



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 1066

DATA: 09/09/2014

A P P U N T I

STUDENTE: Mascolo

MATERIA: Scienza e Tecnologia dei Materiali + Eserc.

Prof. Lombardi

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 & Tecnologia Dei Materiali

MATERIALI

- SOLIDI IN GRADO DI SVOLGERE ALMENO UNA FUNZIONE (MECCANICA, TERMICA, ...)
- NATURALI: DI ORIGINE GEOLOGICA O CHIMICA
- SINTETICI: DA TRATTAMENTO DEI MINERALI CON PROCESSI...
 - PRIMARI: ATI A FORNIRE UNA FORMA
 - SECONDARI: MODIFICANO GEOMETRIA E PROPRIETÀ

METALLI: MATERIALI INORGANICI METALLICI

ELEMENTI CON VALENZA ELETTRONICA DELOCALIZZATA
 STRUTTURA PREVALENTE CRISTALLINA
 ESISTONO LE LEGHE (MET+MET O MET+NONMET) NON DEFINITE STECHIOMETRICAMENTE
 PROPRIETÀ BASE

- OPACHI (NON TRASPARENTI) MA LUCENTI
- OTTIMI CONDUTTORI ELETTRICITÀ E CALORE
- ↑ RESISTENZA MECCANICA
- DUTILI, DEFORMABILI PLASTICAMENTE (IRREVERSIBILE)
- T_f VARIABILI (Al = 660°C, Ti = 1660°C, W = 3420°C)
- MEDIO-ALTE DENSITÀ (Mg = 1,75 g/cm³, Ti = 4,5 g/cm³, W = 19,3 g/cm³)
- SI CORRODONO FACILMENTE (↓ INERZIA CHIMICA)
- FORMAZIONE DA FUSO

ERAMICI: MATERIALI INORGANICI NON METALLICI

COMBINAZIONE MET+NON MET STECHIOMETRICAMENTE DEFINITA
 LEGAMI COVALENTI (TALVOLTA IONICI)

TIPO DI STRUTTURA

- ORDINATA (CRISTALLINA, ^{AN}ISOTROPA) A LUNGO RAGGIO
- CAOTICA (AMORFA, VETRI), A VOLTE CON UN ORDINE A BREVE RAGGIO

TIPO DI ELEMENTO LEGANTE

- OSSIGENO (CERAMICI OSSIDICI) CON SILICIO (SILICATICI) O MENO
- NON OSSIDICI

PROPRIETÀ

- ISOLANTI TERMICI ED ELETTRICI
- T_f ELEVATE (> 1700°C)
- ↑ REFRAZIONE (INVARIANZA CHIMICO-FISICO-MECCANICA AD ↑ T) PER TEMPI CONTENUTI
- ↑ INERZIA CHIMICA
- ↑ DUREZZA
- ↓ DEFORMAZIONE PLASTICA, ROTTURA FRAGILE
- FORMAZIONE DA POWERS (FUSO PER I VETRI)

OLIMERI - MATERIALI PLASTICI ORGANICI

COSTITUITI DA LUNGHE CATENE RIPETUTE
 MONOMERI DI C ED H, A VOLTE CON O, N, F (TUTTI ATOMI LEGGERI)

TIPOLOGIE

- TP DUTILI (AMORFI O SEMICRISTALLINI) SENZA ORDINE A LUNGO RAGGIO
- TI FRAGILI
- GOMME (ESTESA DEFORMAZIONE ELASTICA ANCHE NON LINEARE)

PROPRIETÀ

- ↓ DENSITÀ
- FACILI DA DEFORMARE
- ↓ RESISTENZA MECCANICA
- ↓ T_f (RAMMOLLIMENTO) E DI DECOMPOSIZIONE
- ↑ REATTIVITÀ CHIMICA
- TP POSSONO ESSERE RICICLATI
 - TP HA LEGAMI VDW → ↓ T_f → R
 - TI HA ANCHE LEGAMI FORTI, NON R

COMPOSITI - MATRICE + RINFORZO

COMBINAZIONE DI DUE MATERIALI DIVERSI (E.G. VETRORESINA, FIBRE VETRO IN MATRICE POLIMERICA)

TRAZIONE E COMPRESSIONE A LIVELLO MACROSCOPICO

- APPLICO F A TRAZIONE UNIASSIALE (ANALOGO PER COMPRESSIONE)
 - FAQISCE SU OO PORZIONI DI SEZIONE A
 - VI È UN ALLUNGAMENTO $\Delta L = L - L_0$
 - INFORMAZIONI SPECIFICHE $f(A)$, NON COMODO...

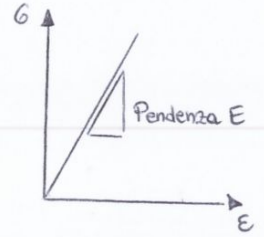
RANDEZZE NOMINALI

SFORZO $\sigma = F/A$ [Pa] = [$\text{N}\cdot\text{m}^{-2}$]

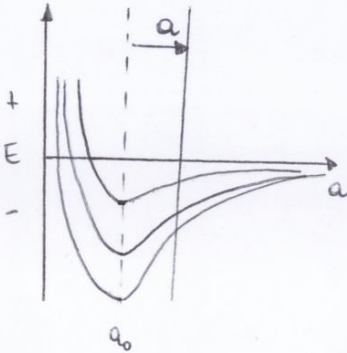
DEFORMAZIONE $\epsilon = \Delta L/L_0$

IN CAMPO ELASTICO VALE LA LEGGE DI HOOKE $\sigma = E \cdot \epsilon$

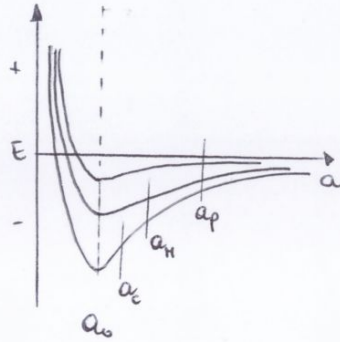
- E = MODULO DI YOUNG [Pa] DIPENDE DAL MATERIALE
- QUANTIFICA LA RIGIDEZZA, CAPACITÀ DI REAGIRE +O- ELASTICAMENTE



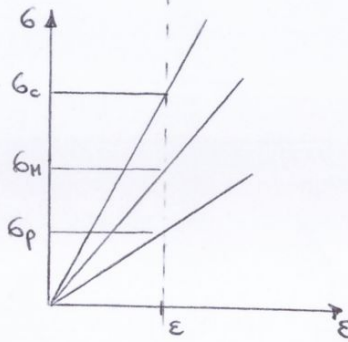
USPOSTA DEI MATERIALI ALLE SOLLECITAZIONI



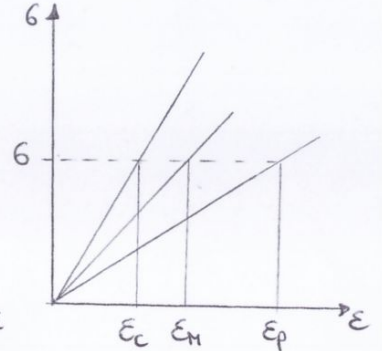
$a \Rightarrow \neq \Delta \epsilon$
 $\Delta \epsilon_c > \Delta \epsilon_H > \Delta \epsilon_P$



$\Delta \epsilon \Rightarrow \neq a$
 $a_c < a_H < a_P$



$E = \text{COST.}$
 $\sigma_c > \sigma_H > \sigma_p$



$G = \text{COST.}$
 $E_c < E_H < E_p$

- L'ULTIMO GRAFICO $\sigma - \epsilon$ È MOLTO UTILE AI FINI INGEGNERISTICI
- PERMETTE DI COMPRENDERE SE, PER UN DATO σ , UN MATERIALE RESTA IN CAMPO ELASTICO
- e.g. VOGLIO UNA CERTA DEFORMAZIONE ϵ
- MI CONVIENE SEGUIRE UN POUKERO, OTTENGO ϵ CON σ BASSO E QUINDI MENO COSTOSO

TIPOLOGIE DI SOLLECITAZIONI

- TRAZIONE UNIASSIALE ($\Delta L > 0$)
 - COMPRESSIONE UNIASSIALE ($L_f < L_i \Rightarrow \Delta L < 0$)
- } $\sigma = E \cdot \epsilon$

TRAZIONE BIASSIALE

- PRESSIONE INTERNA (UNA MEMBRANA ~ TUBO SUBISCE TRAZIONI O COMPRESIONI BIASSIALI)
- PRESSIONE IDROSTATICA (3D, F LPIANO)

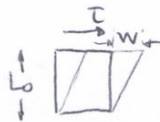
- SOLLECITAZIONI DI TAGLIO $\tau = F/A$, DEFORMAZIONE $\gamma \rightarrow \tau = G \cdot \gamma$
- FLESSIONE (GENERA TRAZIONE E COMPRESIONE)

OSTANTI ELASTICHE

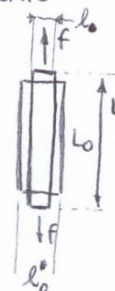
TRAZIONE/COMPRESIONE: MODULO DI YOUNG

SOLLECITAZIONI DI TAGLIO

- SFORZO τ
- DEFORMAZIONE $w/L_0 = \tan \gamma \approx \gamma$
- $\tau = G \cdot \gamma$, $G = \text{MODULO TAGLIO}$



W = DISTANZA DI SCORRIMENTO



COEFFICIENTE DI POISSON ν (H_p : ISOTROPIA $\rightarrow \epsilon_x = \epsilon_y$)

- MISURA IL RAPPORTO FRA LA DEFORMAZIONE TRASVERSALE E LONGITUDINALE

$\nu = - \frac{\text{def. trasv.}}{\text{def. long.}} = - \left(\frac{l' - l_0}{l_0} \right) / \left(\frac{L - L_0}{L_0} \right)$

- SE TRAZIONO, TRASVERSALMENTE SI RIDUCE (trasm. l_0) $\rightarrow \nu > 0$

PRESSIONE IDROSTATICA P

- COMPRESIONE/DILATAZIONE VOLUMICA $p = K \cdot \Delta$, [K] = [Pa] $\approx \text{N}\cdot\text{m}^{-2}$

N.B. ENERGIA ELASTICA $W = \frac{G}{2} \cdot \epsilon^2 = \frac{G^2}{2E} \cdot \epsilon^2$ [$\text{J}\cdot\text{m}^{-3}$] POCHÉ $dW = G \cdot d\epsilon$



$\nu = 0,5$
$\uparrow \uparrow$ VOLUME
$ \epsilon_x = \epsilon_y = \frac{1}{2} \epsilon_z $
$\nu < 0,5$
$\uparrow \uparrow$ VOLUME
CON $\Delta V > 0$
N.B. $0 < \nu < 0,5$
$\nu_p > \nu_H > \nu_c$
$G = \frac{E}{2(1+\nu)}$
$K = \frac{E}{3(1-2\nu)}$

I Reticoli Cristallini

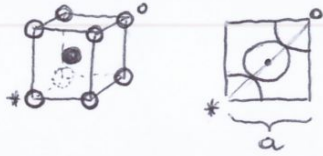
70% MATERIALI HA STRUTTURE TIPICHE COME CCC, CFC, EC

- COMPATTE → ↓ LIVELLI ENERGETICI ⇒ ↑ STABILITÀ
- FIA MISURA LA DENSITÀ ATOMICA NELLA CELLA ELEMENTARE

CCC

ATOMI PER CELLA = $1 + \frac{1}{8} \cdot 8 = 2$

* = LATO BASSO SX ANTERIORE
o = LATO ALTO DX POSTERIORE



PONGO R = RAGGIO ATOMO

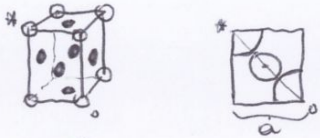
• AORA, POICHÉ LA DIAGONALE DEL CUBO $\sqrt{3}a$, OTTENGO $4R = \sqrt{3}a$

$$\text{CALCOLO F.I.A.} = \frac{V_{\text{atomi cella}}}{V_{\text{cella}}} = \frac{2 \cdot \frac{4}{3}\pi R^3}{a^3} = \frac{8/3 \pi R^3}{(\frac{4}{\sqrt{3}} R)^3} = \frac{8/3 \pi R^3}{64/3 \sqrt{3} R^3} = \frac{8\pi\sqrt{3}}{64} \approx 0,68$$

CFC ≈ EC (RUOTATO)

