



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 971

DATA: 08/05/2014

A P P U N T I

STUDENTE: Zago

MATERIA: Tecnologia dei Materiali + Eserc.

Prof. Biamino

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.**

SCIENZA e TECNOLOGIA dei MATERIALI

Sono Biomino

- J.F. Shackelford "scienza e Ingegneria dei materiali"
- W.F. Smith, McGraw-Hill " " " " " "
- W.D. Callister Ed. EDISES " " " " " " introduzione"
- M. Ashby, H. Shercliff, D. Cebon "Materiali dallo scienzo
allo progettazione ingegneristico"

ESAME → - scritto
- orale

LABORATORIO oggi X 14 nov, 21, 28, 5 dic

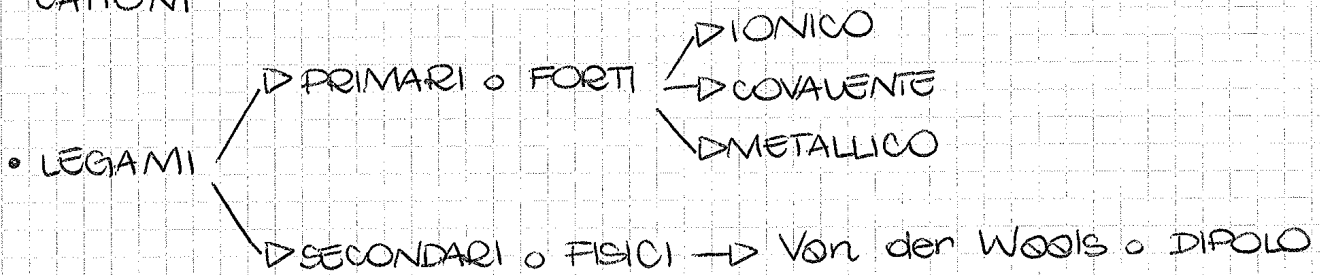
RIGIDEZZA



TENACITÀ o FRATTURA



elementi elettropositivi, cedono e⁻, si caricano positivamente
 CATIONI ← TAV. PERIODICA → elementi elettronegativi, attraggono e⁻, si caricano negativamente
 ANIONI



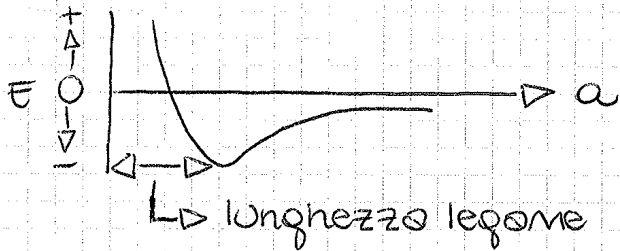
LEGIAME IONICO (alla base dei materiali ceramici)

elem. molto elettropositivo + elem. molto elettronegativo
 (METALLO) (non METALLO)
 SOLIDO IONICO

- metallo cede e⁻ al non metallo → si formano ioni positivi M⁺ e negativi X⁻
- legame non direzionale
- attrazione coulombiana

es OSSIDO di MAGNESIO
 CLORURO di SODIO NaCl → reticolo cristallino ordinato, neutralità elettrica
 COF₂, CsCl

- FORZE ATTRATTIVE
 - ↳ Newtoniane
 - ↳ Coulombiane



- RELAZIONE ENERGIA-DISTANZA

LEGAME MISTO IONICO-COVALENTE o POLARE

$$\% \text{ CARATTERE IONICO} = (1 - e^{-\frac{1}{4}} (x_A - x_B)^2) (100\%)$$

differenza elettronegatività

- legame ionico, covalente → materiali CERAMICI

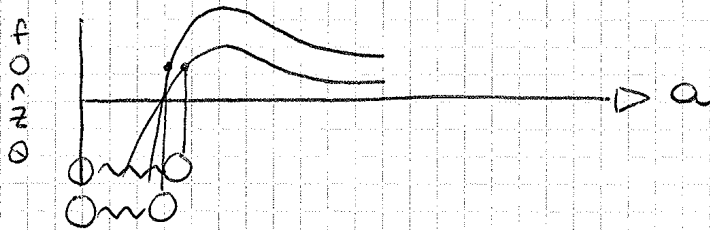
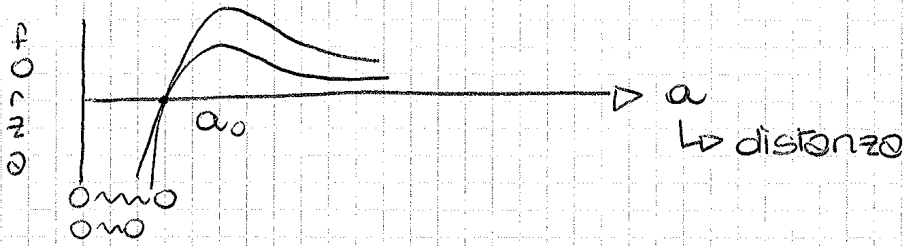
LEGAME METALLICO

- mare di elettroni, scollegati e mobili, condivisi da tutti i cationi collocati sulle strutture reticolari
- può essere anche debole es. Mercurio che a t ambiente è liquido

LEGAMI SECONDARI o di Van der Waals

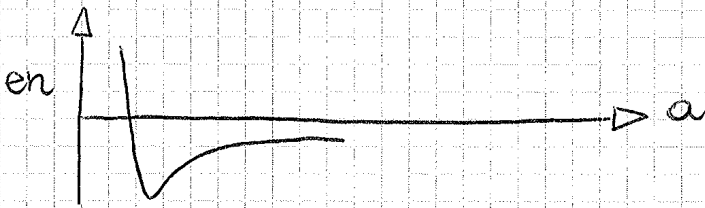
- ↳ di tipo fisico (non coinvolge trasferimento di e⁻)
- attrazione coulombiana tra dipoli es. ghiaccio, materiali polimerici

momento energia-forza legame \rightarrow momento rigidità

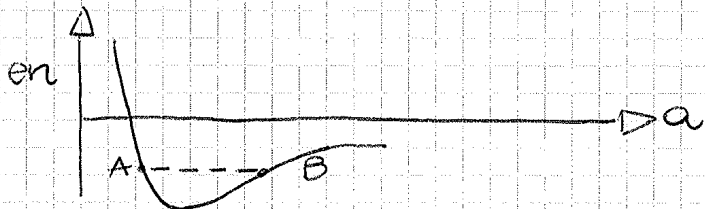


momenta energia-forza legame \rightarrow diminuiscono:

- dilatazione termica
- moti vibrazionali
- tensione di vapore



- momento vibrazione:
- momento espansione
 - momento distanza equilib.
 - curva + asimmetrica
 - legami + deboli



POLIMERI

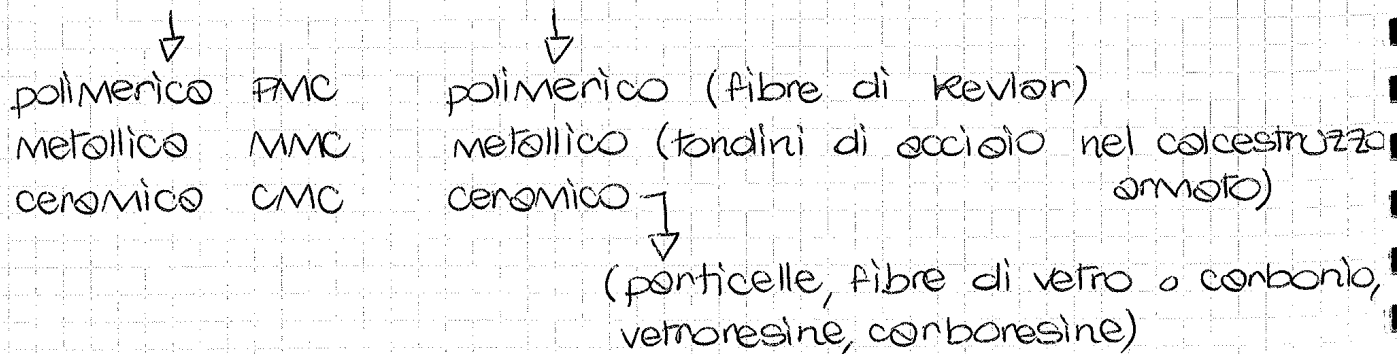
- molto leggeri (bassa densità)
- non sopportano alte t
- isolanti termici ed elettrici
- modesta resistenza meccanica e rigidità
- fragili o duttili a seconda del tipo
- propr. elastiche anche molto elevate
- costituiti da composti organici macromolecolari, naturali o sintetici
- legami covalenti e secondari
- preparati through sintesi organica dei monomeri e successiva polimerizzazione
- preparati al momento dell'uso (adesivi)
- lavorabili meccanicamente

COMPOSITI

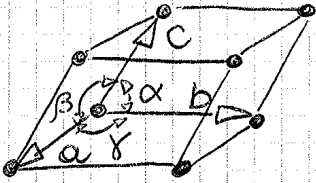
- composizione materiali e diverse proprietà
- sistemi eterogenei costituiti da una matrice di tipo polimerico
- ridurre peso
- aumentare rigidità e resistenza
- aumentare durezza e resistenza ad usura dei materiali metallici
- // resistenza ad alte t dei materiali metallici
- // tenacità materiali ceramici

}
V
A
N
T
A
G
G
I

MATRICE + RINFORZO



convenzionalmente:



a base
c altezza (h)

- a, b, c ordine di grandezza di 0,1 nm
- a, b, c, alpha, beta, gamma variano con:
 - temperatura -> espansione termica

• distanza minima tra due atomi = somma dei due raggi

- NOTAZIONE
 - > SFERE RIGIDE
 - > CELLA CRISTALLINA

• 7 sistemi cristallini per descrivere tutti i materiali

- CUBICO
- TETRAGONALE
- ORTOROMBICO
- ROMBOEDRICO
- ESAGONALE
- MONOCLINO
- TRICLINO

• celle elementari di Bravais : 14

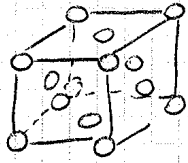
- CUBICO
 - > semplice => atomi sugli spigoli
 - > a facce centrate => // // // + uno sulle facce
 - > a corpo centrato => // // // // + // // // + uno al centro
- TETRAGONALE
 - > semplice
 - > a corpo centrato

- ORTOROMBICO
 - >
 - >
 - >

- MONOCLINO
 - > semplice
 - >

STRUTT. CRISTALLINE nei METALLI

• NC = 12



EC

esagonale compatto

6 atomi nei vertici delle basi esagonali +
 + 2 atomi al centro delle basi esagonali +
 + 3 atomi al centro della cella

- atomi per cella: $12 \cdot \frac{1}{6} + 2 \cdot \frac{1}{2} + 3 = 6$
- FCA = 0,74
- NC = 12

es cadmio, magnesio, titanio, zinco, cobalto

- poco compatta sul piano verticale
- ANISOTROPIA → sensibilità delle proprietà rispetto alla direzione considerata molto forte

