p> <p>elementi leganti</p> <p><math>C_x \geq 5\%</math></p>
--	---

Simbologia UNI : X----

Es. curve TTT Acciaio basso legato ipoeutettoidico (  $\gamma$  <sup>eutettoidico</sup>  $C_{max}$  e  $p_{max}$  0,76 e corso della presenza di altri elementi)



Definizione: Borne completamente Tempore

se il cerchio ha almeno 50%

di Martensite

$d_c$  = diametro borne di quell acciaio che tempore con quel fluido hanno almeno al cerchio 50% di Martensite

$d > d_c$  non ho + il 50% Martensite, ma ne ho meno

% Martensite  $\rightarrow$   
se  $d > d_c$

(Acque e sale)

FLUIDI TEMPRANTI:

- Soluzione ghiacciata ( $< 0^\circ\text{C}$ )

es

CONDUZIONE

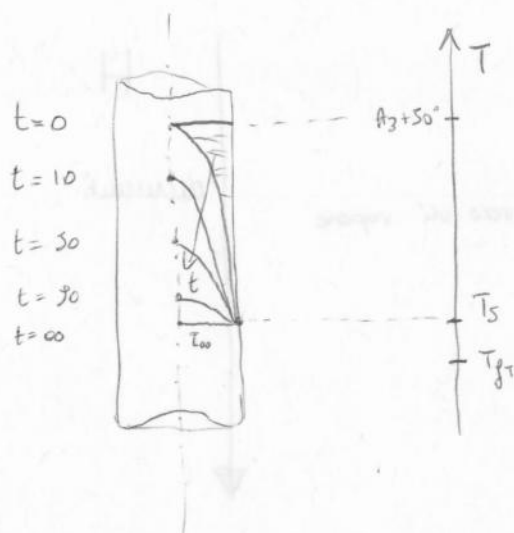
$$\phi \propto K \Delta T$$

$\rightarrow$  dell'acciaio

AMINARE (CONVEKTIVO)  
CONVEZIONE

$$\phi \propto h \Delta T$$

$\rightarrow$  del fluido



$$\left\{ \begin{array}{l} T_{\text{forno}} \approx T_{A_3} + 50^\circ\text{C} \\ T_{\text{fluido tempore}} < T_{M_f} \end{array} \right.$$

$\Delta T_{sp}$  : tra superficie e fluido

$x$

$d_c$  ideale  $\rightarrow$   $d_c$  fluido temporale con  $\sqrt{H} = \infty$  (72)

$\% C < 0,25 \%$

Acqua

Consigliati

$\% C > 0,25 \%$

Olio industriale

$\downarrow$  bassi shock termici

$\% C$  e' molto elastico

x erbare

anche in

tempere

Distinte prevedere particolari

cicli di tempo

$\hookrightarrow$  Se ad es.

$T_{ny} < 0^\circ C \div -10^\circ C$

$\hookrightarrow$  posso raffreddare in soluzione

e poi per ridurre ancora la presenza

di  $\gamma$  posso raffreddare con  $N_2$  liquido  $(-196^\circ C)$



Quando la prova di  $f \rightarrow$  mantenersi

caute : perché se ho prova **grossa**  
c'è <sup>meno</sup> ~~più~~ bordo di prova

Se  $h \quad h \quad h \quad h \quad h \quad \rightarrow$  moltiplicare  
e  
risultato