ATOMI = $\frac{1}{8} \cdot 8 + \frac{1}{2} \cdot 6 = 4$

INOLTRE $4R = \sqrt{2}a$



$$\text{F.I.A.} = \frac{V_{\text{atomi cella}}}{V_{\text{cella}}} = \frac{4 \cdot \frac{4}{3}\pi R^3}{a^3} = \frac{16/3 \pi R^3}{(\frac{4}{\sqrt{2}} R)^3} = \frac{16/3 \pi R^3}{\frac{64}{2\sqrt{2}} R^3} = \frac{1/3 \pi}{\frac{4}{2\sqrt{2}}} = \frac{\pi/3}{2/\sqrt{2}} \approx 0,74$$

DIFETTI TRIDIMENSIONALI

- INFLUENZANO LE CARATTERISTICHE MECCANICHE
- INCLUSIONI
- POROSITÀ P
 - $P = V_{vuoto} / V_{tot}$
 - MODIFICA ELASTICITÀ $E = E_0 (1 - 1,9P - 0,9P^2)$
 - MODIFICA DELLO SFORZO $\sigma = \sigma_0 \exp(-nP) \Rightarrow$ DIMINUISCE LA RESISTENZA (EG. FILTRI AUTO)
- PRECIPITATI (DI II FASE SE OLTRE SATURAZIONE)
 - SOLUTO IN ECCESSO UNA VOLTA GIUNTI AL LIMITE DI SOLUBILITÀ ($f(T)$)
 - COERENTE: SOLUTO NON MODIFICA GEOMETRIA DEL RETICOLO DEL SOLVENTE INCANALANOSI LUNGO I BDC
 - INCOERENTE: SOLUTO ROMPE L'ORDINE DEL RETICOLO CON COMPOSIZIONE \neq DAL RESTO DEI GRANI

Resistenza Del Reticolo

RICORDO CHE LA DUTTILITÀ È UNA PROPRIETÀ ESTRINSECA MODIFICABILE

- TALvolta I DIFETTI FUNGONO DA OSTACOLI ALLA DISLOCAZIONE
 - AD ESEMPIO, SE UNA VACANZA FINISCE IN UNA DISLOCAZIONE LA TRAZIONE SI ALLIEVIERISCE
- I CRISTALLI SI OPPONGONO AUE DISLOCAZIONI CON UNA RESISTENZA f PER UNITÀ DI LUNGHEZZA

SEMPIO DISLOCAZIONE A SPIGOLLO ($b \perp$ PIANO NUOVO)

T AGISCE SU UN'AREA $L_1 \cdot L_2$

CONSEQUENTEMENTE f FORZA DI SCORRIMENTO $f_s = T \cdot L_1 \cdot L_2$

LA FORZA COMPIE UN LAVORO $W = f_s \cdot b = T \cdot L_1 \cdot L_2 \cdot b$

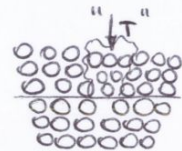
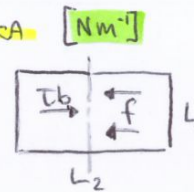
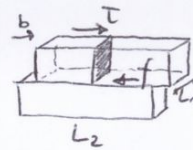
• b È LO SCORRIMENTO RELATIVO (EFFETTIVO)

f : RESISTENZA INTRINSECA DEL CRISTALLO AUA DEFORMAZIONE PLASTICA $[Nm^{-1}]$

• UN LAVORO RESISTENTE $[Nm]$ È DATO DA $f \cdot L_1 \cdot L_2 = W$

• QUINDI, QUAGUANDO, $Tb = f$

• LA DISLOCAZIONE AVVIENE SE LO SFORZO DI TAGLIO $T > f/b$



TENSIONE LINEARE T

ATOMI VICINI AL SEMIPIANO AGGIUNTIVO SONO COMPRESSI, QU ALTRI TRAZIONATI

• LOCALMENTE CI SONO VARIAZIONI ENERGETICHE

• $E_{tot} > E_{min}$ PER LA STABILITÀ

• LA DISLOCAZIONE TENDE AD AUMENTARE E_{min} IL MENO POSSIBILE

• COMPIE CIÒ MANTENENDOSI "CORTA", CIOÈ INCLUDENDO IL MINOR NUMERO DI ATOMI \perp AL PIANO DI SCORR.

• È COME SE AVESSE UNA TENSIONE LINEARE T CHE LA "TRATTIENE"

• $T \sim \frac{1}{2} E b^2$, INFLUENZA DI MOLTO L'INTERAZIONE DISLOCAZIONE - OSTACOLI (ALTRI DIFETTI)

MATERIALI DURI E TENERI

DURI: $f \uparrow \uparrow$, SI OPPONGONO MOLTO AUE DISLOCAZIONI (O COMPLETAMENTE \rightarrow FRAGILI, CERAMICI)

TENERI: METALLI PURI, f CONTENUTE PER LEGAMI ADIREZIONALI

• A VOLTE SI VUOLE EVITARE LA DUTTILITÀ, CIOÈ SI VUOLE INCREMENTARE f RICORRENDO AL RAFFORZAMENTO

CONTRIBUTO AL RAFFORZAMENTO

• IN UN RETICOLO IDEALE f UNA RESISTENZA AUE SCORRIMENTO PARI A f_i

OGNI OSTACOLO \uparrow LA RESISTENZA (EFFETTO DI PINNING), \uparrow LA RESISTENZA MECCANICA

• L'AUMENTO DI f È FUNZIONE DEL NUMERO DI OSTACOLI N_L E DEL TIPO

• DEFINISCO L = LUNGHEZZA FRA DUE OSTACOLI: $N_L = 1/L$ = NO OSTACOLI SU DISLOCAZIONE PER LUNGH. UNITAR

• OGNI OSTACOLO ESERCITA UNA FORZA DI BLOCCAGGIO (DI PINNING) PARI A p

• AUAORA \uparrow OSTACOLO LA RESISTENZA DIVIENE $f = p/L = pN_L$ (COMPRESSIVAMENTE)

• QUINDI SARÀ NECESSARIO UN $\Delta T = p/bL$ IN PIÙ PER INDURRE LA DISLOCAZIONE

• ERGO, $T > f/b = (f_i + f_{dis})/b = [f_i + p/bL]$

IL CALCOLO VIENE APPROSSIMATO AD UN VALORE DI TAGLIO NECESSARIO PARI A $T = \alpha E b / L$

• \uparrow OSTACOLO IL BLOCCAGGIO SI ACCRESCE DI UN FATTORE PARI A $E b^2$ (LA PRESENZA DI DISLOCAZ. È SOLO ELASTICA)

• α : COST. ADIMENSIONALE f (CONTRIBUTO DEL SINGOLO E SPECIFICO DIFETTO) $\hookrightarrow p = \frac{E b^2}{2} \uparrow$ OSTACOLO

INCRODIMENTO PER DEFORMAZIONE PLASTICA A FREDDO

OBIETTIVO: CREARE DISLOCAZIONI AGGIUNTIVE CHE OSTACOLINO IL MOTO DELLA PRINCIPALE PROCESSO DI LAMINAZIONE A FREDDO ($T \sim 0,3 \div 0,5 T_f$, $T < T_{recrist.}$)

- PASSANDO FRA 2 RULLI SI VERIFICA UN ALLUNGAMENTO DEI GRANI TUTTI NELLA STESSA DIREZIONE
- È UNA DISTORSIONE INDOTTA DALLA DEFORMAZIONE PLASTICA → RENDE IL POLICRISTALLINO ANISOTROPO!

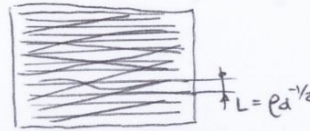
ES. PRODUZIONE LAMINA DI ACCIAIO

- UNA VOLTA SODIFICATI I BLOCCHI, A $T > T_{amb}$, SI SONO FORMATI Q'IA I GRANI
- APPICO SUECITAZIONI (RULLI) E DEFORMO PLASTICAMENTE (REGOLAZIONE A FREDDO)
- SI LAVORA A $T > T_{amb}$ POICHÉ SERVONO SUECITAZIONI ↓ A PARITÀ DI DEFORMAZIONE VOLUTA
- LE **OO DISLOCAZIONI** CHE SI CREANO SI COMPENETRANO OSTACOLANDOSI MUTUAMENTE (CON NUOVI SEMIPIANI)



DENSITÀ DI DISLOCAZIONE $\rho_d = 10^{10} \frac{m}{m^3}$
(LUNGH. DISI. PER VOLUME)

1 cm^3 HA 10 KM DI LINEA DI DISLOCAZIONE

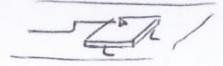


$\rho_d = 10^{17} \frac{m}{m^3}$

1 cm^3 HA 100 MILIONI DI KM DI LINEA DI DISLOCAZIONE

• SIA $L = \rho_d^{-1/2}$ LA DISTANZA MEDIA FRA DUE DISLOCAZIONI

- SE LA DISLOCAZIONE CREA UN NODO PIANO, È COME SE GENERASSE UNO "SCAUNO"
- SCAUNO = SALTO ENERGETICO: SE AVANZO DI b HO UNA FORZA $p = \frac{Eb^2}{2}$ DI BLOCCAGGIO
- RICORDANDO $\Delta T = \frac{p}{bl}$ E $L = \rho_d^{-1/2}$, OTTENGO $\tau_{wh} = \frac{Eb^2}{2} \cdot \frac{1}{bl} = \frac{Eb^2 \rho_d}{2}$
- PIÙ LE DISLOCAZIONI SONO VICINE ($L \downarrow$) PIÙ IL CONTRIBUTO AL RAFFORZAMENTO È ↑



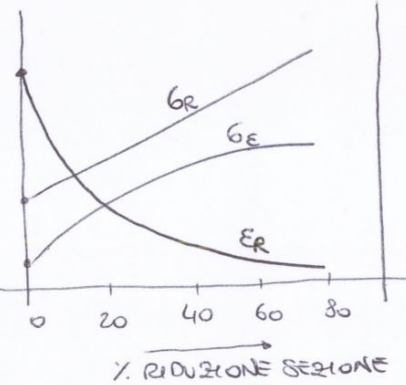
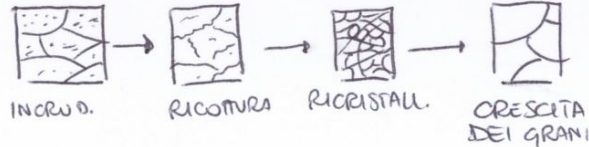
CONSEQUENZE DELLA LAVORAZIONE A FREDDO

RIVOLCO LA SEZIONE E MODIFICO LE PROPRIETÀ

- $S \downarrow \Rightarrow \uparrow \sigma$ E $\downarrow \epsilon$ (α no DISLOCAZIONI NUOVE)
- PIÙ LAVORO PIÙ ↑ LO STRESS SOPPORTABILE MA ↓ ALLUNGAMENTO
- ERGO, ↑ RESISTENZA E ↓ DUTTILITÀ
- INCRODIMENTO: $\sigma_y = A \epsilon^n$, $n = \text{COEFF. INCRODIMENTO}$ ($\uparrow \sigma_y$) > 1

A VOLTE L'INCRODIMENTO NON È VOWTO

- PER ELIMINARE LE DISLOCAZIONI C'È LA RICOTTURA DI RIPRISTINO
- $\uparrow T > 0,5 T_f$ E FACCIAMO RI-AGGREGARE I GRANI (\uparrow DIFF. S. SOLIDI)
- SPESSE ACCADE CON LAVORAZIONI LUNGHE
- LA RICOTTURA FA BEN DISPORRE LE DISLOCAZIONI LUNGO I BDG



LAVORAZIONE PLASTICA A CALDO

AVVIENE A $T > T_{TRICR}$, COME A FREDDO SI PASSA FRA 2 RULLI

- NON CREO DISLOCAZIONI MA NUOVI GRANI CHE POI RICRISTALLIZZANO
- IL RAFFORZAMENTO AVVIENE DUNQUE PER BDG UNA VOLTA ACCRESCIUTI (COME SOPRA CON ↓ SEZIONE)

Frattura & Tenacità a frattura

NOMENCLATURA

RESISTENZA

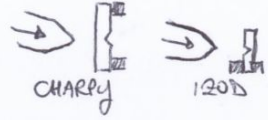
- ELASTICA / DI SNERZIAMENTO: CAPACITÀ DI OPPORSI ALLA DEFORMAZIONE PLASTICA
- A ROTTURA: SOLLECITAZIONE MAX PRIMA DI ROMPERSI (NON RELAZIONATA A TENACITÀ)