POLIMORFISMO o ALLOTROPIA

↳ solido che cambia la sua struttura cristallina con il riscaldamento ⇒ variazione nelle proprietà dei materiali

es titanio, Ferro, SiO₂

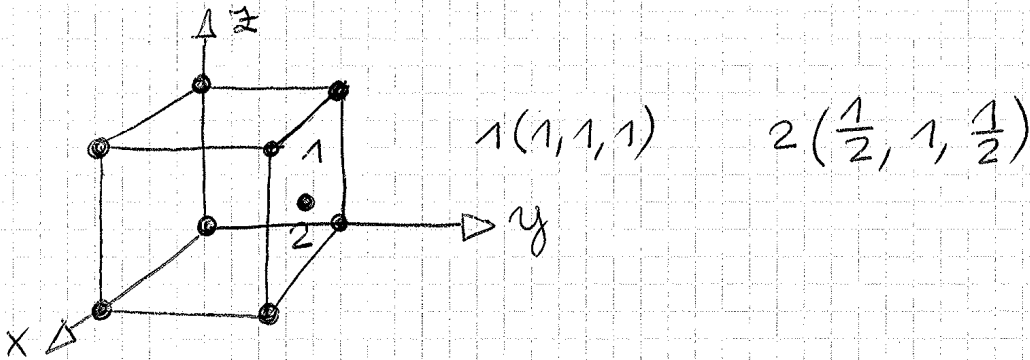
↳ a	t ambiente	CCC	Ferro α
↳ b	t = 912°C	CFC	Ferro γ
↳ c	t = 1394°C	CCC	Ferro δ
↳ d	t = 1538°C	FUSIONE	

- parametro che si può sfruttare negli acciai per il ferro, nelle leghe di titanio per il titanio

RETICOLI CRISTALLINI - indicizzazioni

POSIZIONE

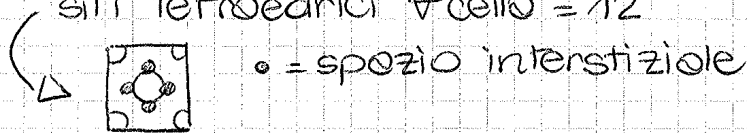
- 3 dimensioni x, y, z



- coordinate cartesiane anche frazionarie e/o negative
- indicizzazione anche di siti interstiziali
 es in CFC al centro e a metà degli spigoli
 n° spazi interstiziali per cella = 4 (ottaedrici)
 // // // // // = 8 (tetraedrici)
 tutti all'interno della cella

in FCC siti ottaedrici \forall cella = 6

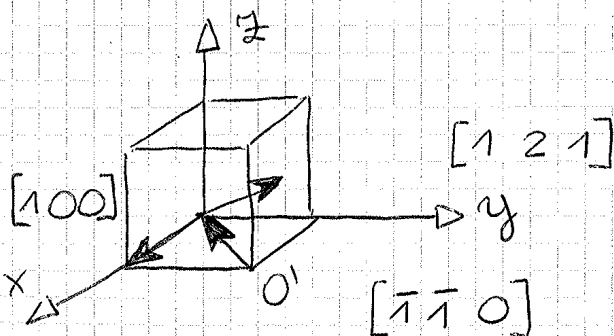
siti tetraedrici \forall cella = 12



DIREZIONI

- 3 dimensioni x, y, z
- DIREZIONE = retto tra punto di partenza e punto d'arrivo
- se il p.to di partenza non è l'origine lo si traslo
- 3 numeri tra parentesi quadre senza alcun simbolo

$\hookrightarrow [uvw]$



es $\{100\}: (100) (010) (001) (\bar{1}00) (0\bar{1}0) (00\bar{1})$

↳ famiglia che descrive tutte le facce del cubo

oppure

$\{110\}$

DENSITÀ ATOMICA

• D.A LINEARE

$D_{\text{lineare}} = \rho_l = \frac{\overset{\text{no. di}}{\text{n° atomi intersecati}}}{\text{lunghezza linea}} = \left[\frac{1}{m} \right]$

• D.A PLANARE

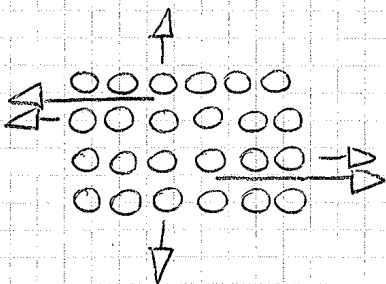
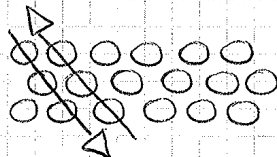
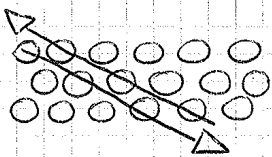
$D_{\text{planare}} = \rho_p = \frac{\overset{\text{no. di}}{\text{n° atomi sezionati}}}{\text{Area selezionata}} = \left[\frac{1}{m^2} \right]$

• D.A VOLUMETRICA

$D_{\text{volumetrica}} = \rho_v = \frac{\text{massa cella elem}}{\text{volume cella elem}} = \frac{\text{n° atomi} \times \text{cello} \cdot \frac{PA}{\text{Navogadro}}}{\text{volume cella elem}} = \left[g/m^3 \right]$

• atomi vicini → SCORRIMENTO FACILITATO

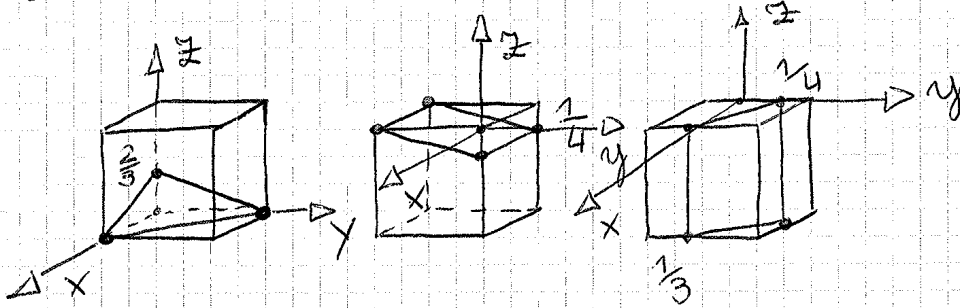
• atomi lontani → SCORRIMENTO PIÙ DIFFICILE



MATERIALE DUTTILE (scorre)

• SCORRIMENTO FAVORITO nelle zone più compatte

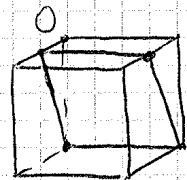
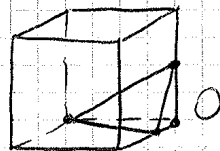
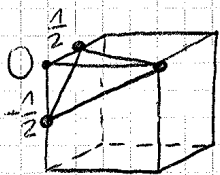
ESERCIZI



$$\begin{pmatrix} 1 & 1 & \frac{1}{3} \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \rightarrow \begin{pmatrix} 1 & 1 & 3 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$\begin{pmatrix} \infty & -1 & -\frac{1}{4} \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \rightarrow \begin{pmatrix} 0 & -1 & -4 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$\begin{pmatrix} 1 & \frac{3}{4} & -\frac{1}{3} & \infty \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \rightarrow \begin{pmatrix} 1 & \frac{5}{12} & 0 & \infty \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \rightarrow \begin{pmatrix} 12 & 5 & 0 & \infty \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$



$$\begin{pmatrix} 2 & 1 & 2 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \rightarrow \begin{pmatrix} -\frac{1}{2} & 1 & -\frac{1}{2} \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$\begin{pmatrix} 3 & 1 & 2 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \rightarrow \begin{pmatrix} \frac{1}{3} & -1 & \frac{1}{2} \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$\begin{pmatrix} 2 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \rightarrow \begin{pmatrix} \frac{1}{2} & \infty & -1 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

↳ parallelo al piano xy

• Vonadio $100^\circ C$ CCC $R=0,132$ mm a ?

$$\sqrt{3}a = 4R \quad \phi \rightarrow 4 \text{ raggi}$$

$$a = \frac{4 \cdot 0,132}{\sqrt{3}} = 0,305 \text{ nm}$$

• d interplanare sventi indici (321) $d_{321} = 0,08411$ nm
 CCC $\rightarrow a = ? \Rightarrow a = 0,3147$ nm

$$d_{321} = \frac{a}{\sqrt{3^2 + 2^2 + 1^2}} = \frac{a}{\sqrt{14}} \Rightarrow 0,08411 = \frac{a}{\sqrt{14}}$$

8/10/2013

- metalli \rightarrow impacchettamenti compatti \Rightarrow ALTA DENSITA' ELEVATI PESI ATOMICI

ρ metalli $>$ ρ ceramici $>$ ρ polimeri

- compositi \rightarrow valori intermedi

DISTANZA TRO PIANI PARALLELI

\hookrightarrow stessi indici di Miller

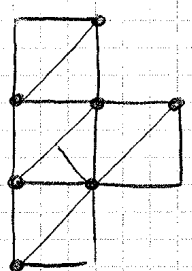
$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

\hookrightarrow distanza interplanare tra piani paralleli in cella cubica

a = cost reticolare

h, k, l = indici di Miller dei piani del cubo in esame

piani (1 1 0) nello cella cubica

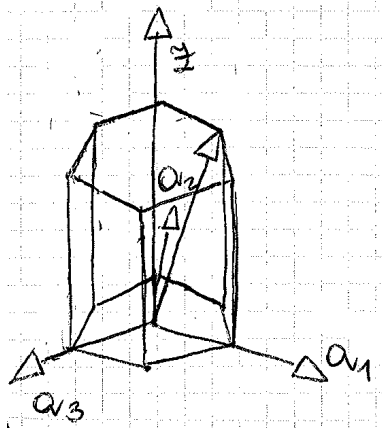


$$d_{(110)} = \frac{a}{\sqrt{1^2 + 1^2 + 0^2}} = \frac{a}{\sqrt{2}} = \frac{\sqrt{2} a}{2}$$

RETICOLI CRISTALLINI ESAGONALI

\hookrightarrow celle esagonali

- 4 assi: a_1, a_2, a_3, z



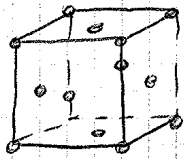
POSIZIONE:

$$\left(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, -1, 1 \right)$$

DIREZIONE:

$$\rightarrow [1 \ 1 \ 2 \ 2]$$

• ρ_{vol} AU=? CFC $a = 0,40788 \text{ nm}$ $PA = 196,98 \text{ g/mol}$



$$\rho_{vol} = \frac{4 \text{ atomi} \cdot \frac{196,989 \text{ mol}}{6,23 \cdot 10^{23} \text{ mol atomi}}}{0,40788^3 \text{ nm}^3} = 19,3 \text{ g/cm}^3$$

SCORRIMENTO PIANI

CFC e CCC sistemi con più piani di scorrimento \rightarrow Metalli duttili

• ESC è il sistema con meno piani di scorrimento \rightarrow Metalli fragili

• \rightarrow famiglie di piani $\{111\}$
 \rightarrow $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ famiglia di direzioni di scorrimento
 \rightarrow solo 3 direzioni
 in totale 12 direzioni

• CCC - ~~CCC~~ sistemi attivi a t ambiente
 $12 + 12 + 24$ di sistema di scorrimento

• Nel CFC alcuni sistemi di scorrimento sono attivi solo con aumento di t

• ESC \rightarrow meno sistemi di tutti

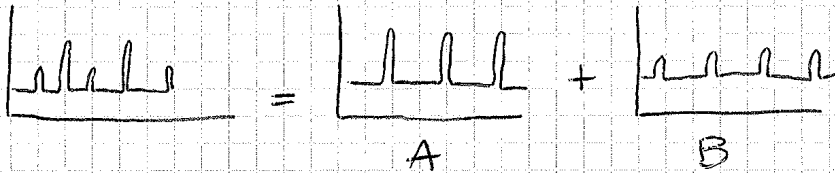
• leghe di magnesio si deformano ad alto t perché Mg è sistema esagonale
 invece leghe di alluminio: CCC

$$\frac{\sin^2 \theta_1}{\sin^2 \theta_2}$$

1^a riflessione
2^a riflessione

es $\frac{\sin^2 20}{\sin^2 60} = 0,5 \rightarrow \text{CCC}$
 $0,75 \rightarrow \text{CFC}$

