



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

NUMERO: 2355A

ANNO: 2018

A P P U N T I

STUDENTE: Rotella Luigi

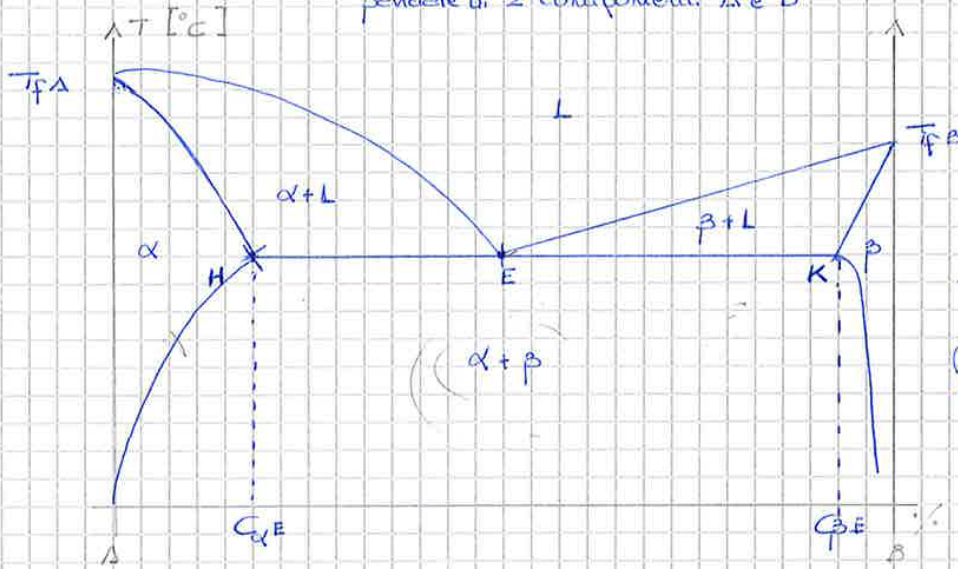
**MATERIA: Ingegneria dei Materiali (2017-18) - Teoria +
Esercizi + Formulario - Prof. Vitale**

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.**

Diagramma binario a solubilità
generale di 2 componenti A e B

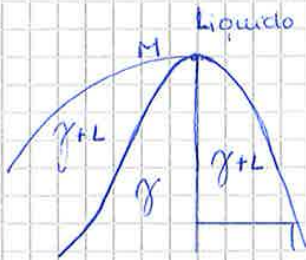


α e β sono soluzioni solide sostituzionali
A e B sono composti (elementi puri o composti intermedi)

E = punto di equilibrio eutettico → punto INVARIANTE a pressione invariante ed è anche il punto alla temperatura minore alla quale può esistere il liquido.
↳ fondamentale per le leghe da saldare

$$\% \alpha_E = \frac{\overline{EK}}{\overline{HK}} \implies \% \beta_E = 1 - \frac{\overline{EK}}{\overline{HK}} = \frac{\overline{EH}}{\overline{HK}}$$

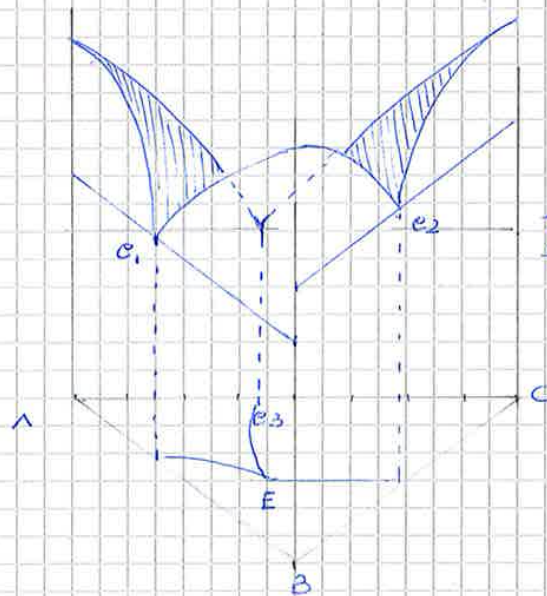
Il punto a fusione CONGRUENTE viene definito dal momento in cui la curva di solidus e quella di liquidus si incontrano in un punto di temperatura fissa.



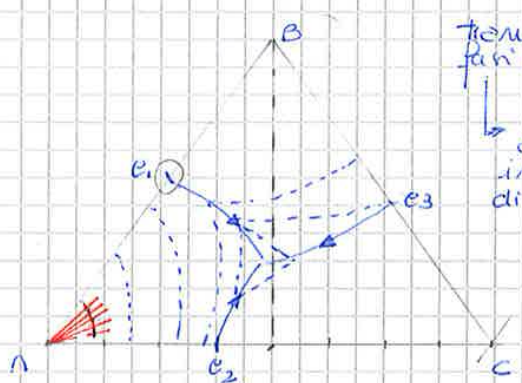
Le curve di liquidus divergono dalle VLE di liquido

Diagrammi Ternari

sono diagrammi che tengono conto di 3 componenti e hanno due dimensioni cioè 3D



X composti a solubilità nulla allo stato solido.



3
 fissate le isoterme posso evidenziare le fasi presenti a seconda di che T interseco

→ a seconda delle composizioni possiamo individuare o meno la presenza di cristalli di solido.

REGOLA delle FASI

$$P + F = C + N$$

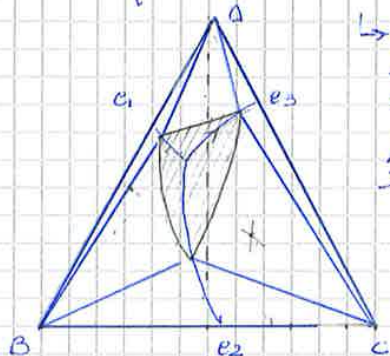
\swarrow \swarrow \swarrow \swarrow
 1 X 2 2

Da ogni vertice possiamo partire e leggere delle linee che intersecano l'isoterma e a dice la composizione delle fasi solide in equilibrio con il liquido

↓
 all'intersezione con la rete delle TIE LINE siamo in lettura della composizione del liquido

devo prima stabilire la composizione iniziale del sistema di partenza

Ad una temperatura sufficientemente bassa cominciamo a prescindersi come del grafico dove possono coesistere più fasi solide.



→ poiché al raffreddamento ad un certo punto si segue la linea cotettica che permette la coesistenza di 2 fasi diverse.

Al di sotto dell'eutettico ^{tennero} ~~non~~ dobbiamo coesistere tutte e 3 le fasi solide (A+B+C)

↓
 sono composti puri poiché non abbiamo solubilità allo stato solido

es. DDT di raffreddamento (punto "h")

• devianza

$$F + P = C + N$$

$$F = C + 1 - \frac{P}{2} = 3 + 1 - 2 = 2 \rightarrow \text{mi muovo in un'area.}$$

• a 1300°C siamo in raffreddamento.

$$\%C = \frac{hK}{Ck} \cdot 100$$

$$\%Lq = \frac{Ch}{Ck} \cdot 100$$

→ mi muovo solo lungo la retta di C.

proseguendo con il raffreddamento il liquido diminuisce ed ad un certo punto interseco la linea cotettica.

→ sulla cotettica nasce il primo cristallo di A (%100 A) che rimane in equilibrio con C e il liquido.

→ grado di devianza 1 e posso solo scendere seguendo la cotettica poiché solo in questo modo ho raffreddamento poiché diversamente avrei iniziato lungo la rete.

In un CAS vediamo il punto perlettico è caratteristico del fatto che alcune linee convergono e altre si allontanano.

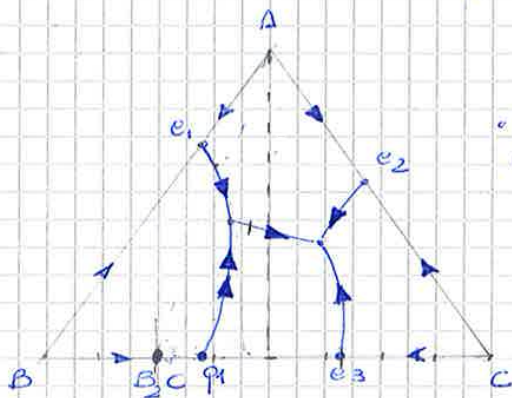
5.

I perlettici possono essere affluenti (tributary) o effluenti (distributary)



- **PERITETICO**: reazione invariante nella quale, a riscaldamento, una fase solida si trasforma in un'altra fase solida ed in un liquido.
- nel caso in cui avessimo un composto a fusione incongruente del tipo AB e una linea di ALKEMIDE anche se non condividiamo una BOUNDARY CURVE e così trattare il punto di intersezione in modo usuale.
- posso ancora determinare, con il metodo delle tangenti, il tipo di curva della cotettica. \rightarrow se le tangenti alla cotettica intersecano una curva di ALKEMIDE allora la linea è una REACTION CURVE o una linea di cristallizzazione (da una fase liquida nuclea una fase solida).

Se invece le tangenti intersecano il prolungamento della linea di ALKEMIDE avremo una REACTION CURVE (doppia freccia) \rightarrow reazione tipica fra 1 fase solida + liquido che fa nucleare un'altra fase solida.

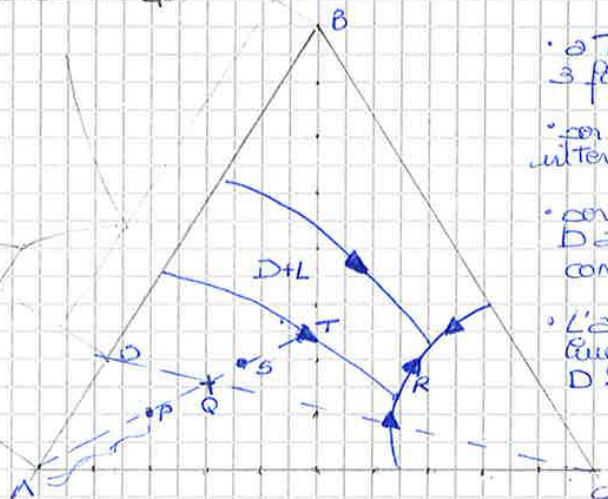


considera le frecce ma anche che capisco il verso della Temperatura

REACTION CURVE tipica dei sistemi nei quali ha perlettica e dunque anche composti a fusione incongruente.

* disegnare sul diagramma Ternario con composto a fusione incongruente e solubilità nelle due fasi solide.

diagramma a slide 46



- a T_{amb} avrò una \uparrow combinazione di 3 fasi solide (A, D, C)
- con punto cristallizza A prima e raffreddamento interseca la linea di liquidus corrispondente.
- con secondo, a circa $800^\circ C$, cristallizza D all'intersezione con la linea cotettica corrispondente.
- l'abbondanza relativa di A e liquido viene fissata dalla linea PT, punto che cristallizza D.

• in P: $\frac{\overline{AP}}{P} \cdot 100 = 100\% \text{ liq}$

$\%A \Rightarrow 0\%$

• in S: $\%liq = \frac{\overline{AP}}{\overline{AS}} \cdot 100$

posso allora determinare dei limiti; delle rigidità di vari tipi di legame. 7

↳ valori elevati di E per legami covalenti e ionici poiché non solo F è molto elevata ma, anche nel caso degli atomi a legame covalente, hanno anche dimensioni molto piccole

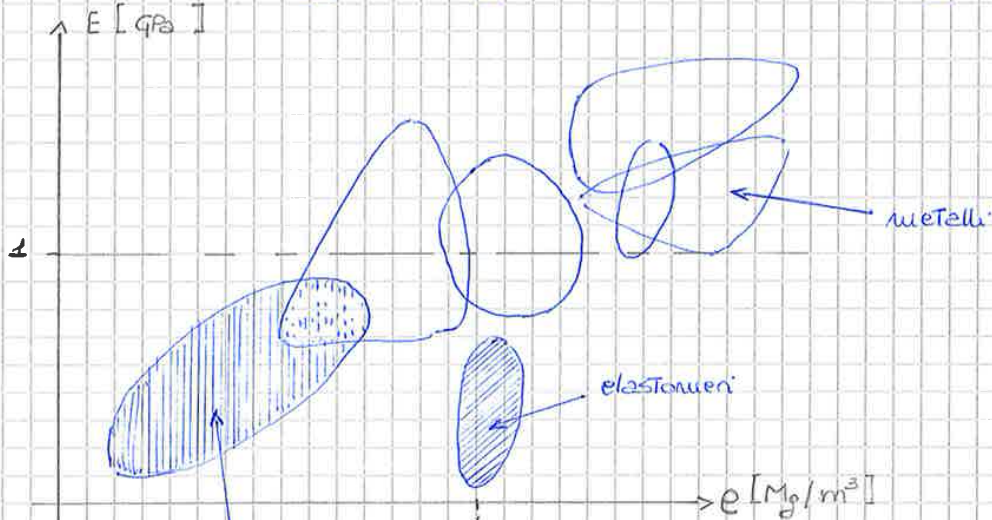
I valori di rigidità ottenuti da $E = \frac{S}{l}$ sono molto elevati rispetto ai valori reali ottenuti sperimentalmente poiché nel caso reale ci sono difetti ed imperfezioni (nel caso dei ceramici)

Dato che $E = \frac{S}{l}$ il Modulo viene influenzato dalla Rigidità di legame (α) allora da seguire che:

- SOLUZIONI SOLIDE SOSTITUZIONALI: avere legami di tipo A-A, o B-B, o A-B modifica E secondo le percentuali in peso
- SOLUZIONI SOLIDE INTERSTIZIALI: il modulo E non varia in alcun modo.

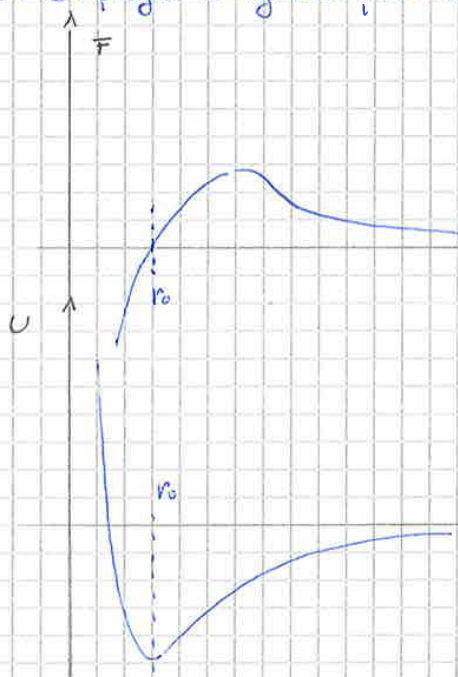
N.B. il trattamento termico può modificare il modulo elastico se modifica lo stato di distorsioni permanenti nel reticolo.

In base al modulo di Young posso classificare vari materiali (sui diagrammi di Ashby)



schiume: in questo caso si osserva una relazione di $E \propto \frac{1}{\rho^2}$

La forza e la topologia di legame possono essere evidenziate dalle Curve di Coulson-Morse.



$$F = \frac{dU}{dr} \Rightarrow U = \int F \cdot dr$$

in r_0 che è punto di equilibrio la forza si annulla e l'energia ha un minimo

la curva dell'energia ha una parte ASIMMETRICA il che ci suggerisce che lo stato statico e la compressione della molecola di legame non sono simmetriche.

E è lineare in un intervallo ristretto di deformazione \rightarrow max 0.5%

PRINCIPALI MODULI ELASTICI [GPa]

W	407	PE	~ 1
acciaio	207	vetro	69
Ni	207	SiC	345
Ti	107	Al ₂ O ₃	393
Al	69		
Cu	110		
Mg	47		

Nello studio dell'impiegabilità dei materiali impiegheremo una data al tipo di sollecitazione ed al principale elemento che la subisce.

↳ a seconda del tipo di sollecitazione posso avere 3 moduli: (E, G, K) che sono legati fra di loro tramite il coeff. di Poisson ν

es. Area = 80 mm²
 m = 500 kgf
 l = 3 m → 4905 N

Ob: Δl_1 (se è acciaio)
 Δl_2 (se è polipropilene)

$$\sigma = \frac{F}{Area} = \frac{4905 N}{80 mm^2} = 61.3125 MPa \quad \epsilon = \frac{\sigma}{E}$$

$$\epsilon_1 = \frac{\sigma}{E_1} = 2.96 \cdot 10^{-4} \rightarrow \Delta l_1 = 8.88 \cdot 10^{-4} mm$$

$$\epsilon_2 = 0.05 \rightarrow \Delta l_2 = 0.15 m. \text{ siamo al 5\% di deformazione quindi non siamo nel campo elastico del PE.}$$

$$\nu = -\frac{\epsilon_x}{\epsilon_z} = -\frac{\epsilon_y}{\epsilon_z} \quad \text{se } \nu < 0.5 \text{ allora ho un aumento di volume poiché:}$$

$$\Delta V = \epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z = \epsilon_z(1 - 2\nu) \Rightarrow \begin{matrix} \nu < 0.5 & \Delta V > 0 \\ \nu = 0.5 & \Delta V = 0 \end{matrix}$$

• di solito $\nu \sim 0.3$ per i materiali metallici.

MATERIALI ISOTROPICI:

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad K = \frac{E}{3(1-2\nu)} \quad \nu = \frac{(3K - 2G)}{2(3K + G)}$$

Gli elementi hanno $\nu \sim 0.5$ quindi sono sostanzialmente incompressibili.

MATERIALI PNEUMATICI: $\nu < 0$ → alla trazione la sezione si espande.
 (GORE-TEX) $\nu > 0.5$ → non ha alcun significato fisico poiché comporta una diminuzione reale di volume.

hanno una particolare struttura del materiale

MATERIALI SINCRISTICHI: 2 casi sono possibili:

MATERIE COMPOSITE: sono una delle modalità scelte per modificare alcune proprietà, come ρ , E o resistenza.

il modulo varia fra due limiti E_u ed E_L date dalle ipotesi di Voigt e di Reuss.

ex. matrice di alluminio $\rho = 2.7 \text{ g/cm}^3$
 $V_f(\text{SiC}) = 0.2$

$E_{Al} = 70 \text{ GPa}$
 $E_{SiC} = 420 \text{ GPa}$

$$E_u = V_f E_f + (1 - V_f) E_m = 140 \text{ GPa}$$

$$E_L = 84 \text{ GPa}$$

$$\rho = \rho_f V_f + (1 - V_f) \rho_m = 2.79 \text{ g/cm}^3$$

SCHIUMA: si ottengono utilizzando degli agenti espandenti ed hanno applicazioni in:

- settore di ingegneria meccanica
- isolamento termico e/o acustico
- ammortizzazione.

per le schiume vale

$$\frac{\tilde{\rho}}{\rho} = \left(\frac{\tilde{L}}{L}\right)^2 \quad \frac{\tilde{E}}{E} = \left(\frac{\tilde{\rho}}{\rho}\right)^2 \quad \text{scalo di un fattore quadratico.}$$

PROPRIETÀ AUSTICHE:

$$f = \frac{v}{\lambda}$$

le onde sonore udibili dall'orecchio umano vanno da 20 Hz a 20 KHz

la velocità di propagazione di un'onda acustica all'interno di un mezzo solido dipende da:

$$v = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad \text{basta con sezione trasversale piccola rispetto a } \lambda$$

$$v = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{(1-\nu-2\nu^2)\rho}} \quad \text{basta con sezione grande rispetto a } \lambda \rightarrow \text{velocità meccanica a conto di materiale.}$$

nel caso di materiali anisotropi: $\frac{v_{||}}{v_{\perp}} = \sqrt{\frac{E_{||}}{E_{\perp}}}$

per gestire il suono posso:

- ASSORBIRE (se penetrato all'interno)
- ISOLARE (se emessa da fuori)
- ISOLARE la STRUTTURA (se trasmessa)

↓
 dal momento che la continuità della struttura \Rightarrow moltiplico l'impedenza

$$Z = \sqrt{\rho E}$$

$$R = \left(\frac{Z_2 - Z_1}{Z_2 + Z_1}\right)^2 \Rightarrow T = 1 - R = \frac{4Z_1 Z_2}{(Z_2 + Z_1)^2}$$

coeff. RIFLESSIONE
coeff. TRASMISSIONE

SITI INTERSTIZIALI: dimensione data dal raggio dell'ipotetico atomo che è possibile collocare all'interno dello spazio.