TENACITÀ: ENERGIA PER UNITÀ DI VOLUME ASSORBITA PER ROMPERSI (O ENERGIA DI FRATTURA)

- QUANTIFICA LA CAPACITÀ DI OPPORSI ALLA PROPAGAZIONE DELLA FRATTURA

COME MISURARE LA TENACITÀ? 2 METODI

- TRAZIONE SU PROVINO CON DIFETTO DI FORMA E GEOMETRIA DEFINITA
- PENDOLO DI CHARPY (2 PRESE, A 1 PRESA SI CHIAMA PROVA D'URTO DI 120D)
 - CHIAMATE PROVE DI RESILIENZA: CAPACITÀ DI SOPPORTARE CARICHI IMPULSIVI
 - SI FA UN TAGLIO PER NON DISPERSERE EN. CINETICA IN DEF. ELASTICA
 - LA CRICCA PROSEGUE DIRETTAMENTE E TUTTA L'ENERGIA PASSA A ROTTURA



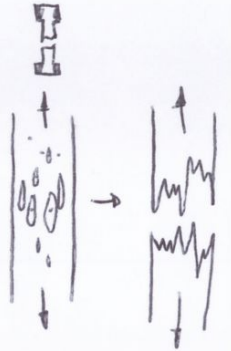
MECCANISMO DI FRATTURA

MATERIALI FRAGILI (TRAZIONE)

- LA CRICCA SI ESPANDE E LA ROTTURA LASCIA DUE SUPERFICI SPECULARI NETTAMENTE DIVISE

MATERIALI DUTTI E TENACI (TRAZIONE)

- LA CRICCA NON SI ESPANDE E C'È DEFORMAZIONE PLASTICA
- AU'↑ DI σ (o F) LE INCLUSIONI SI ESPANDE
- LE INCLUSIONI SI DISTACANO DALLA MATRICE INDUCENDO LA NUCLEAZIONE DI CAVITÀ
- LE SUPERFICI DI SEPARAZIONE SONO FRASTAGUATE



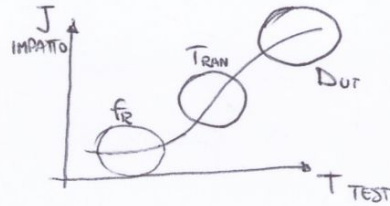
TRANSIZIONE DUTTILE-FRAGILE (DUCTILE-BRITTLE) DBTT

ALCUNI MATERIALI HANNO TRANSIZIONE D-F @ T SPECIFICHE

RAFFREDDO → RAUENTO ATOMI → FRAGILITÀ ↑

E.G. ACCIAI

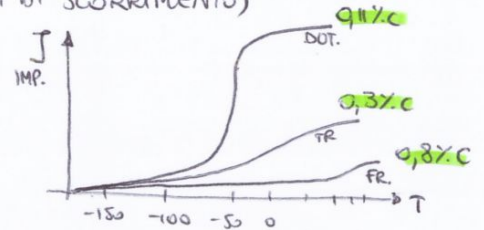
- IL CARBONIO INFLUISCE: ↑% DI C NEGLI ACCIAI → ↑ SENSIBILITÀ ALLA TRANSIZIONE



INOLTRE STRUTTURE CCC HANNO SOLO COMPORTAMENTO FRAGILE (2 PIANI DI SCORRIMENTO)

CFC SEMPRE DUTTILE (MENO SENSIBILI A DBTT)

NB. LA PRESENZA DI ↑% C ↑ RESISTENZA ALLO SCORRIMENTO → FRAGILE

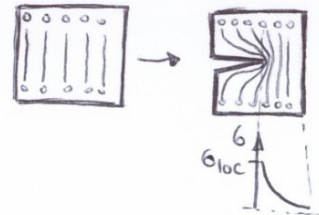


TEORIA DI GRIFFITH

ANALISI MICROSTRUTTURALE DELLE CAUSE CHE MODIFICANO LE PROPRIETÀ

FESSURE/CRICCHE/DIFETTI CONCENTRANO LE SOLLECITAZIONI

- ATOMI IN UN RETICOLO REGOURE SONO CONGIUNTI DA LINEE DI FORZA
- SE C'È CRICCA C'È SQUILIBRIO, PERDITA ENERGIA DI FORMAZIONE
- LA CRICCA FA DEVIARE LE LINEE DI FORZA CHE CONCENTRANO σ
 - $G_{loc} > G$ APPUCATA AL MATERIALE
 - SE $G_{loc} > G_{ROTTURA}$ DEL LEGAME HO SOLLECITAZIONE A ROTTURA



PARAMETRI CARATTERISTICI PER LE CONCENTRAZIONI LOCALI DI TENSIONI

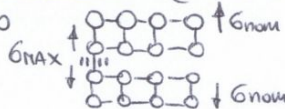
- ρ , RAGGIO DI CURVATURA DEL DIFETTO
- c , SEMIAPERTURA DEL DIFETTO (O DIMENSIONE CARATTERISTICA)
- G_{nom} : SOLLECITAZIONE NOMINALE APPUCATA AL CORPO SUPPOSTO ESENTE DA DIFETTI

$$G_{MAXLOC} = G_{nom} + G_{nom} \cdot \alpha \left(\frac{c}{\rho}\right)^{1/2} = G_{nom} (1 + \alpha \sqrt{c/\rho})$$

$\alpha = 2$ TRAZIONE; $\alpha = 0,5$ PER COMPRESSIONE O FLESSIONE (POICHÈ LA TRAZIONE TENDE AD AMPIFICARE IL DIFETTO)

COME CAPIRE QUANTO È TENACE UN MATERIALE? CIOÈ QUANTO SOPPORTA LA PRESENZA DI CRICCHE E SIMILI?

- FATTORE DI CONCENTRAZIONE DI SOLLECITAZIONE $K_{SC} = \frac{G_{MAX}}{G_{nom}} = 1 + \alpha \left(\frac{c}{\rho}\right)^{1/2}$
- $K_{SC} \downarrow (\sim 1) \Rightarrow$ MATERIALE MOLTO TENACE ($\Rightarrow G_{MAX} \sim G_{nom}$) (VA UO PER TUTTI I MATERIALI!)



Carichi Ciclici & Fatica

SUPONGO DI ANALIZZARE L'ASSE DI UN TRENO

CICLICAMENTE È CARICATA A FLESSIONE (SOPRA COMPRESSIONE, SOTTO TRAZIONE)

- PUR RESTANDO IN CAMPO ELASTICO PARTE DELL'ENERGIA NON VIENE RESTITUITA
- PER ALTI CICLI LA G_R SI RIDUCE CONE ANCHE LE PRESTAZIONI DEL MATERIALE
- TALE ENERGIA DISSIPATA NEL CARICO-SCARICO È CHIAMATA SMORZAMENTO η

SMORZAMENTO η

- FRAZIONE DI ENERGIA ELASTICA NON RESTITUITA
- CICLICAMENTE PUÒ COMPARIRE UNA FESSURA → CRICCA → ROTTURA
- I METALLI SONO PARTICOLARMENTE CRITICI (PERMETTONO IL MOTO DISLOCATIVO) (ALTE η)

CAMPANE IN BRONZO → BASSI η → TUTTA ENERGIA È RESTITUITA IN SUONO E VIBRAZIONI

NEI MATERIALI

CERAMICI SONO MOLTO RIGIDI → BASSI η → ↑ SENSIBILITÀ A SFORZI CICLICI A CAUSA DELLE DISLOCAZIONI FERME

POLIMERI, LUNGHE CATENE SEMI-INDIPENDENTI

- PUÒ ESSERE MOTO RELATIVO E SENSIBILITÀ AI CARICHI CICLICI
- DIPENDE DALLA TEMPERATURA
 - $T < T_g \Rightarrow \uparrow$ LEGAMI SECONDARI, $E \uparrow \Rightarrow \downarrow \eta$ (TI, ELASTOMERI)
 - $T > T_g \Rightarrow E \downarrow$, CATENE MORIUSI → $\eta \uparrow$ (TP)

ATICA AD ALTI E BASSI CICLI

PUR AVENDO UNA $G < G_y$, CICLICAMENTE SI RAGGIUNGONO DELLE G_{MAX} E G_{MIN} CHE POTREBBERO ↑

- FATICHE AD ALTI CICLI CON CARICHI $G < G_y$ (VITA LUNGA ELEVATA)
- FATICHE A BASSI CICLI CON $G_y < G < G_R$ (G PIÙ ALTE MA PER MENO TEMPO)
- INGEGNERISTICAMENTE SI USANO QU ALTI CICLI (SI LAVORA SEMPRE IN CAMPO ELASTICO)

ATICA AD ALTI CICLI

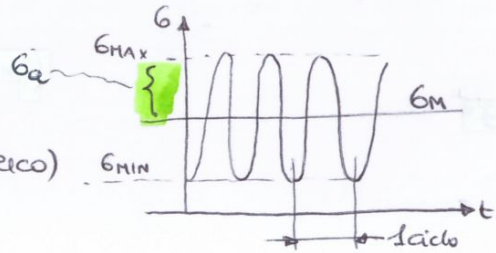
L'INNESCO È UNA ZONA DEL RETICOLO NON OMOGENEA CHE, OSCILLANDO, GENERA IL PROBLEMA

ESISTONO 2 APPROCCI

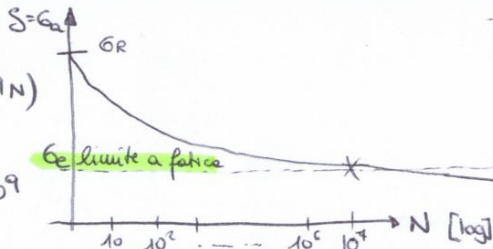
- CONTROLLO IL PESO FINCHÉ NON SI CREA UNA CRICCA
- SO CHE ESISTE LA CRICCA E NE VALUTO LA PROPAGAZIONE

IMMAGINO CHE IL DIFETTO ESISTA. DEFINISCO DEI PARAMETRI PER VALUTARNE LA PROPAGAZIONE

- $G_M = \frac{1}{2}(G_{MAX} + G_{MIN})$ SOLLECITAZIONE MEDIA
- $G_a = \frac{\Delta G}{2} = \frac{G_{MAX} - G_{MIN}}{2}$ AMPIEZZA DI SOLLECITAZIONE (S)
- $R = \frac{G_{MIN}}{G_{MAX}}$ FATTORE DI BILANCIAMENTO
- $N =$ NUMERO DI CICLI A ROTTURA (MAX 10^7 SE RIDUCO IL CARICO)



- COME NELLE CURVE S-N DI VÖHLER
- SE $S < G_e$ (ENDURANCE LIMIT, A FATICA) NON C'È MAI ROTTURA PRIMA DI 10^7 CICLI (ES. ALUMINIO RESISTE CON $S \downarrow$ FINO $10^7 \approx 10^9 N$)



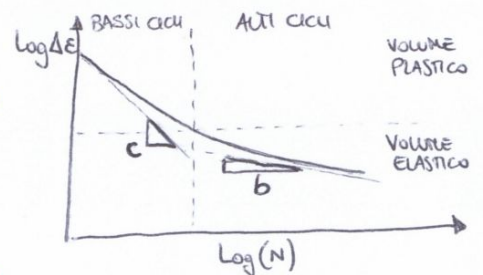
η NUOVA NEGLI ACCIAI PER $\uparrow N$ E $\downarrow S$

- G_e È UN LIMITE. SE RESTO $\downarrow G_e$ LA $\eta \rightarrow 0$
- ANCHE PER ELEVATISSIMI NUMERI DI CICLI $> 10^9$

ECCE DI BASQUIN ($G < G_y$ ALTI CICLI)

CORRELAZIONE FRA \uparrow VITA A FATICA N_f E INTERVALLO ΔG PER CLASSI DI MATERIALI

- NOTO $b =$ COEFFICIENTE DI BASQUIN = 0,07 = 0,13 (PENDENZA)
- $\Delta G N_f^b = C_1$ CON C_1 COSTANTE
- INTERVALLO DI DEFORMAZIONE $\Delta E = \frac{\Delta G}{E} = \frac{C_1/E}{N_f^b}$ IN CAMPO ELASTICO
- $\Rightarrow \log \Delta E = \log(C_1/E) - b \log(N_f)$



ECCE DI COFFIN ($G > G_y$, $G < G_R$, BASSI CICLI → PLASTICO)