- dallo diffroz. raggi X ottengo info su reticoli cristallini
- ogni materiale ha 1 risposta preciso in termini di raggi X
- risultati raccolti in una BANCA DATI con cui posso confrontare i miei



- se materiale monocristallino \rightarrow picco \cong linea
- policristallino \rightarrow aumento ampiezza picco
 \hookrightarrow più grani



- DIFETTO => ALTERAZIONE RETICOLO CRISTALLINO, DISTORSIONE
- STRESS RESIDUI LOCALI
- tutti i solidi reali sono impuri (è impossibile purezza superiore al 99,9999%)

IMPUREZZE nei SOLIDI

- soluzioni solide usate in ingegneria
- SOLVENTE -> maggior quantità
- SOLUTO -> concentrazione minore
- atomo interstiziale < atomi esistenti
- // sostituzionele \cong atomi esistenti
- soluz. solide di B in A
 - > INTERSTIZIALE (C in F.)
 - > SOSTITUZIONALE (Cu in Ni)
- B in A
 - pochi B sostituiscono A
 - tanti B // A possibile tanto più $B \cong A$

-> stesse dimensioni

REGOLE di HUME-ROTHERY SOLUBILITÀ TOT

- > ① differenza di raggio atomico < 15%
 - ② soluto e solvente stesso struttura cristallina
 - ③ bassa differenza di elettronegatività
 - ④ stesso valenza
- > altrimenti solubilità parziale
- es Ag-Cu, Cu-Ni, MgO-FeO

- soluz. solide
 - > ORDINATE es Cu occupa centro focce $AuCu_3$
 - > DISORDINATE es Cu-Au con $t > 390^\circ C$
 - > stechiometria variabile

- lega \rightarrow % PESO - frazioni MASSICHE
- \rightarrow frazione ATOMICA

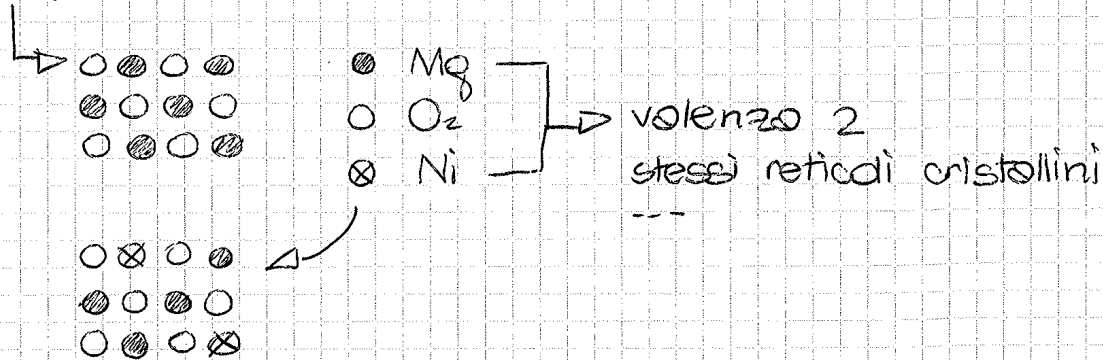
$$W_A = \frac{M_A}{M_{tot}} ; W_B = \frac{M_B}{M_{tot}}$$

$$W_A + W_B = 1$$

wt % A

SOLUZ. SOLIDE di CERAMICI (solidi ionici)

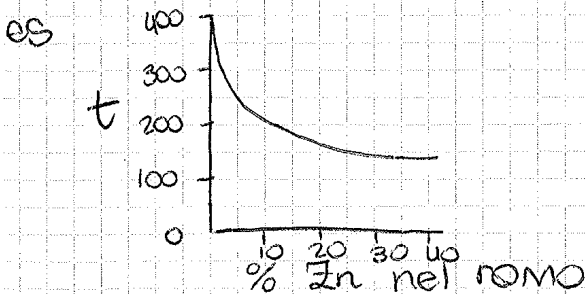
es MgO - NiO



es MgO - Al_2O_3



- DIFETTI o COPPIE per la neutralità delle cariche
 - D. di SCHOTTKY \rightarrow manca un positivo e un negativo
 - D. di FRENKEL \rightarrow l'atomo che manca è inserito in un interstizio limitrofo
- soluz. solide \rightarrow influenza su proprietà termiche



• trasporto di materia per movimento degli atomi

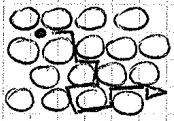
15/10/2013

MECCANISMI

- Gas e liquidi - moti Browniani
- diffusione di vacanze o atomi interstiziali e sostituzionali

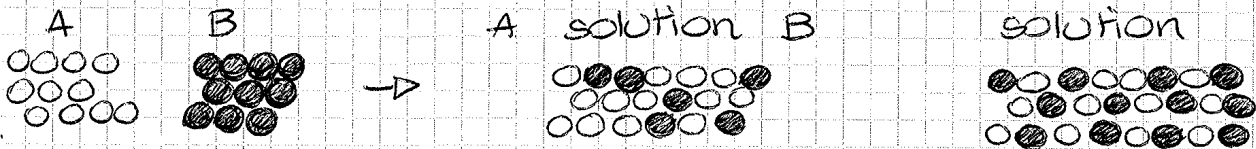


• con aumento t e energia di attivazione della diffusione aumento

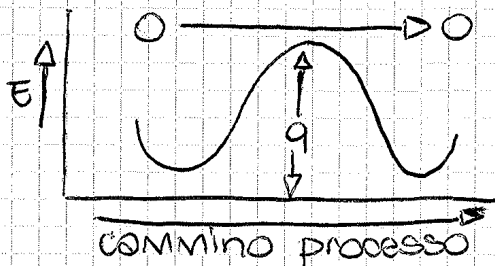


migrazione atomo interstiziale senza nessuna direzione interstiziale

• in presenza di un gradiente di concentrazione da MAX concentrazione a MIN



• diffusione \rightarrow MISCELAZIONE con aumento ENTROPIA
 processo migrotonico \Rightarrow superamento barriera energetica: en. di attivazione per diffusione (di tipo probabilistico)



en. iniz. e finale sono uguali
 \rightarrow si torna ad una situazione di equilibrio

$$P \propto e^{-\frac{E_a}{RT}}$$

PROBABILITÀ EVENTO

$$V = C \cdot e^{-\frac{E_a}{RT}}$$

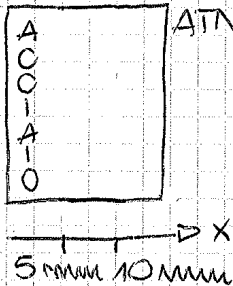
VELOCITÀ REAZIONE

$$\ln V = \ln C - \frac{E_a}{RT} \cdot \frac{1}{T}$$

$$JA = 0 \cdot 10^{-7} \frac{\text{kg}}{\text{m}^2 \text{s}} \cdot 0,2 \text{ m}^2 = 1,2 \cdot 10^{-7} \frac{\text{kg}}{\text{s}} \Rightarrow 4,32 \text{ kg/h}$$

piastro di acciaio esposto ad un'atmosfera carburante (ricco di carbonio); 700°C

ATM. CARB.



ATM. DECARB.

$$C_s = 1,2 \text{ kg/m}^3$$

$$C_0 = 0,8 \text{ kg/m}^3$$

$$D = 3 \cdot 10^{-11} \frac{\text{m}^2}{\text{s}}$$

calcolare flusso di diffusione del Carbonio

$$J = -D \frac{dC}{dx} = -3 \cdot 10^{-11} \frac{\text{m}^2}{\text{s}} \frac{(0,8 - 1,2) \text{ kg/m}^3}{(10 - 5) \cdot 10^{-3} \text{ m}} = 0,24 \cdot 10^{-8} \frac{\text{kg}}{\text{m}^2 \text{s}}$$

(in metri)

IN STATO NON STAZIONARIO

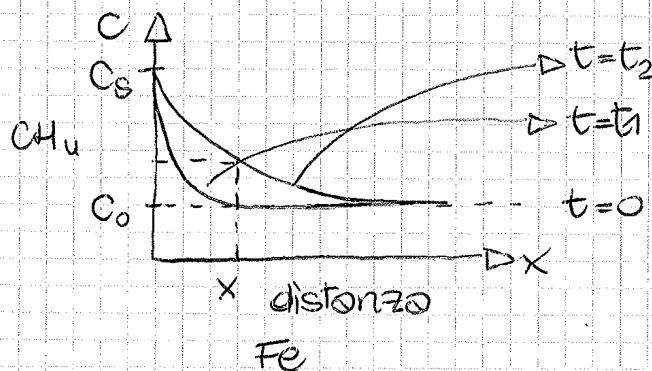
2° LEGGE \rightarrow nel tempo vario flusso di atomi \rightarrow cambio forza spingente \rightarrow cambio concentrazione

$$\frac{dC_x}{dt} = \frac{d}{dx} \left(D \frac{dC_x}{dx} \right)$$

\downarrow
variazione di concentraz.
nel tempo

\rightarrow dipende dalle condizioni al contorno

5 1) $C = C_0$
 $t = t_0$
 $0 < x < \infty$



con il t
aumentano
concentraz.

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad \circ \quad \frac{C_x - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

↳ concentraz. a distanza ∞

erf = funz. errore

$$\rightarrow z = \frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}} \quad \text{consulto tabella}$$

ESERCIZI

- piastra acciaio iniz. $C_0 = 0,25\%$ in peso, 950°C , a contatto con un'atmosfera carburante, $C_s = 1,2\%$ peso
t per avere $C_x = 0,8\%$ ad una distanza $x = 0,5$. ?

$$D = 1,6 \cdot 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$$

$$\frac{0,8 - 0,25}{1,2 - 0,25} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{0,5 \cdot 10^{-3} \text{ m}}{2\sqrt{1,6 \cdot 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s} \cdot t}}\right)$$

$$0,4210 = \operatorname{erf}\left(\frac{62,5 \text{ s}^{1/2}}{\sqrt{t}}\right)$$

z	erf(z)
0,35	0,3794
0,40	0,4284

↳ 0,4210

$$\frac{z - 0,35}{0,4 - 0,35} = \frac{0,4210 - 0,3794}{0,4284 - 0,3794}$$

$$z = 0,392$$

$$0,392 = \frac{62,5 \text{ s}^{-1/2}}{\sqrt{t}} \Rightarrow \sqrt{t} = \frac{62,5 \text{ s}^{-1/2}}{0,392} = 7,1 \text{ h}$$

- processo diffusivo \rightarrow processo termico
- andamento coeff. diffusione di tipo Arrhenius \rightarrow esponenziale

$$D = D_0 e^{-Q/RT}$$

- diffusione interstiziale > diffusione vacanze
 \rightarrow più piccoli più facile muoversi, molto mobili + più posizioni interstiziali vuote che vacanze
- a t più basse dello t di fusione 0,4-0,5 i fenomeni diffusivi sono trascurabili

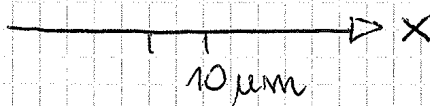
DIFFUSIONE \rightarrow > TIPO MECCANISMO $\left\{ \begin{array}{l} \triangleright \text{VACANZA} \\ \triangleright \text{INTERSTIZIALE} \end{array} \right.$
 (fotoni) > TEMPERATURA
 > TIPO STRUTTURA CRISTALLINA
 > CONCENTRAZIONE SPECIE CHE DIFFONDONO

ESERCIZI

① Pt-Au ② Pt-Au



\downarrow \downarrow
 Au 1%p Au = 4%p
 Pt 59%p Pt = 96%p



$C = 2,8\% p$

$T = 1000^\circ C = 1273 K$

$t = ?$

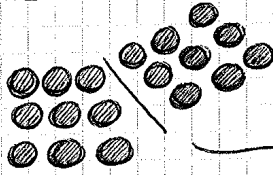
$D_0 = 1,3 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$