di  $\alpha, P$

sono sfavante  
ritardate

Quindi le curve  $\pi\pi$  e  $CLT$

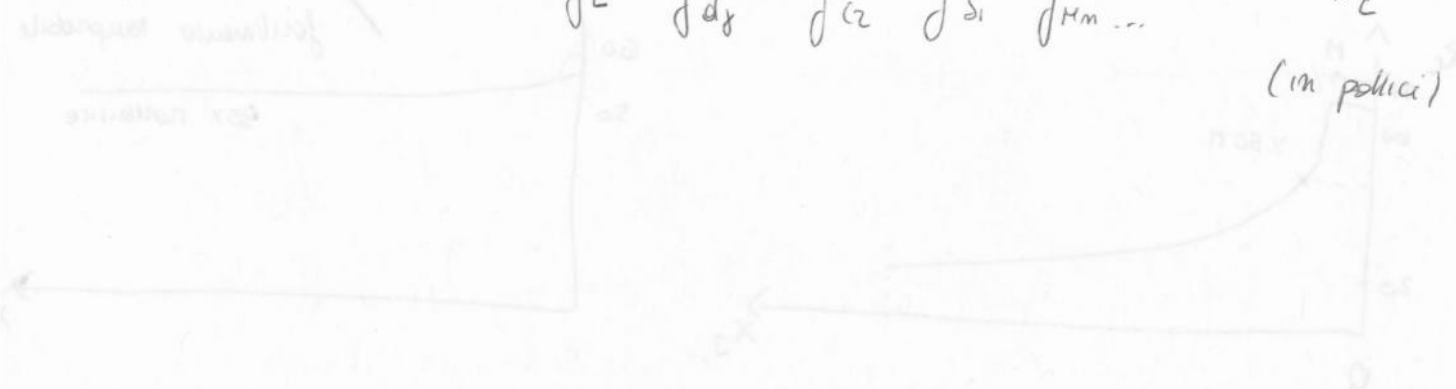
sono spostate verso destra (prova grossa  
rispetto prova fine)

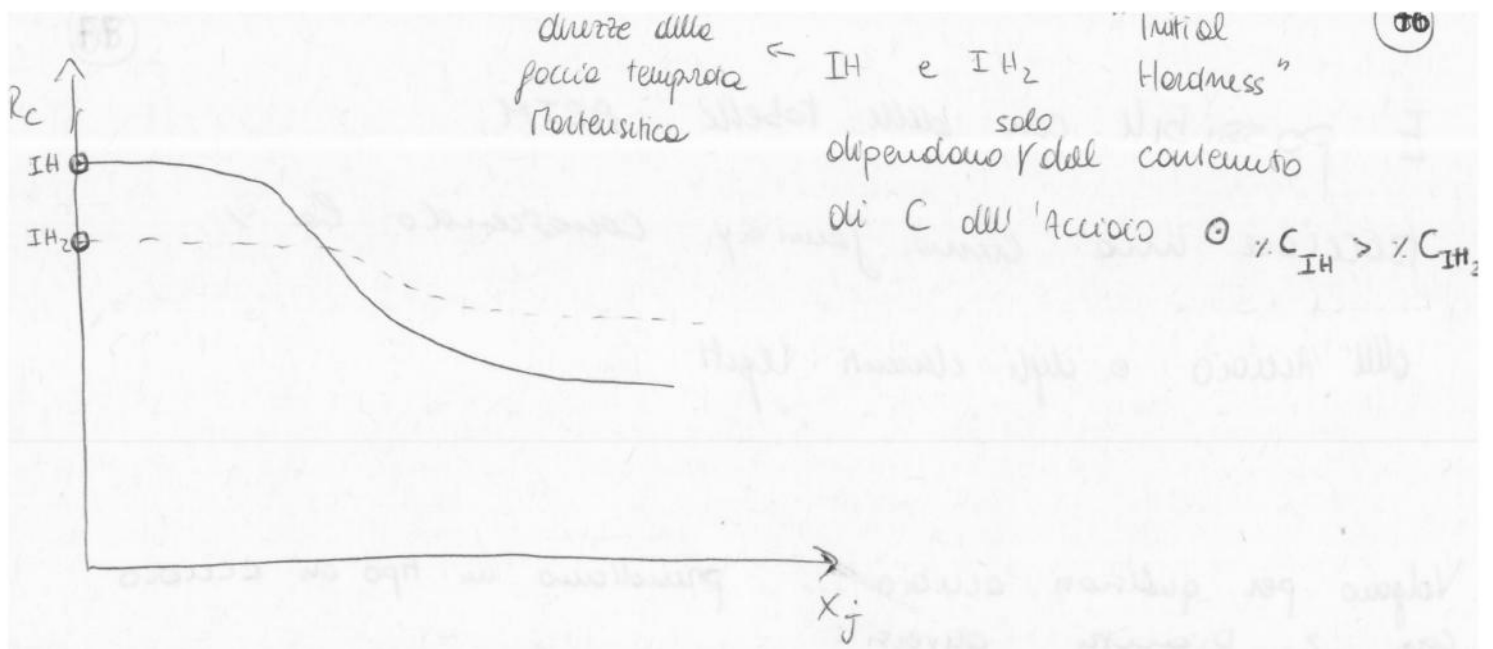
Quindi meglio (ho + tempo e disposizione  
per rivedere)