PONGO $c \approx 0,5$ ESPONENTE DI COFFIN

- $\Delta E|_{plastica} = C_2/N_f^c \Rightarrow \log \Delta E = \log C_2 - c \log N_f$ IN CAMPO PLASTICO

Materiale Polimerico

FORMATI DA UNA SERIE DI GRUPPI FUNZIONALI RICONOSCIBILI (MONOMERI)

SOLAMENTE LEGATI C-H

A VOLTE CON ANELLI BENZENICI, O, F, N, DOPPI O TRIPPI (RARO) LEGAMI

TIPOLOGIE DI POLIMERI

TP, DUTTILI

NON RETICOLATI CON LEGAMI DEBOLI (COMPLETAMENTE AMORFI O SEMICRISTALLINI)

BASSE T_f → FLESSIBILI MA RESISTENTI A T_{amb}

RISCALDATI SI DEFORMANO PLASTICAMENTE PER ASSUMERE NUOVE FORME (TIPO BOTTIGLIA DI PLASTICA)

TI, FRAGILI

FORTEMENTE RETICOLATI CON LEGAMI DEBOLI E FORTI (NON RICICABILI PER I LEGAMI FORTI)

NEVA SINTETIZZAZIONE, A CAUSA DELLA T, DIVENTANO + RESISTENTI DEI TP

ELASTOMERI, MOLTO DEFORMABILI

SONO DEBOLMENTE RETICOLATI (LEGAMI FORTI SOLO FRA MACROMOLECOLE)

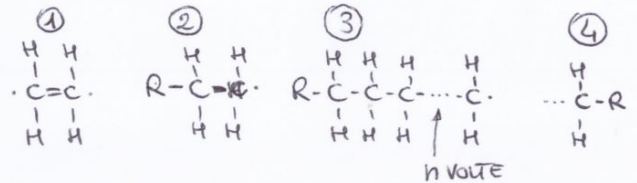
HANNO ESTESISSIMA ZONA ELASTICA (NON LINEARE)

N.B. in realtà i polimeri non hanno T_f , possiedono al più una temperatura di rammollimento o decomposizione. Ad una certa T, la T_g , iniziano a mutare proprietà senza passare immediatamente da solido a liquido.

POLIMERIZZAZIONE

PER ADDIZIONE (AGGIUNTA DI MONOMERI N VOLTE)

- 1) MONOMERO INIZIALE
- 2) INIZIATORE (RENDE REATTIVA L'UNITÀ) RADICALICO
- 3) PROPAGAZIONE MONOMERICA
- 4) CHIUSURA CON SECONDO RADICALE



PER CONDENSAZIONE (DUE GRUPPI FUNZIONALI REAGISCONO LIBERANDO H_2O)

- NESSUNA SPECIE REAGENTE HA LA FORMULA DELL'UNITÀ RIPETITIVA
- RIPETITIVA HA C-H, REAGENTE UN H^+ ED UN OH^- (CREA SOTTOPRODOTTO H_2O)
- SOLAMENTE SI FORMANO POLIMERI RETICOLATI O RAMIFICATI

SISPOSIZIONI POLIMERICHE (DI COPOLIMERI, ATRIBUTI CI SAREBBE UN UNICO TIPO DI MONOMERO → OMOPOLIMERO)

- 1) TOTALMENTE CASUALE
 - 2) DISPOSIZIONE ALTERNATA ABABAB... SCEGUENDO OPPORTUNAMENTE I REAGENTI
 - 3) A BLOCCHI (UNISCO COME 2) MA DIVERSI OMOPOLIMERI 2+)
 - 4) RAMIFICATA, UN OMOPOLIMERO È LA CATENA PRINCIPALE ED ALTRI MONO/POLIMERI SI RAMIFICANO
- LA DISPOSIZIONE PUÒ ESSERE UNA SCELTA DI SINTETIZZAZIONE O DIPENDERE NATURALMENTE DA
- a) NATURA DEL MONOMERO
 - b) LUNGHEZZA DELLA MACROMOLECOLA (QUANTO È GRANDE n)
 - c) STRUTTURA DELLA MACROMOLECOLA
 - d) ORGANIZZAZIONE (SEMI-CRISTALLINA, AMORFA, ...)

L'ADDIZIONE PUÒ AVVENIRE, A SECONDA DEL GRADO DI POLIMERIZZAZIONE, CON

CATENE CORTE (LIBERE) } COMPLETANO ≠ PROPRIETÀ DOR LA LAVORAZIONE

CATENE LUNGHE (LIBERE) }

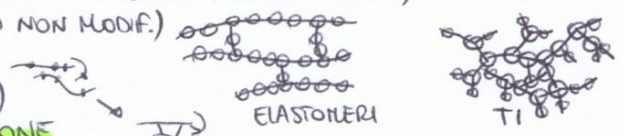
A SECONDA DELLA DISPOSIZIONE DELLE UNITÀ RIPETENTI

LINEARE (UNA DIREZIONE) A VOLTE TP → CATENE LUNGHE (PIÙ DIREZIONI) TIPICO TP → RETICOLATA (PIÙ MACROMOLECOLE LINEARI CON QUALCHE INTERCONNESSIONE FORTE FRA LORO) TIPICO TI O ELAS →

TERMOINDURENTI - PROCESSO DI RETICOLAZIONE (SPONTANEO NON MODIF.)

COME SI FORMANO I LEGAMI TRASVERSALI?

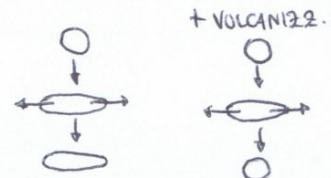
- PER $T > T_g$ POSSONO FORMARSI PONTI SUI "COLLI" (ATTACK POINTS)
- A T_{amb} I PONTI INDURESCONO E SI FORMA LA RETICOLAZIONE
- DISPOSIZIONE QUASI CRISTALLINA → FRAGILI



ELASTOMERI O GOMME - PROCESSO DI FORMAZIONE

POLIMERI AMORFI CON BASSA RETICOLAZIONE (FACILMENTE DEFORMABILI)

- VULCANIZZAZIONE → CREO LEGAMI TRASVERSALI → RICHIAMO ELASTICO ↑
- COMUNQUE I LEGAMI TRASVERSALI SONO « TI



Comportamento Meccanico Dei Materiali Polimerici

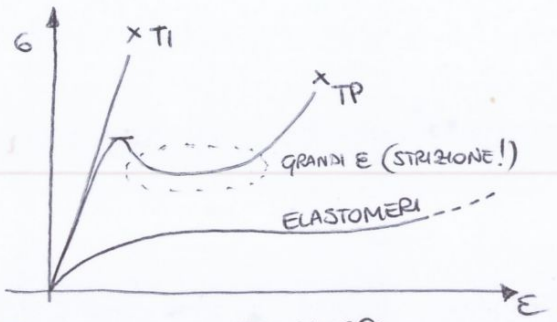
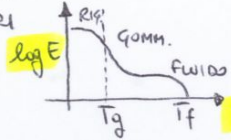
TUTTI I POLIMERI VARIANO PROPRIETÀ IN BASE ALLA TEMPERATURA

- I TI SONO FRAGILI → MOLTO RETICOLATI NON HANNO SCORRIMENTI RELATIVI
- I TP HANNO G_y E G_r MA LA FORMA DELLA CURVA DIPENDE DA T
- POSSONO DIVENIRE ANCHE SOLO RIGIDI

MODULO ELASTICO APPARENTE

NEI POLIMERI, ALL'↑ DI T, ROMPO LEGAMI E ↓ E (RIGIDEZZA)

- ROMPO PROGRESSIVAMENTE I LEGAMI SECONDARI
- RENDE IL TUTTO SEMPRE PIÙ VISCOSO



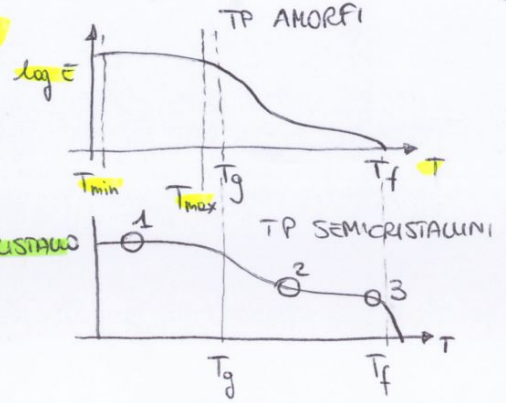
MATERIALI TERMOPLASTICI

POSSO IMPIEGARLI STRUTTURALMENTE SOLO FRA T_{min} E $T_{max} < T_g$

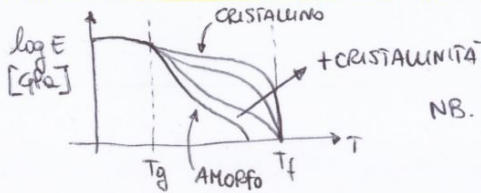
- OLTRE T_g I TP NON MANTENGONO LA FORMA SOTTO CARICO

PER I SEMICRISTALLINI

1. $T < T_g$ COMPORTAMENTO RIGIDO E FRAGILE (~TI) VETRO+CRISTALLO
2. $T_g < T < T_f$ COMPORTAMENTO PLASTICO (TP PROPRIO DUTILE) GOMMA+CRISTALLO
3. $T > T_f$ COMPORTAMENTO FLUIDO (~ELASTOMERI) FLUIDO



VARIAZIONE COMPORTAMENTO AL VARIARE DELLA CRISTALLINITÀ



NB. Solo il completamente amorfo non giunge a $T_f \equiv T_{mdten}$

COMPORTAMENTO DEI TP AD ALTE DEFORMAZIONI (NB. $T \approx T_g$, ALTRIMENTI ≠ DUTTITÀ)

DOPO LA G_y SI NOTA UNA STIRAZIONE COME NEI METALLI

- CIO' È DOVUTO ALL'ALLINEAMENTO DELLE MACROMOLECOLE (STIRAMENTO O TRAFILATURA)
- I CROVICHI SI DISTENDONO GENERANDO STIRAZIONE DAL CENTRO ← IRRECUPERABILE
- SE È SEMICRISTALLINO, SI ORIENTANO PRIMA LE PARTI AMORFE

NOTO DAI GRAFICI CHE $G_y > G$ NECESSARIA AL TRAFILAMENTO!

- MANTENERE ATTIVO LO STIRAMENTO È MENO ONEROSO ENERGETICAMENTE DELL'AVVIARLO
- I POLIMERI STIRATI SONO ~ 8 VOLTE PIÙ RESISTENTI E RIGIDI MA CON GEOMETRIA LIMITATA (BI-TRAZIONE)



FENOMENO DEL CRAZING

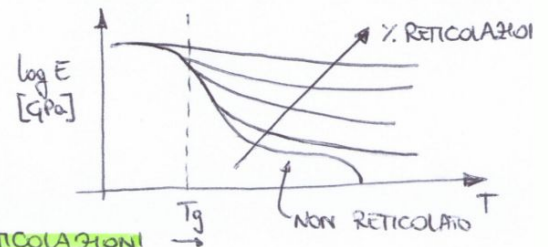
PUNTI DI ROTTURA (~CRICCHE) NEL POLIMERO A TRAZIONE

- NON È UNA CRICCA COMPLETA, SONO REGIONI FESSURATE DIVISE DA FILAMENTI DEL POLIMERO
- I CRAZES DIFFONDO LA LUCE (ZONE DIVENTANO BIANCASTRE)
- SE CONTINUO A TRAZIONARE I FILAMENTI SI ROMPONO E DIVENTANO VERE E PROPRIE CRICCHE
- NB CON I CRAZES POSSO ANCORA DEFORMARE PLASTICAMENTE A COMPRESSIONE TRAMITE LE BANDE DI TAGLIO

COMPORTAMENTO DEI TI

IL GRADO DI RETICOLAZIONE E LA T MODIFICANO E

- PER $T < T_g$ E NON VARIA
- $T > T_g$ E HA VARIAZIONE EVIDENTE CON LA RETICOLAZIONE
- N.B. T_g ↑ DI POCO ALL'↑ DELLA RETICOLAZIONE (LEGAMI FORTI)
- POSSO CONTROLLARE LA RIGIDEZZA! E NON CAMBIA CON T PER ↑ RETICOLAZIONI



SOLTAMENTE TI USATI PER $T < T_g$ (~150°)

- FINO A 30°-40° C → ELASTICO SEQUE HOOKE
- 30° < T < 100° C → FLEBILI DEVIAZIONI DA LINEARITÀ
- T > 100° C DUTTITÀ CONTENUTE