$Q = 252000 \text{ J/mol}$

$$2,8 = \left(\frac{1+4}{2} \right) - \left(\frac{1-4}{2} \right) \operatorname{erf} \left(\frac{10 \cdot 10^{-6}}{2\sqrt{Dt}} \right)$$

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}} = 1,3 \cdot 10^{-5} e^{-\frac{252000}{8,314 \cdot 1273 K}} =$$

- bordo di grano, reticolo cristallino sfocciato identico con diverso orientamento



è il caso di questi "buchi" in mezzo ai bordi di grano la mobilità degli atomi è molto più veloce e facilitata che all'interno del grano

$$Q_{\text{volume}} > Q_{\text{bordo di grano}} > Q_{\text{superficie}}$$

$$D_{\text{volume}} < D_{\text{bordo di grano}} < D_{\text{superficie}}$$

- a seconda delle celle avrà più o meno vuoti
es CCC più spazi vuoti che CFC quindi più elevata

(diffusione)
▷ α -Fe

↓
 γ -Fe

ESERCIZIO

ossidazione lega Mg (alloy)

300°C $1,05 \cdot 10^{-8} \text{ kg/m}^2\text{s}$

400°C $2,95 \cdot 10^{-4}$

$Q_{\text{ATTIVAZIONE}} = ?$

$$Q = Q_0 e^{-Q/RT}$$

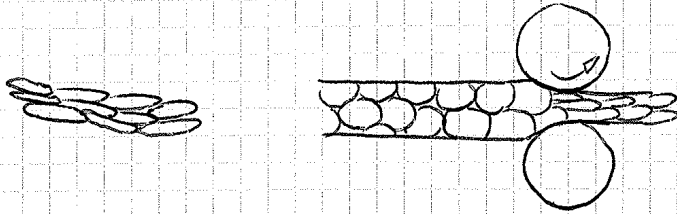
$$\frac{Q_{300}}{Q_{400}} = \frac{Q_0 e^{-Q/(8,314 \cdot 573 \text{ K})}}{Q_0 e^{-Q/(8,314 \cdot 673 \text{ K})}} \Rightarrow \frac{1,05 \cdot 10^{-8}}{2,95 \cdot 10^{-4}} = \exp \frac{-Q}{R} \left(\frac{1}{573} - \frac{1}{673} \right)$$

↳ ossidazione

$$Q = 328 \cdot 10^3 \text{ J/mole}$$

GRANI

- ▷ **EQUIASSICI** → n forma sferico, più o meno stesse dimensioni in tutte le direzioni
- ▷ **COLONNARI** → direzioni prevalgono su altre, hanno una forma più allungata in una specifica direzione



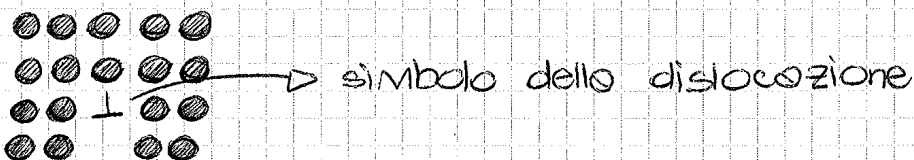
da equiassico a colonnario dovuto a pressione ⇒ distorsione

DIFETTI di LINEA

- ▷ **DISLOCAZIONI** :
 - a spigolo
 - a vite
 - miste

• fondamentali per le deformazioni plastiche

A SPIGOLO

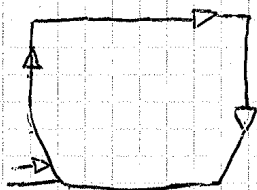


• porzione di un piano aggiuntivo di atomi o semipiano, i cui spigoli terminano entro il cristallo

• **VEETTORE di BURGERS** = entità della distorsione del reticolo e l'entità dell'energia immagazzinata

↳ ⊥ alle linee di dislocazione a spigolo

↓ misura, quantitativo



↳ il quadratino che chiude il ciclo è fuori dal quadrato

- influenza prop. termiche \Rightarrow molti pori \Leftrightarrow più è isolante il materiale per presenza aria

CARICO APPLICATO, SFORZO, DEFORMAZIONE

22/10/2013

SFORZO \rightarrow σ = COMPRESSIONE, ATTRAZIONE
 τ = TAGLIO

rapporto $\frac{\text{FORZA}}{\text{UNITÀ di SUPERFICIE}}$

DEFORMAZIONE \rightarrow rapporto $\frac{\text{ALLUNGAMENTO}}{\text{LUNGHEZZA INIZIALE}}$

ϵ = per sollecitazione di TRAZIONE o COMPRESIONE

γ = sollecitazione di taglio

$\gamma = \frac{a}{h} = \tan \theta$
 \hookrightarrow angolo di deformazione

- trazione uniaassiale \rightarrow TIRANTE
- compressione uniaassiale \rightarrow COLONNA
- sforzo di taglio es H_2O nel rubinetto

DEFORMAZIONE \rightarrow ELASTICA* \Rightarrow deformaz. recuperata, torna dello dimensione originale
 \rightarrow PLASTICA \Rightarrow materiale rimane permanentemente deformato

- * dovuto a piccole variazioni delle distanze interatomiche, sollecitazione esterno
- * dovuto a rottura legami atomi vicini, new legami dopo sollecitazione, per spostamento atomi, new configurazione stabile

legge di Hooke

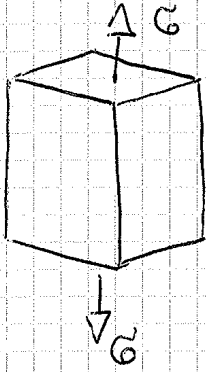
\rightarrow $\sigma = E \cdot \epsilon$

σ = sforzo applicato
 E = modulo elastico
 ϵ = deformazione elastica

MODULO di POISSON

$$\nu = - \frac{\epsilon_{\text{trasversale}}}{\epsilon_{\text{longitudinale}}} = - \frac{\epsilon_x}{\epsilon_z} = - \frac{\epsilon_y}{\epsilon_z}$$

↳ rapporto tra allungamento del campione sollecitato e la riduzione di sezione che ne deriva



$$\nu = - \frac{\epsilon_x}{\epsilon_z} = - \frac{\epsilon_y}{\epsilon_z}$$

ϵ_x , ϵ_y su materiali omogenei sono uguali

se $\nu = 0,5 \Rightarrow$ materiale conserva il volume costante sotto deformazione (es la gomma)

$$|\epsilon_x| = \frac{1}{2} |\epsilon| \quad |\epsilon_y| = \frac{1}{2} |\epsilon| \quad \Rightarrow |\epsilon_x| + |\epsilon_y| = |\epsilon|$$

volume per trazione aumenta tanto longitudinalmente quanto si riduce trasversalmente $\Rightarrow \Delta V = 0$

$0 < \nu < 0,5$ \rightarrow maggior parte dei materiali in particolare aumento volume per effetto trazione

es. metalli $\nu \cong 0,34$

es $\nu = 0,25$

$$|\epsilon_x| = \frac{1}{4} |\epsilon| \quad |\epsilon_y| = \frac{1}{4} |\epsilon| \quad \Rightarrow |\epsilon_x| + |\epsilon_y| = \frac{1}{2} |\epsilon|$$

volume per trazione aumenta più longitudinalmente di quanto si riduce trasversalmente $\Rightarrow \Delta V > 0$

MISURA delle COSTANTI ELASTICHE

- dinamiche
- velocità propagazione onde sonore nel materiale, di tipo non distruttivo

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

velocità del suono

IMPULSE EXCITATION TECHNIQUE o SONIC RESONANCE

→ MOSSO

→ w lunghezza

→ l lunghezza

→ t spessore

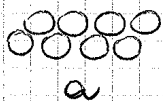
⇒ conoscere ρ (densità materiale)

- velocità del suono è costante conosciuto E e densità

$$V = \frac{E}{2G} - 1$$

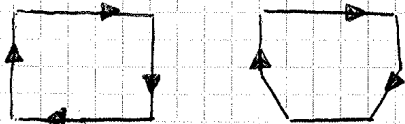
DEFORMAZIONE PLASTICA dei RETICOLI

rottura legami → sforzo di taglio → scorrimento → new legami



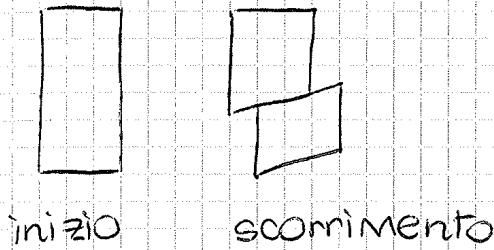
DEFORMAZIONE

- ▷ CRISTALLO PERFETTO ⇒ scorrimento piano rispetto all'altro, rottura legami forti sollecitazione grande
- ▷ CRISTALLO REALE ⇒ presenza dislocazioni, minor no di legami rotti sollecitazione inferiore molto più facile il movimento, energia più immagazzinata nel reticolo per dislocazione



deformazione dovuta a dislocazione, no allo fine reticolo perfetto

- valore critico di τ che mette in moto i pioni di scorrimento che coincide con la legge di Schmidt, una volta superato

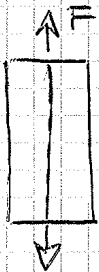


↓

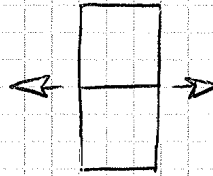
soglia per cui si passa da una deformazione elastica ad una plastica \Rightarrow SNERVAMENTO

- i pioni più sollecitati allo scorrimento sono quelli con $\varphi = 45^\circ$

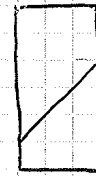
$$\varphi = 45^\circ \Rightarrow \cos\varphi \cos\lambda = 1 \text{ (MAX)}$$



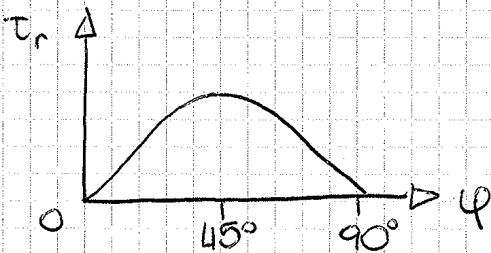
no componente di taglio
 $\varphi = 0^\circ, \cos\lambda = 0, \tau_r = 0$



$\varphi = 90^\circ$
 $\cos\varphi = 0$
 $\tau_r = 0^\circ$



$\varphi = 45^\circ$
 $\cos\varphi \cos\lambda = 1$
 $\tau_r \text{ MAX}$



- sforzo critico = valore di snervamento del materiale

$$\tau_c \quad \sigma_s$$

- sforzo è piccolo se:
 - sistema scorrimento efficiente
 - legami chimici deboli
 - no impurezze
 - aumento t

AUMENTO RESISTENZA MATERIALI 28/10

NEI METALLI

- RIDUZIONE DIMENSIONE del GRANO → AUMENTO n° GRANI
- FORMAZIONE SOLUZIONE SOLIDA → inserisco atomi estranei per diminuire mobilità dislocaz.
- // PRECIPITATI
- INCRUDIMENTO = moltiplicare n° dislocazioni

AFFINAMENTO del GRANO

↳ ostacolano la dislocazione

- 2 possibilità → TAGLIA MEDIA - conteggio tot n° grani diviso la taglia
- ↳ NORMA ASTM

$$N = 2^{n-1}$$

ingrandimento materia a 100 x, prendo area di un pollice², conto n° grani (N) calcolo h