13.

senza per allargarsi degli atomi.

2 tipi:

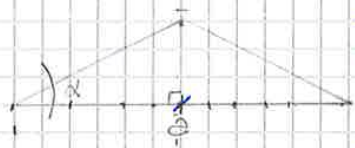


ex $a(\text{FCC}) = 0.3571 \text{ nm}$ siti ottaedrici
 $a(\text{BCC}) = 0.2866 \text{ nm}$ siti tetraedrici
 $r(\text{C}) = 0.071 \text{ nm}$

in FCC avremo che $\sqrt{2} \cdot a = 4R \Rightarrow R = \frac{\sqrt{2}}{4} \cdot a = 0.126 \text{ nm}$

quindi il raggio di allargamento del nostro atomo sarà $\frac{a - 2R}{2} = 0.052 \text{ nm}$ e la dimensione sarà della $0.267 \approx 27\%$.

in BCC avremo che $\sqrt{3}a = 4R \Rightarrow R = \frac{\sqrt{3}}{4} a = 0.124 \text{ nm}$



$\sin \alpha = \frac{1/4 a}{r} \Rightarrow r = \frac{1/4 a}{\sin \alpha}$

$\sin \alpha = \frac{1/4 a}{r} = \frac{1/2 a}{2r} \Rightarrow r = \frac{1/4 a}{1/2} = \frac{1}{2} a \Rightarrow d = 26.555$

$r = 0.16 \text{ nm} = R + r \Rightarrow r = 0.16 \text{ nm} - R = 0.036 \text{ nm}$

la dimensione sarà del 29%.

La dimensione maggiore l'avrà nel caso di occupazione di siti tetraedrici in celle BCC.

• FCC : siti ottaedrici $1/2 \cdot \frac{1}{4} + 1 = 4$ atomi di C per cella 50%
 max 2.14%

• BCC : siti tetraedrici $2 \cdot \frac{1}{2} = 2$ atomi
 max 0.022%

ex. lacuna ottaedrica in BCC quindi è più piccola rispetto alla lacuna tetraedrica nella stessa cella.
 $r = \frac{a - 2R}{2} = \frac{0.2866 - (2 \cdot 0.124)}{2} = 0.0193 \text{ nm}$

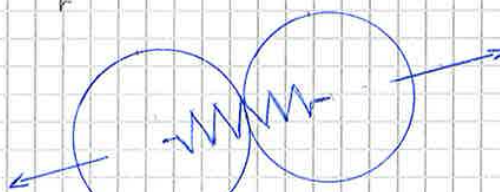
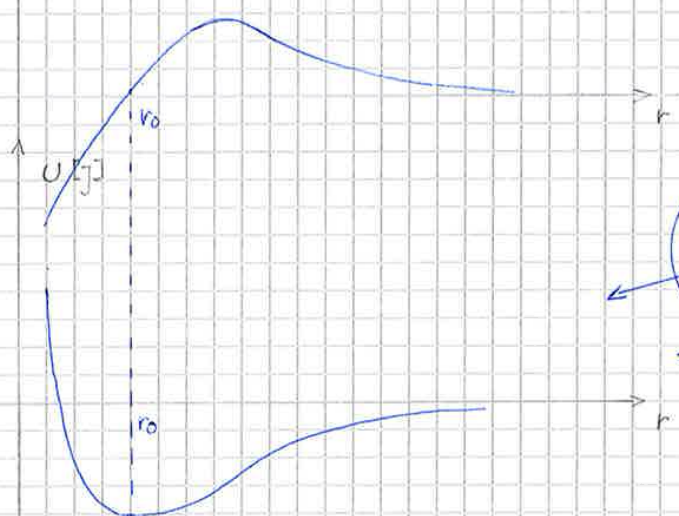
Nella cella esagonale compatta quando viene assunto il rapporto $c/a = 1.63$ che però nel caso reale non sempre è rispettato poiché ci possono essere forti percentuali di covalenza.

↳ se $c/a > 1.63$ aumenta la configurazione elettronica.

La cella CCC esiste per i materiali che hanno alta % di covalenza ma anche per quei metalli che, a causa dell'elevata temperatura termica, non possono assumere una configurazione FCC.

$\Delta F [N]$

$$S = \frac{F}{S} = \frac{F}{E \cdot \Delta} = K$$



$$F = \frac{dU}{dx}$$

$$K = \frac{dF}{dx} = \frac{d^2U}{dx^2}$$

formule relative al campo elastico : $\sigma = E \cdot \epsilon$

$$dU = \int_0^{\sigma} \sigma d\epsilon$$

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)}$$

$$\nu = \frac{(3K - 2G)}{2(3K + G)}$$

$$\Delta V = \epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z = \epsilon_z (1 - 2\nu)$$

$$\nu = -\frac{\epsilon_t}{\epsilon_l}$$

- $\nu < 0.5 \implies \Delta V > 0$
- $\nu = 0.5 \implies \Delta V = 0$
- $\nu = 0 \implies$ Sphero
- $\nu > 0.5$ impossibile
- $\nu < 0$ materiali AUXETICI

$$f = \nu [Hz] \propto \sqrt{\frac{E}{\rho}}$$

$$F = m \cdot g = \rho \cdot V \cdot g$$

$$F_{chiuscola} = \rho_{H_2O} \cdot V \cdot g$$

materiali compositi:

$$E_L = E_p V_p + (1 - V_p) E_m$$

$$E_L = \frac{E_m E_p}{V_p E_m + (1 - V_p) E_p}$$

MODELLO di VOIGT (isodeformazione):

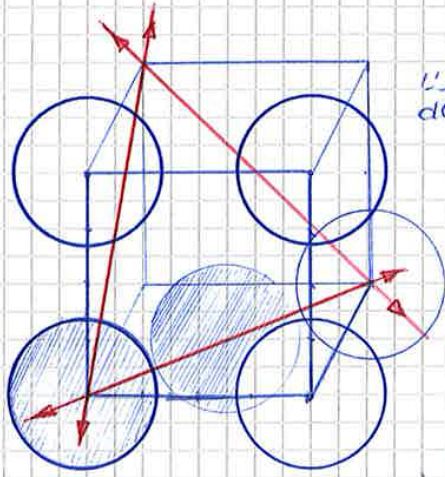
$$\epsilon_p = \epsilon_m = \epsilon$$

$$P = P_p + P_m \implies \sigma_p A_p \cdot L + \sigma_m A_m \cdot L = \sigma A \cdot L =$$

$$= \sigma_p V_p + \sigma_m (1 - V_p) =$$

$$= E_p \cdot \epsilon_p V_p + E_m \epsilon_m (1 - V_p) = \sigma$$

$$\sigma = \epsilon (E_p V_p + (1 - V_p) E_m) \implies E_L = E_p V_p + (1 - V_p) E_m$$



L'inclinamento dei piani rispetto alla visualizzazione della cella è inclinato.

SLIP PLANE o PIANO di SCORRIMENTO: piano ad alta compattezza atomica lungo il quale si muovono le dislocazioni.

PARAMETRI RETICOLARI:

	At. x cells.	N° coord.	TCV	$R = f(a)$
CCC	2	8	0.68	$\sqrt{3}/4 a$
CFC	4	12	0.74	$\sqrt{2}/4 a$
EC	2	12	0.74	

SITI INTERSTIZIALI: nelle celle metalliche i siti interstiziali possono essere generalmente di 2 tipi:

- 1) TETRAEDRICI (più ampi)
- 2) OTTAEDRICI

$$\% \text{ IONICITÀ} = 1 - \exp \left[-\frac{(\chi_A - \chi_B)^2}{4} \right]$$

$\Delta \chi > 2.0$ IONICO
 $\Delta \chi < 0.4$ COVALENTE
 $0.4 < \Delta \chi < 2.0$ COVALENTE POLARE

Il tipo di legame ha un'enorme influenza sull'energia di legame:

- IONICO 625 - 1550 KJ/mol
- COVALENTE 520 - 1250 KJ/mol
- METALLICO 100 - 800 KJ/mol

POLIEDRO di COORDINAZIONE: poliedro che ottengo comprimendo i centri di tutti gli atomi/ioni con uno preso come riferimento.

POLIEDRO di LEGAME: poliedro ottenuto per legami di tipo direzionale e i vertici sono lungo le direzioni con massima densità di probabilità elettronica.

I metalli, macroscopicamente, sono in generale ISOTROPI in quanto policristallini ma se utilissimo dei monocristalli è che fono con l'ANISOTROPIA di molte proprietà, come per esempio il modulo elastico.

$$C_{44} = \frac{C_{11} - C_{12}}{2} \implies \lambda = \frac{2C_{44}}{C_{11} - C_{12}}$$

Nel caso di soluzioni solide di tipo ionico, per mantenere la neutralità della carica, in caso di presenza di difetti, si avrà una sostituzione di tipo OMISSIVO. \rightarrow vengono lasciate delle vacanze per rispettare la neutralità della carica.

• ATMOSFERA di COTTRELL

Sono stati tensionali che si generano a causa della presenza di dislocazioni con componenti a spigolo.

\rightarrow concentrazioni di vacanze atomiche di solito lungo la linea della dislocazione.

L'allocazione di atomi avviene per riduzione di energia del sistema, ma rafferma anche la lega poiché la dislocazione viene rallentata nel suo movimento. \Rightarrow aumento del carico di SVERNAMENTO dei materiali alligati.

\downarrow
la temperatura gioca un ruolo fondamentale poiché posso far diffondere nelle posizioni vuote gli atomi.

SOLUZIONI SOLIDE INTERSTIZIALI. sono soluzioni che coinvolgono siti interstiziali e dunque di atomi di loro natura creano delle distorsioni.

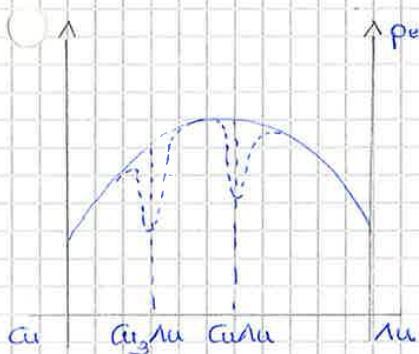
\rightarrow gli atomi coinvolti sono piccoli e la solubilità è ridotta (si evince dai diagrammi di stato).

Gli atomi entrano nelle fessure per vibrazione degli atomi, ma si ha una distorsione forte del reticolo per stati tensionali.

SOLUB MAX $\sim 10\%$

• se si supera il limite di solubilità precipita una SECONDA FASE e rimpomano in soluzione gli atomi che sono solubili a quella temperatura.

• SOLUZIONE SOLIDA ORDINATA: soluzioni solide nelle quali la sostituzione avviene in posizioni periodiche e ben definite. \rightarrow direzionalità di legame che si espone solo per alcune coppie di legami ed al di sotto di una ben specifica temperatura.



\rightarrow essendo legami direzionali conferiscono % di coerenza quindi durezza ma anche fragilità.

COMPOSTO INTERMETALLICO: è composto di due. La composizione stechiometrica è ben definita \rightarrow tutte le celle elementari sono uguali e l'ordine si estende a lungo raggio.

\downarrow
posso parlare di SUPER-RETICOLO. (es. SUPERLEGHE).

$$\begin{aligned} \Delta G &= \Delta G_{\text{eul}} + \Delta G_{\text{term}} = \\ &= \Delta H_v \cdot x_v - T(\Delta S_{\text{eul}} + \Delta S_{\text{term}}) = \\ &= \Delta H_v \cdot x_v - T \Delta S_{\text{term}} \cdot x_v - T(x_v \cdot p_v \cdot x_v \cdot (1-x_v) \ln x_v) R = \\ &= \Delta H_v \cdot x_v - T \Delta S_{\text{term}} \cdot x_v + RT x_v p_v x_v = \end{aligned}$$

$$G_B = G_A + \Delta H_v x_v - T \Delta S_{\text{term}} \cdot x_v + RT x_v p_v x_v$$

$$\frac{dG}{dx_v} = \Delta H_v - T \Delta S_{\text{term}} + RT(1 + \ln x_v) = 0$$

ΔG_v

$$\frac{\Delta G_v}{RT} = \ln x_v \implies x_v = \exp \left[\frac{\Delta G_v}{RT} \right]$$

anche per lo τ può una discrepanza tra il valore reale e Teorico

$$\tau_{max-teor.} = \frac{G}{2\pi}$$

$$\tau_{max-reale} \approx 10^{-4} G$$

$$\tau = \tau_{max} \cdot \sin(z)$$

$$\tau = G \cdot \gamma$$

$$\tau_{max} \cdot \sin(z) = G \cdot \frac{x}{b}$$

$$\tau_{max} \cdot \sin\left(2\pi \cdot \frac{x}{a}\right) = G \cdot \frac{x}{b} \quad \text{ma } \sin x \sim x \text{ per } x \rightarrow 0$$

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

$$\tau_{max} = \frac{G}{2\pi} = \frac{3}{82\pi} E \sim \frac{1}{17} E$$

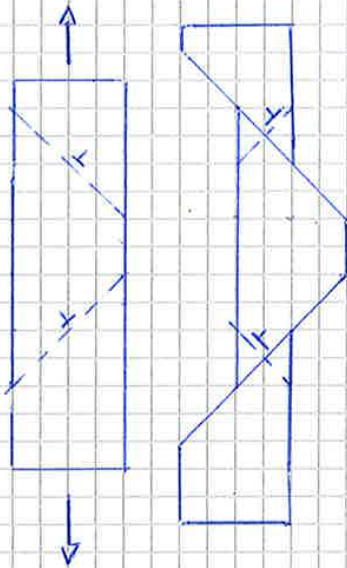
↳ tale discrepanza nei valori ha portato ad ipotizzare la presenza delle DISLOCAZIONI.

N.B. Le prime dislocazioni a muoversi sono quelle che a 45° rispetto lo sforzo di trazione hanno dei sistemi di SLITTAMENTO poiché è massimo il COEFFICIENTE DI SCHMIDT



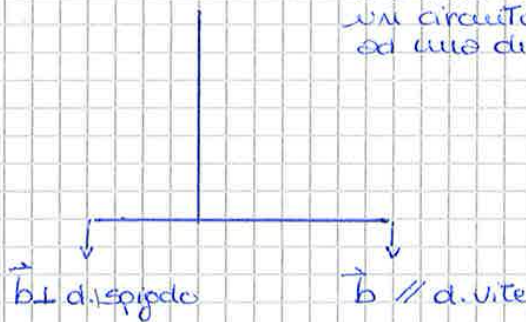
$$\tau = \sigma \cos\theta \cos\phi$$

la deformazione plastica non comporta variazioni di volume.



- DISLOCAZIONE A SPIGOLLO (slip o glide plane)
- DISLOCAZIONE A VITE
- DISLOCAZIONE MISTA

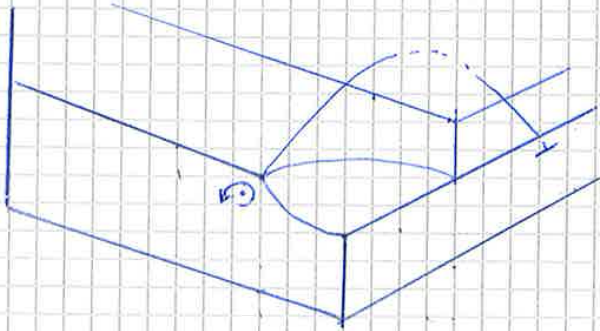
ETTORE di BURGERS: Vettore che è necessario percorrere mentre si compie un circuito chiuso attorno ad una dislocazione.



Dislocazioni a vite più mobili di quelle a spigolo:

- non individuano un unico piano di scorrimento
- non hanno atmosfera di Cottrell
- energia di scorrimento minore

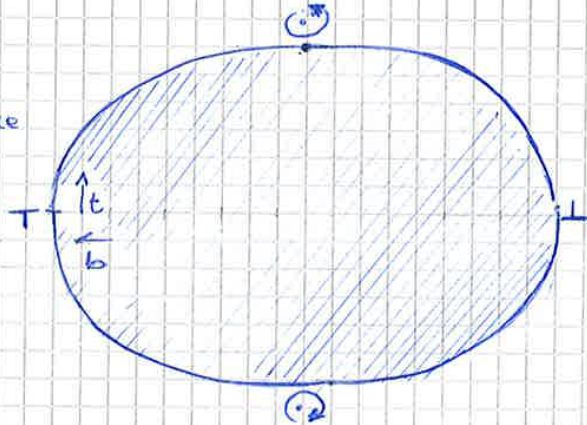
Le diverse forme di dislocazioni sono tutte miste, cioè hanno una componente sia a vite che a spigolo \implies l'effetto finale è lo stesso.



Se c'è una linea di piano intero deformata allora la dislocazione è CHIUSA.

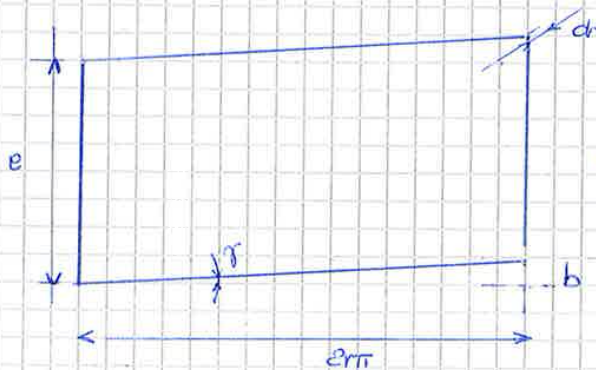
Il VETTORE DI BURGERS è costante e non varia

Come dislocazione ha un'energia associata allo stato di deformazione prodotto.