Materiali Ceramici

RICORDO LE PROPRIETÀ PRINCIPALI (N.B. CERAMICI SEMPRE SEGUITI DA FORMULA! STECHIOMETRIE DEFINITE)

- ENERGICAMENTE MOLTO FORTE
 - DIREZIONALITÀ DI LEGAME \Rightarrow LEGAME COVALENTE
 - \uparrow RIGIDEZZA E (SEMPRE 200-400 GPa! DIAMANTE $\rightarrow E = 1000 \text{ GPa}$) VARIA POCO CON T
 - \uparrow RESISTENZA ($\uparrow \sigma$) MA $\sigma_y \approx \sigma_r$
 - $\uparrow T_f$ MA \uparrow DILATAZIONE TERMICA E NUOVA DUTTILITÀ

DIREZIONALITÀ DI LEGAME \Rightarrow FRAGILITÀ

ELETTRONI NON LIBERI

- \downarrow CONDUCEBILITÀ ELETTRICA E TERMICA (BUON ISOLANTE)

DUREZZE KNOOP HK MOLTO ELEVATE

- HK = 500-3000
- DIAMANTE HK = 10000

$\uparrow K_{Ic} \approx 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ MAX

MOLTO RESISTENTE A COMPRESSIONE, POCO A TRAZIONE

- ν CONTENUTO FRA 0,19 E 0,3 (POISSON)

CERAMICI INGEGNERISTICI

SVILUPPATI DI RECENTE, CREATI PER SODDISFARE SPICCATAMENTE DELLE ESIGENZE

- MECCANICHE (MOLTO RIGIDI E DURI): PALE MOTORI / TURBINE, ABRASIVI, LUBRIFICANTI SOLIDI, ...
 - TERMICHE (\uparrow ISOLAMENTO): RIVESTIMENTI PROTETTIVI
 - OTTICHE (SVILUPPO NANOMETRICO DI MATERIALI TRASPARENTI): LENTI, LASER, FIBRE OTTICHE, ...
 - ELETTROMAGNETICHE (\uparrow ISOLANTI O PIEZOELETTRICI, $\sigma \approx$ elettricità PER SOLLECITAZIONE): SENSORI, ANTENNE, ...
 - CHIMICHE (\uparrow RESISTENZA \downarrow INERZIA CHIMICA): CATALIZZATORI, SENSORI D'UMIDITÀ, PROTESI, ...
- b: piezoelettricità: ricavo elettricità dal moto vibrazionale indotto da una sollecitazione. Viceversa se attraversato da corrente può variare la sua geometria.

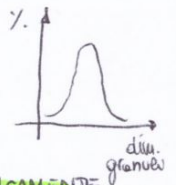
METODI DI PRODUZIONE

CERAMICI INERTI (\uparrow INERZIA CHIMICA)

- NON CONVIENE USARE LA FUSIONE ($T_f \geq 2500^\circ\text{C}!!$)
- NON CONVIENE LA ROVATURA CON DEFORMAZIONE PLASTICA (LAMINAZIONE)

TRE STEP NEL PROCESSO PRODUTTIVO

- PRODUZIONE DI POWERS CERAMICHE
 - \uparrow PUREZZA, POWERS CON COMPOSIZIONE CHIMICA OMOGENEA
 - DI DISTRIBUZIONE GRANULOMETRICA; (m^2/g DI POWERE) \leftarrow AREA SPECIFICA
 - SEQUE LEGGE DISTRIBUZIONE GAUSSIANA RICHE \leftarrow I GRANULI HANNO DIAMETRI DIVERSI
- FORMATURA
 - L'IMPASTO VIENE CONFERITO DI UNA FORMA CON UNA PRESSIONE TALE DA DEFORMARLO PLASTICAMENTE
 - SI OTTIENE IL "CRUDO"
 - HA RESISTENZA TALE DA SOPPORTARE IL SUO PESO
 - HA PERÒ ANCORA SOLO LEGAMI DEBOLI
 - DIVERSI TIPI DI FORMATURA CON DIVERSI TENORI D'ACQUA
- SINTERIZZAZIONE
 - PASSAGGIO DA CRUDO A OGGETTO MONOLITICO CON FORTI LEGAMI CHIMICI (TRAMITE COTTURA DA SINTERIZZAZIONE)



FORMATURA

PER PRESSATURA ($\% \text{H}_2\text{O} 5 \div 7\%$) @ 50+ MPa !! FORNE SEMPLICI

- PER PASTE POCO PLASTICHE \rightarrow LE PARTICELLE SI COMPATTANO (IN 2 FASI PER LIBERARE L'ARIA CATTURATA)
- \uparrow COMPATTAZIONE \Rightarrow \uparrow RESISTENZA MECCANICA (NB DEVO RIEMPIRE GLI SPAZI VUOTI PER \uparrow RISULTATI)



PER ESTRUSIONE (15-20% H₂O) !! FORNE SEMPLICI

- PIÙ PLASTICI, TALE $\% \text{H}_2\text{O}$ PERMETTE DI TAGLIARE I PRODOTTI
- L'AVVITAMENTO SUL PROFILLO A VITE SENZA FINE PERMETTE DI OTTENERE MISCELAZIONI MIGLIORI DI PASTA+RIEMPITI

PER COLAZIONE ~ SUP CASTING (35-40% H₂O + DISPERSI E PLASTICIZZANTI) !! ALTAMENTE POROSI

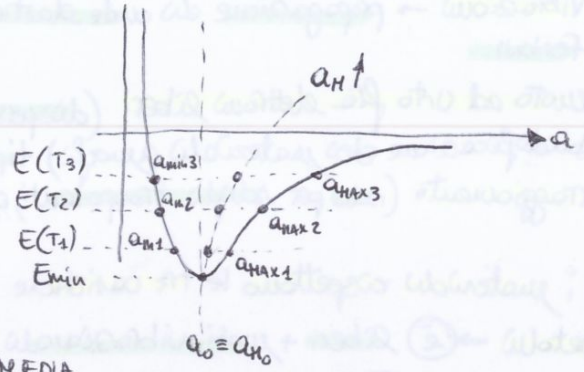
- IN STAMPO DI GESSO \rightarrow ASSORBE H₂O ED ESSICA IL PROFILLO (L'ECESSO FATTO FUORUSCIRE \Rightarrow "BARBOTTINA")
- PLASTICIZZANTE: NATURA OMOGENEA AD H₂O, AIUTA L'ESSICCAZIONE COERENTE
- DISPERSIVENTE: EVITA L'AGGREGAZIONE ECCESSIVA SULLO STAMPO CRUDO IN ESSICCAZIONE (ELIMINAZIONE H₂O)
 - I PORI LASCIATI DALL'ACQUA VENGONO RIEMPIUTI DA UN POLIMERO (5,7% VOLUME, EVITA CRACKS, DIFETTI, ...)
 - QUESTO È IL CONTROLLO DELLA DISTRIBUZIONE GRANULOMETRICA (\sim = CENTRO • = POLIMERO)

Materiali & Calore

OLTRAE A SOLLECITAZIONI CON FORZE UN MATERIALE PUÒ ESSERE SOLLECITATO CON IL CALORE

• NB SOLLECITARE \equiv FORNIRE ENERGIA

- FORNENDO CALORE PONGO $E > E_0$ (STABILITÀ)
- QU ATOMI VIBRANO FRA DUE POSIZIONI a_{min} E a_{max}
 - $V_T \neq E$ CORRELATA
 - $V_T \neq a_{min}, a_{max} \rightarrow a_H$ (MEDIA)
 - LA $a_H \uparrow$ CON IL \uparrow DELLA T
- ECCO SPIEGATA LA DILATAZIONE TERMICA

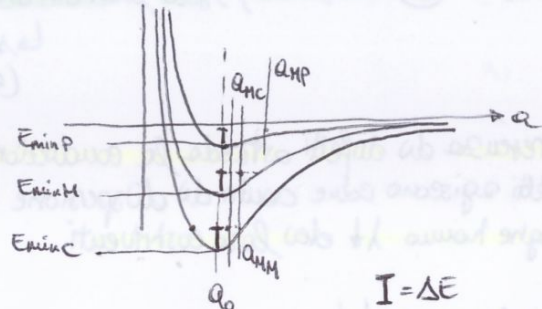


DILATAZIONE TERMICA NEI DIVERSI MATERIALI

• CM DIPENDONO DAL TIPO DI LEGAME

FORNISCO LO STESSO ΔE (DAT) E NOTO COME VARIA LA POSIZIONE MEDIA

- CERAMICI: $E_C \gg E_H \gg E_P$ (RIGIDEZZA)
- $a_{HP} > a_{MH} > a_{HC}$
- LA DILATAZIONE È NUOVO \uparrow NEI POLIMERI $>$ METALLI $>$ CERAMICI
- (PER AERE = Δa DEB FORNIRE $\neq \Delta E$)



DEFICIENTE DI DILATAZIONE TERMICA LINEARE

MATERIALE LUNGO L_0

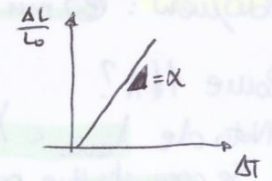
- FORNISCO CALORE \rightarrow DIVENTA $L_1 > L_0$
- RELAZIONE $\frac{\Delta L}{L_0} = \alpha \Delta T$

α = COEFF. DI DIL. TERMICA LINEARE = $\frac{\Delta L/L_0}{\Delta T}$ [$^{\circ}C^{-1}$] o [K^{-1}] (PERMETTE DI VALUTARE QUANTO ΔT INFLUISCA SUL MATERIA)

• ANCHE ESPRIMIBILE CON LA DEFORMAZIONE $\frac{\Delta L}{L_0} = \Delta \epsilon = \alpha \Delta T$

L'ESPANSIONE TERMICA α SI VALUTA CON PROVE A PRESSIONE (DEF. TERM. $\forall \Delta T$ PARI A $1^{\circ}C$)

- PROVINO ISOTROPICO (SI ALLUNGA MA NON SI ALLARGA) FRA DUE PISTONI (DILATOMETRO)
- DALLA Δp CALCOLO IL ΔL NOTA LA T APPLICATA

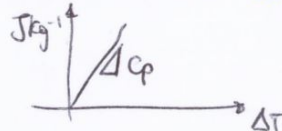


- RICORDO CHE ENTRO CERTI LIMITI LA DEFORMAZIONE PER ESPANSIONE TERMICA È REVERIBILE
- IL CALCOLO DI α VIENE FATTO IN CAMPO ELASTICO (NON SI ROMPONO I LEGAMI)

CAPACITÀ TERMICA (ENERGIA NECESSARIA PER INNALZARE DI $1^{\circ}C$ L'UNITÀ DI MASSA DEL MATERIALE)

• PROVINO NON SOTTOPOSTO A PRESSIONE

- $C_p = \frac{J}{kg \Delta T}$
- $C_{pcer} > C_{pmet}$



• IL CERAMICO HA BISOGNO DI PIÙ ENERGIA PER AUMENTARE LA SUA TEMPERATURA

CONDUTTIVITÀ TERMICA (CAPACITÀ DI ATRAVERSAMENTO DEL CALORE NEL MATERIALE)

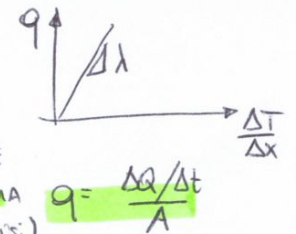
LEGGE DI FICK PER UN FLUSSO DA T_1 A T_2 CON $T_1 > T_2$

- SIA Δx LA DIMENSIONE DEL PROVINO CHE DIVIDE T_1 E T_2
- IL FLUSSO TERMICO $q = -\lambda \frac{\Delta T}{\Delta x}$, DOVE λ È LA CONDUTTIVITÀ TERMICA DEL MATERIALE

• INOLTRE q È LA QUANTITÀ DI CALORE CHE FLUISCE NEL TEMPO ATTRAVERSO UNA SUNITARIA

• CONDIZIONI STAZIONARIE (T_1 E T_2 RESTANO COSTANTI RISPETTO ALLE SUPERFICIE DAVANTE L'CONDIZI)

UNENDO LE PRECEDENTI 2 EQUAZIONI OTTENGO L'EQ. DI FOURIER $\lambda = -\frac{\Delta Q/\Delta t}{A \cdot \Delta T/\Delta x}$ [$W m^{-1} K^{-1}$]