Moltiplicando :

$$f_c \cdot f_{d_1} \cdot f_{d_2} \cdot f_{d_i} \cdot f_{H_m} \dots = D_{id_c}$$

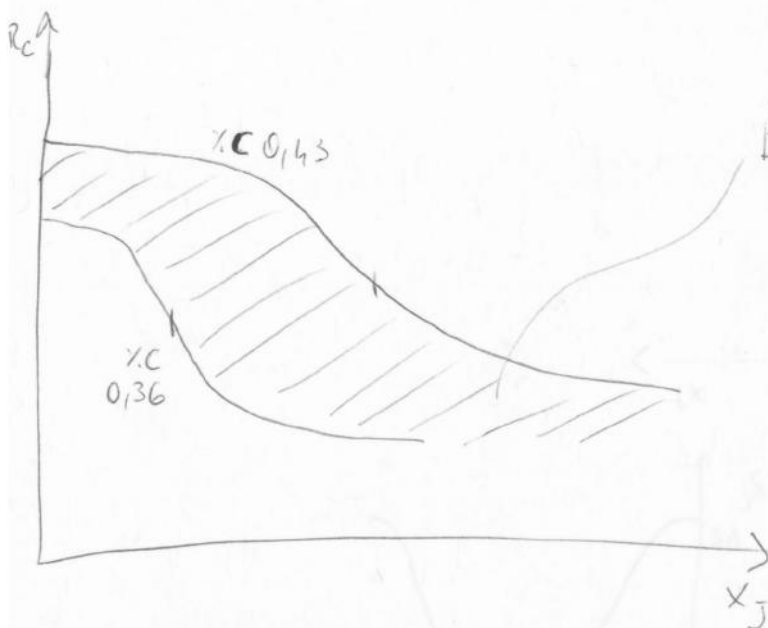
(in pollici)