ENERGIA della DISLOCAZIONE.

calcolo la deformazione in una sezione circolare di raggio "r" e spessore "dr"



$$\gamma \approx \tau \cdot \gamma = \frac{b}{2\pi r}$$

$$dE_i = \int_0^{2\pi} \tau \cdot \gamma \cdot r \cdot dr = \frac{1}{2} \frac{\tau^2}{G} = \frac{1}{2} \tau \gamma$$

$$dE_i = \frac{1}{2} \cdot \tau \cdot \gamma \cdot dV =$$

$$= \frac{1}{2} \tau \gamma \cdot dr \cdot 2\pi r \cdot e =$$

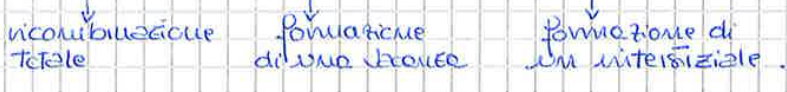
$$= \frac{1}{2} \tau \frac{b}{2\pi r} \cdot 2\pi r \cdot dr \cdot e = \frac{1}{2} \tau \cdot b \cdot dr \cdot e$$

$$\int dE_i = \int \frac{1}{2} \tau \cdot b \cdot dr \cdot e$$

$$E_i = \frac{1}{2} \tau \cdot b \cdot r \cdot e$$

Un materiale fortemente incrudito $\sim 10^{10} - 10^{12} \text{ cm}^{-3}$ \rightarrow caso in cui il numero di dislocazioni per ANNICHIAMENTO

dislocazioni di segno opposto si attraggono combinate:



• CROSS SLIP: movimento dove cambia il piano di scorrimento ed è tipico solo per le dislocazioni a vite. \rightarrow è un movimento attivato anche a basse T

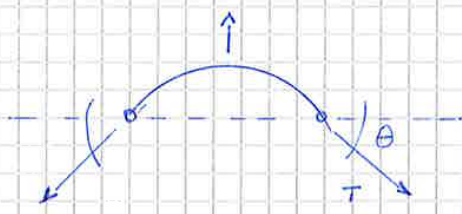
la dislocazione a vite avendo $\vec{b} \parallel \vec{v}$ individua infinite piani di scorrimento

• CLIMB: movimento di sotto tipico delle dislocazioni a spirale che si attivano in presenza di un gran numero di dislocazioni. \rightarrow si attiva ad alte T

CROSS-SLIP e CLIMB: servono nel acciaio senza inclusions perché non generano una sorgente di Frank-Read.

OGS: praelium lasciato del climb
KINGS: quadrati sullo stesso piano di scorrimento

DIMOSTRAZIONE
tensione ed energia attive ad una dislocazione.



$$F = \tau \cdot b \cdot l = 2T \sin \theta$$

$$\tau = 2T \sin \theta \cdot \frac{1}{b \cdot l} = 2gb \frac{1}{l} \sin \theta = \frac{2g \sin \theta}{b}$$

$$T = \frac{\partial E}{\partial l} = \frac{\partial}{\partial l} (gb^2 \cdot l) = gb^2$$

DIMOSTRAZIONE
energia dislocazione a vite

$$\frac{dE}{dl} = \int \tau dy = \int \tau \frac{1}{G} dr = \frac{1}{2} \tau \gamma \quad \gamma = \tan \gamma \sim \frac{b}{2\pi r}$$

$$dE = \frac{1}{2} \tau \frac{b}{2\pi r} dl \rightarrow \frac{1}{2} \tau b \frac{1}{2\pi r} l dr$$

$$\frac{1}{2} \tau b^2 dr = \frac{1}{2} g \frac{b^2}{2\pi r} dr$$

$$E = E_0 + \frac{1}{4\pi} gb^2 \int_{r_0}^R dr \cdot \frac{1}{r} = \frac{1}{4\pi} gbL [\ln(R) - \ln(r_0)] \Rightarrow gb^2 L$$

energia spirale $E = \frac{gb^2 L}{1-\nu} = \frac{3}{2} E_{vite}$

$$\tau_{AN} = G \cdot e^{-\frac{2\pi W}{b}} \quad \tau = \sigma \sin \theta \cos \varphi$$

si verificano anche fenomeni di rafforzamento

La TAN è molto inferiore nella FCF rispetto alla CCC poiché in questo caso sono molti sistemi di scivellamento ma non compatti.

Nel caso delle EC posso avere 2 classi: CLASSE I ($c \geq 1.63$) = molto duttile
CLASSE II ($c < 1.63$) = molto fragile ma ad alti carichi.

fragili perché i piani di scivellamento sono paralleli e non si intersecano fino al fondo.

↳ posso studiare altri sistemi di scivellamento ad alta T

OSTACOLI al MOVIMENTO delle DISLOCAZIONI.

$\sigma_y = 3\tau_y$ poiché abbiamo da considerare tutte le deformazioni 3D.

Qui ostacolo fa aumentare la resistenza di smembramento in funzione del suo numero e della loro resistenza intrinseca.

$$N_L = \frac{1}{L}$$

L = distanza ostacoli sul piano di scivellamento.

$$f = \frac{P}{L}$$

contributo totale degli ostacoli alla resistenza f

$$\Delta f = \tau b \Rightarrow \frac{P}{Lb} = \Delta \tau \quad \tau \propto \frac{Eb^2}{L}$$

AZIONE di PINNING: energia che viene rilasciata alla deformazione → di tipo elastico

$$f = \tau \cdot b \Rightarrow \tau = \frac{f}{b} = \frac{P}{Lb} = \frac{Eb}{L}$$

calcolo la distanza minima tecnica → supero una distribuzione uniforme.

$$c[\text{sculto}] = \frac{b^2}{L^2} \Rightarrow L = \frac{b}{\sqrt{c}}$$

$$\tau_{ss} = \frac{Eb}{L} = \frac{Eb}{b} \cdot \sqrt{c} = \sqrt{c} \cdot E \sqrt{c}$$

↳ rafforzamento per soluzione solida.

in modo analogo si ottiene un rafforzamento per precipitazione di una seconda fase.

$$\Delta \tau = \frac{P}{L}$$

$$P = 2T = 2 \cdot \frac{1}{2} Eb^2 \Rightarrow \tau_{ppt} = \frac{Eb}{L}$$

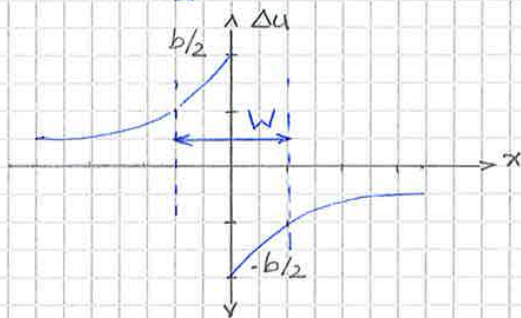
TAU di PEIERLS-NABARRO

È lo sforzo di taglio minimo, in assenza di ostruzioni di alcun tipo al movimento delle dislocazioni, per attuare il glide.
 È un valore intrinseco del materiale e rappresenta l'attrito allo scivolo interno delle dislocazioni rispetto al reticolo.

$$\tau_{PN} = G \cdot e^{-\frac{2\pi W}{b}} \quad \text{dove } W(\text{width}) = \frac{d}{1-\nu}$$

WIDTH: ampiezza della dislocazione → indica il numero di atomi coinvolti nella deformazione a causa della presenza della dislocazione entro il quale si consuma uno spostamento fino ad $\frac{1}{2} \Delta u_{max}$.

$$\Delta u_{max} = \frac{b}{2} \Rightarrow -b/4 \leq \Delta u \leq b/4$$



La $\tau_{PN} = \tau_{max}$ in $\tau = \tau_{max} \cdot \sin\left(\frac{2\pi \cdot x}{b}\right)$
 → indica l'aumentare dello sforzo di taglio all'interno del reticolo.

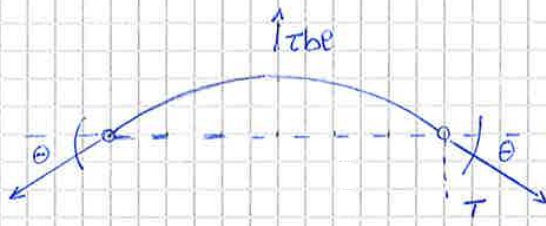
$$\tau_{max} \cdot b = \frac{G}{2\pi}$$

SORCENTE di FRANK-READ: zona di generazione e moltiplicazione delle dislocazioni dovuta alla presenza di precipitati che ostacolano il moto di una dislocazione.

La sorgente viene attivata se lo τ supera un valore massimo e il precipitato è sufficientemente resistente.

$$\tau_{max} = \frac{2Gb}{b} = \frac{Eb}{L}$$

$$G \approx \frac{1}{2} E \quad \text{in realtà } G \approx \frac{3}{8} E$$



$$\tau b \cdot l = 2T \sin\theta = 2 \cdot Gb^2 \cdot \sin\theta \approx Eb^2$$

$$\tau_{FR} \approx \frac{Eb^2}{bl} = \frac{Eb}{l}$$

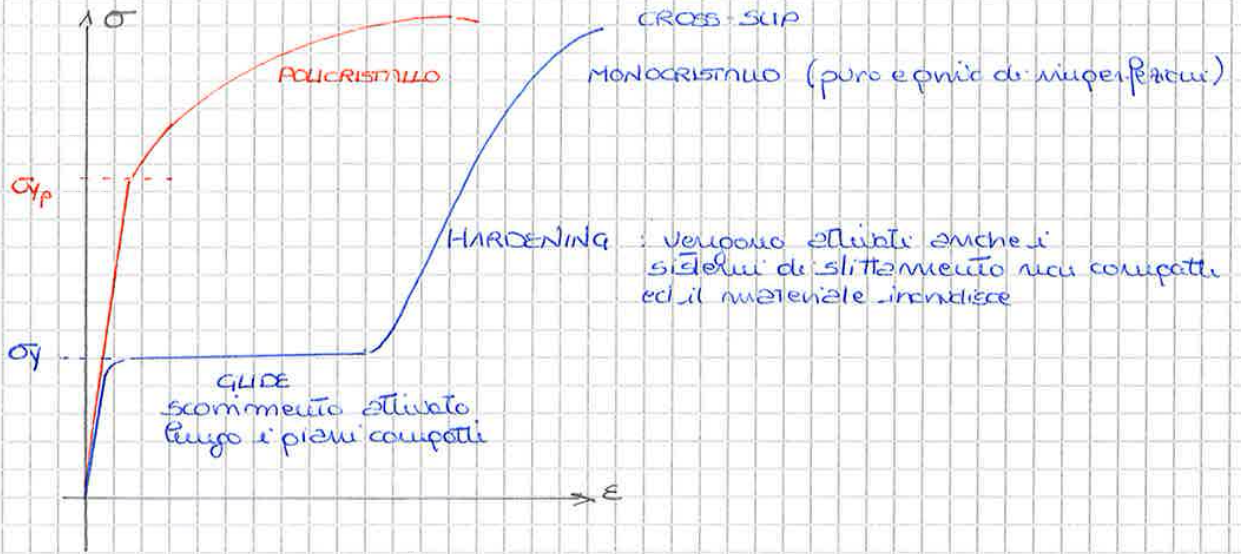
$$\text{poiché } E_{gate} = Gb^2 \cdot l \Rightarrow \frac{\partial E_i}{\partial l} = Gb^2$$

⇒ siamo nel campo della deformazione di tipo elastico
 ⇒ energia elastica associata alla dislocazione.

SFORZO di TAGLIO CRITICO RISOLTO (Tors): sforzo richiesto per rompere un numero sufficiente di legami in modo che inizi lo scivolo in un monocristallo puro e perfetto.

La tors è costante e dipende fortemente dal grado di purezza poiché la presenza di impurezza fa aumentare molto lo sforzo richiesto.

CURVA SFORZO - DEFORMAZIONE



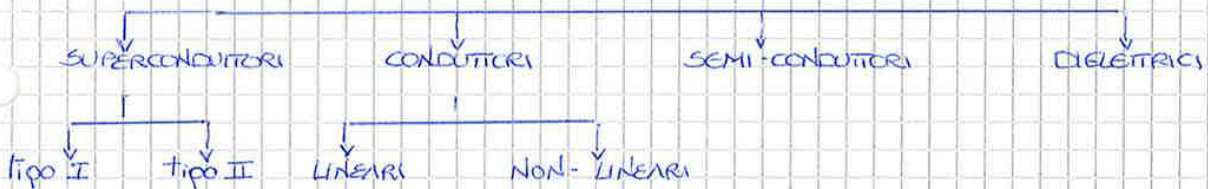
FRATTURA FRAGILE: in tutti i materiali sono presenti discontinuità ma la frattura fragile avviene soltanto quando il moto delle dislocazioni è ostacolato dall'assenza di piani close-packed oppure quando lo stress è così alto da causare la decoesione della materia.

PROPRIETÀ ELETTRICHE della MATERIA

LEGGE di OHM:

$$\Delta V = I \cdot R = \frac{L}{A} \rho_e \cdot I$$

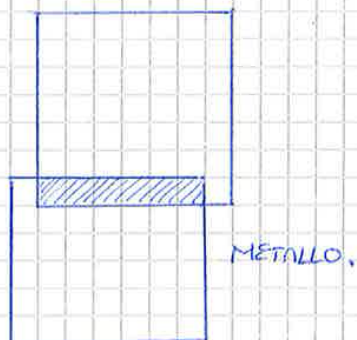
$$\rho \text{ [ohm} \cdot \text{m]} \\ \sigma_{ei} = 1/\rho_e$$



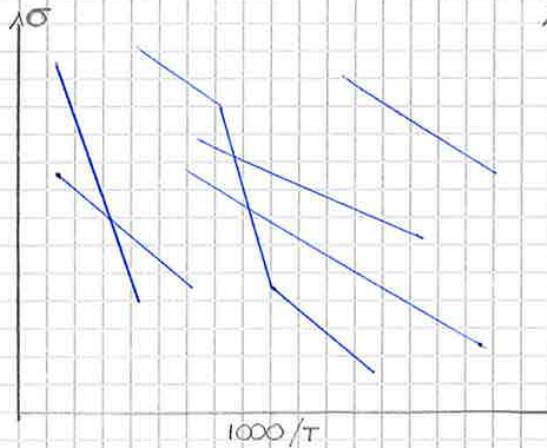
CERAMICI: allo stato solido sono degli eccellenti isolanti ($\sim 10^{10} \text{ } \Omega \cdot \text{m}$) ma in alcune condizioni possono presentare una debole mobilità ionica.

TEORIA delle BANDE: teoria che spiega il fenomeno della conduzione elettrica ed espone la probabilità che un elettrone si trovi in banda di conduzione.

$$k_B T \approx 0.025 \text{ eV} \quad @ T = 300 \text{ K}$$



CONDUZIONE SOLIDI IONICI: servono delle strutture 3D possibilmente a canali aperti per permettere la diffusione degli ioni.



La conduttione ionica è maggiore ad alta T quando gli ioni sono in una condizione "quasi fusa".

Me^o D.

TERMOCLETTRICITA': relazione fra temperatura di 2 materiali posti in connessione tramite una giunzione meccanica e ΔV che si manifesta.

$$\Delta T \xrightleftharpoons[\text{Peltier}]{\text{Seebeck}} \Delta V$$

Ogni materiale ha un livello di Fermi proprio e si genera un campo elettrico che impedisce il salto di tutti gli elettroni. \rightarrow Se io li faccio genero un effetto.

$$ZT \text{ (fattore di merito)} = \frac{\sigma S^2 T}{k}$$

DIELETRICI (isolanti)

Sono degli isolanti ma nella loro struttura interna ci sono dei dipoli che sotto l'azione di campi elettrici esterni si orientano e generano un campo opposto.

Nel caso dei dielettrici il meccanismo di polarizzazione varia con la frequenza.

- 1) meccanismo elettronico \rightarrow la nuvola elettronica si deforma
- 2) meccanismo ionico
- 3) meccanismo molecolare

\hookrightarrow il campo elettrico è oscillante

- 4) polarizzabilità di carica spaziale.

• ogni meccanismo è attivo fino ad una certa frequenza.

$\epsilon =$ POLARIZZABILITA'

$$\epsilon_r = 1 + \chi_e = 1 + \frac{N\alpha}{\epsilon_0}$$

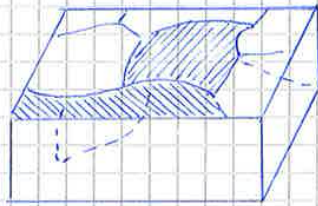
$$\tan \delta = \frac{\epsilon_r''}{\epsilon_r'}$$

$$P = \epsilon E \epsilon_0 L$$

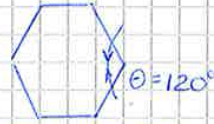
$$L = \epsilon_r \tan \delta$$

• ad alte frequenze, oltre la capacità di movimento degli elettroni, il metallo diviene trasparente alla radiazione \rightarrow la trasparenza dipende da quanto è pesante l'atomo.

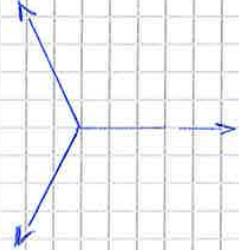
BORDO di GRANO: difetto di superficie dovuto all'accrescimento di più nuclei cristallini che si vanno ad unificare.
 → è una zona ad elevata reattività poiché gli atomi in questa zona non hanno i legami saturi → elementi estranei segregano (possibile presenza di difetti BASIFONDENTI)



sono zone di debolezza del materiale.



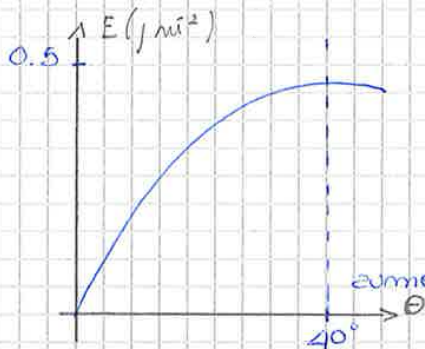
$\theta = 120^\circ$ è l'angolo Tecnico di equilibrio verso il quale il grano tende ad evolversi.



$Z < 6$ superfici concave
 $Z > 6$ superfici convesse

BQG ad alto angolo $\alpha > 36,9^\circ$
 BQG a basso angolo $\alpha < 36,9^\circ$

B. GRANI ad ALTO ANGOLO: alcuni atomi appartengono a 2 grani e creano i cosiddetti siti di COINCIDENZA → sono dei punti di coincidenza che tengono uniti i grani.