• CONDUTTIVITÀ λ DRENDE DA

- QUANTITÀ DI CALORE E TEMPO DI ATRAVERSAMENTO DELLA SUPERFICIE
- ΔT "MOTORE" DEL FLUSSO TERMICO
- DIMENSIONI Δx DEL CAMPIONE

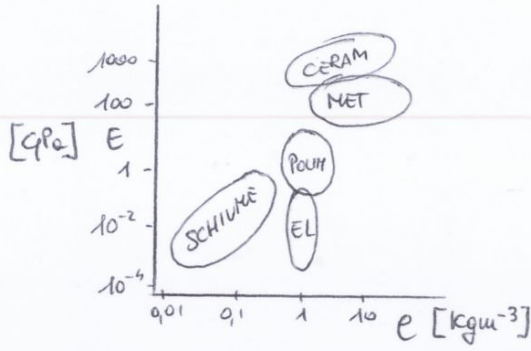
DIFFUSIVITÀ TERMICA

• CONDIZIONE NON STAZIONARIA: T \neq A CONTATTO CON LE SUPERFICIE

- DIFFUSIVITÀ $a = \frac{\lambda}{\rho c_p}$ CON ρ DENSITÀ, [a] = [$m^2 s^{-1}$]

Le Mappe Di Ashby

MODULO E - DENSITA'



$\rho \propto FIA, PA, \dots$

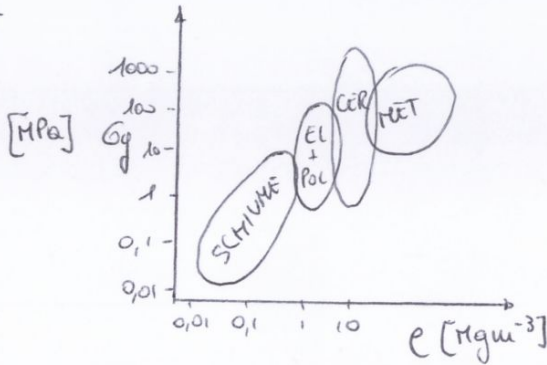
METALLI: $\uparrow e$ • COMPATTO (NCFE o EC)
• NO VINCOLI
• ATOMI PESANTI

CERAMICA: $\uparrow e$ • SOLITAMENTE CCC X COVALENTE
• ATOMI MEDIANAMENTE PESANTI

POLIMERI: $\downarrow e$ • C, H, O, N, S
• pochi atomi x unità di volume

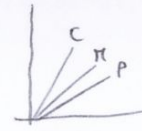
$E_C > E_M > E_P$ DA CONDOM-MORSE

RESISTENZA - DENSITA'

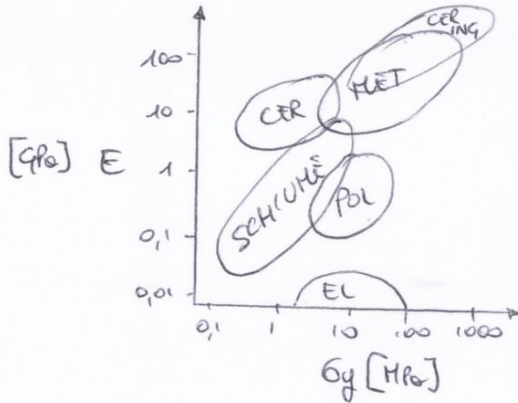


$E_C > E_M > E_P$ DA CONDOM-MORSE

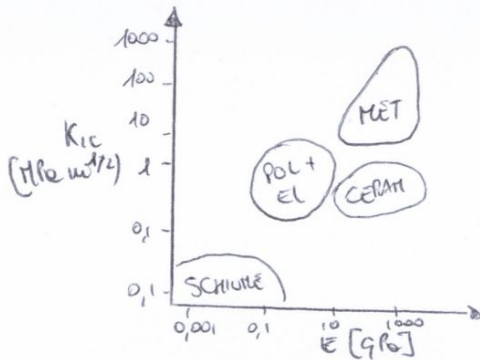
\hookrightarrow SERVE $\Delta E_C > \Delta E_M > \Delta E_P$ PER $= \Delta E$



E - RESISTENZA



K_{IC} - MODULO

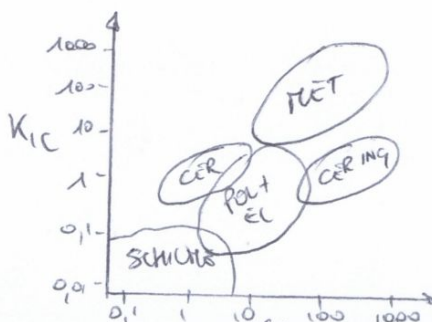


$K_{IC} = \sqrt{G_C E}$ MACROSCOPICO

$E_C > E_M > E_P$

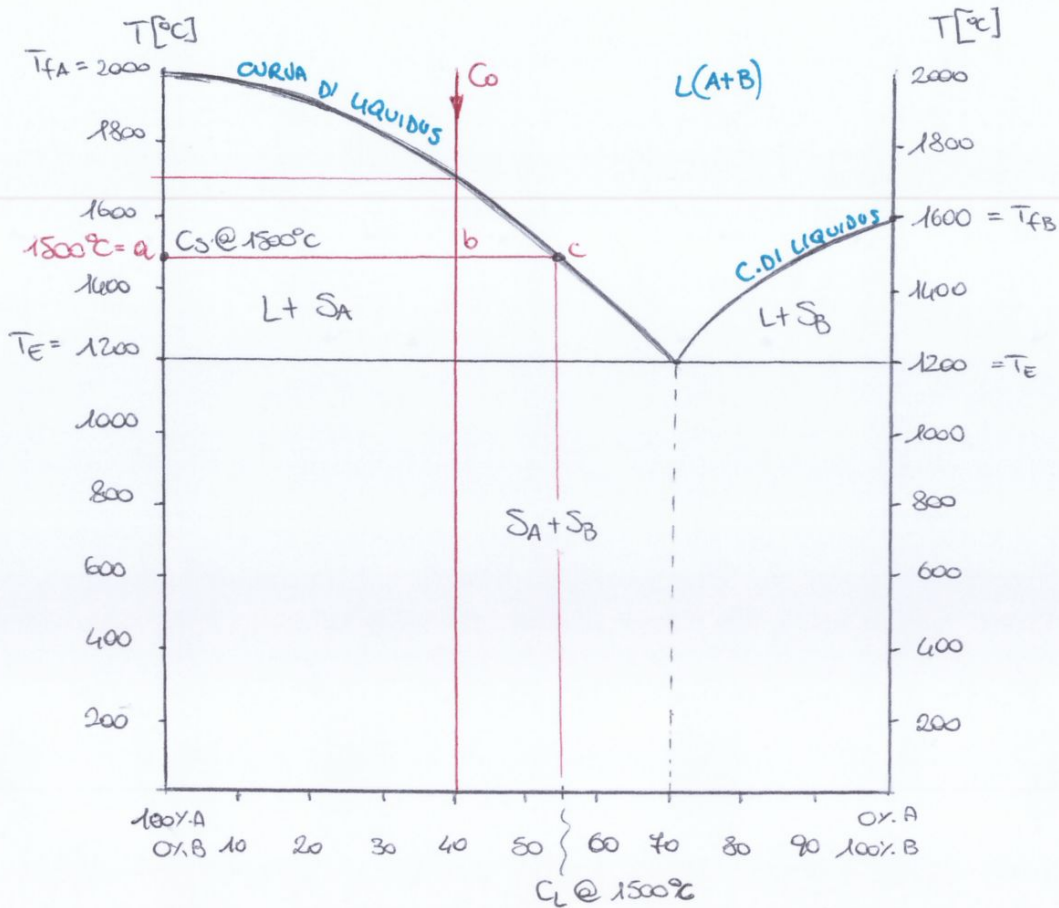
$G_{CM} > G_{CC}$ ($G_{CM} = 2(\delta + \delta_P)$; $G_{CC} = 2\delta$)

K_{IC} - RESISTENZA



COME SOPRA

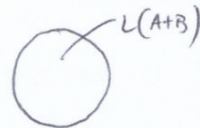
IN PIU' $E_C > E_M > E_P \Rightarrow G_C > G_M > G_P$ PER $= \Delta E$



$T_{FA} = 2000^{\circ}C$
 $T_{FB} = 1600^{\circ}C$
 $T_E = 1200^{\circ}C$

• Raffreddamento alla $C_0 = 40\%B, 60\%A$

1) $T = 1800^{\circ}C$ il sistema è completamente liquido.
 $C_L = C_0 = 40\%B, 60\%A$



2) $T \approx 1700^{\circ}C$ il sistema forma il primo grano solido di A, S_A .
 Il solido A è completamente formato da A $\Rightarrow C_S = 100\%A$
 Il liquido si arricchisce progressivamente di B man mano che si prosegue nel raffreddamento
 $C_L = C_0 = 40\%B, 60\%A$

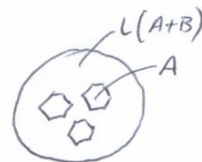


3) $T \approx 1500^{\circ}C$ il sistema si arricchisce di grani di A.

Il solido continua ad avere $C_S = 100\%A$

Il liquido ha $C_L = 55\%B, 45\%A$

Secondo la regola delle leve, $m_L = \frac{ab}{ac} \approx \frac{4}{55} = \frac{8}{11}$
 $m_S = \frac{bc}{ac} = \frac{15}{55} = \frac{3}{11}$



4) $T = T_E = 1200^{\circ}C$ ha luogo la trasformazione eutettica.

Tutti i grani solido di A precedentemente formati restano tali.

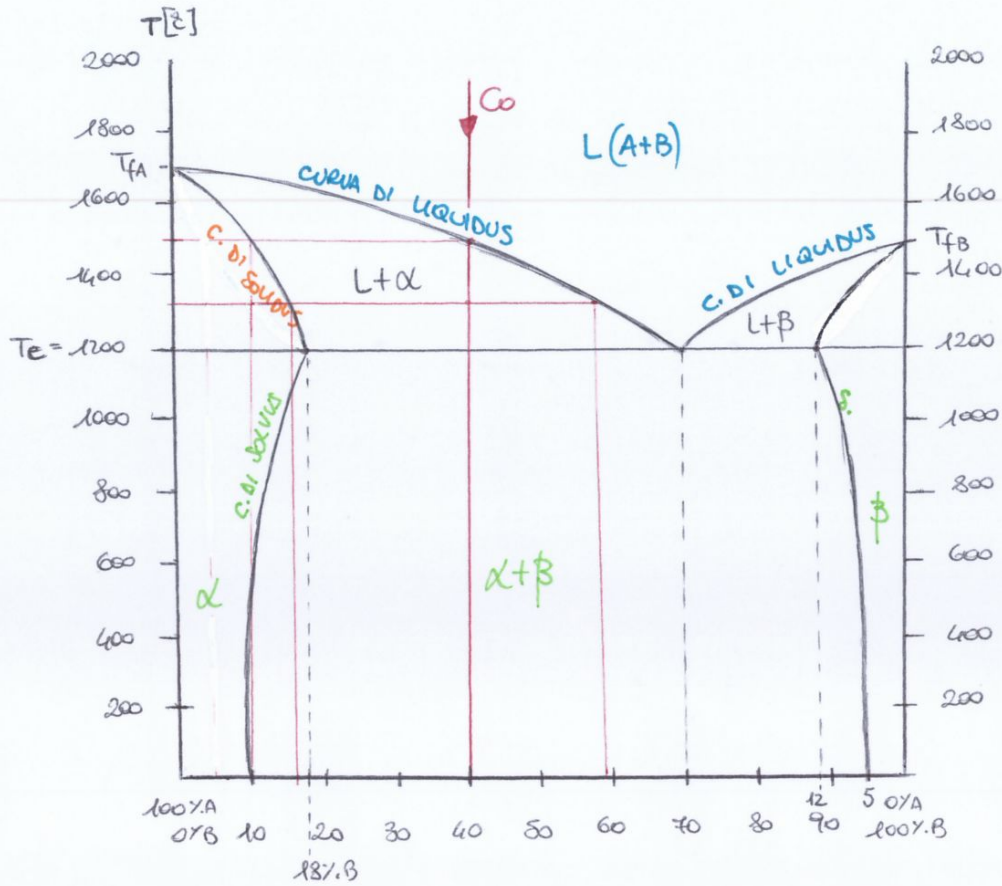
Il liquido restante solidifica in un solido A+B a lamelle

$C_S = C_0$



5) $T_{amb} < T < T_E$ non cambia la microstruttura né la composizione % del solido

Ricordo che il 60% di A è composto sia dai soli grani di A sia da A contenuto nelle lamelle.