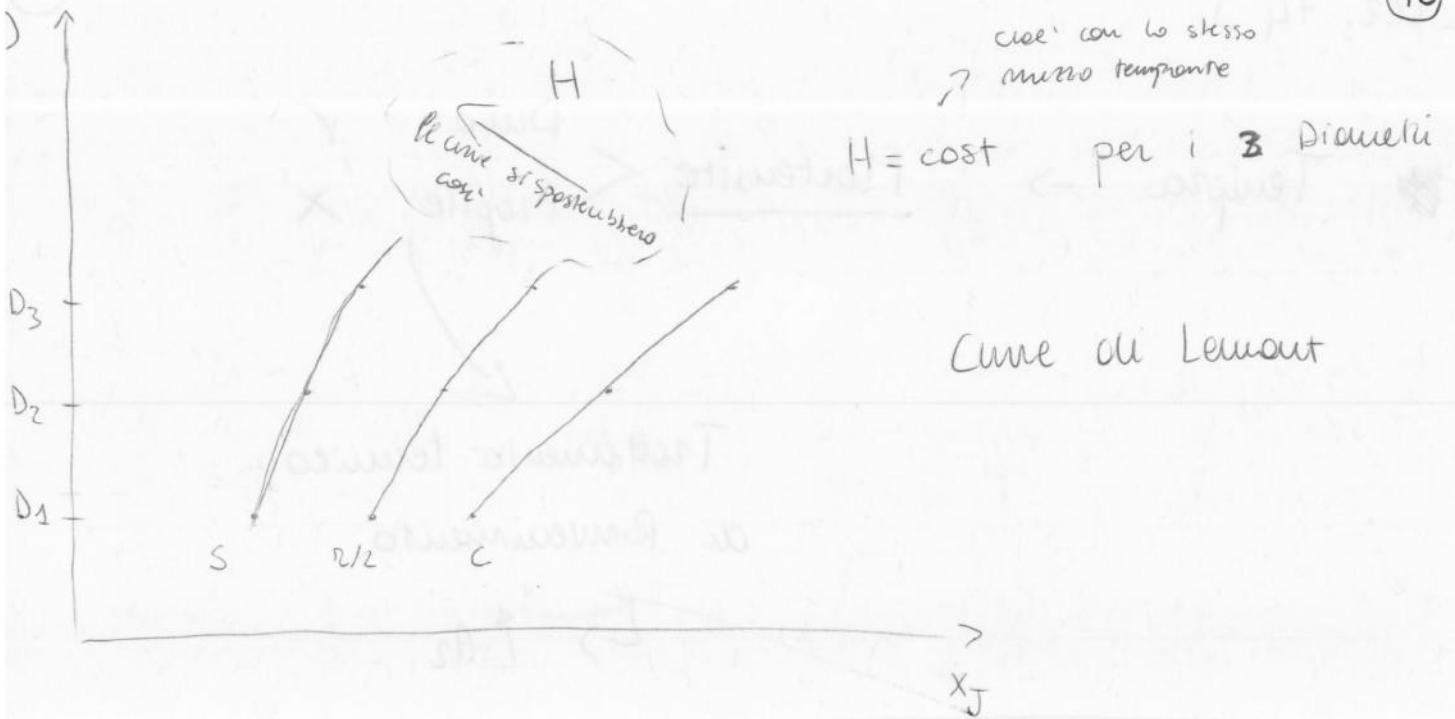
La temprabilità dell'acciaio influisce sulle posizioni del punto di flesso, + questo punto è spostato a dx > è la temprabilità dell'acciaio.

Acciaio C40 ( $\%C \ 0,36 \div 0,43$ )

