



**Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino**

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

**NUMERO: 618**

**DATA: 0409/2013**

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

**STUDENTE: Gemello**

**MATERIA: Scienza e Tecnologia dei Materiali + Eserc.**

**Prof. Ferraris**

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.

STRUTTURA DI UN MATERIALE = STRUTT. CHIMICO-FISICA

ELEMENTI + USATI:

H Mg Ti Fe Al Si O C

SILICIO ↔ SILICE  $SiO_2$

METALLI E LEGHE

DA ELEMENTI

BUONI CONDUTTORI

LUCENTEZZA METALLICA

PREPARATI X FUSIONE (SOLO Me/VETRI)

LAVORABILI MECCANICAM. (COME POLIMERI)

SOLIDI A T AMBIENTE

DANNO ORIGINE A LEGHE

CORROSIONE/OX → PROBLEMI

$d = 2,7 - 9 \text{ g/cm}^3$

CERAMICI ISOLANTI A T ALTE

COMPOSTI → OSSIDI, CARBURI, ... → ES ALLUMINA

$d = 3,5 - 5 \text{ g/cm}^3$

( $Al_2O_3$ )

DURI, FRAGILI, DIFFIC. LAVORABILI

ZIRCONIA

NON CONDUCONO (ECCETTO GRAFITE)

( $ZrO_2$ )

PREP. X SINTERIZZAZIONE → POLVERI PRESSATE,

SCALDATE (- DI FUSIONE)

POLIMERI

COMP. ORGANICI

NATURALI

SINTETICI

SINTESI ORG.

BASSA  $d$ , INFERIORE A  $1 \text{ g/cm}^3$  (ECCETTO TEFLON)

PROP. MECC. PESSIME

LAVORABILI MECCAN.

NO RESISTENZA A T ELEVATE

ISOLANTI A T BASSE

S. CRISTALLINA

T FUSIONE (NO SCIoglIMENTO)  
DEFINITA

PASS. A/E

S. AMORFA

NO T FUSIONE  
(NETRO NON FONDE)  
MA RAMMOLLIMENTO

**STRUTT. CRISTALLINA**

T FUSIONE DEFINITA DIRETTAM. PROPORZIONALE ALLA  
(FORZA DEL LEG. CHIMICO DEL MATERIALE

LIMITA IMPIEGO MATERIALE

SERVE MAGGIORE E X

SPACCARE LEGAMI

MA SI CONSERVANO

PROP. MECCANICHE

CERAMICI

Me. DA W (3410°C)

FINO A 1/2 O 2/3 T<sub>p</sub>

AD ALTE T

A Sn (232°C)

POSIZ. GEOMETRICHE BEN DEFINITE DA LEGAMI CHIMICI

CRISTALLINI → DA ATOMI → Me

→ DA MOLECOLE → CERAMICI

DISTANZA DI  
LEGAME

CELLA CRISTALLINA

0,1 - 0,26 nm  
1 - 2,6 Å

PARAMETRI DI CELLA a, b, c

ANGOLI DI CELLA α, β, γ

A T AMBIENTE,  
NO F APPLICATE

CUBICA → CORPO CENTRATO

→ FACCE CENTRATE

Fe, W, Cr

FERMI SOLO

ESAGONALE (COMPATTO)

Cu, Ag, Au

A OK

TETRAGONALE

Mg, Ti, Zn

SENNO VIBRA E  
AUMENTA DISTANZA

1) a, b, c

2) α, β, γ

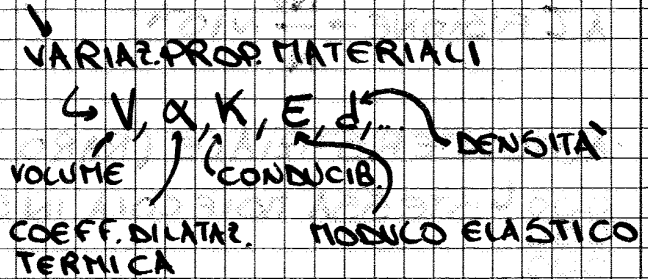
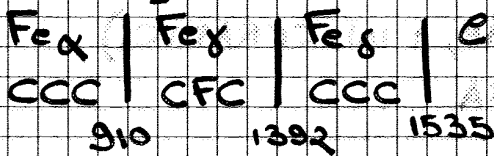
↓  
DILATAZIONE TERMICA

3) PIANI RETICOLARI → 3 ATOMI/IONI → NOMI NUMERICI

POLIMORFISMO

ALCUNI SOLIDI CRISTALLINI CAMBIANO STRUT. CRIST. DURANTE RISCALDAM. (MA SEMPRE ST. SOLIDO)

ES: Ti, Fe, SiO<sub>2</sub>



SI PUO' MISURARE CON VARIAZ. DIFFRAZ. RAGGI X IN FUNZ. DI T  
↳ USATE X TARARE STRUM.