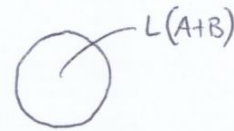


$T_{FA} = 1700^{\circ}\text{C}$
 $T_{FB} = 1500^{\circ}\text{C}$
 $T_E = 1200^{\circ}\text{C}$

• Raffreddamento a $C_0 = 40\% \text{ B}, 60\% \text{ A}$

1) $T = 1800^{\circ}\text{C}$

Tutto il sistema è liquido con composizione $C_i = C_0$



2) $T > 1500^{\circ}\text{C}$ incrocia la curva di liquidus

Si forma il primo granello solido α chiamato grano primario (α è la soluzione primaria)

Da ora in poi la C_S segue la curva di solidus e la C_L quella di liquidus.

$C_S = 10\% \text{ B}, 90\% \text{ A}$; $C_L = C_0 = 40\% \text{ B}, 60\% \text{ A}$

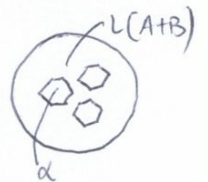


3) $T \approx 1300^{\circ}\text{C}$, continuando a raffreddare si formano sempre più grani di α .

La composizione di solido si arricchisce in B seguendo la curva di solidus.

La composizione di liquido si arricchisce in B seguendo la curva di liquidus e tendendo a $C_E = 70\% \text{ B}, 30\% \text{ A}$

$C_S = 16\% \text{ B}, 84\% \text{ A}$; $C_L = 59\% \text{ B}, 41\% \text{ A}$



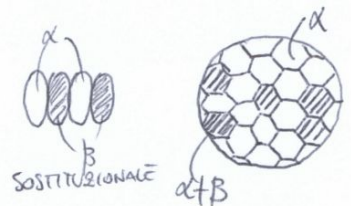
4) $T = T_E = 1200^{\circ}\text{C}$, avviene la trasformazione eutettica.

Tutto il liquido restante si trasforma in grani di $\alpha + \beta$ a lamelle

La C_S corrisponde al massimo di solubilità di B in A a $T = T_E$

La $C_L = C_E = 70\% \text{ B}, 30\% \text{ A}$; $C_S = 18\% \text{ B}, 82\% \text{ A}$

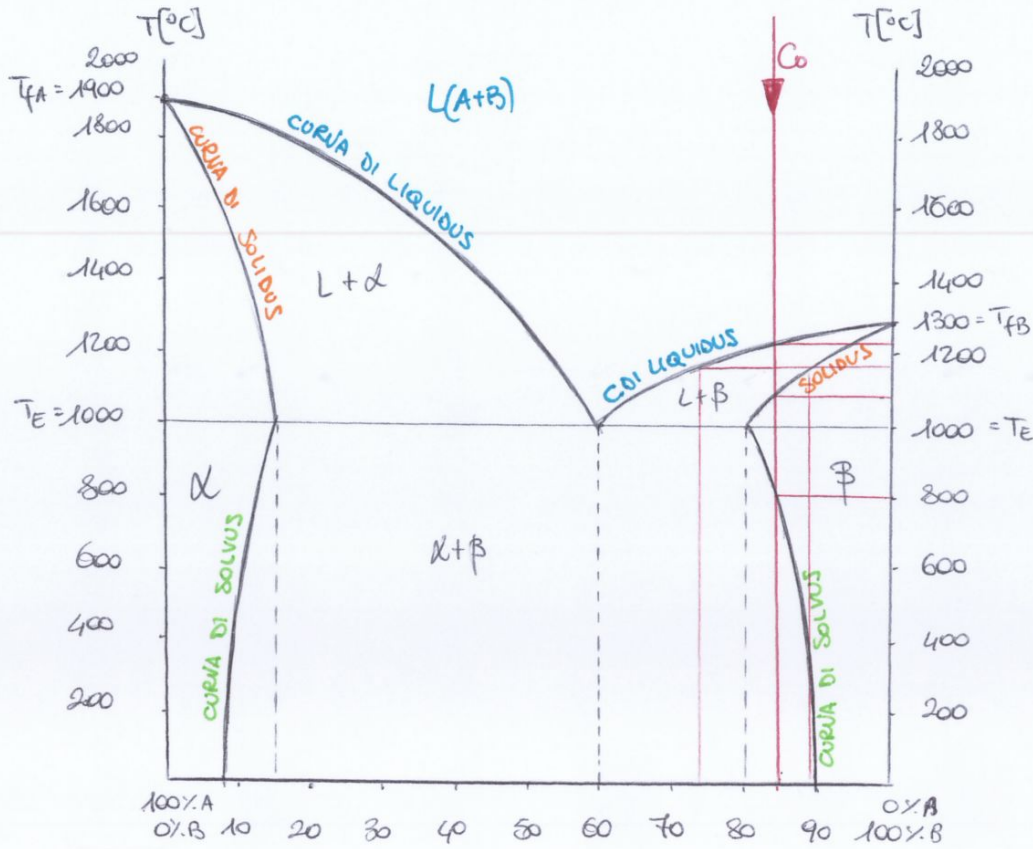
Tutti i grani precedentemente formati di α restano tali.



5) PER $T_{amb} < T < 1200^{\circ}$ la composizione microstrutturale non varia.

L'unica variabile è la composizione di α e di β , che segue le linee di solvus.

C_α cala dal 18% al 10% di B in A, C_β si arricchisce di B dall'88% al 95% di B in A.



$T_{fA} = 1900^{\circ}\text{C}$

$T_{fB} = 1300^{\circ}\text{C}$

$T_E = 1000^{\circ}\text{C}$

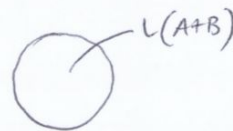
$C_E = 60\%B, 40\%A$

$C_{\alpha^1} = 15\%A, 85\%B, C_{\alpha} = 8\%A, 92\%B$

$C_{\beta^1} = 80\%B, 20\%A, C_{\beta} = 90\%B, 10\%A$

• Raffreddamento a $C_0 = 85\%B, 15\%A$

1) $T = 1350^{\circ}\text{C}$ il sistema è completamente liquido
 $C_L = C_0 = 85\%B, 15\%A$

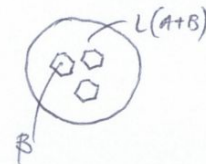


2) $T = 1250^{\circ}\text{C}$, incrocio la curva di liquidus. Si forma il primo granello di β .
 La soluzione β è cosiddetta primaria.



Dopo in poi, C_S seguirà la curva di solidus mentre C_L quella di liquidus, al proseguire del raffreddamento.

3) $T = 1150^{\circ}\text{C}$, C_L si arricchisce di A, C_{β} si arricchisce di B
 il sistema si arricchisce di grani solidi di β



$C_L = 75\%B, 25\%A$

$C_{\beta} = 89\%B, 11\%A$



4) $T = 1100^{\circ}\text{C}$, incrocio la curva di solidus. Tutto il liquido solidifica in grani β .

$C_{\beta} = 85\%B, 15\%A$. Fino all'incrocio con la curva di solidus, il sistema non modifica la sua microstruttura ma varia la sua C_{β} fino ad un massimo di solubilità di A in B a $T = T_E$

con $C_{\beta} = C_{\beta^1} = 80\%B, 20\%A$

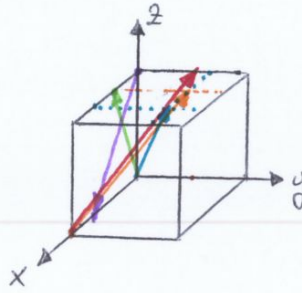
5) $T = 800^{\circ}\text{C}$, incrocio solvus. Avendo già raggiunto il massimo di solubilità, si formano dei precipitati α secondario.



$C_{\beta} = 85\%B, 15\%A$. Raffreddando fino a T_{amb} si avrà $C_{\beta} = C_{\beta}$

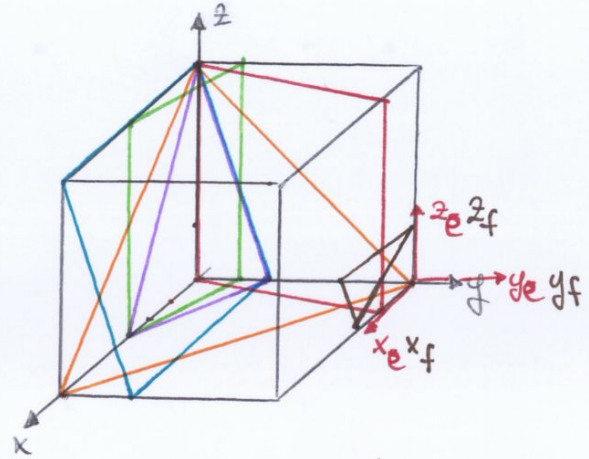
7) DISEGNARE LE DIREZIONI

- a $[2\ 2\ 3] \Rightarrow [\frac{2}{3}\ \frac{2}{3}\ 1]$
- b $[1\ 0\ 3] \Rightarrow [\frac{1}{3}\ 0\ 1]$
- c $[\bar{2}\ 2\ 3] \Rightarrow [\frac{2}{3}\ \frac{2}{3}\ 1]$
- d $[2\ 0\ \bar{3}] \Rightarrow [\frac{2}{3}\ 0\ \bar{1}]$
- e $[\bar{2}\ 1\ 2] \Rightarrow [\bar{1}\ \frac{1}{2}\ 1]$



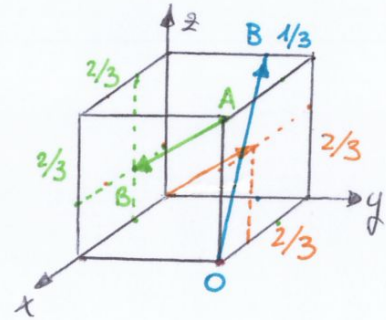
8) DISEGNARE I PIANI

- a $(0\ 3\ 1) \Rightarrow (\infty\ \frac{1}{3}\ 1)$
- b $(\frac{1}{2}\ \frac{4}{5}\ 0)$
- c $(1\ 1\ 1) \Rightarrow (1\ 1\ 1)$
- d $(2\ 3\ 1) \Rightarrow (\frac{1}{2}\ \frac{1}{3}\ 1)$
- e $(5\ \bar{1}\ 0) \Rightarrow (\frac{1}{5}\ \bar{1}\ 0)$
- f $(3\ \bar{3}\ 4) \Rightarrow (\frac{1}{3}\ \frac{1}{3}\ \frac{4}{3})$



9) DATE LE POSIZIONI TROVARE LE DIREZIONI

- a $O(0,0,0)$
 $B(-1, -\frac{1}{3}, 1)$ } $\vec{OB} = B - O = [-1\ -\frac{1}{3}\ 1] = [\bar{3}\ \bar{1}\ 3]$
- b $A(1, 1, \frac{2}{3})$
 $B(\frac{1}{3}, 0, 0)$ } $\vec{AB} = B - A = [-\frac{2}{3}\ -1\ -\frac{2}{3}] = [\bar{2}\ \bar{3}\ \bar{2}]$

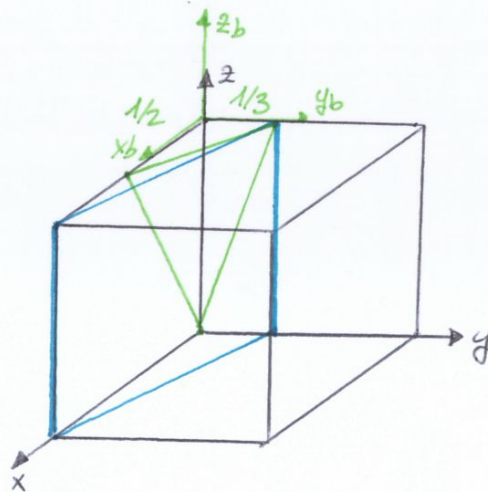


10) DISEGNARE LE DIREZIONI

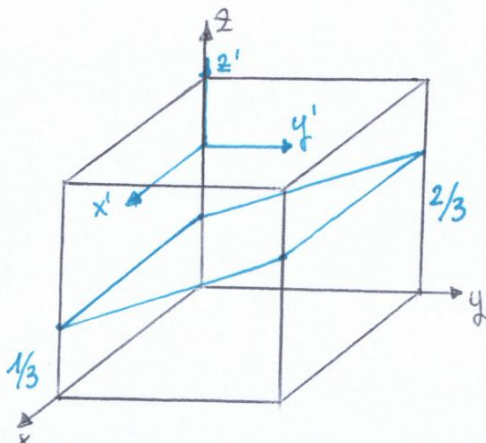
- a $[2\ 3\ 2] \Rightarrow [\frac{2}{3}\ 1\ \frac{2}{3}]$