↳ è più semplice contare da immagine il n° di grani che trovarne la taglia meno

EQUAZIONE di HALL PETCH

$$\sigma_s = \sigma_0 + k_s d^{-1/2}$$

σ_0 : sforzo snervamento monocristallo

↳ sforzo di snervamento



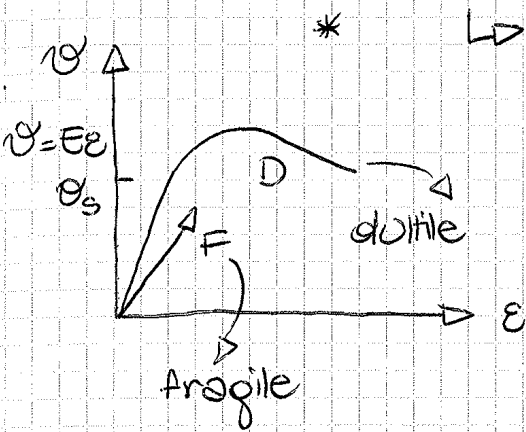
retto che mi indico quanto devo affinare il grano per ottenere uno certo resistenza del materiale

RAFFORZAMENTO per SOLUZIONI SOLIDE

↳ blocca movimento dislocazione

- atomi → sostituzionali
- ↳ interstiziali

• CARICO ROTTURA \neq CARICO SNERVAMENTO



* \hookrightarrow valore critico che fa passare da una situazione in cui al di sotto ha deformazione elastica al di sopra plastica

* valore per cui il materiale si rompe, al di sopra carico max che può sopportare il materiale

RAFFORZAMENTO per PRECIPITAZIONE \rightarrow diverso dal resto

• concentrazione di soluto in un p.to del reticolo:

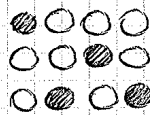
a) COERENTE \rightarrow resto sostituzionale o genero col solvente un composto intermedio con la stessa struttura cristallina del solvente

b) INCOERENTE \rightarrow organizzazione con una struttura cristallina diverso dal reticolo di base

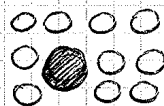
a) reticolo ideale
resistenza f_i



b) rafforzamento per soluzione solido
resistenza f_{ss}



c) rafforzamento per precipitazione
resistenza f_p



RESISTENZA per RAFFORZAMENTO PRECIPITATO $>$ SOLIDA

\rightarrow FORMAZIONE di LINEE CHIUSE di DISLOCAZIONI ATTORNO ad un PRECIPITATO

\hookrightarrow rallentano il moto dislocativo

• dimensione precipitato è influente rispetto ai grani

• LAVORAZIONI A FREDDO: - FORGIATURA

lingotto in ingresso forzato ad assumere una certa forma in uno stampo (tutto o stato solido)

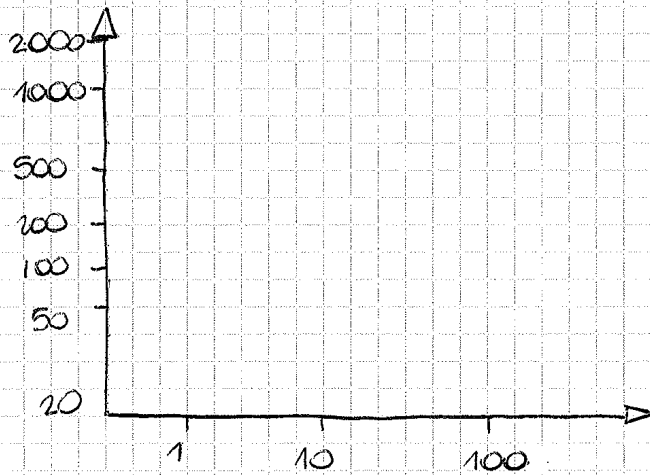
- LAMINAZIONE

- TRAFILATURA

stampi riducono sezione materiale

- ESTRUSIONE barra allo stato solido
pressato e fatto passare attraverso uno spinto

RANKING - fenomeni di rafforzamento

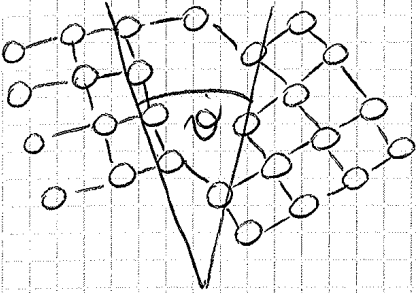


• non è detto che riesco ad avere con un solo passaggio elevate deformazioni nel materiale

=> progressivamente ho un materiale sempre meno lavorabile => RICOTTURA

BORDI di GRANO ad ALTO ANGOLO

- rotazione molto accentuata tra un bordo e l'altro



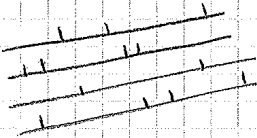
o BASSO ANGOLO

- n serie di dislocazioni l'una sulle altre ad una distanza:

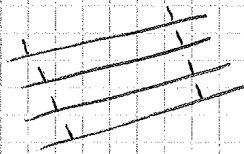
$$d = \frac{b}{\theta}$$

b: vettore di Burger

θ : angolo tra reticoli dei due grani confinanti



a) disordine



b) bordi di grano a basso angolo durante recupero

RICRISTALLIZZAZIONE

- si alza ulteriormente t

- new grani equiassici simili a quelli antecedenti
- crescono in dimensioni



- diminuzione resistenza
- aumento duttilità → recuperato, come primo indurimento
- sforzi interni diminuiscono ancora (già recuperati nelle fasi di recupero)

NUCLEAZIONE e CRESCITA

- come nascono e crescono i grani

FORMAZIONE

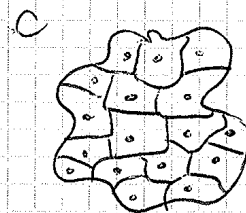
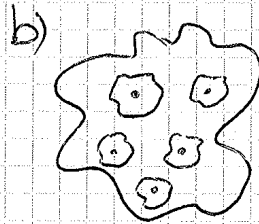
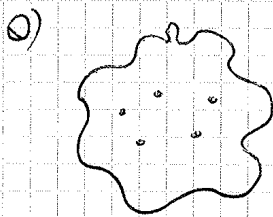
- SOLIDIFICAZIONE
- RICRISTALLIZZAZIONE
- PRECIPITAZIONE NELLO STATO SOLIDO

→ Fasi: - DIFFUSIONE NELLO STATO LIQUIDO o SOLIDO (materiale fuso)
 - NUCLEAZIONE
 - CRESCITA

atomi si riorganizzano e nasce il grano

SOLIDIFICAZIONE

- formazione embrioni - nuclei nel liquido a)
- crescita cristalli SOLIDO > LIQUIDO b)
- completa solidificazione c)



- se ho un solo nucleo ⇒ MONOCRISTALLO

NUCLEAZIONE

- formazione piccoli aggregati materiale da stato disordinato = nota materia sia a stato liquido che solido
- atomi diffondono

→ in un LIQUIDO

$$4\pi r^2 \gamma + \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V = 0 \Rightarrow r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta G_V}$$

29/10/2013

$$\Rightarrow \Delta G^* = \frac{16}{3} \cdot \frac{\pi \cdot \gamma^3}{(\Delta G_V)^2}$$

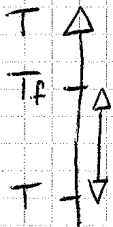
ENERGIA di ATTIVAZIONE per la NUCLEAZIONE

SOTTORAFFREDDAMENTO (ΔT)

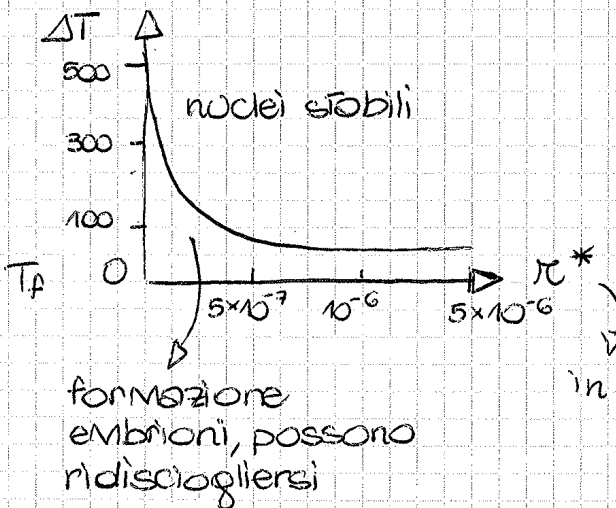
- quanto sono al di sotto della temperatura di fusione

$$\Delta T = T_f - T$$

- più lontani da $T_f \Rightarrow$ maggior stabilità del solido



$$\Delta G_V < 0 \Rightarrow |\Delta G_V| \uparrow \quad \Delta T \uparrow$$



$$r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta G_V}$$

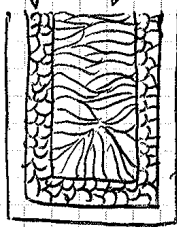
$$\Delta G^* = \frac{16}{3} \cdot \frac{\pi \cdot \gamma^3}{(\Delta G_V)^2}$$

- poco sottoraffreddamento \rightarrow pochi grani e grossi perché $>$ stabilità
- molto sottoraffreddamento \rightarrow tantissimi grani e piccoli $<$ stabilità

- quando solo un materiale fuso nello stampo posso scegliere a quale temperatura fare solidificare la materia
es lingotto → sui lati ≠ nel cuore più caldo più a lungo
pochi grani ma grandi
↳ maggior t di raffreddamento

• solidificazione → CONTRAZIONE VOLUME

- GRANI
 - ▷ EQUIASSICI ⇒ maggior rateo sottoraffreddamento, prevale nucleazione
 - ▷ COLONNARI ⇒ minor sottoraffreddamento, prevale la crescita



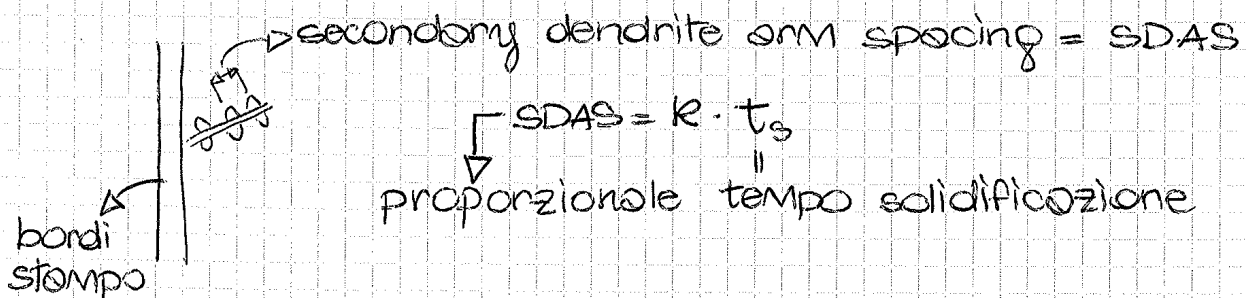
posso avere come difetto un vuoto centrale per effetto della contrazione

▷ pareti lingottiere ⇒ EFFETTO NUCLEANTE

- se inserisco oggetti solidi in un materiale allo stato liquido questi si comportano da agenti nucleanti
- un aspetto che va contro la nucleazione è il fatto che il cristallo debba formare una superficie di separazione: se questo c'è già dovrò spendere un lavoro minore
- i piani cristallini hanno velocità di accrescimento differenti *

FORMAZIONI DENDRITICHE

- * ciò comporta l'assunzione by grani di una struttura dendritica



COLATA

- COLATA LINGOTTI: - colata semi-continua: metallo fuso all'interno della lingottiera con H_2O di raffreddamento sulle pareti
- colata continua: metallo fuso*