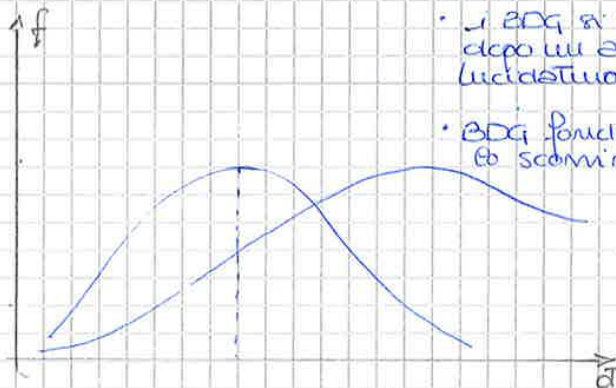
A livello energetico i bordi di grano ad alto angolo (θ fino a 50°) hanno maggiore energia.

con volume G il grano tende a ridursi su area superficiale.

aumento θ ma anche i siti di coincidenza.

- crescita della grana cristallina
- coalescenza di seconde fasi

DISTRIBUZIONE della GRANA CRISTALLINA (al riscaldamento)



• i BQG si visualizzano al microscopio elettronico dopo un attacco chimico acido e una successiva lucidatura.

• BQG fondamentali nel CREEP poiché favoriscono lo scorrimento → se $\tau \geq 40/14$ preferisco materiali a grana grossa

$$N_{ASTM} = 2^{G+1} \Rightarrow 100x$$

$$N_{SI} = 2^{m+3} \Rightarrow 1x$$

$$1 \text{ inch} = 25.4 \text{ mm}$$

$$1 \text{ inch}^2 = 645.16 \text{ mm}^2$$

ex. $\frac{23/2 + 28}{7.75} = N_{ASTM} = 5.096 \sim 5.1$

$$G = \frac{\log N + \log 2}{\log 2} \sim 3.35 \quad N = 2^{G-1} \Rightarrow \log N = \frac{G-1}{\log 2}$$

DIMPLES: sono delle "fessette" derivate dalla deformazione plastica del materiale

TRANSIZIONE DUTILE-FRAGILE: tipico delle prove CHARPY

$$N_{SI} = 2^{m+3} \Rightarrow N_{SI} = \frac{23/2 + 28}{0.5 \text{ mm}^2 (x1)} = 79$$

$$\ln(N_{SI}) = (m+3)\ln 2 \rightarrow m = 3.33$$

Verificare tra G ed m

$$N_{ASTM} = 2^{G-1}$$

$$N_{SI} = 2^{m+3}$$

ma $N_{SI} = \frac{N_{ASTM}}{0.0645}$ perché $1 \text{ inch}^2 (x100) = 645.16 \text{ mm}^2 (x100)$

$$N_{SI} = 2^{m+3} = \frac{2^{G-1}}{0.0645}$$

$$\rightarrow 2^{m+3} \cdot 0.0645 = 2^{G-1}$$

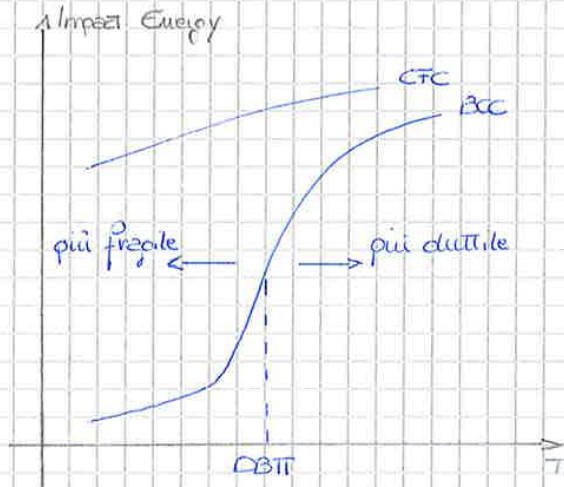
$$\ln(2)(m+3) + \ln(0.0645) = \ln(2) \cdot (G-1)$$

$$m+3 + \frac{\ln(0.0645)}{\ln(2)} = G-1$$

$$G + \frac{\ln(0.0645)}{\ln(2)} = G-m \sim 0.05$$

DUCTILE-TO-BRITTLE TRANSITION TEMPERATURE (DBTT):

Temperatura che indica, esclusivamente per metalli EC e CCC in quanto presentano anche comportamento fragile, ed è calcolata come "la temperatura per la quale, a seguito di una quota di trazione, almeno il 50% della superficie di frattura è subito frattura duttile".



VETRI METALLICI: materiali di nichelina → servono elevatissime velocità di raffreddamento $> 10^6$ °/sec.

• tecnologicamente si usa il MELT SPINNING (nucleo in rame)

possa ridurre la velocità di raffreddamento aumentando ad utilissime le peggiori (la presenza di stress estremi, in strutture ordinarie, e movimento di cristallizzazione) possibilmente alla composizione eutettica (ha la T_{fus} più bassa possibile)

- non hanno bordi di grano (bassa tendenza all'ossidazione)
- atomi duri
- alta risposta elastica (all'urto non crea inclusions perché non ho dislocazioni → restituiscono interamente l'energia assorbita)

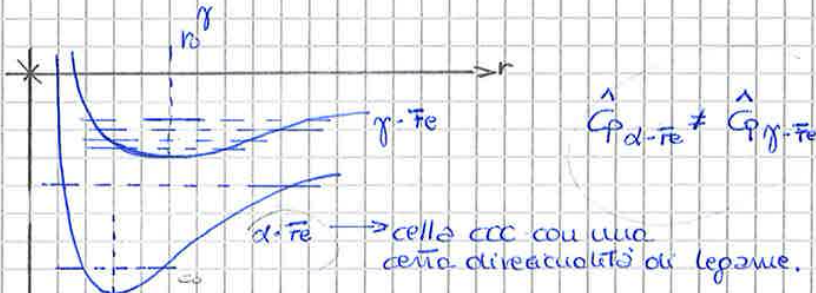
QUASI CRISTALLI: sono materiali che presentano delle simmetrie di diffrazione impossibili (simmetria pentagonale)

↳ modello di Penrose di tassellatura con 2 rombi strutturalmente ordinate non periodica.

CRISTALLO: materiale che ha uno spettro di diffrazione (periodico o aperiodico)

PROPRIETÀ TERMICHE
nei materiali

- La Temperatura è associata alle vibrazioni degli atomi ma non tutte le frequenze di vibrazioni sono possibili → livelli energetici discretizzati.
- Frequenza legata alla curva di Cauchy - Morse



$$\hat{C}_{p\alpha-Fe} \neq \hat{C}_{p\gamma-Fe}$$

Le 2 fasi coesistono solo alla temperatura di transizione di fase (907° - 912° C) che è un range entro il quale ha probabilità di avere un atomo che appartiene ad un'altra fase allotropica.

→ Le 2 fasi hanno una differente spazialità dei livelli energetici ma a 911°C condividono la stessa distribuzione di M. - Boltzmanni.

$e^{-E/KT}$ ⇒ alcuni atomi possono avere energia sufficiente per transire.

PROBABILITÀ TERMODINAMICA: i materiali scelgono strutture con il maggior numero di livelli energetici possibili e non quello a minore energia.

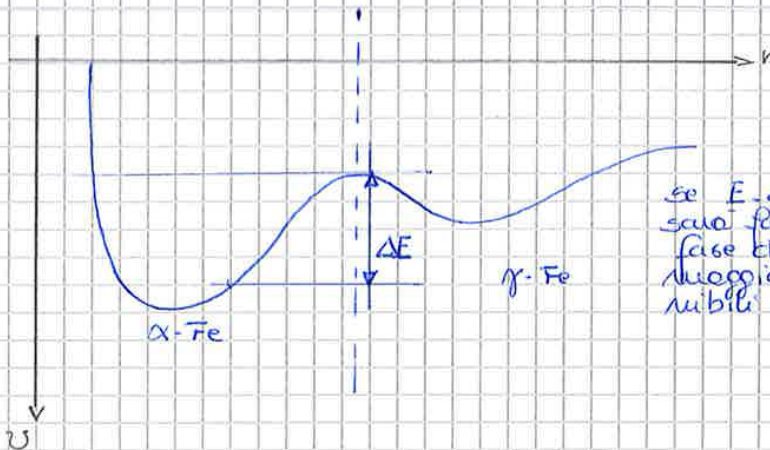
$$H = \int_0^T C_p dT$$

alla stessa T, due solidi con diverso C_p , possiedono differente energia termica e differente livelli energetici.

All'equilibrio la velocità di passaggio di atomi da una fase all'altra è uguale per entrambi i versi.

ΔH = calore latente di trasformazione.

La probabilità di avere stabilità di una fase non è legata alla cinetica che la trasformazione possiede → quest'ultima è legata all'altezza della barriera energetica da superare.



se $E_{attuale} + \Delta E$ la trasformazione sarà favorita e andrà verso la fase che presenta un numero maggiore di livelli energetici disponibili all'occupazione.



$r+R = 1 \text{ (costante)}$

$\tan \alpha = \frac{\frac{\delta}{2}}{\frac{\delta}{2}} = 1 \Rightarrow \alpha = \tan^{-1}(1) = 45^\circ$

$\sin \alpha = \frac{c}{ip} \rightarrow r+R = \sin \alpha \cdot \frac{\delta}{4}$

$r = \frac{\delta}{4 \sin \alpha} - R = 0.036 \text{ nm.}$

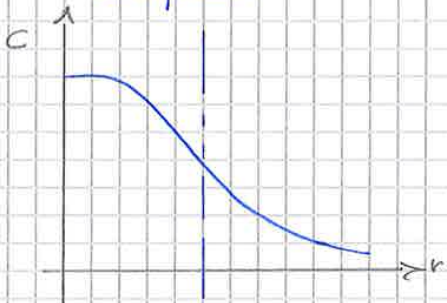
~ 50% di distorsione

Nel γ -Fe, struttura FCC, la solubilità del carbonio è massima (fino a ~0,22%) poiché in questo caso l'atomo C può porre in un interstiziale ottaedrico e causa minore distorsione reticolare.

↓
Nella cella CCC (α -Fe) sebbene il sito interstiziale tetraedrico sia più spazioso di quello ottaedrico in questo caso il parametro reticolare è minore e ciò causa una maggiore distorsione reticolare.

La forza spingente la diffusione può essere di differenti tipi sebbene una delle più comuni è la FORZA A GRADIENTE DI CONCENTRAZIONE

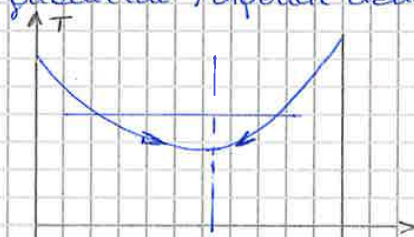
↳ dopo la diffusione la composizione sarà uniforme.



- pacciente
- superfici pulite (pochi ostacoli alla diffusione)
- T
- t
- regole di Hume-Rothery (possibilità di avere composti ternari o binari molto stabili)

Il tipo di diffusione (gradiente o contro-gradiente) dipende dalla forma dell'energia libera complessiva del sistema.

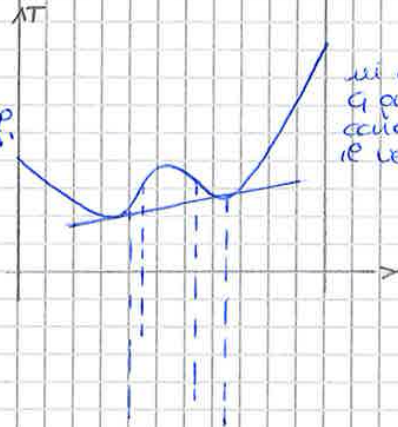
- DOWN-HILL / MESCOLAMENTO
- UP-HILL / SMESCOLAMENTO



Un processo tecnologico che sfrutta la diffusione è la RICOTTURA di ORTOGENERAZIONE.

La presenza di vacanze o di altri difetti consente di apprezzare in tempi brevi la diffusione.

- ↳ ad alte T alcuni con energie suff.
- ↳ molti siti disponibili.

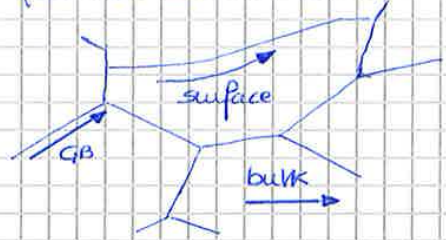


In questo caso è la G piuttosto che la c a guidare la diffusione e dipende il verso della diffusione

La Q è inoltre funzione dell'impacchettamento quindi avremo che:

$$Q_{bulk} \rightarrow Q_{GB} \rightarrow Q_{surf.}$$

- Q funzione di:
- Tipo di atomo
 - T_m = forza di legame
 - impacchettamento
 - dimensione dell'atomo



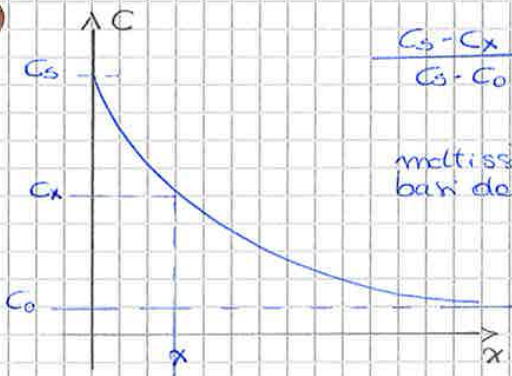
II LEGGE di FICK:

legge che vale in conduttori non stazionari di concentrazione nel tempo.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \cdot \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$$

per risolvere quest'equazione si deve utilizzare la funzione $\exp(z)$

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = \exp\left(-\frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}}\right) \quad \text{dove } \frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}} = Z_{\text{erf}}$$



moltissimi processi reali prendono la loro base dalla diffusione:

- CRESCITA DEI GRANI
- SINTERIZZAZIONE
- GIUNZIONE allo STATO SOLIDO
- SEGREGAZIONE
- MIGLIORAMENTO delle prop. meccaniche (es. acciai in servizio all'usura)
- DOPPIAGGIO dei SEMICONDUTTORI
- CONDUTTORI IONICI
- BARRIERE TERMICHE

Uno dei tipici esempi di applicazione tecnologica vantaggiosa della diffusione è Fe solido λ in ZrO_2 parzialmente stabilizzato con Yttrio.

La soluzione solida per mantenere l'elettroneutralità prevede delle vacanze ai siti O^{2-} che possono far diffondere gli ioni.

ex. progettare membrana in Fe Δx

$$d = 10 \text{ cm}$$

$$T = 700^\circ \text{C}$$

$$C_{s-H} = 0.5 \cdot 10^{20} \frac{\text{at}}{\text{cm}^3}$$

$$C_{s-N} = 0.5 \cdot 10^{20} \frac{\text{at}}{\text{cm}^3}$$

$$C_{0-H} = 0.5 \cdot 10^{18} \frac{\text{at}}{\text{cm}^3}$$

$$C_{0-N} = 1 \cdot 10^{18} \frac{\text{at}}{\text{cm}^3}$$

$$C_{x-H} = C_{0-H} + 90\% \cdot C_{s-H} = 4.55 \cdot 10^{19} \frac{\text{at}}{\text{cm}^3}$$

$$C_{x-N} = C_{0-N} + 0,1\% \cdot C_{s-N} = 1,05 \cdot 10^{18} \frac{\text{at}}{\text{cm}^3}$$

$$t = 1 \text{ hr} = 3600 \text{ sec.}$$

TOP = piani di lavoro.

- laminati
 - multiplaccati
 - apolimerici ultraresistenti
- \longrightarrow NEOLITH
 \longrightarrow CORIAN

TESSUTI
 MATERIALI negli ELETTRODOMESTICI \longrightarrow rivestimenti nei forni
 \longrightarrow ecc. nelle lavastoviglie.

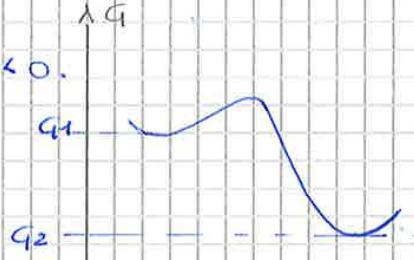
restauo del LEGNO MASSOLO con antitacelo (penicmetuns) e investimento in pannellato.

TERMODINAMICA.

La trasformazione di fase avviene poiché ad una data temperatura una fase è metastabile e la fase finale ha un ΔG inferiore.

$\Delta G = G_{finale} - G_{iniziale} < 0$.

ciò però non dà alcuna informazione sulla cinetica della trasformazione

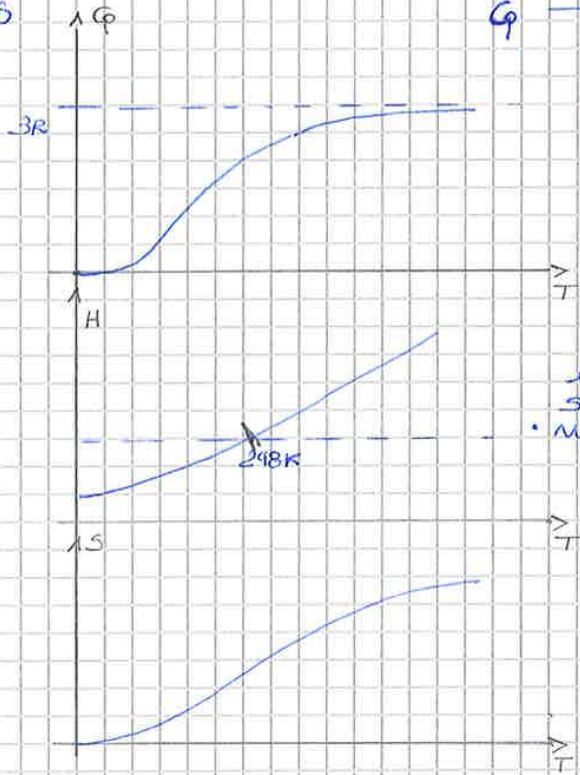


$$C_p = \left(\frac{\partial H}{\partial T} \right)_p \longrightarrow \int_{298}^T C_p dT = H$$

$$\frac{C_p}{T} = \left(\frac{\partial S}{\partial T} \right)_p \longrightarrow \int_0^T \frac{C_p}{T} dT = S$$

$G = H - TS$
 $H = U + PV$

$C_p \longrightarrow 3R (@ T > T_0)$



in questo caso pongo $H = 0$ nel suo stato stabile a 298K
 • mi interessano i ΔH

se ΔG è legato strettamente al punto di sottoraffreddamento \rightarrow maggiore è il punto di sottoraffreddamento maggiore sono le forze spingenti

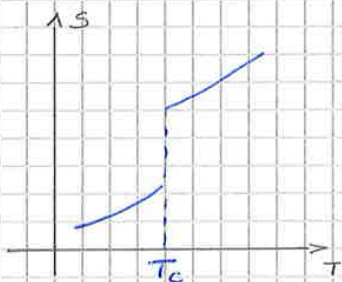
TEMPERATURA di FUSIONE: temperatura alla quale ha passaggio da fase solida a fase liquida a T costante e pressione costante (ma dipende nei materiali diversi).