11) DISEGNARE I PIANI

- a $(1\ 3\ 0) \Rightarrow (1\ \frac{1}{3}\ \infty)$
- b $(2\ 3\ \bar{1}) \Rightarrow (\frac{1}{2}\ \frac{1}{3}\ \bar{1})$



12) DATO IL PIANO TROVARE I SUOI INDICI



nb NON POSSO FAR COINCIDERE UN ASSE CON UN "LATO" DEL PIANO
 ergo, non posso mettere l'origine né a $(0, 0, \frac{1}{3})$ o $(1, 0, \frac{1}{3})$
 né $(0, 1, \frac{2}{3})$ o $(1, 1, \frac{2}{3})$
 SCELGO $(0, 0, \frac{2}{3}) \Rightarrow y=1, z=-\frac{1}{3}, x=\infty$

PIANO $(\infty\ 1\ -\frac{1}{3}) \Rightarrow (0\ 1\ \bar{3})$

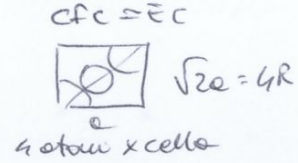
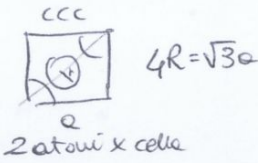
ORGANIZZAZIONE ATOMICA

amorfi (breve raggio) o cristallini (lungo raggio)
isotropi anisotropi

celle elementari

• primo strato compatto (triangolare) → 2° interstizi → 3° AVVICINAMENTI CONE A → ABABAB EC } f_{FA} = 0,74
 • primo strato non compatto → 2° nei cavì → CCC → f_{FA} = 0,68 ABAB

f_{FA} = $\frac{V_{atomi}}{V_{cella}}$



f_{FA CFC = EC} = $\frac{4 \cdot \frac{4}{3}\pi R^3}{a^3} = \frac{16\sqrt{3}\pi R^3}{a^3} = \frac{16\sqrt{3}\pi R^3}{2\sqrt{2}R^3 \cdot 4} = \frac{2\sqrt{2}\pi}{3\sqrt{4}} = \frac{\sqrt{2}\pi}{6} \approx 0,74$

f_{FA CCC} = $\frac{2 \cdot \frac{4}{3}\pi R^3}{a^3} = \frac{8\sqrt{3}\pi R^3}{6\sqrt{3}R^3} = \frac{8\pi\sqrt{3}}{64} = \frac{\sqrt{3}\pi}{8} \approx 0,68$

polimorfismo - allotropia f_{Fe} α CCC → f_{Fe} γ CFC → f_{Fe} δ CCC
 ~1000°C ~1500°C

PROPRIETÀ INTRINSECHE NON MODIFICABILI

Ricorso ai compositi

matrice f_m = $\frac{V_{m}}{V_{tot}}$
 rinforzo fibre f_f = $\frac{V_{f}}{V_{tot}}$

$1 = f_m + f_f \rightarrow P = P_f f_f + P_m f_m$
 Regole della miscela (ponderate)

Difetti

nomini oie foto uelle duttilità

10 puntuali → METALLI vacanze autointerstiziali
 CERAMICHE difetti di Frenkel ⊕ ⊕
 difetto di Schottky ⊕ ⊕ ⊕ ⊕ manca ⊖

↳ permettono di creare leghe e soluzioni solide

f (diámetro atomo soluto) se << del solente interstiziale → solubilità parziale

se ≈ Hume Rothery
 ↳ sostituzione

- 1) stessa valenza
- 2) stessa elettrop.
- 3) stesso reticolo
- 4) dimensioni max 15% diff.

↳ + si rispettano
 + si pensa
 e solubilità
 totale
 t=0



leghe si creano per diffusione stato solido D = D₀ e^{-Q_{RT}} legge Arrhenius
 D₀ = diff. a 0K

diff. ∝ 1/f_{FA} poiché la capacità di far muovere particelle in reticolo ↳ CCC ha + spazi vuoti!!

I di Fick

$J_x = -D \frac{dc}{dx}$

$\frac{dc}{dx}$ gradiente di concentrazione lungo x

$\frac{dc}{dx} \neq 0 \rightarrow$ driving force attivo fra A → B

2D del linea

sol. ∝ FN (-spazi una + grandi!)
 CFC ↑

↳ piano aggiuntivo x atomo in + 10 piano scarrinamento

↳ veti barriers

$\bar{b} \parallel$ semiip → vite
 $\bar{b} \perp$ semiip → spipolo

↳ preferenziali ⇒ ↑ densità atomica

CFC e CCC hanno 12 piani di scarrinamento, EC solo 3 ⇒ duttilità ∝ P.N.M. f_{FA} ⇒ dutt. CFC > CCC > EC

↑ bordi di grano → associati con vacanze → sterri cristallini rotati

3D

polosità P = $\frac{V_{tot}}{V_{tot}}$

$E = E_0(1 - \alpha_1 p - \alpha_2 p^2)$, $G = G_0 e^{-np}$ (filtri automobilici)

precipitati { cresciuti solto rispetto geomet. reticolo solente
 inascenti

HBrinell sferico
 HRockwell sferico / cono diamante } grandi, > 30 kg
 HVickers base piramide } piccoli < 1 kg
 HKnoop piramide base romboidale }

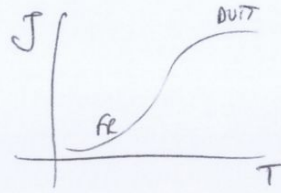
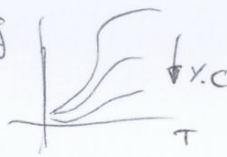
Frattura

tenacità $dW = \frac{F \cdot dl}{V} = \frac{F}{A_0} \cdot \frac{dl}{l_0} = G \cdot \epsilon$ area sotto

transizione materiali fragili → distacco pareti speculari
 duttili → inclusioni si espandono e nucleano le cavità → distacco frangibile

Alcuni materiali hanno transizione fr → duttili DBTT
 + Raffreddo + ↑ fragilità

NB. leghe con carbonio. ↑ % carb ↑ fragilità



cricca concentra i difetti → linee di forza

$\sigma_{loc} > \sigma_{nom}$ $\sigma_{loc} = \sigma_{nom} (1 + \sqrt{\frac{c}{\rho}})$ con $c = \text{semi lunghezza difetto (diam. corrott.)}$
 $\rho = \text{raggio curvatura}$

$K_{sc} = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}}$ fattore di concentr. di sollecitazione
 tanto + tenace tanto + $K_{sc} \rightarrow \downarrow$ (però il materiale sopporta la cricca?)

ENERGIA LEGATE → Coulomb-work → { dilatazione
 temp fusione
 Resist a rottura

DIREZIONALITÀ LEGAMI → duttilità o meno

PRESENZA ELETTRONI LIBERI → conduttività

cricca appuntita $\rho \rightarrow 0$
 $\Rightarrow \sigma_{loc} = \sigma_{nom} (1 + Y \frac{\sqrt{2\pi c}}{\sqrt{2\pi r}})$

per una cricca arrotondata (r > 0)
 allora $\sigma_{loc} = \sigma_{nom} Y \frac{\sqrt{\pi c}}{\sqrt{2\pi r}}$

fattore di intensità del sollecitazione I $K_I = Y \sqrt{\pi c}$ ma $Y \approx 1 \Rightarrow K_I = \sqrt{\pi c}$ K_I [MPa m^{1/2}]
 ma $\sigma \leq \sigma_{nom}$ tale per cui $\sigma_{loc} = \sigma_{R} \Rightarrow$ tenacità a frattura $K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi c}$
 più K_{Ic} è alto + si tollera il difetto

Domande del: 10/9/2013 Tipo Chiesto da disegnare diagramma sforzo dilatazione di un polimero duttile e descriverlo S descrivere legge di hooke e i suoi componenti e campo di funzionamento S definire la densità e spiegare quella bassa dei ceramici S come cambiano le proprietà di un materiale con una fessura in superficie S bordi di grano perché aumentano la resistenza S soluzione solida sostituzionale caratteristiche e requisiti S Domande del: 10/9/2013 Tipo Chiesto da vantaggi e svantaggi estrusione S caratteristiche legame covalente e proprietà dei materiali nei quali è presente S materiali termoindurenti caratteristiche S cosa influenza il creep S fattore di tenacità a frattura da cosa dipende S differenza dilatazione tra metalli e polimeri S

TTT.MECC.RAFF.RETICOLO.AUMENTANO.SIGMA.DIMINUISCONO.ALLUNGAMENTO

INCRUDIMENTO:DIAGR.TIPO.DDS.CON.ASCISSA.RIDUZ.SEZ:epsilonR.tipo.e^-x,sigmay(=Aepsilon^n).tipo.logx+1,sigmaR.tipo.x+3 resist.H

H[MPa]=3sigmay
H[kgcm^-2]=sigmay/3
resist.ideale=E/10finoE/15

GRIFFITH

sloc=snom(1+alfa.sqrt(c/rho))
fatt.conc.soll=Ksc=smax/sloc
rho->0
sloc=snom(1+Ysqrt(pi.c)/sqrt(2pi.r))
fattore.int.soll.mod.1.K1=Ysigma.sqrt(pi.c)
tenaci.a.frattK1c=s*sqrt(pi.c)
tens.sup
dW=sigma^2.pi.dc.c/2E=Gc.dc

Tenacizz

- 1.crack.dev.(mod.geom.propag.cricca.spingo.verso.bdg)
- 2.stress.residui(nanocr+compress)
- 3.crack.dridging,includo.deviatori.o.rinforzi.isotopi(+forza.estrazione.pull.out)
- 4.materiali.a.cambio.di.fase(giunge.def.pl.cambio.fase.e.divento.+resist)

eta.polimeri.

seT<Tg+fragili(Tl)+legami.cov.trasv->eta.basse

Sa=ampiezza.soll=smax-smin/2
N=n.cicli.rott(10^7, log)
sigmae=sigma.endurance.limit

basquin:Dsigma*Nf^b=C1
coffin:Depsilon=C2/Nf^c

aumenta.c.con.cicli->aumenta.Dk
Dk=Kmax-Kmin=Dsigma.sqrt(pi.c)
esiste.Dkth
esiste.Kic=Kmax
poi.legge.paris:dC/dN=ADk^m
RAFFORZAMENTO:pallinatura

TP:non.reticolati.fless.e.resist.a.Tamb(se.Tg<Tamb,altrimenti.solidi.rigidi.e.fragili)
TI:reticolati(Tg>Tamb.rigidi.e.fragili)
EL.poco.reticoalti

polimerizz
1.addizione
2.condensazione

disposizioni

- 1.random
- 2.alternata
- 3.a.blocchi
- 4.ramificata

addizione.a.seconda.del.grado.di.polimerizz.a.catene.corte.o.lunghe
a.sec.della.disposizione:
1.lineare

secondo.tipo.sinterizz->maturaz.ostwald(grani+grandi.ma.interfaccia.solido.gas.maggiore,meno.stabile)

DIL.TERM.LIN.alfa=DL/L0/DT

Cap.termica.Cp=J/Kg/DT(Cpcer>Cpmet)

condutt.term.lambda=-DQ/Dt/(ADT/dx).(fourier)

da.q=DQ/Dt/A

q=-lambdaDT/dx

[W/(m*K)]

diffusivit.a=lam/(rho.cp)

creep-scrr.viscoso

applico.sigma*.per.t

se.T=0.5Tf(met,0.7cer)ho.scrr

diagramma.epsilon.t

1.def.el

2.creep.primario

3.creep.secondario

4.creep.terziario(trottura)

vel.def.deps/dt=.ess

T=cost,.ess=Bsigma^n

n=1.sigma.cont,3-8sigma.alti

(diagramma.log.ess,logsigma.con.cambio.pendenza)

sigma=cost,.ess=Ce^(-Qc/RT)

DT=20,.ess.cresce.di.circa.2(diagr.tipo.e^x.su.grafico..ess,T)

monkman-grant

.esstr=c

c.compreso.fra.0.05-0.3,tr=tempo.vita.a.creep