USATO X TRATTAMENTO ACCIAI DA Fe → CAPACITA' DI TENERE NUM. DI C ≠

MATTONI REFRAATTARI SE SCALDATI/RAFFR TROPPO VELOCEM. SI CREPANO (POLIM. SiO<sub>2</sub>)

QUARZO α / QUARZO β / TRIMIDITE / CRISTALBAUTE / ε

**DIFETTI** ← SOLIDI CRISTALLINI

- PUNTUALI
- LINEARI
- DI SUPERF.

PUNTUALI → SI POSSONO CONTARE TERMODINAMIC.

• INTERSTIZIALE      ○○○  
↳ ES: C IN Fe      ○○○  
↳ ACCIAI      ○○○

• SOSTITUZIONALE

↳ LEGHE

↳ ES: Al-Cu

+ GRANDE

+ PICCOLO

$$\text{DENS. DISLOCAZ.} = \frac{\rho_{\text{UNGH. TOT DISLOC}}}{V, S}$$

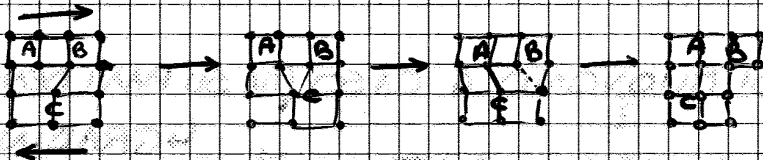
SCALDANDO  
DIMINUISCONO  
DISLOCAZIONI

Me SOLIDIFICATI LENTAM  $\rightarrow 10^3 \text{ mm}^{-2}$

Me DEFORMATI A FONDO  $\rightarrow 10^{10} \text{ mm}^{-2}$

Me DOPO DOLCIFICAZIONE/ADDOLCIMENTO  $\rightarrow 10^5 \text{ mm}^{-2}$

(DOPO DEFORMAZ)

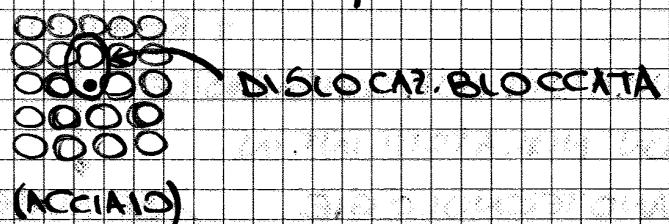
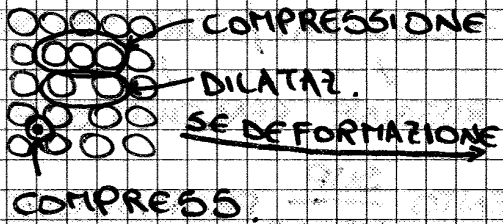


SPIEGA DEF. PLASTICA Me, NEI CERAMICI ASSENTI

SE SPACCO IN CERAMICI  
A/B NON SI RIFORMA +  
(DISLOCAZ. IMMOBILIZZATE)

POICHE' IONI, NON  
ATOMI (REPULSIONE  
ELETTROSTATICA)

FRAGILI/INDEFORMABILI



OCCORRE E INFERIORE PER DEFORMARE Me PURO,  
CHE UNA LEGA (MAGGIORE RESISTENZA LEGHE)

INTERAZ. TRA DIFETTI

INTERAZ. TRA DISLOCAZIONI

INCRUDIMENTO (ES. Fe BATTUTO)

ADDOLCIMENTO

AGGIUNGO DISLOCAZIONI

SE CALDO CERCO DI FAR  
UNIRE DISLOCAZIONI DI  
SEGNO OPPOSTO

2 DISLOCAZ. DI SEGNO =  
SI RESPINGONO, SI BLOCCANO

SI ANNULLANO 2 DISLOCAZ.

(MIGLIORARE PROP. MECC.  
SE ESAGERO SI SPEZZA

IN NATURA SOPRATTUTTO POLI CRISTALLI

MONOCRISTALLI → TANTE CELLE TUTTE ORIENTATE =  
POLICRISTALLI → TANTE CELLE DI SORDIN. CHE FORMANO GRANI

MONOCRISTALLI

SILICIO → DA Si PURO, RAFFREDDATO LENTAM.