è un fenomeno fisico
la composizione non varia.

ma non ha fusione se da un sistema monofasico passo ad un sistema bifasico (EUTETICO e PERITETICO non hanno fusione)

Le trasformazioni di fase sono reversibili.

TRASFORMAZIONI del PRIMO ORDINE:
quando le 2 derivate di G sono discontinue nel punto della trasformazione.



$$\alpha_V = \frac{1}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_{p=\text{cost}} \rightarrow \infty$$

TRASFORMAZIONI del SECONDO ORDINE
le derivate prime sono continue mentre osserva discontinuità nelle derivate seconde (es. transizione vetrosa)

$$G = H - TS$$

$$dG = dH - Tds - SdT$$

$$H = U + PV$$

$$dH = dU + PdV + VdP$$

$$dG = dU + PdV + VdP - Tds - SdT$$

$$dG = dU - Tds + VdP - SdT = VdP - dTS$$

perché ho che $dU = Tds - pdv$

$$\left(\frac{\partial G}{\partial T} \right)_p = -S$$

$$\left(\frac{\partial H}{\partial T} \right)_p = C_p$$

$$\left(\frac{\partial S}{\partial T} \right)_p = \frac{C_p}{T}$$

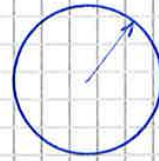
$$\left(\frac{\partial G}{\partial P} \right)_T = V$$

Et non è una derivata prima di $G \rightarrow \left(\frac{\partial(G/T)}{\partial(1/T)} \right)_{p=\text{cost}} = H$
ma se G ha un punto angoloso o discontinuità si ha sia di S che di H

I cluster si creano per aggregazioni casuali di atomi e se:

$r < r^*$ si distruggono
 $r > r^*$ si accrescono

$$V = \frac{4}{3} \pi r^3$$



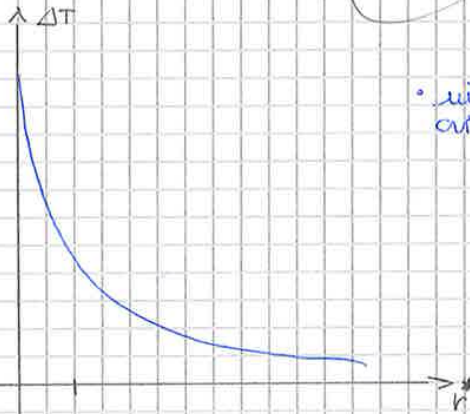
$$A = 4 \pi r^2$$

è un processo randomizzato quindi per favorire la nucleazione di cluster stabili devo diminuire le dimensioni di r^*
 → aumento il grado di sottoraffreddamento

$$r^* = \left(\frac{2 \gamma_{sl} T_m}{L_v} \right) \cdot \frac{1}{\Delta T}$$

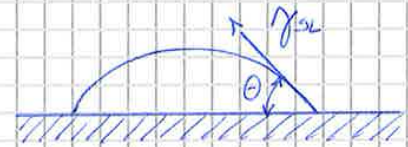
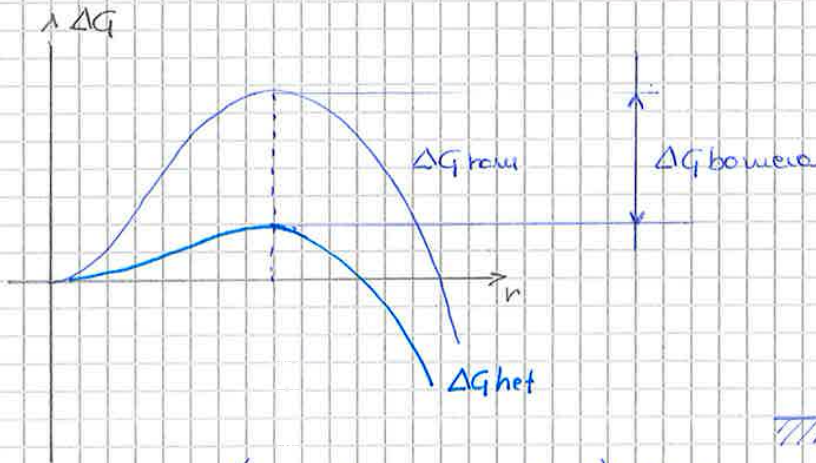
inoltre, all'aumentare di ΔT diminuisce anche l'altezza della barriera energetica poiché:

$$\Delta G^* = \left(\frac{16 \pi \gamma_{sl}^3 \cdot T_m^2}{3 L_v^2} \right) \cdot \frac{1}{(\Delta T)^2}$$



• indica la diminuzione di raggio critico all'aumentare del grado di sottoraffreddamento

NUCLEAZIONE ETEROGENA: in questo caso r^* non cambia ma varia il valore necessario poiché dipende dalla bagnabilità



si ottiene $\Delta G_{het} = \left(-\frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v + 4 \pi r^2 \gamma_{sl} \right) \cdot S(\theta)$

→ si abbassa la barriera energetica.

con $S(\theta) = \frac{2 + \cos \theta}{4} (1 - \cos \theta)^2$

La T_0 è una temperatura alla quale si verifica l'organizzazione strutturale degli atomi ed alla quale è possibile associare un preciso valore di viscosità.

non ho un esatto termine ed infatti la T_0 varia in un range poiché dipende dalla velocità di raffreddamento.

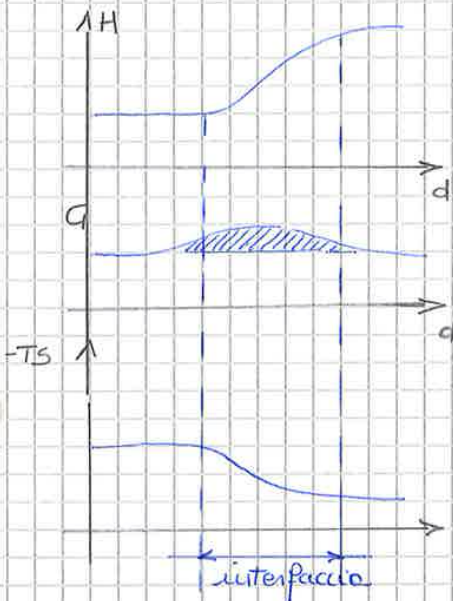
$$T_{\text{incoltura}} \sim 10^{12} \rho < T_0 < T_{\text{deformazione}} \sim 10^{13} \rho$$

- T alla quale cambia bruscamente il comportamento meccanico
- T cui ho viscosità di $\sim 10^{13} \rho$
- T alla quale la velocità di avanzata di volume specifico dovuto alla componente termica eguaglia quella strutturale
- T cui osservo una transizione del secondo ordine
- T cui osservo il rilassamento della tensione a deformazione costante.

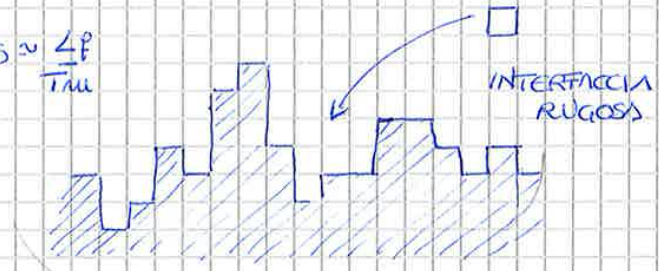
CRESITA di un SOLIDO da un LIQUIDO.

Regola di: Richardson $\frac{L_f}{T_m} \sim 4R$ se $\frac{L_f}{T_m} > 4R$ interfaccia solido-liquido liscia
 se $\frac{L_f}{T_m} < 4R$ interfaccia rugosa.

INTERFACCIA RUGOSA: vale atomo per atomo ed in maniera continua.
 INTERFACCIA LISCA: avviene per crescita laterale.



$$\Delta S \sim \frac{L_f}{T_m}$$



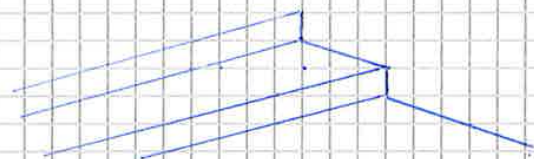
$v = K_1 \Delta T$: in questo caso K_1 è elevatissimo e bastano pochi gradi di sottocoolamento

• nel caso invece di una superficie liscia l'atomo che arriva aumenta l'energia del sistema perché crea una nuova interfaccia

in realtà la superficie non è completamente liscia ma sono presenti dei piccoli detti LEGGE o delle micro-cavità dette JOGS

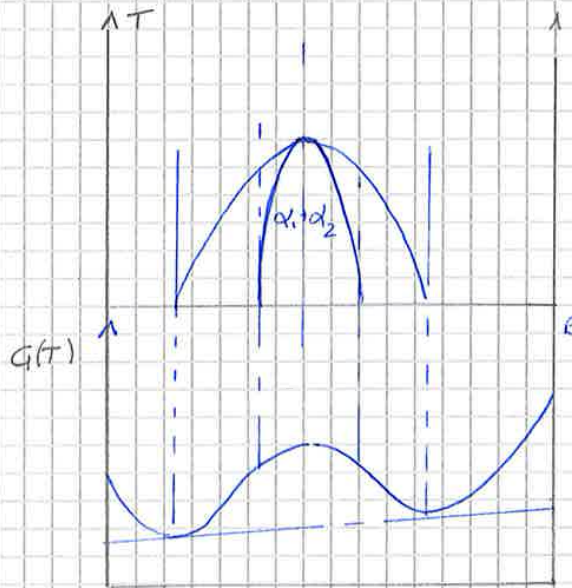
il meccanismo procede con crescita di gruppi di atomi

- NUCLEAZIONE SUPERFICIALE RIPETUTA
- CRESITA a SPIRALE
- TWIN BOUNDARIES



DECOMPOSIZIONE SPINODALE (trasformazioni omogenee)

• trasformazioni che non hanno interfaccia ma ho delle fluttuazioni di composizione che portano ad instabilità ed alla crescita immediata di interfacce.



$$\frac{d^2G}{dX^2} < 0$$

• si ha un stato di equilibrio di stato molto perturbato che per alcune composizioni comporta diffusione UP-HILL

è partire da una composizione in regione spinodale se ho fluttuazioni in peso abbassare G.

• se parlo della reazione binaria posso avere simultaneamente per nucleazione e crescita.
 → crescita e migrazione dell'interfaccia.

ASHBY.

Ashby era un professore che ha studiato un metodo per poter classificare i materiali a seguito di vincoli operativi.

MATERIALI:

- sostenere un carico
- risposta elettrica / termica
- risposta ottica
- ambienti ostili
- risposta magnetica. (respingere o essere attratti da flusso)

REQUISITI TECNICI.

ma al contempo devono essere necessari per poter ottenere un certo punto con una forma ben specifica.

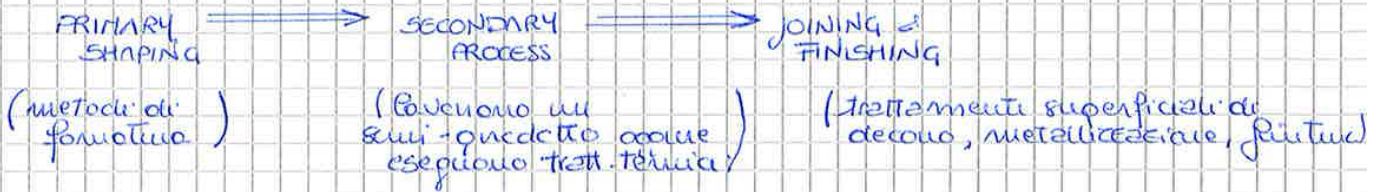
- performance
- costo
- efficienza
- rispetto ambiente

→ life cycle analysis (dalla materia prima al prodotto finito)

• per la scelta devo fare un bilancio economico ma con il tempo di stato un'esplosione enorme di materiali.

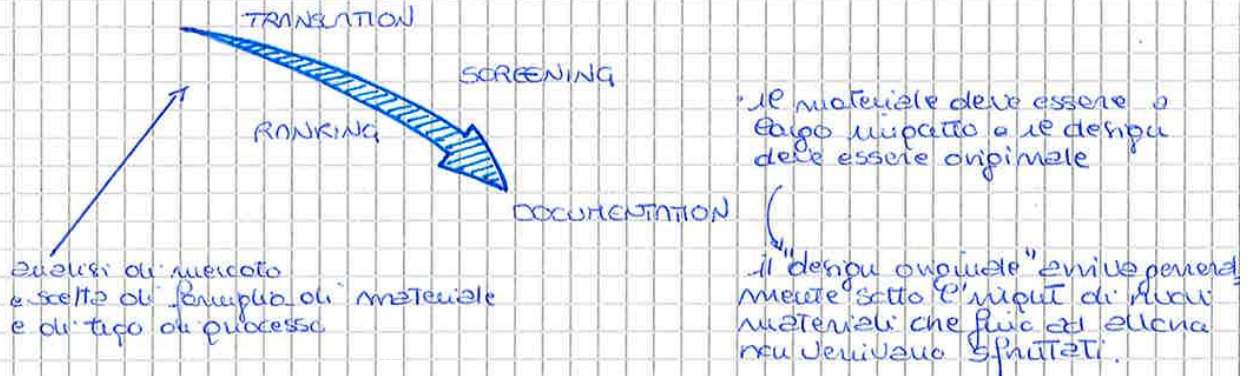
CE3: programma informatico nel quale sono state digitalizzate le informazioni di tutti i materiali.

Ashby ha proposto inoltre l'utilizzo dei DIAGRAMMI a BOLLE per classificare i vari materiali.



Le BUBBLE CHART servono ad avere confronti fra diversi materiali ma tutti quelli che coincidono sullo stesso indice di merito (es E/ρ) giacciono sulla stessa retta e tracciare la retta significa massimizzare o minimizzare la caratteristica.

Nel metodo Ashby la scelta dei materiali e del processo è dettata dal DESIGN (cioè i requisiti fondamentali che l'oggetto deve garantire → vincoli).



Molto spesso per un prodotto si cerca il RE-DESIGN:

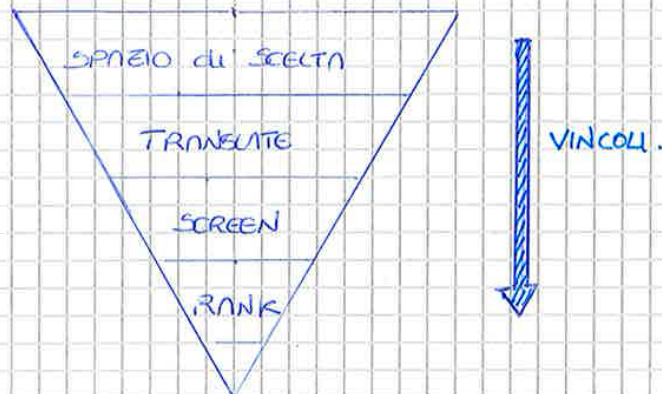
- sincronizzazioni
- riduzione costo
- miglioramento performance
- competitività
- ridurne impatto ambientale
- effetto Mac: per alcuni prodotti il cliente è disposto a spendere molto.

Alla fine deve determinare tutto, anche lo studio dei fallimenti.

Nella scelta finale posso anche tenere in considerazione delle scelte (bere ma sui vincoli) faccio uno screening.

↓
spesso non scelgo il primo candidato ma vedo anche la reputazione del materiale.

↪ si sceglie per convenzione di trovare un indice che us massimizzato.



$$s = \frac{F}{\delta} = \frac{F}{\epsilon \cdot \sigma}$$

$$\frac{\sigma}{y} = \frac{M}{I} = E \frac{d^2 u}{dx^2} \quad \Rightarrow \quad \frac{M(x)}{I} dx^2 = E \frac{d^2 u}{dx^2}$$

$$s = \frac{C_1 EI}{L^3}$$

2) Torsione albero

$$I = \int 2\pi r^3 dr$$

$GK =$ rigidità torsionale

4) Vibrazioni di Travi o lastre

$$f = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{k}{m}}$$

$$f = \frac{C_2}{2\pi} \sqrt{\frac{IE}{AL^4} \cdot \frac{1}{\rho}} \Rightarrow f \propto \sqrt{\frac{E}{\rho}}$$

3) flessione di travi o lastre

• spesso debbo minimizzare la massa
 allora esplicito e ricavo A e poi sostituisco.

5) indice di flessione per metallo

$$s^* = \frac{C_1 EI}{L^3}$$

$$m = \rho A \cdot h \Rightarrow A = \frac{m}{\rho h}$$

$$h = \frac{m}{\rho \cdot A}$$

$$\frac{C_1 E b h^3}{12 L^3} = s^*$$

$$M_p = \frac{\sqrt[3]{E}}{\rho}$$

6) indice di flessione di una trave

$$M_b = \frac{\sqrt{E}}{\rho}$$

$$m = \sqrt{12I} \cdot L \frac{\rho}{\sqrt{E}}$$

→ ma posso anche andare a modificare il momento d'inerzia
 nel caso le materiali (nuovo sezione rettangolare)
 e mantengo stesso I

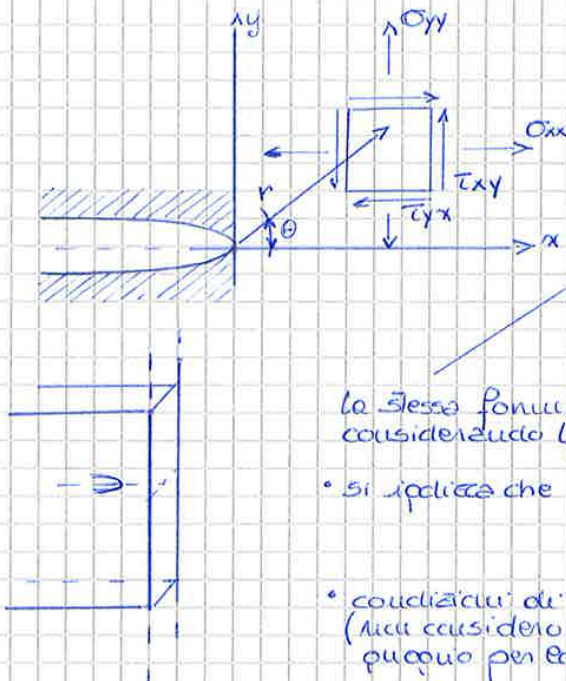
RAPPORTO di fessura $\frac{I}{I_0}$ (area) quadrata

RAPPORTO di massa $\propto \frac{1}{\sqrt{\phi_{max}}}$



MECCANICA delle FRATTURE

TENSIONI e DEFORMAZIONI all'apice di una FESSURA



Il meccanismo di frattura è generalmente di tipo I
 Teoria di Griffith: considerazioni di tipo energetico
 $K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi a}$

- la stessa formulazione può essere ricavata considerando le tensioni e le deformazioni
- si applica che $\epsilon_r \approx 0$ all'apice. \Rightarrow taglio perfetto e dunque raggio di fondo atomico.
- condizioni di tensione e deformazione piane. (non considero le tensioni perpendicolari che si generano proprio per la presenza stessa della cricca)

Dalla modellizzazione si ricava che:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right]$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right]$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)$$

a scalo anche i componenti spostamenti e deformazioni

appare evidente che a sia un parametro di scala per il calcolo delle deformazioni che si chiama K_I

si ricava che $K_I = \sigma \sqrt{\pi(a)}$

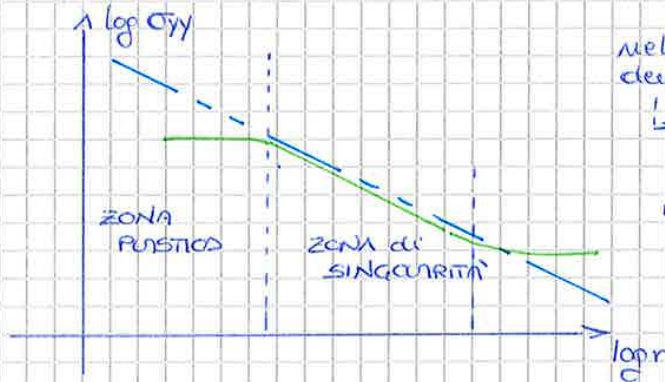
a = semi-spessore della cricca.

si oltre geometrie si ricava che K_{Ic} è K_I al numero di fric di una cricca finita dall'apice \rightarrow è uno sviluppo in serie di Taylor ma la prima termine è rilevante all'apice della cricca con $r \rightarrow 0$.