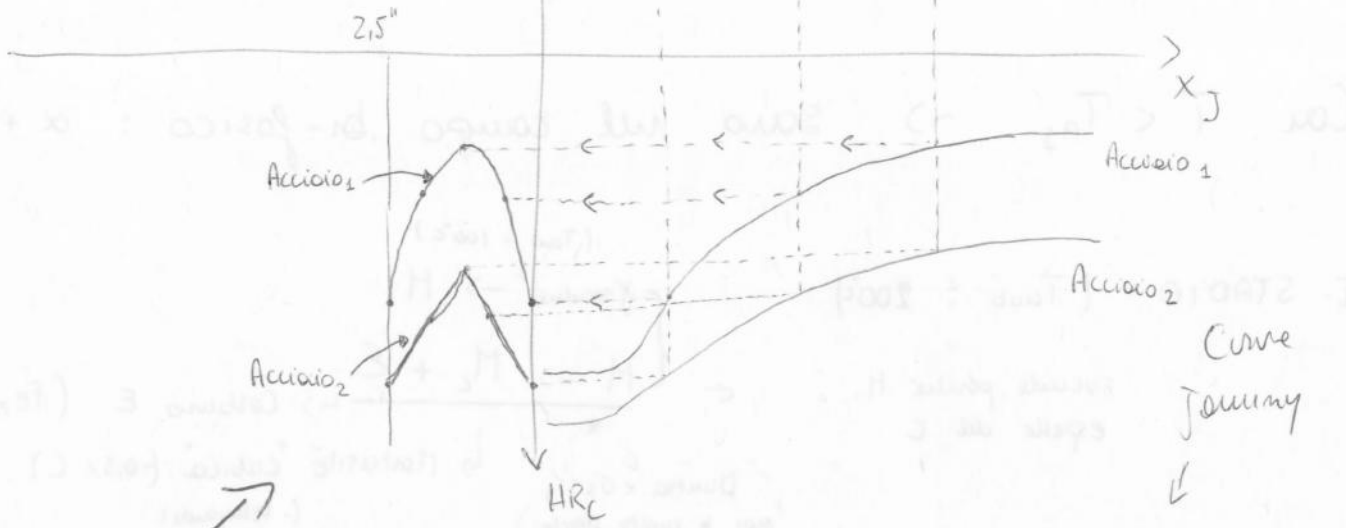
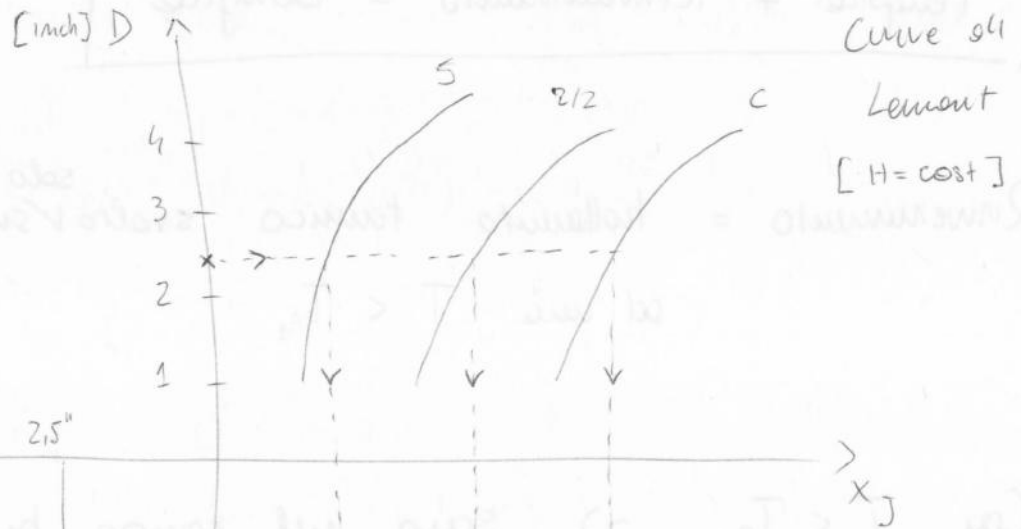


Bande Jominy : zone in cui cadono tutte le curve di prove Jominy anche considerando la presenza degli altri elementi leganti

Dispersione dei valori dovuti agli errori sperimentali e alle variazioni composizionali tollerate



Abbiamo  $D = 2,5$  inches



Calcolate con tabelle / ottenute sperimentalmente

Cio' che io calcolo x il progetto

### III STADIO (200°C ÷ ~ A<sub>1</sub>)



Non formano strutture perlitiche lamellari  
 ma i carburi precipitati sono tendenzialmente  
 dispersi nella ferrite- $\alpha$

In questo passaggio diminuiscono le proprietà tensili  
 ( $\sigma_s$  e durezza)

Con T alte (200°C ÷ ~ A<sub>1</sub>) i carburi <sup>(si uniscono)</sup> coalescono e  
 aumentano la distanza relativa fra loro



Aumento del cammino libero tra carburi



Le dislocazioni hanno + spazio di movimento

Durezza ↓

Duttilità ↑

$\sigma_s$  ↓

③ : abbiamo frattura inter-granulare (FRAGILE) ⑧2  
 lungo i bordi dei pre-esistenti cristalli  
 di Austenite ( $\gamma$ )

Nel campo 2: dopo a verificarsi una frattura DUTILE  
 (Tras-granulare)

Per diminuire la propensione di Rinvenimento del campo ③  
 si aggiunge Mo, così la curva di  $A_2$  in quelle  
 zone non presenta un minimo, ma si mantiene  
 COSTANTE al valore di  $A_2$  del massimo relativo della zona 1.