- LINGOTTO
 - ▷ atomizzazione: rifondo con getto gas inerte da cui ottengo goccioline → polvere
 - ▷ rifonderlo per fargli assumere una certa forma in uno stampo
 - ▷ processi deformazione plastica

- CASTING
- DEFORMAZIONE PLASTICA
- ATOMIZZAZIONE

- non è detto che basti un'unica fusione per ottenere una certa lega ⇒ REMELTING = fusione multiplice
es. Nichel 3 remelting

* cadere in uno lingottiera allungata senza parete di fondo le parti più esterne del metallo raffreddandosi fondono da pareti dello stampo → spray di H_2O che solidifica il tutto fino ad ottenere un GETTO → raddrizzamento ⇒ ottengo semilavorati che tipicamente vanno alla DEFORMAZIONE PLASTICA

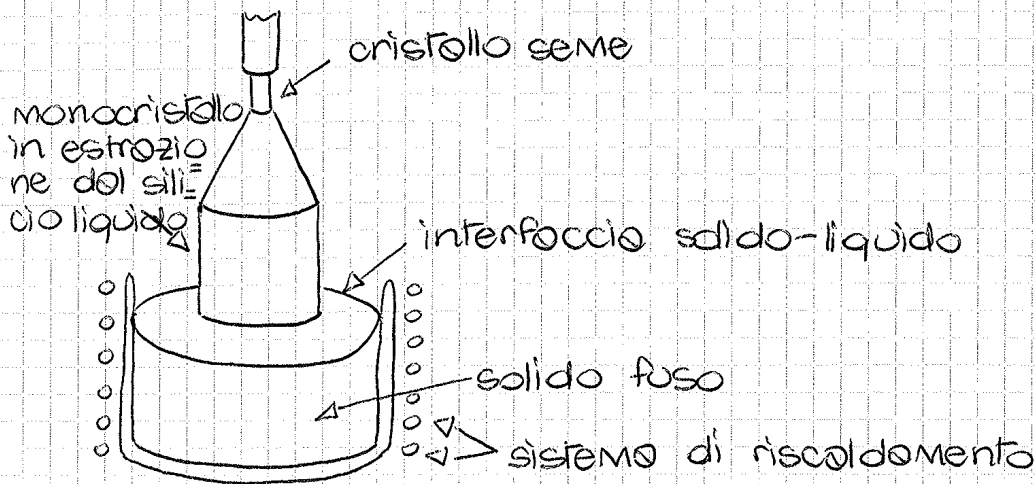
- 2 tecniche → no prodotto finale

- se stampo in cui cade e l'ambiente ha zone che si solidificano prima e altre dopo

- stampi preriscaldati ⇒ controllo solidificazione e formazione grani

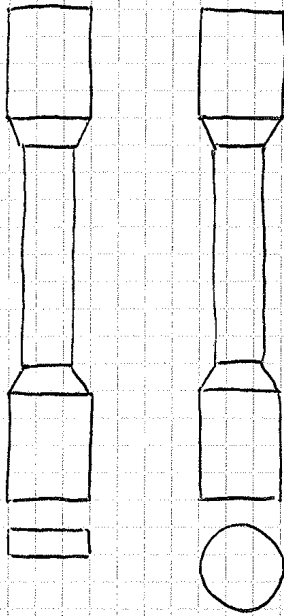
- se

MONOCRISTALLI di SILICIO



- si parte da un albero rotante a cui viene attaccato un primo seme
- questo viene affacciato su un bagno di silicio fuso fatto ruotare e portato verso l'alto
- nuovi cristalli di silicio si attaccano alle pareti del seme e accrescono il reticolo
- ⇒ velocità di rotazione e traslazione molto basse

• PROVINI → sezione non costante lungo tutta la lunghezza



- provini bloccati da due tenasce → AFFERRAGGI
- si applica una forza di trazione lungo l'asse del provino:
 - a) carico aumentato costantemente → controllo di carico (imposto la sua variazione)
 - b) controllo di deformazione imposto l'allungamento del provino nel tempo

→ σ applicato lungo l'asse e portata di carico sono maggiore nella parte centrale

→ sforzo applicato all'esterno sull'unità di superficie

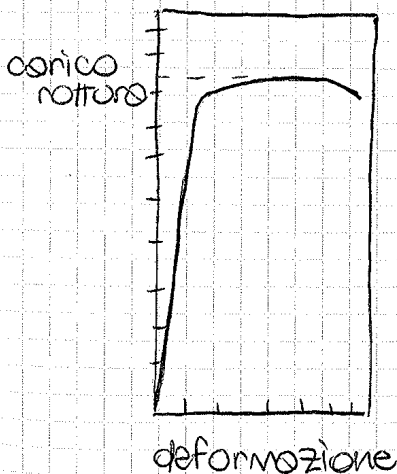
→ RESISTENZA : proprietà materiale

• DIMENSIONI dei PROVINI → NORMATE

l_0 : tratto utile →

$$\begin{cases} l_0 = 5,65 \sqrt{A_0} & \text{o} & l_0 = 11,3 \sqrt{A_0} \\ l_0 = 5 d_0 & \text{o} & l_0 = 10 d_0 \end{cases}$$

SEZIONE CIRCOLARE



• tratto rettilineo → deformazione elastica

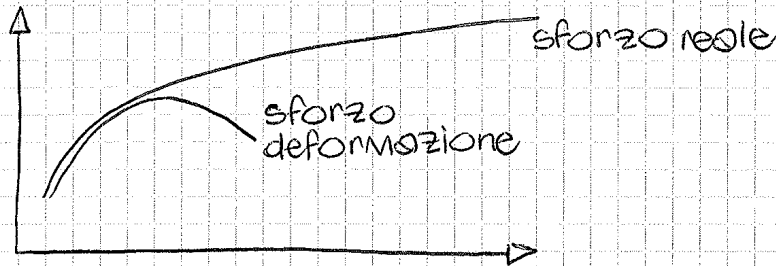
- ALLUNGAMENTO \Leftrightarrow CONTRAZIONE LATERALE per aumento volume

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \rightarrow \text{sezione iniziale NON COSTANTE}$$

\rightarrow SFORZO INGEGNERISTICO, non REALE



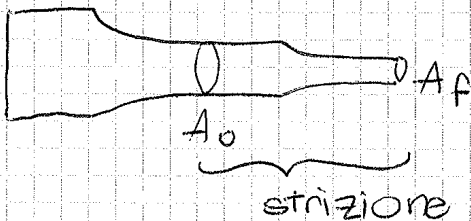
- molto difficile calcolare la variazione nel tempo



sforzo reale: $\sigma_i = \frac{F}{A_i}$

deformazione reale: $\epsilon = \int_{l_0}^{l_{finale}} \frac{dl}{l} = \log \frac{l_{finale}}{l_0} \Rightarrow \frac{l_f - l_0}{l_0}$

- STRIZIONE = diminuzione sezione



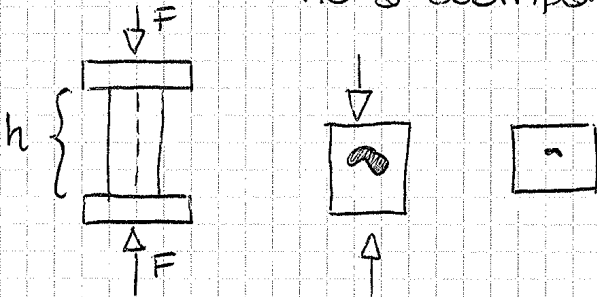
$$\text{STRIZIONE} = \frac{A_f - A_0}{A_0}$$

ELASTOMERI



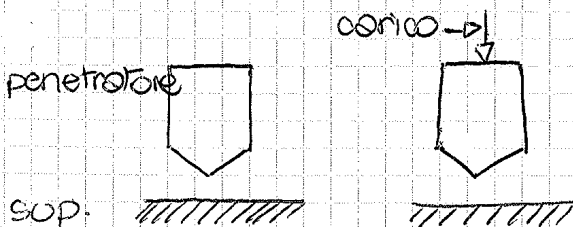
PROVA di COMPRESSIONE

- non su materiali duttili → CERAMICI utilizzati perché rigidi
 - inconvenienti: distorsione del provino
 - materiali ceramici da costruzione (laterizi, calcestruzzo...)
- ↳ molto influenzati da difetti nella resistenza a trazione
 poco per le prove di compressione perché i vuoti tendono a scomparire in questo tipo di prova

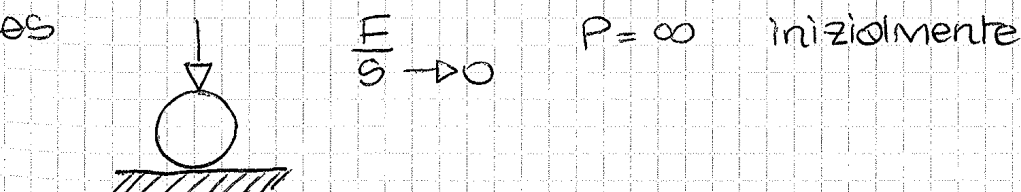


PROVA di DUREZZA

- tra i più utilizzati: rapidissimo e non per forza distruttivo
- carico costante



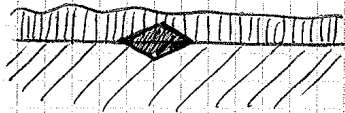
penetratore deve essere più duro del materiale da testare altrimenti non sprofonda



• MICRODUREZZE → per materiali non omogenei es. compositi

• DUREZZA KNOOP:

- PENETRATORE → PIRAMIDE di DAMANTE BASE ROMBICA
- pensato per applicazioni particolari: materiali con superfici molto dure
- rombo sottile penetra



• DUREZZA ROCKWELL → misura quanto sprofonda il penetratore, molto diffuso
↳ profondità

• per mantenere penetratore in posizione si mette un preconico

• ∃ grafici di conversione delle varie durezze

FRATTURA

- ▷ FRAGILE ⇒ lesione si propaga provocando separazione in due parti del materiale
- ▷ DUTTILE ⇒ ultima fase trazione si formano delle cricche che si muovono a 45°
↳ frattura a coppo o a cono



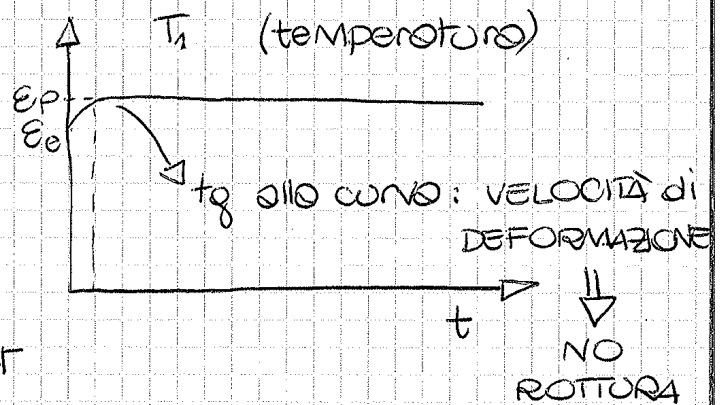
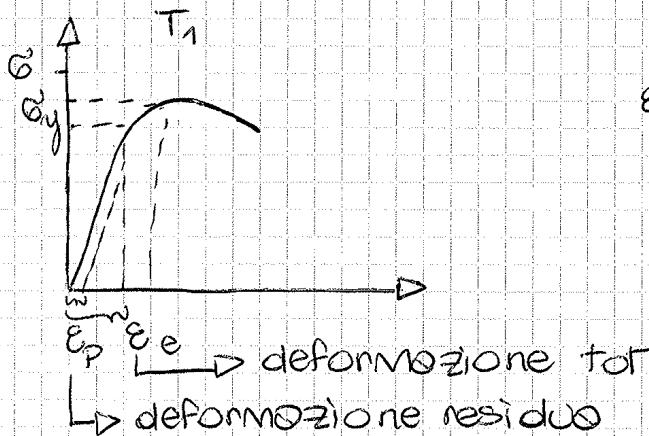
→ FRATTURA FRAGILE

es steel → separato in due come se fosse tagliato perfettamente
 ↓
 acciaio

- E' oltre prove di resilienza, es per i polimeri
- test di tipo tecnologico o la resistenza ad impatto es BALL-DROP → sfera in caduta su un materiale