$K_I = Y \sigma \sqrt{\pi a}$
 FATTORE di FORMA

• passo di Egenitumi

$$\log(\sigma_{yy}) = \log(K_{Ic}) - \frac{1}{2} \log(\pi \cdot r_y)$$



nella Eq. K dominante la distribuzione dei campi tensionali

↳ si suppone anche che la Eq. sopra è deformazione plastica sia idell'ca, poiché nelle le tensioni della Eq. "K dominante"



PRINCIPIO di SIMILITUDINE fra geometria e struttura.

↳ misura il valore di K_I nel campione che sia detto K_{Ic} .

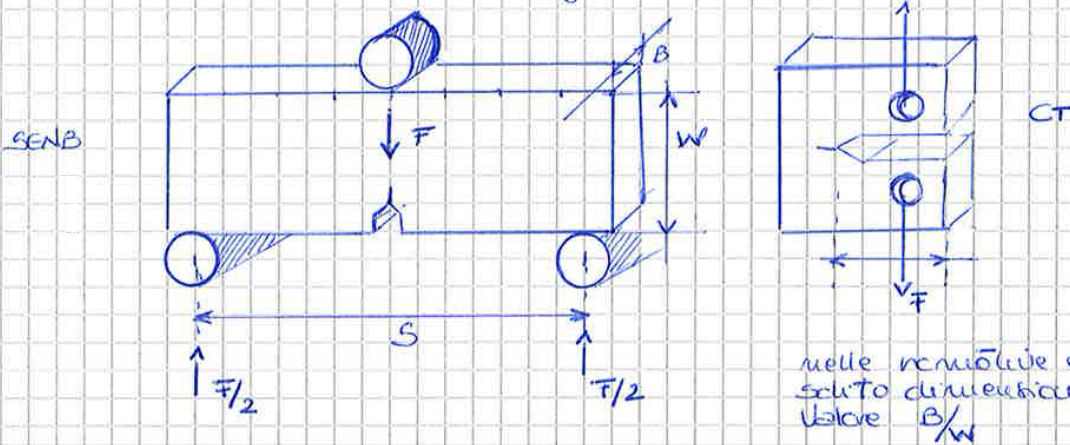
K_{Ic} è quel valore critico di tensione su \sqrt{a} angusto per il quale all'apice della cricca si raggiunge σ_{ys} .

↳ avere un basso K_{Ic} significa che raggiungo σ_{ys} con bassi valori di σ applicati.

N.B. le campione delle altre dimensioni: $\rightarrow r_y$ cioè maggiori di $\frac{K_{Ic}^2}{\sigma_{ys}^2}$

MISURA della TENACITÀ e FRATTURA:

• si usano dei campioni di varia geometria

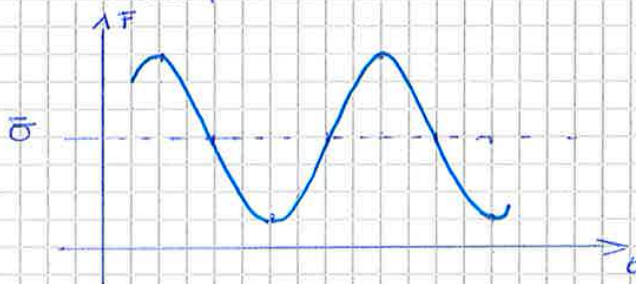


nelle norme viene dato solo di riferimento il valore B/W

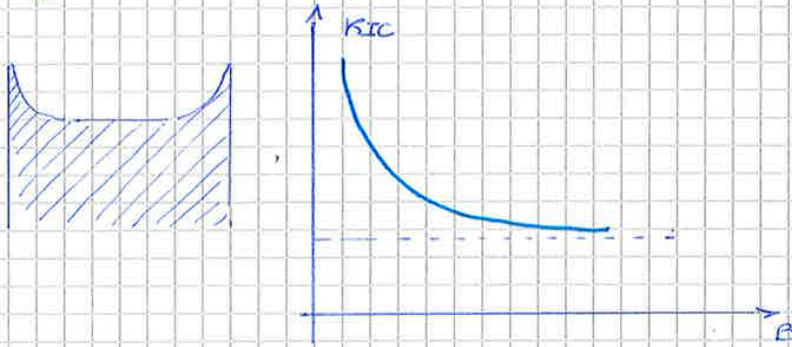
1) PRECRICCATURA: serve per creare una cricca che possiede un r di fondo ~ 0

• si sottopone il campione a cicli di fatica fino a aprire l'incisura precedentemente fermata

Generalmente il ciclo di fatica è positivo perché apre la cricca.

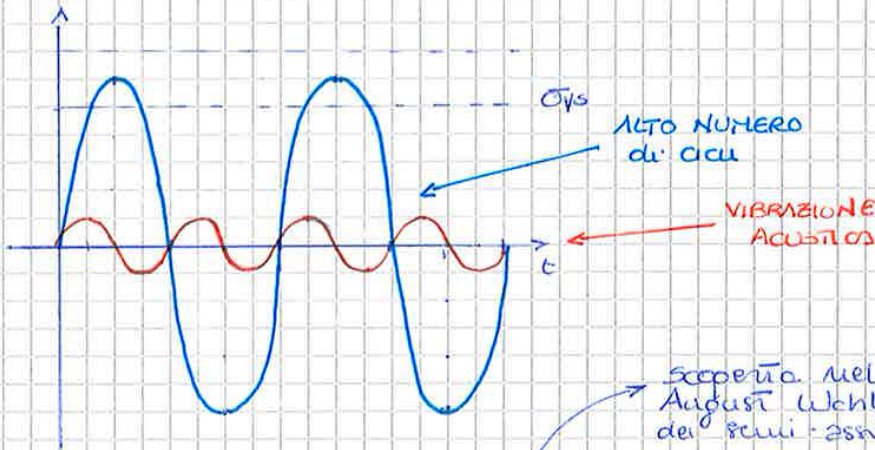


3) controllo sullo spessore B che deve essere molto elevato affinché la sua plasticizzata non sia ampia. \rightarrow effetto delle lobbie dattili



FATICA nei MATERIALI.

La rottura a fatica è un tipo di rottura che avviene quando il materiale è sottoposto a sforzi trazione-compressivi ciclici e che possono stare, a livello di momento sopra o sotto σ_{ys}



scoperta nel 1900 da August Wohler a causa di rotture dei assi-assi delle locomotive

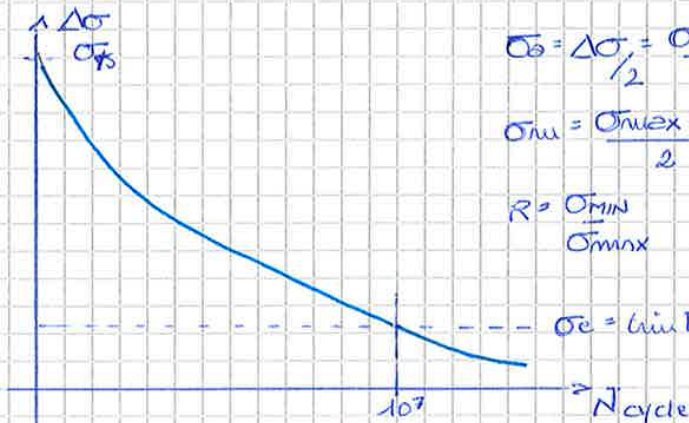
tra i materiali sollecitati a fatica:

- pale turbina
- bulloni
- nuclei

N.B. Anche se peso stesso del componente può divenire un carico dinamico.

le sollecitazioni possono avere un carico $\bar{\sigma} \neq 0$ oppure avere uno spettro complesso

CURVE di WÖHLER: sono curve che riguardano l'andamento dei N di cicli a fatica cui un materiale è soggetto ad un determinato sforzo



$$\bar{\sigma} = \frac{\Delta \sigma}{2} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$$

σ_e = limite di fatica (ampiezza della sollecitazione che il materiale può sopportare fino a 10^7 cicli se non ha il limite di fatica)

ex.

$$b = 0.1$$

$$\Delta\sigma = N_f^b = C_1$$

$$\sigma_a = 100 \text{ MPa}$$

$$\sigma_m = 0$$

$$\Delta\sigma_1 = 200 \text{ MPa}$$

$$\sigma_a = 120 \text{ MPa}$$

$$\Delta\sigma_2 = 240 \text{ MPa}$$

$$N_f = 2 \cdot 10^5 \text{ cicli}$$

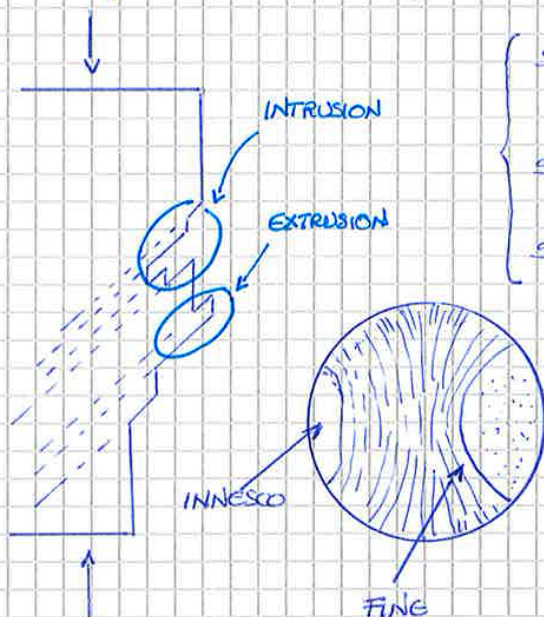
$$N_{f1}^b = \frac{C_1}{\Delta\sigma_1} \implies \left(\frac{N_{f2}}{N_{f1}} \right)^b = \frac{\sigma_1}{\sigma_2} \cdot \frac{\Delta\sigma_1}{\Delta\sigma_2}$$

$$N_{f2} = \sqrt[b]{\frac{\Delta\sigma_1}{\Delta\sigma_2}} \cdot N_{f1} = 3,23 \cdot 10^4 \text{ cicli}$$

se $\Delta\sigma$ aumenta del 20% il numero di cicli decresce dell'84%.

INNESCO E PROPAGAZIONE della CRACK

- innesco si deve di concentrazione dello stress
- propagazione della crack (ad ogni ciclo di fatica)
- rottura finale (la crack raggiunge una dimensione critica)



- STADIO I: innesco da rugosità o difetti + continuo estinzione - intrusione sulla superficie
- STADIO II: propagazione con fratture di fatica
- STADIO III: rottura di scarto con morfologia differente

• spesso però non ho una curva costante del ciclo di fatica ma solo uno **SPETTRO di SOLLECITAZIONE** \implies valutazione del danno cumulativo di fatica con la

LEGGE di PALLMANN-MINER

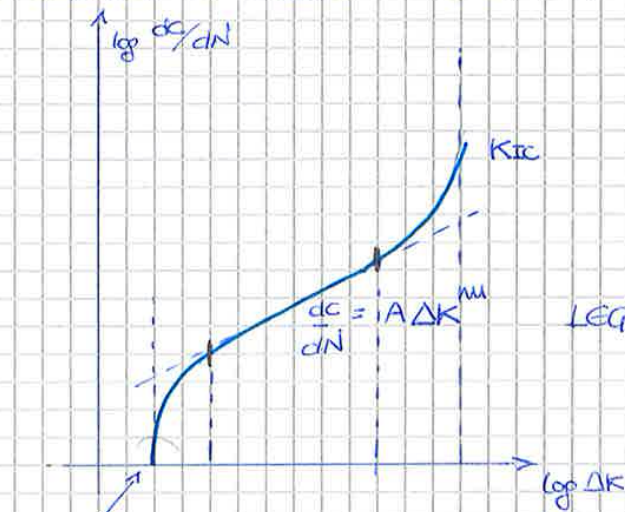
la $\sigma_{th} \neq 0$ maggior moltissima vita a fatica.

Tutto ciò visto prima vale nel caso in cui non ci siano difetti ma per questi cominciano questi saranno sempre esistenti \rightarrow ha un'intensificatrice degli sforzi.

ma dato che cricca si propaga è un ΔK che aumenta.

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} = \Delta \sigma \sqrt{\pi c}$$

devo allora valutare la velocità di crescita della cricca con la curva di PARIS-ERDOGAN:



$\sigma_c \sim 0.33 \sigma_{ts}$ per metalli e polimeri

LEGGE di PARIS-ERDOGAN.

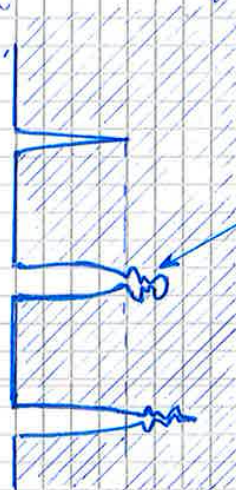
Threshold ΔK
= equivoale quant' a mai avere propagazione di cricca.

\rightarrow è come se avessi una vita \rightarrow n° infinito di cicli.

anche è avvenimento della cricca è funzione del tipo di FATICA



HIGH FATIGUE CYCLE



LOW FATIGUE CYCLE

DIMPLES (siamo in campo di def. plastica quindi in campo dei 'dimples').

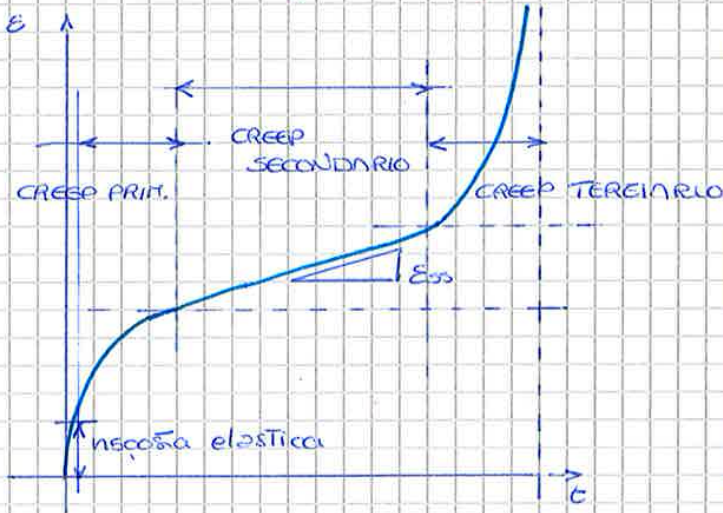
sono delle microcavità

• mostra variazioni significative in un intervallo di temperature anche estremamente ridotto ($\sim 20^\circ\text{C}$)

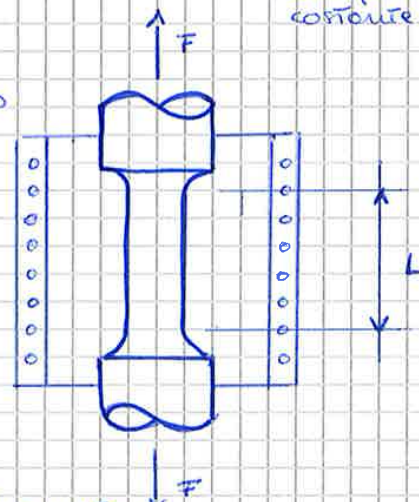
FUSSO VISCOSO: $\dot{\gamma} = \frac{\tau}{\eta}$ ma solamente con $\nu = 0,5$

$\dot{\epsilon} = \frac{\sigma}{3\eta}$ parallelismo con Hook e più legge di Taylor

Generalmente il creep è attivo a $0,35 T_m$ per i metalli e $0,45 T_m$ per i ceramici. \rightarrow deformazioni plastiche crescenti nel tempo fino a rottura



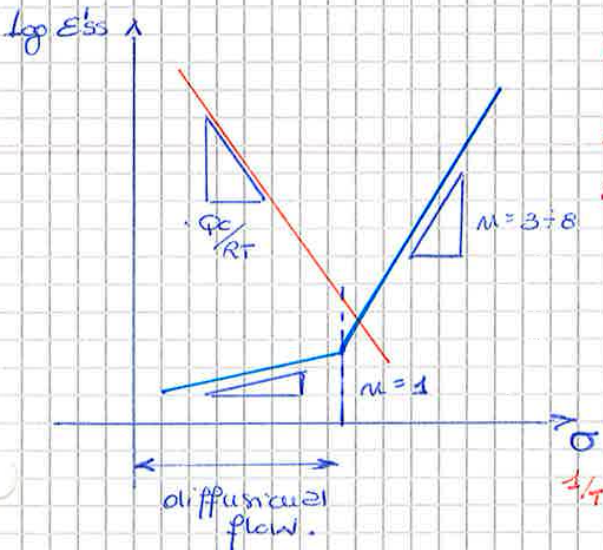
FRATT di CREEP: materiale scaldato sottoposto a carico costante.



• c'è l'attenuazione una forte dipendenza del carico e della temperatura \rightarrow se cambio un parametro la curva si sposta.