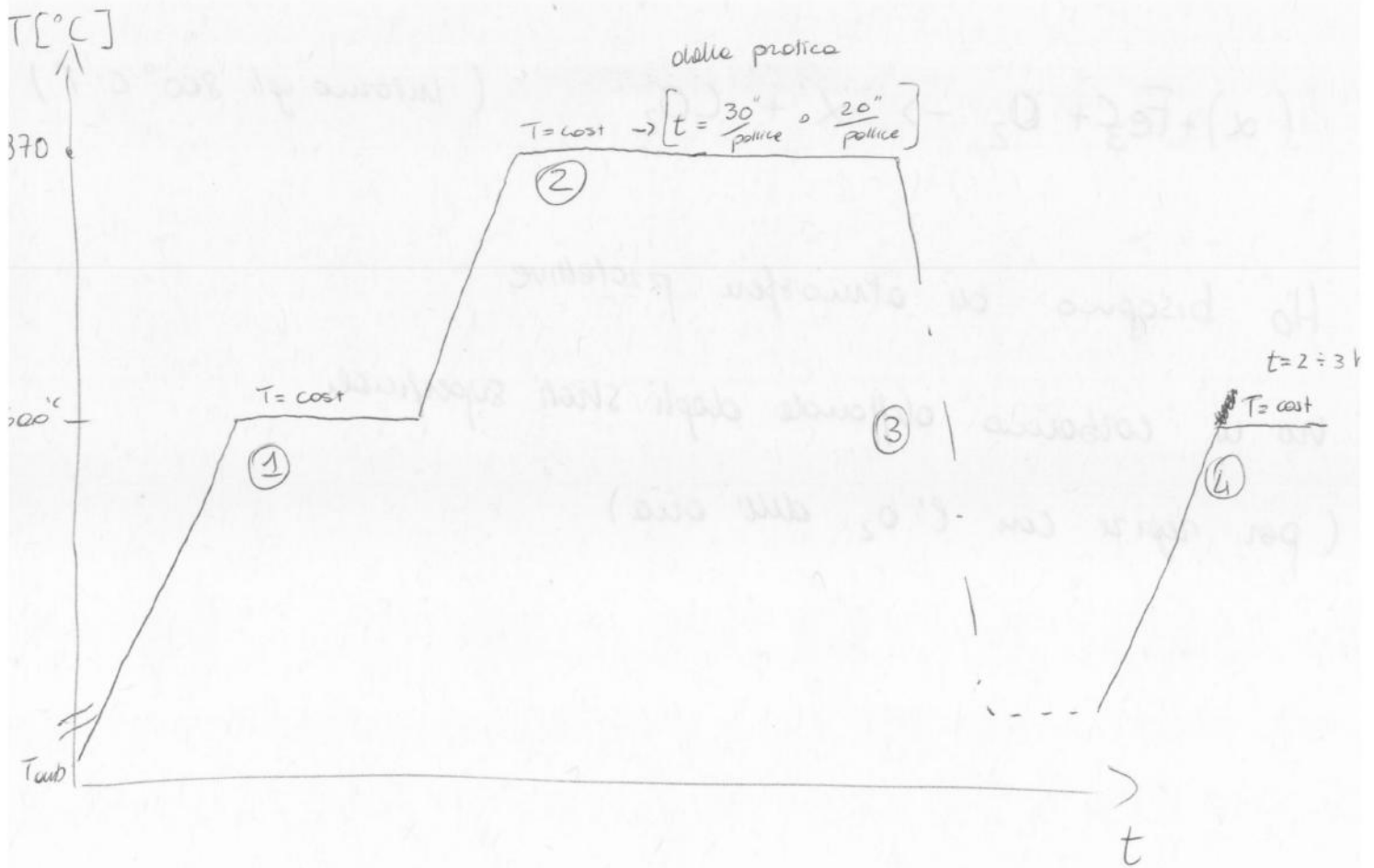
↓  
 o meglio un  
 minimo attenuato  
 ( $f = f(\% Mo)$ )

Prima del Rinvenimento : Durezza delle Martensite  
 (Dopo Tempra) ( $f = f(\% C)$ )