PROVA di RESISTENZA al CREEP

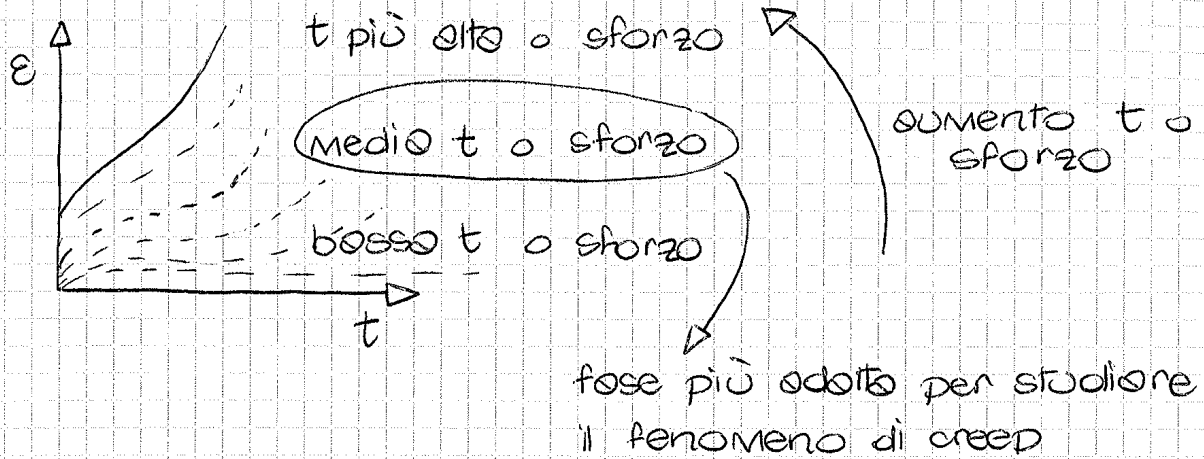
- SCORRIMENTO VISCOSO a CALDO = deformazione subito del materiale sotto l'azione di un carico statico di trazione < a quello necessario per la rottura



T_1 : temperatura bassa, in relazione al materiale considerato



- non meno che il materiale 'invecchia' → deformazione difficile velocità di deformazione molto bassa



- stesso comportamento se mantengo t/σ costante e aumento uno dei due fattori → stesso grafico

→ PARAMETRO di LARSEN-MILLER

$$P = [T(0) + 273][20 + \log(t)] \times 10$$

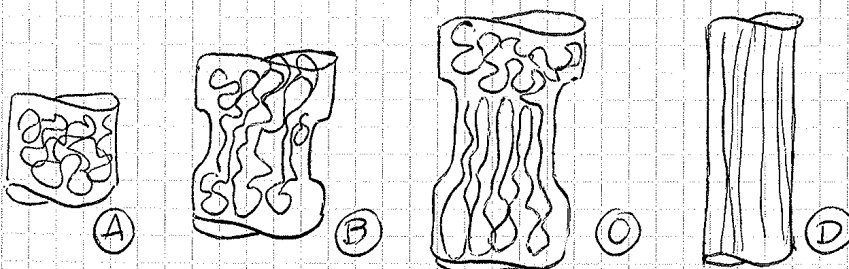
↳ funz. del tempo necessario alla frattura e temperatura

- A sforzo utilizzato nella prova corrisponde un parametro di Larsen Miller

POLIMERI

11/11/2013

- prova di trazione per i POLIMERI: catene idrocarburiche disordinate ⇒ si allungano fino a disporsi in modo //
- ⇒ ALLINEAMENTO CATENE fino a SOLLECITAZIONE LEGAMI COVALENTI



parte mancante dopo rottura → porzione di deformazione plastica recuperata

- allungamento a rottura 1000%

$$V = C - \phi + F$$

REGOLA di GIBBS (o delle fasi)

V: varianza

C: n° componenti chimici indipendenti

ϕ : n° fasi presenti

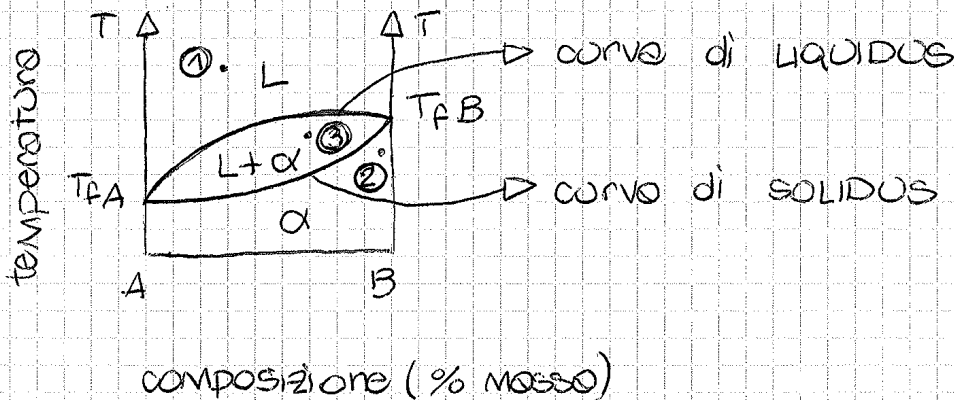
F: n° fattori fisici attivi

DIAGRAMMI di STATO a 2 COMPONENTI

↳ isobori = pressione costante; variabili: T e P

• 3 TIPOLOGIE:

- solubilità totale delle 2 componenti sia a stato liquido che a stato solido
- solubilità totale allo stato liquido e nulla al solido
- solubilità totale allo stato liquido e parziale al solido



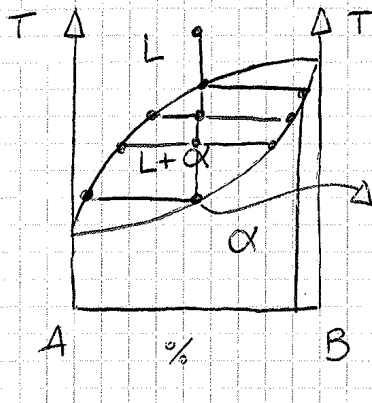
→ soluzione solida: un po' di B andrà a sostituire atomi di A e viceversa

① $V = 2 - 1 + 1 = 2$ a stesso T possiamo avere due stati diversi

② $V = 2 - 1 + 1 = 2$

③ $V = 2 - 2 + 1 = 1$

COMPORTAMENTO DI RAFFREDDAMENTO: SOLIDIFICAZIONE



(L)

(L+α)

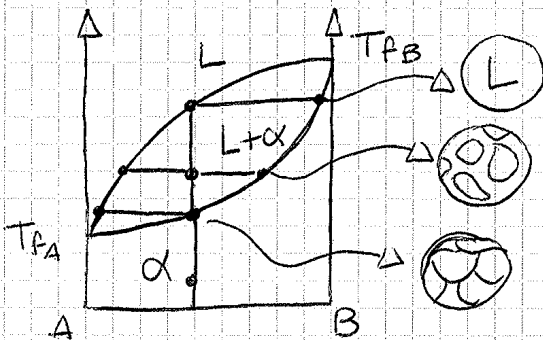
→ solidificazione con abbassamento dello t

completa solidificazione struttura cristallina di α



→ dato una certa composizione posso conoscere a quale t avviene la solidificazione, liquefazione e in quali % sono

COMPORTAMENTO DI RISCALDAMENTO: FUSIONE



(L)

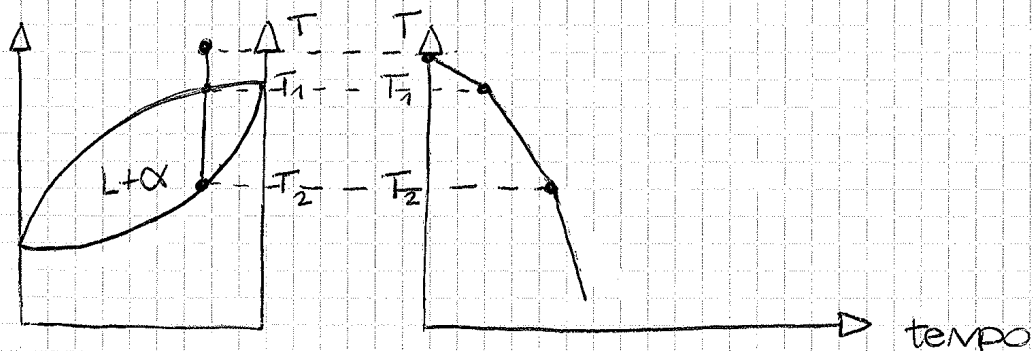
(L+α)

(α)

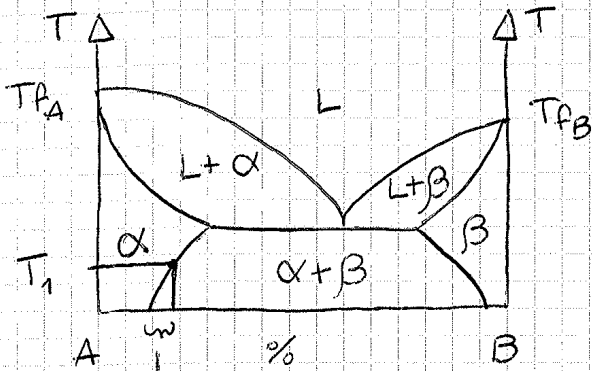
→ fusione con innalzamento dello t

CURVE DI RAFFREDDAMENTO

↳ vedo e definire come varia la temperatura nel tempo



1° CASO: completa solubilità a stato liquido e parziale al solido

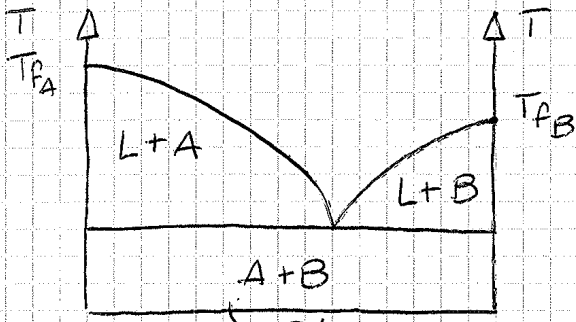


identificati i campi singoli, gli altri sono bifasici

α, β : sistemi solidi monofasici di A e B
(importante dare nomi distinti perché in quelle zone ho anche zone bifasiche)

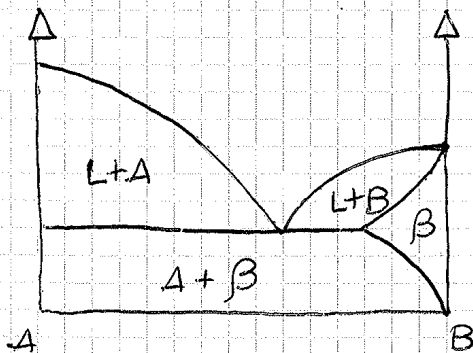
solubilità di B in A ad una data temperatura