• se cresce la deformazione allora le dislocazioni si moltiplicano e a dovrebbe essere un micromovimento \rightarrow ma si attiva un fenomeno di adattamento che entra in competizione.

se io usassi una scala bilogarithmica della pendenza e dello sfasamento a $T = \text{cost}$



POWER-LAW of CREEP

$$\dot{\epsilon}_{ss} = B \sigma^n$$

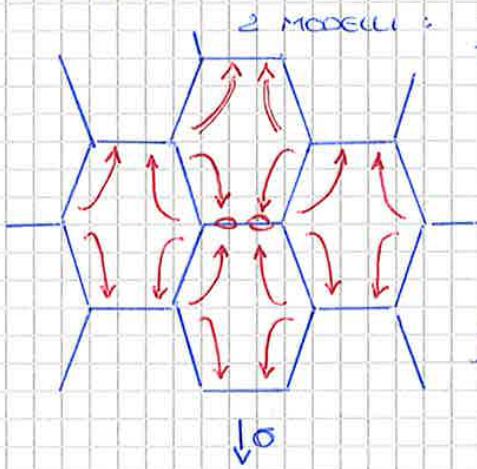
$$\dot{\epsilon}_{ss} = C \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right)$$

$n=3-8$ solo per σ sopra una certa soglia

dipendenza anche dalla temperatura

le creep avviene perché c'è trasporto atomico e diffusione a causa di un gradiente nella sollecitazione

↳ i BQ sollecitati al massimo dello stress sono delle trappole per atomi e sorgenti di vacanze



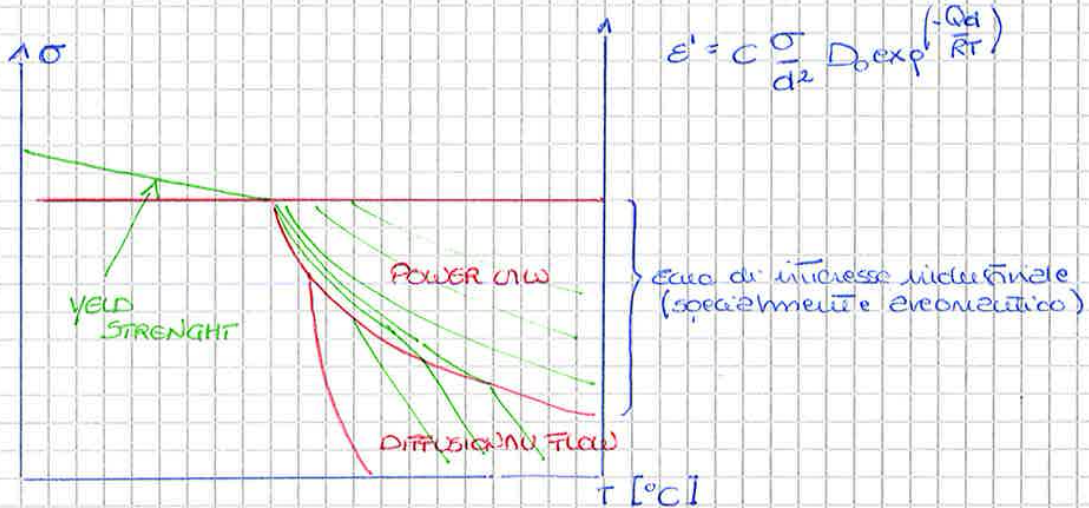
2 MODELLI :
- NABARRO
- COBBLE

→ se sono in cui è piccolo se quanto maggiore sono le dif. per creep?

bisogna altre piccol. porosi o microcristalli

Nel nucleolo POWER-LAW o come questo minime il CRIB ed il SITO delle DISLOCAZIONI

MAPPE di DEFORMAZIONE



• per i materiali polimerici le retine per creep convergono per deformazioni molto piccole.

Laboratorio sulla CT = MICRO-TOMOGRAFIA COMPUTERIZZATA

Lo strumento permette, tramite l'interazione di raggi-X con un volume di campione, di ottenere informazioni morfologiche sull'intero VOLUME del campione stesso

↳ i dati vengono acquisiti ed elaborati tramite un PC sul quale sono installati specifici software

• risoluzioni 3.4 μm - 350 nm

EQUAZIONI della TERMODINAMICA

$$G = H - TS$$

$$dG = dH - TdS - SdT$$

$$H = U + PV$$

$$dH = dU + PdV + VdP$$

$$dG = dU + PdV + VdP - TdS - SdT = VdP - SdT$$

$$\left(\frac{\partial G}{\partial T}\right)_P = -S$$

$$\left(\frac{\partial G}{\partial P}\right)_T = V$$

me $\frac{C_p}{T} = \left(\frac{\partial}{\partial T}\right)_P$

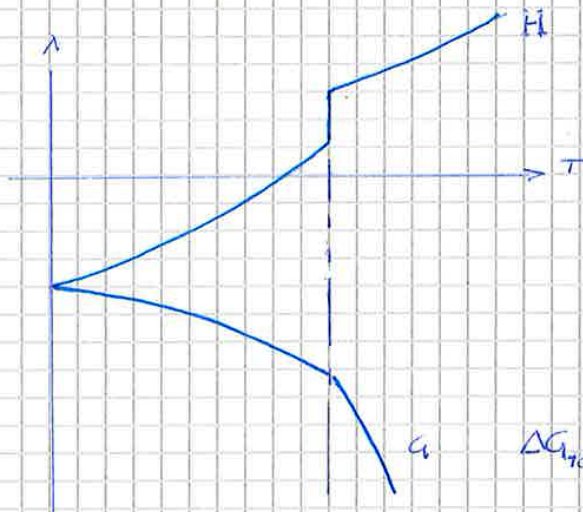
$$C_p = \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_P$$

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$$

me a T_m è $\Delta G = 0$

$$\Delta S = \frac{\Delta H}{T_m} \sim \frac{L_f}{T_m} \sim R$$

per i metalli, detto ENTROPIA di FUSIONE



$$\Delta G_v = \Delta H - T\Delta S = L_f - \frac{L_f \cdot T}{T_m}$$

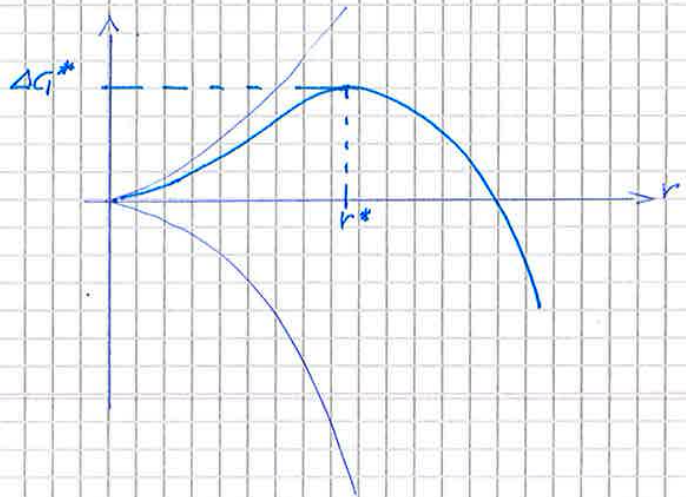
$$= \frac{L_f \Delta T}{T_m}$$

all'aumentare del grado di sottoraffreddamento la forza motrice aumenta e finisce sempre.

$$\Delta G_{tot} = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma_L$$

$$r^* = \frac{2\gamma_L}{\Delta G_v}$$

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma_L^3}{3(\Delta G_v)^2}$$



I° LEGGE di FICK

$$J \left[\frac{\text{atomi}}{\text{m}^2} \right] = -D \frac{dc}{dx}$$

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

II° LEGGE di FICK

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{d^2c}{dx^2}$$

$$\frac{c_s - c_x}{c_s - c_0} = e^{-z}$$

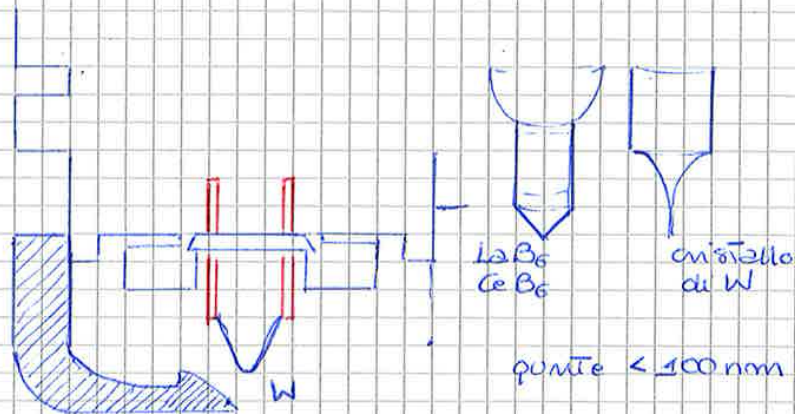
$$z_{\text{eff}} = \frac{x}{2\sqrt{t \cdot D}}$$

$Q_{\text{bulk}} \rightarrow Q_{\text{gb}} \rightarrow Q_{\text{surface}}$

ANALISI SEM (scanning electron microscopy)

- la SEM permette di effettuare ed eseguire analisi morfologiche e composizionali **SUPERFICIALI** con risoluzione massima di qualche "nm".

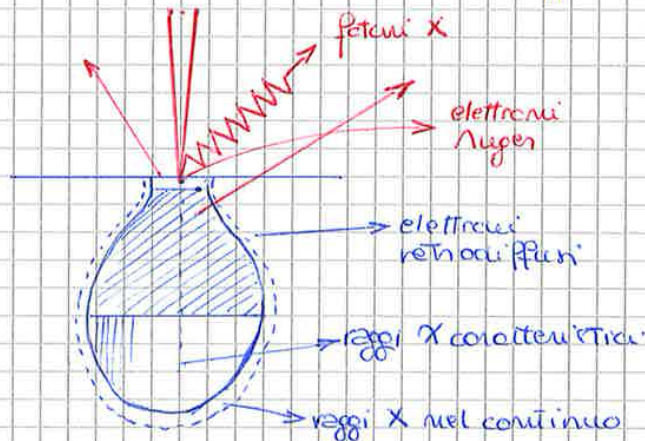
↳ si sfrutta l'interazione con una sorgente di elettroni



- una serie di lenti controllano, deviano e fanno convergere il fascio di fine di minimizzare la dispersione ed aumentare la risoluzione.

CAMPIONE deve essere CONDUTTORE oppure rivestito da ~ 10 nm di un sottile STRATO CONDUTTORE.

- gli elettroni interagiscono con la superficie del campione tramite un volume di interazione di modeste dimensioni.

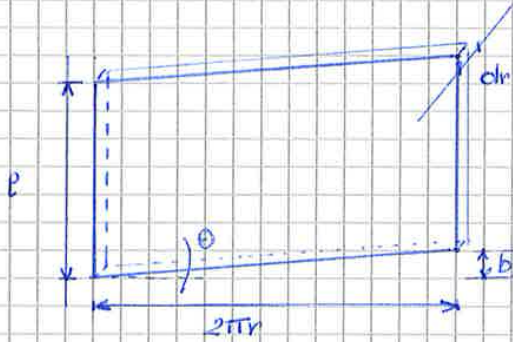


sfruttando i diversi tipi di elettroni o raggi-X diffusi posso eseguire diverse analisi:

- 1) SED (secondary electron): analisi legata alla topografia superficiale del campione
- 2) BSD (backscattered): immagine strettamente legata alla composizione del campione
- 3) EDS: analisi dei raggi-X e fornisce informazioni sulla composizione del campione tramite l'emissione di raggi-X caratteristici per ogni elemento.

↳ volte, con elementi dai PM molto simili, posso ottenere delle letture sfalsate poiché i raggi-X emessi da un elettrone possono essere sufficienti a eccitare un elettrone di un secondo elemento.

• ENERGIA di una DISLOCAZIONE a VITE:



$$\frac{dE}{dV} = \int_0^{2\pi} \tau d\gamma = \int_0^{2\pi} G\gamma \cdot d\gamma = G \frac{\gamma^2}{2} = \frac{1}{2} \tau \cdot \gamma$$

$$\gamma \approx \tau_0 \theta = \frac{b}{2\pi r}$$

$$dE = \frac{1}{2} \tau \gamma dV = \frac{1}{2} \tau \gamma \cdot 2\pi r L \cdot dr$$

$$\int dE = \int_{r_0}^R \frac{1}{2} \tau \gamma \cdot 2\pi r L \cdot dr = \int_{r_0}^R \frac{1}{2} \tau \frac{b}{2\pi r} \cdot 2\pi r L \cdot dr =$$

$$= \int_{r_0}^R \frac{1}{2} G \frac{b^2}{2\pi r} L \cdot dr =$$

$$= \frac{1}{4\pi} G b^2 L \int_{r_0}^R \frac{dr}{r} = \frac{1}{4\pi} G b^2 L [\log(R) - \log(r_0)] =$$

$r_0 \neq 0$ perché: - non ho isotropia lungo la linea di dislocazione
- non vale la legge di Hooke a causa di def. elastiche

$$E_i = G b^2 L + E_0$$

trascurabile perché energia dei "dislocazioni core" $\sim \frac{1}{10} E_i$

$$E_{spigolo} = \frac{E_{vite}}{1-0} = \frac{3}{2} E_{vite}$$

$$E_{vite} = G b^2 L \sim \frac{1}{2} E b^2 L$$

• SFORZO di TAGLIO MASSIMO TEORICO:

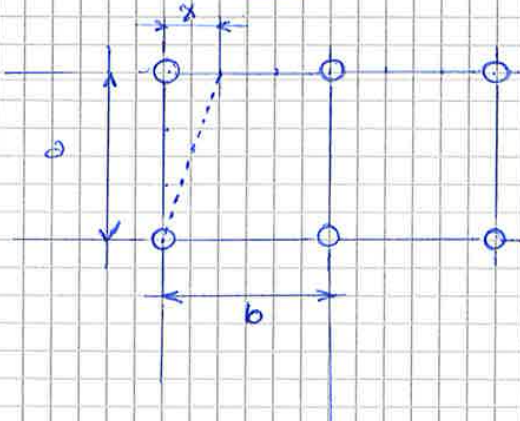
$$\tau = \tau_{max} \cdot \sin\left(2\pi \cdot \frac{x}{a}\right)$$

su $(z)^2 = z$ per base def. curvatura

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

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

quella reale $\sim \frac{G}{10^4}$



$$\text{ma se } G \sim \frac{3}{8} E \Rightarrow \tau_{max-th} = \frac{1}{17} E$$

ANNIUSI della dislocazione
del GRANO:

$$N_{ASTM} = 2^{q-1} = \frac{n^2}{inch^2} (100 \times)$$

$$1 inch = 25,4 mm \Rightarrow 1 inch^2 = 645,16 mm^2$$

$$N_{SI} = 2^{m+3} = \frac{n^2}{mm^2} (1 \times)$$

i valori di m e di q differiscono per meno del 5%.

$$(N_{ASTM})_{SI} = \frac{N_{ASTM}}{645,16} \cdot \frac{1}{10^4} = \frac{N_{ASTM}}{0,064516} = \frac{2^{q-1}}{0,064516}$$

$$2^{q-1} = (0,064516)^{m+3}$$

$$(q-1) \log(2) = \log(0,064516) + (m+3) \log(2)$$

$$q-1 = \frac{\log(0,064516)}{\log(2)} + (m+3) \Rightarrow q-m = -3,9542 + 4 = 0,0458 \approx 0,05$$

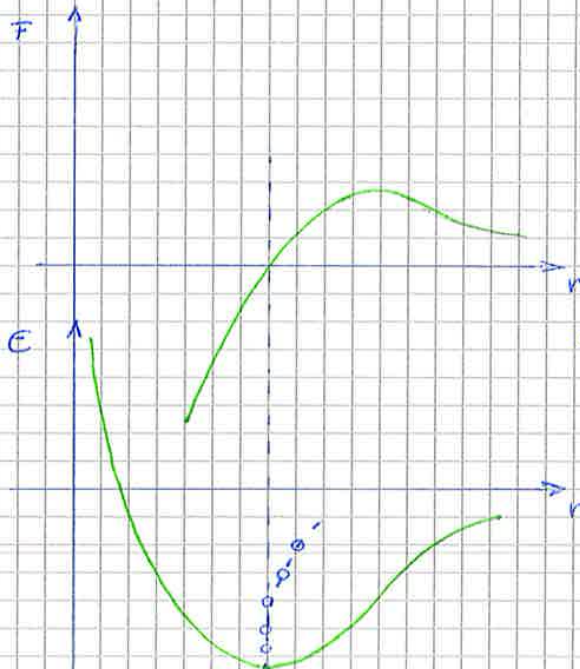
MODULO ELASTICO

Per piccole oscillazioni atomiche posso modellizzarlo come la rigidità di una molla di legame.

$$F = -k \cdot x$$

$$\delta = a - a_0 \quad \epsilon = \frac{\delta}{a_0}$$

$$S = \frac{F}{E \cdot a_0} \Rightarrow \frac{S}{a_0} = \frac{F}{E a_0^2} = \frac{\sigma}{E}$$



La rigidità del materiale è definita dal tipo di legame e dal parametro reticolare

- SS. SOSTITUZIONALI • modificano E
- SS. INTERSTIZIALI • non modificano E

$$k \propto \frac{d^2U}{dx^2}$$

ASIMMETRIA della MOLLA di LEGAME \Rightarrow presenza di un α_T = coeff. di espansione termico.

dato questo rapporto con la temperatura si evince che, all'aumentare della temperatura, aumenta a_0 e diminuisce E

PROPRIETÀ ELETTRICHE
dei MATERIALI:

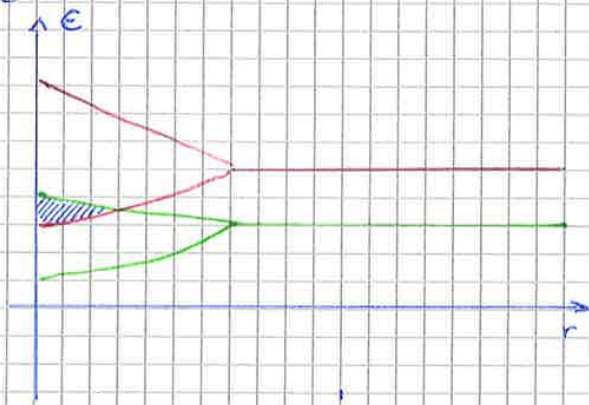
$$\sigma = \mu_e |e| N_e [\Omega^{-1} \cdot m^{-1}]$$

$$\rho = \frac{1}{\sigma} [\Omega \cdot m]$$

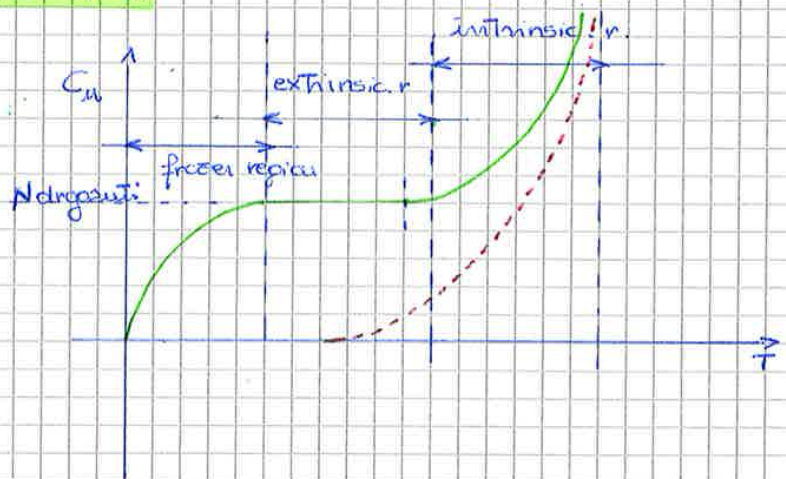
$$\rho = \rho_{th} + \rho_i + \rho_d$$

$$\rho_{th} = \rho_0 + \alpha T$$

$$\rho_i = A c_i (1 + c_i) = U_\alpha \rho_\alpha + U_\beta \rho_\beta$$



SEMICONDUCTORI:
(si possono solo estrinseci)