Dopo Rinvenimento : Durezza delle Martensite Rinvenute (Bainite) ( $\alpha + Fe_3C$ )  
 ( $f = f(\% C \text{ e } \% \text{ elementi leganti})$ )  
 e  $T_{\text{rinvenimento}}$

# Ciclo termico completo di Bonifico

(84)



(Intanto non molto il pezzo da  $T_{amb} \rightarrow 870^\circ C$  in forno  
 se non ho shock-termici  $\rightarrow$  tensioni residue dovute alla dilatazione  
 possibili cricche dovute alla geometria del pezzo)

1) PRE-RISCALDO  $T_{amb} \rightarrow \sim 600^\circ C$  (fin quando tutte le sezioni sono a  $600^\circ C$ )

2) AUSTENITIZZAZIONE

3) TEMPRA

4) RINVENIMENTO (ipotesi a  $600^\circ C$ )

della pratica industriale  
 $\rightarrow$  circa 2 h  
 $\rightarrow$  circa 2,5 h (se  $T < 300^\circ C$ )  
 3 h

[ Lez. 78 ]

(86)

~~XXXXXXXXXX~~~~XXXXXXXXXX~~

$T_{\text{AUSTENITIZ.}} \rightarrow T_{A_3} + 50^\circ\text{C}$  perché?  
 (~ 870°C)

A T + elevate ho grana grossa

tendenzia

L > frattura fragile (intergranulare)

dato dalle presenze di elementi ~~XXXX~~ <sup>indesiderati</sup>

ai bordi di grano

Stesso discorso dicono che se io tengo l'acciaio  
 a 870°C per lunghi tempi

Per tenere in considerazione l'effetto del tempo  
 si può usare il parametro di Hollomon-Jeffe

$$(\text{°C} + 273) \cdot (20 + \lg(t)) \cdot 10^{-3}$$

t [h]

Acciai x utensili (Bonificati) (Acciai rinvenuti a 580°C x durezza secondaria)

(deformazioni - fatica)

↓

Buona resistenza all'usura (durezza)

Buona resistenza

Acciaio Alto-legato: X38CrMoV5-1-1

↳ stabilizzanti dei carboni

resistenza al rinvenimento

durezza secondaria

$T_{\text{austenit.}} \rightarrow 1050^{\circ}\text{C}$  (max 870)

↳ perché dove solubilizzano i carboni \*

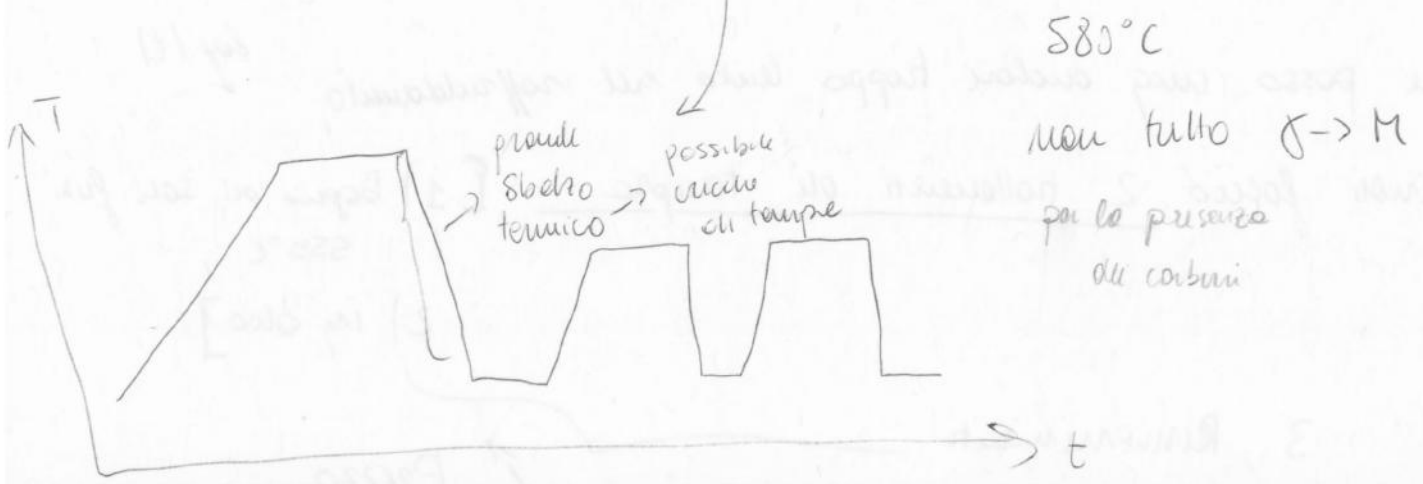
[C'e' anche Mn, Si -> men instabili delle formole borse v.]