2° CASO: completa solubilità a stato liquido e nulla a solido

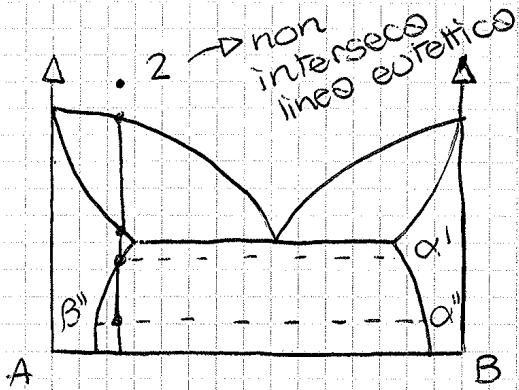


miscelati ma non in soluzione (caso zucchero non sciolto in H₂O)

→ A miscibile in B a stato solido



②



2 - tutto liquido

- si forma α + liquido
- ultimo L scompare e c'è solo α
- α non è più stabile si formano anche cristalli di β

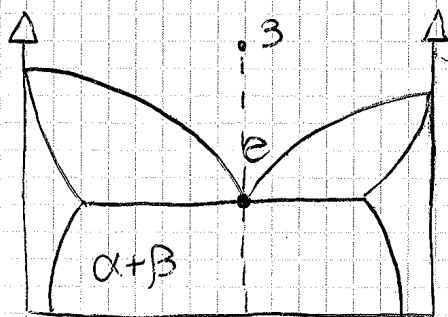
solido $\alpha + \beta$ con composizione di $\alpha = \alpha'$
 PRECIPITATI \rightarrow serve solubilità diversa parziale

↓
 precipitazione
 di β in α

se scendo ancora di T si modificano composizioni sia di α che di β (aumentano entrambe \rightarrow traccia linee orizzontali per calcolarle)

- nelle leghe (ottenute per precipitazione) si ha più rafforzamento di β precipitato anche se rende fragile il materiale
- per la lega è meglio avere tanti cristalli piccoli di β per avere più rafforzamento e meglio se tondi e non lunghi perché favoriscono la cricca e quindi rendono il materiale più fragile

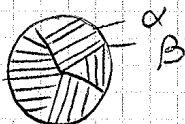
③

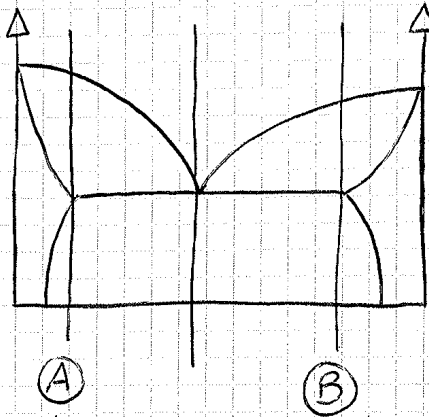


CONCENTRAZIONE EUTETTICA
 (punto incontro e)
 \Rightarrow intersezione con linee eutettico

vole sia per solubilità parziale che per solubilità nulla o stato solido

si formano contemporaneamente $\alpha + \beta$ e la T non varia finché tutto il liquido non è diventato solido $\alpha + \beta \rightarrow$ si formano delle lamine o strati alternati di α e β





se interseco linee eutettico
(vale sia per solubilità parziale
sia nullo)

solido $\begin{cases} \rightarrow A \\ \rightarrow B \end{cases}$ + Microstruttura
lammellare *

ho solidificazione
primaria di A e
lamelle di A+B

si formano grani di B+liquido
e raffreddando restano grani di B puro
+ lamelle di A+B

* MISCELA ALTERNATA $\begin{cases} \rightarrow A-B \text{ puri} \\ \rightarrow \alpha-\beta \text{ miscela solido} \end{cases}$

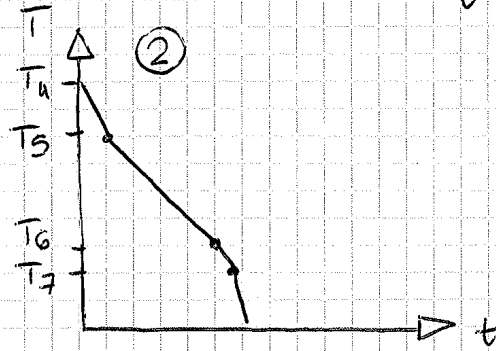
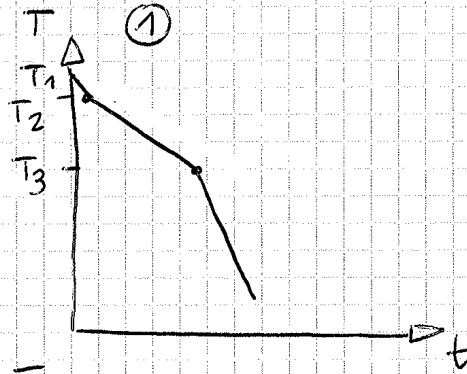
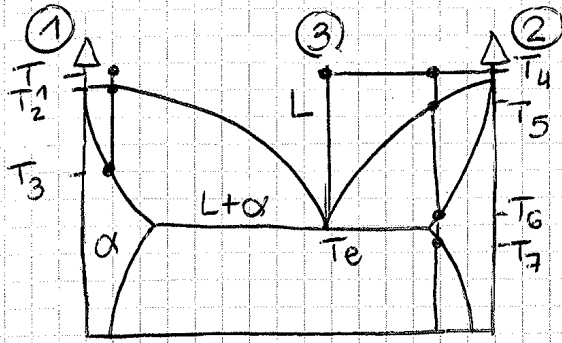
MICROSTRUTTURA EUTETTICA

↳ lamelle alternate

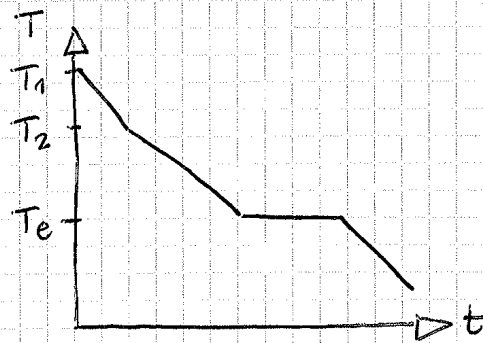
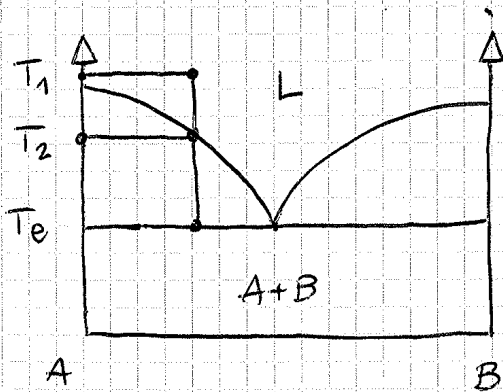
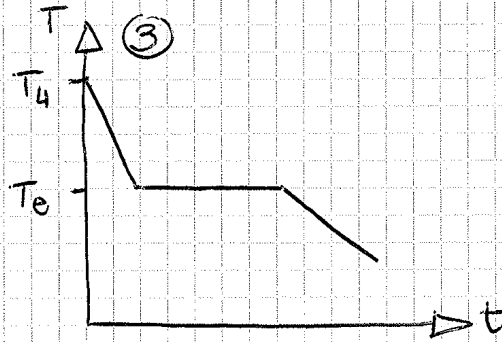
- per solubilità solido parziale: lamelle di α e β
- per solubilità nullo: lamelle di A e B

- A temperatura eutettica: c'è diffusione allo stato liquido
- A $t <$ temperatura eutettica: c'è diffusione allo stato solido infatti dalle curve si capisce che sono la composizione del solido in α e β per diffusione solido

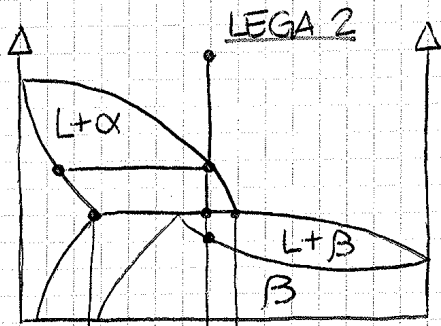
CORVE di RAFFREDDAMENTO



III CASO: trasformazione di tutto il liquido in α e β , finché non avviene tutto il passaggio lo T rimane costante



- punto EUTETTICO \neq punto PERITETTICO
- $L \triangleright$ lega eutettica $L \triangleright$ lega peritettica



LIQUIDO PERITETTICO

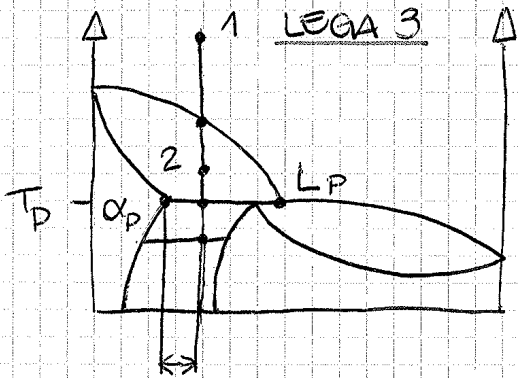
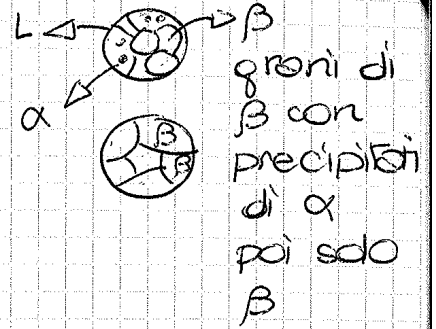
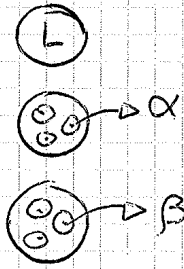
dove

LIQUIDO PERITETTICO

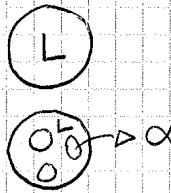
$\gg \alpha$

\hookrightarrow quando si esaurisce α ho ancora del liquido che era in eccesso

\Rightarrow infatti ho $L + \beta$

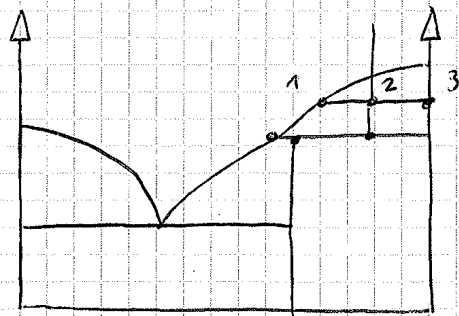


$L + \alpha \rightarrow \beta$



$L \ll \alpha \Rightarrow$ liquido si trasforma in β restando con α ma ho un eccesso di α

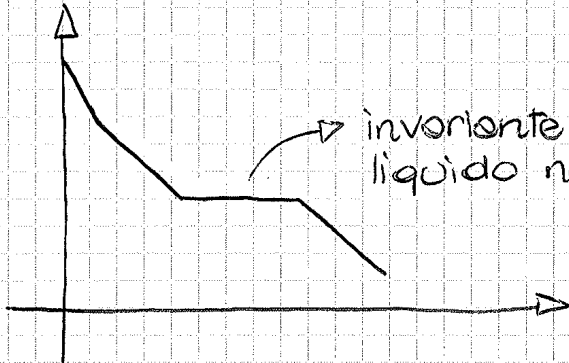
\rightarrow regola della LEVA per calcolare quanto α e quanto β c'è



$$\frac{23}{13} \cdot 100 = \% L$$

$$\frac{12}{13} \cdot 100 = \% B$$

- se al roverso linee orizzontale ha trasformazione invariante



- da ciò che sta intorno alle linee orizzontali della trasformazione invariante posso capire in quale caso sono \rightarrow che tipo di trasformazione è

CONGRUENTE o INCONGRUENTE \rightarrow fasi intermedie



CONGRUENTE

LINEA \Rightarrow COMPOSTO
FASCE \Rightarrow FASE



INCONGRUENTE