Dielettrici: $\sigma' = \epsilon_0 \mathbf{E} + \mathbf{P} > \sigma$

$$\mathbf{P} = (\epsilon_r - 1) \epsilon_0 \cdot \mathbf{E} = \epsilon_0 \chi_e \mathbf{E}$$

$$\epsilon_r = \frac{\epsilon}{\epsilon_0} = 1 + \chi_e$$

4 tipi di polarizzazione:

- P. ELETTRONICA α_e $\sim 10^{12}$ Hz
- P. IONICA α_i $\sim 10^9$ Hz
- P. di DIPOLO α_d $\sim 10^6$ Hz
- Poli. CAR. SPNE. α_s $\sim 10^3$ Hz

$$\alpha = \alpha_e + \alpha_i + \alpha_d + \alpha_s$$

→ aumenta la risposta nel tempo della carica.

ogni tipo di polarizzazione, a seguito della differente risposta temporale, è attiva fino ad una specifica frequenza.

$$\frac{n^2 - 1}{n^2 + 2} = \frac{N \alpha}{3 \epsilon_0 V} \quad \text{equazione di Clausius-Mossotti}$$

La costante dielettrica è una funzione complessa dipendente dalle pulsazioni (frequenza)

$$\epsilon_r(\omega) = \epsilon_r'(\omega) + i \epsilon_r''(\omega)$$

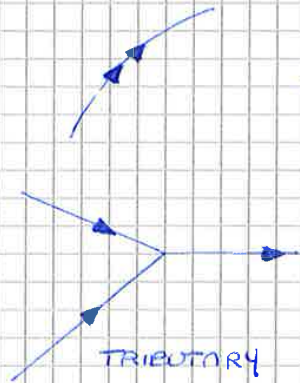
Caratteristiche:

$$C = \frac{E_r E_0 A}{d}$$

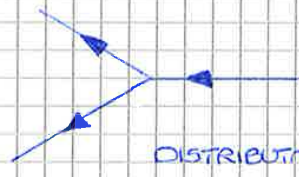
COMPOSTO A FUSIONE CONGRUENTE: composto per il quale a riscaldamento (o fusione) una fase solida ad una determinata composizione genera una fase liquida di composizione identica.

- curva di liquidus fra CURVA di SOLIDUS e CURVA di LIQUIDUS
- composto la cui composizione cade nel campo di cristallizzazione primario dello stesso.

COMPOSTO A FUSIONE INCONGRUENTE: composto che a fusione genera una fase solida ed una fase liquida di composizione diiferente.



- caratterizzato da una REACTION CURVE o camb. di fase incongruente anche tipica dei peritettici



curva di cui i segmenti non intersecano una LINEA di ALKEMIE ma un suo prolungamento.

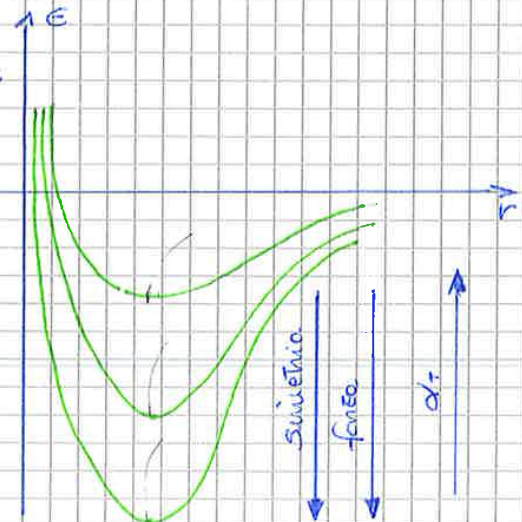
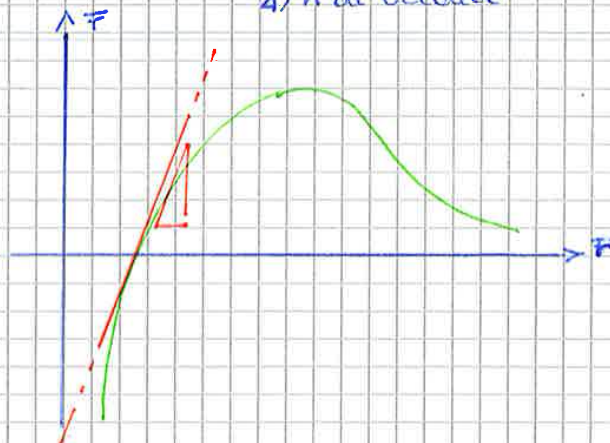
LINEA di ALKEMIE: linea che congiunge le composizioni di 2 composti / elementi che costituiscono una linea cotettica.

LINEA COTETTICA: linea che divide 2 campi adiacenti nei quali sono stabili 2 fasi diiferenti.

FATTORI che influenzano il MODULO ELASTICO:

$$E = \frac{S}{\Delta u} = \frac{F}{E \cdot \Delta_0^2}$$

- 1) forza di legame
- 2) ampiezza di legame
- 3) temperatura
- 4) n° di Jacouse



• Modello di Reuss:

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon_c} = \epsilon_f + \epsilon_m = \frac{\sigma_f}{\epsilon_f} V_f + (1 - V_f) \frac{\sigma_m}{\epsilon_m}$$

$$\frac{1}{\epsilon_c} = \frac{V_f}{\epsilon_f} + (1 - V_f) \frac{1}{\epsilon_m} \Rightarrow \frac{\epsilon_f \epsilon_m}{\epsilon_f (1 - V_f) + V_f \epsilon_m} = \epsilon_c$$

COEFF. di ANISOTROPIA:

$$A = \frac{2C_{44}}{C_{11} - C_{12}}$$

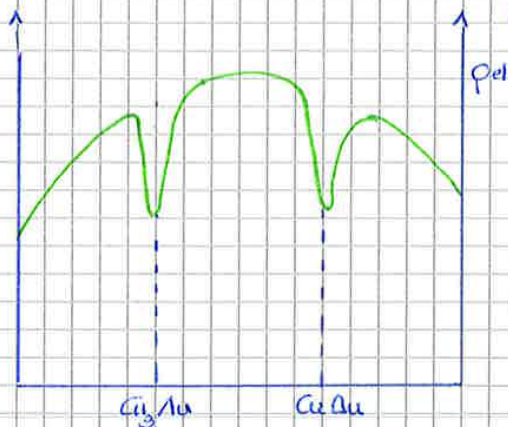
- legame ionico 625 - 1500 KJ/m²
- legame covalente 520 - 1250 KJ/m²
- legame metallico 100 - 800 KJ/m²

REGOLE di HUME - ROTHERY:

- diff. raggi atomici < 15%
- stesso valore o elettroneutralità
- Δ elettronegatività piccolo
- stessa struttura cristallina

SOLUZIONI SOLIDE ORDINATE:

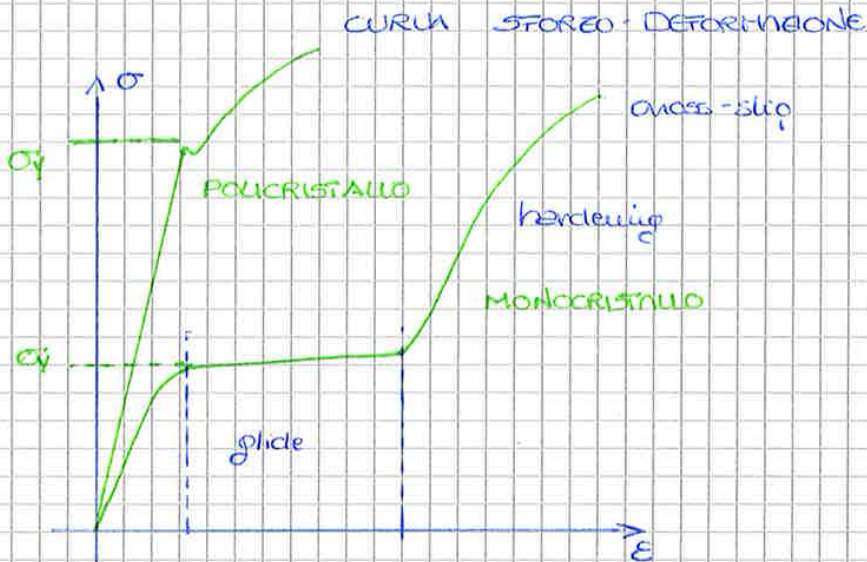
soluzione solida entro la quale gli atomi, al di sotto di una specifica temperatura di ORDER-DISORDER occupano specifiche posizioni reticolari e sono distinguibili.



ATMOSFERA di COTTRELL:

accumulamento di atomi sostituzionali lungo le linee di dislocazione per una dislocazione a spirale dovuta alla presenza di stress tensionali di apice

→ l'atmosfera di Cottrell induce il moto della dislocazione poiché anche gli atomi sostituzionali si debbono muovere.



$\tau_y = \tau_{PN} + \tau_{GB} + \tau_{SS} + \tau_{ppt} + \tau_{wh}$ MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO.

$\tau_{PN} = G \exp\left\{\frac{2\pi W}{b}\right\}$

$\tau_{SS} = \alpha E \sqrt{c}$

$f = \tau b = \frac{P}{L} = \rho N L \Rightarrow \tau = \frac{P}{b \cdot L}$

ogni dislocazione $\rho \approx \alpha E b^2$

$\tau = \alpha \frac{E b^2}{b L} = \alpha \frac{E b}{L}$

ma $c = \frac{b^2}{L^2} \Rightarrow L = \frac{b}{\sqrt{c}}$

$\tau_{ppt} = \frac{E}{bL}$

$f = \tau b = \frac{P}{L}$

$\rho \approx 2\tau = 2 \cdot G b^2 = E b^2$

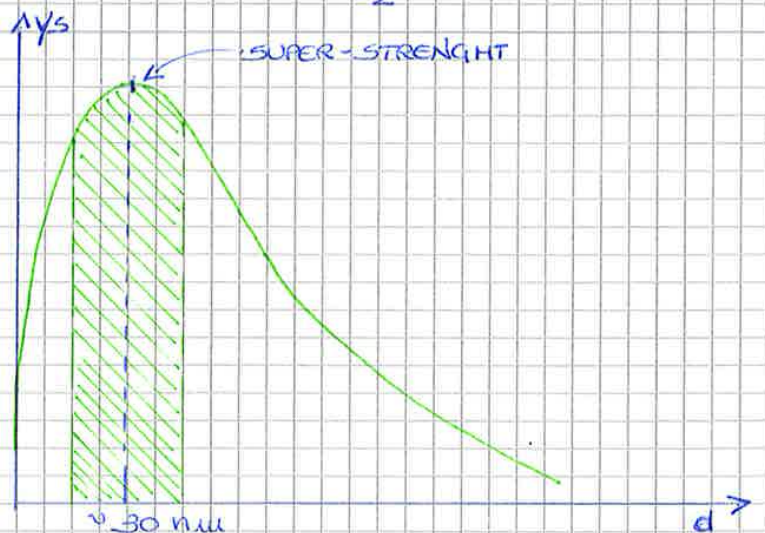
$\tau_{wh} = E b / 2 \sqrt{\epsilon d}$

$\tau = \frac{P}{bL}$ ma $L = 1/\sqrt{\rho d}$

$\rho = \frac{1}{2} E b^2$

$\tau_{GB} = \frac{G}{b} + K \cdot \frac{1}{\sqrt{d}} \cdot \frac{1}{3}$

EQUAZIONE di HALL-PETCH

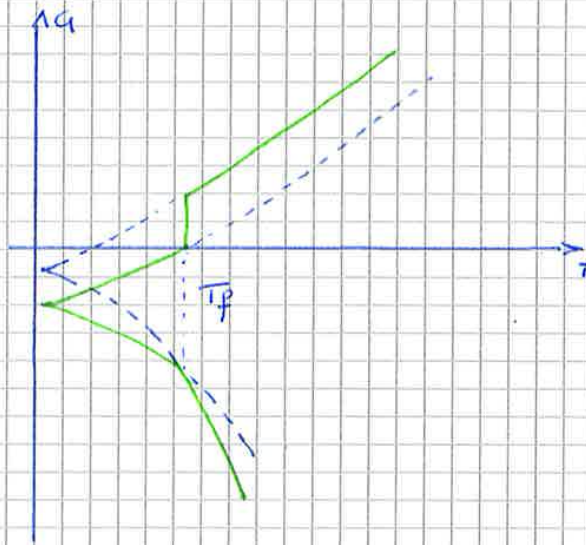


REGOLA di RICHARDS:

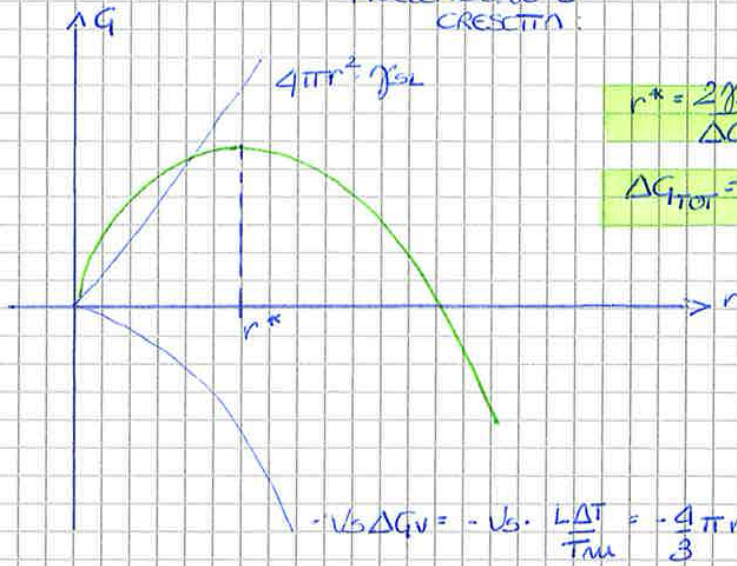
$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$$

$$\Delta S = \frac{\Delta H}{T} \sim \frac{L}{T_{m}} \sim R \text{ (metalli)}$$

$$4R \text{ (ceramiche)}$$



NUCLEAZIONE & CRESCITA:



$$r^* = \frac{2\gamma_{sl}}{\Delta G_v} \propto \frac{1}{\Delta T}$$

$$\Delta G_{tot} = \frac{16\pi\gamma_{sl}^3}{3(\Delta G_v)^2} \propto \frac{1}{(\Delta T)^2}$$

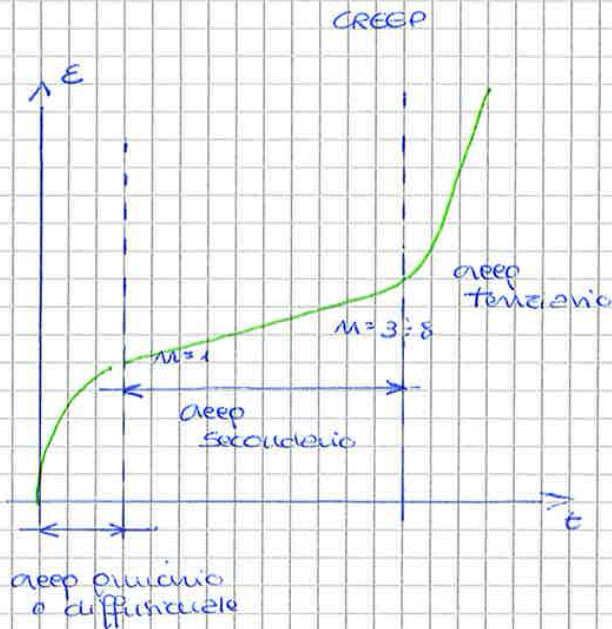
$$-V_s \Delta G_v = -V_s \cdot \frac{L\Delta T}{T_m} = -\frac{4}{3}\pi r^3 \frac{L\Delta T}{T_m}$$

$$\Delta G_{het} = \Delta G_{hom} \cdot S(\theta) = \left(-\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma_{sl} \right) S(\theta)$$

$$\vec{v}_{nucleazione} = \beta \mu^*$$

$\propto (\Delta H_v \Delta T^2)^{-1}$, T_m = fattore di contributo termodinamico

fattore diffusivo o contributo di Trasporto



LEGGE POWELL-LAW:

$$\dot{\epsilon}_{ss} = B \sigma^n$$

$$\dot{\epsilon}_{ss} = G \cdot \exp \left\{ -\frac{Q_c}{RT} \right\}$$

$$\dot{\epsilon}_{ss} = C \sigma^m \exp \left\{ -\frac{Q_c}{RT} \right\}$$

$$\dot{\epsilon}_{ss} = \dot{\epsilon}_0 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right) \exp \left\{ -\frac{Q_c}{RT} \right\}$$

REGOLA DI MONKMAN GRANT

$$\dot{\epsilon}_{ss} \cdot t = C$$

PARAMETRO DI LARSON-MILLER

$$PLMT = (C + \log t) T$$

$$\frac{F_r}{T_r} = \frac{F \cos \lambda}{T \cos \lambda} \rightarrow \frac{T_r A}{\cos \lambda}$$

$$\sigma_r = \frac{F}{A \cos \theta}$$

$$\sigma_y = \frac{F}{A_0} = \frac{F \cos \theta}{A}$$

$$A_0 = A \cdot \cos \theta$$

$$F \cdot \frac{T_r}{\cos \lambda} \cdot A = F \rightarrow T_r \cdot \cos \theta$$

$$\sigma_y = \frac{F \cos \theta}{A} \cdot \frac{T_r A}{\cos \lambda} \rightarrow$$

$$\sigma_y = \frac{F}{A_0} =$$

$$A_0 = \frac{A \cdot}{\cos \theta} \rightarrow A \quad A_0 = A \cdot \cos \theta$$

$$\sigma_y = \frac{F}{A_0} = \frac{F}{A \cdot \cos \theta}$$

$$\sigma_r = \frac{F \cos \lambda}{A} \rightarrow F = \frac{T_r A}{\cos \lambda}$$