Come prima l'aumento del primo austenitico era limitato dalla precipitazione del Si, anche qui i carboni che possono precipitare svelgono uno stesso effetto \*

$T_{\text{rinven.}} = 580^{\circ}\text{C}$  x 2 (trattamenti di Rinvenimento)

Tempra in olio ->  $T_{\text{ng}} < 0^{\circ}\text{C}$

↳ perché anche

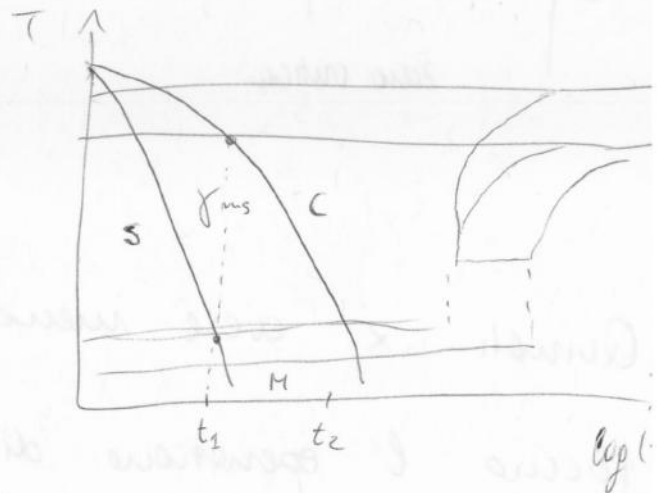




Perché gli oceani si acciano durante tempo? (90)

Nel <sup>passaggio</sup>  $\gamma \rightarrow M$  in tempo io ho  $dV > 0$

All' 1% C  $dV = + 4.3\%$



In sup.  $dV_+ = 4.3\%$   $\gamma \rightarrow M$   
 Nel cuore  $dV_-$  dovuto alla compressione

Al tempo  $t_2$  la superficie  $\gamma \rightarrow M$  si tempa, ho M  
 ↓ ↘  
 due fronte

Quando al tempo  $t_2$  anche il cuore ha preso tempo  
 e  $\gamma \rightarrow M$   $dV > 0$  si allarga, ma è acciollato più che  
 una corona cedere due e fronte di M.

[ la sup. viene posta in tensione e il cuore in compressione, perché impedito  
 Se la spinta è forte (ad allargarsi)

L) Nella zona di tensione  
 posso avere la formazione di acqua!

[Lez. 80]

Troottamenti termici

Ricottura

L> Ricottura COMPLETA:  $T > T_{A3}$  ( $\sim +30^\circ\text{C}$ )

+

Raffreddo lento in forno  
(vel. lente)

Normalizzazione

L>  $T > T_{A3}$  ( $+50^\circ\text{C}$ )

+

Raffreddo in aria ferma  
(vel. lente  $\leftrightarrow$  pezzi grandi)

Quale scegliere dei 2 processi dipende dall'acciaio  
e dalle sue curve CCT

L> (tutto a sx: va bene normalizzazione  
" " dx: meglio ricottura)

Ma perché? cose voglio ottenere?

L> voglio ottenere una struttura perlitica  
alla temperatura + alta possibile

così che le distanze delle lamelle sia

la maggiore

↓ → Basse Durezza

Elevate Durezza

Condizioni ideali per LAVORAZIONI MECCANICHE!