PEZZI FINALI DI 1,5 m DI LUNGH. E  $\phi = 300$  mm

DISLOCAZIONI MINIMIZZATE  
(10 cm<sup>2</sup>)

TAGLIATI A FETTE

GRANI → CERAMICI  
→ Me

+ REATTIVI

BDG → LEG. DISTORTI / IMPUREZZE / ATOMI CON NC INFER

SI OSSERVANO CON MICROSCOPIO OTTICO DOPO  
ATTACCO CHIMICO

↳ BDG SI OSSIDANO / REAGISCONO + FACILMENTE

LUCE RIFLESSA ≠

BDG INTERAGISCONO CON ALTRI DIFETTI

CON DIFETTI PUNTUALI

CON DISLOCAZIONI

HA + RESISTENZA MECCANICA CON GRUPPI PICCOLI (TRAZIONE)

BDG BLOCCANO DISLOCAZIONI → SI FA AFFINAMENTO GRANI

SE INGRANDISCO LEGAMI CON CALORE I GRANI +  
PICCOLI INGLOBATI DA + GRANDI (EFFETTO BOLA DI SAPONE)

SE RAFFREDDIAMO + VELOCETI. GRANI + PICCOLI

# STATO AMORFO

CONSERVANO STRUTT. DI UN LIQUIDO → ES: LIQUIDI VETROGENI

RAFFREDDANDO IN MODO ABBASTANZA VELOCEMENTE (OGNI MAT)

LINEE DI FRATTURA CURVE ← NO PIANI RETICOLARI

NON HA ORDINE A LUNGO RAGGIO → SOLO A CORTO RAGGIO (Å)

NON HA TEMP. DI FUSIONE (NO PRECISA LUNGH. / E LEGAME)

PROGRESSIVO RAMMOLLIMENTO → DIMINUISCE VISCOSITÀ  
SEMPRE +

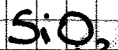
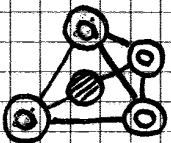
ES: NEI VETRI → STRUTT. TETRAEDRICA DELLA SILICE  
(POCHI Å)

STRUTT. CONGELATA A TEMP. AMBIENTE → LIQUIDI CONGELATI,  
SOTTORAFFREDDATI  
X OGNI MATERIALE SUA VELOC. RAFFRED.

X RENDERLI AMORFI O MENO

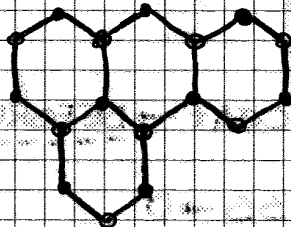
STATO INSTABILE → UN VETRO PIANO PIANO DIVENTERÀ CRISTALLO

VETRO DI SILICE



AMORFA

CRISTALLINA



VISCOSITÀ (η)

RESISTENZA ALLO SCORRIMENTO LAMINARE (SOLLEC. MECC.)

È DOVUTA A RESISTENZA SCORRIM. X ATRITO INTERNO TRA  
LE VARIE UNITÀ



SOLLECITAZIONE → TRAZIONE / COMPRESSIONE / TAGLIO /

TORSIONE  
 $\tau = \frac{T}{A_0}$   
 $\gamma = \tan \theta$

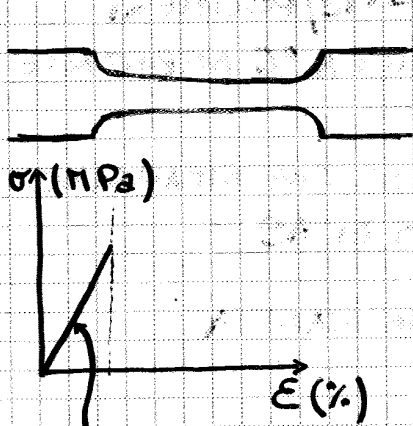
SHEAR STRESS:  $\tau = \frac{F}{A_0}$

DEFORM. TAGLIO:  $\gamma = \tan \theta$

MISURE DI STRESS / STRAIN → SEGUONO NORMATIVE

UNI EN

TRAZIONE → ESTENSIMETRI



PROVINO RISENTE MAGGIORMENTE LA TENSIONE DOVE  $\phi$  DELLA SEZ. E' + PICCOLO

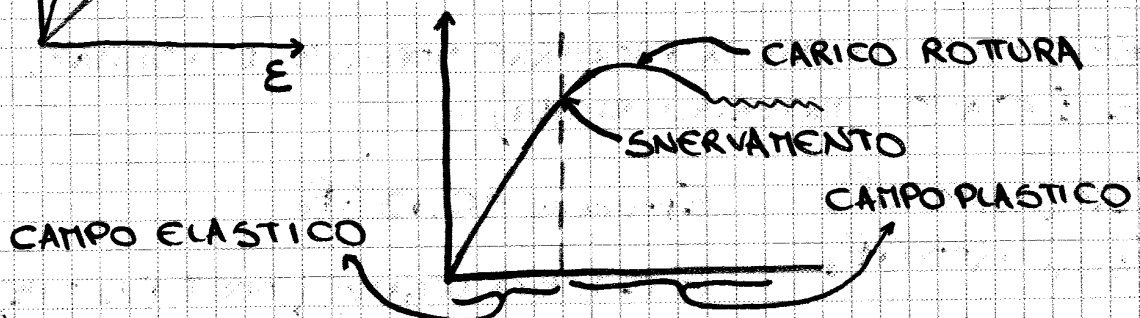
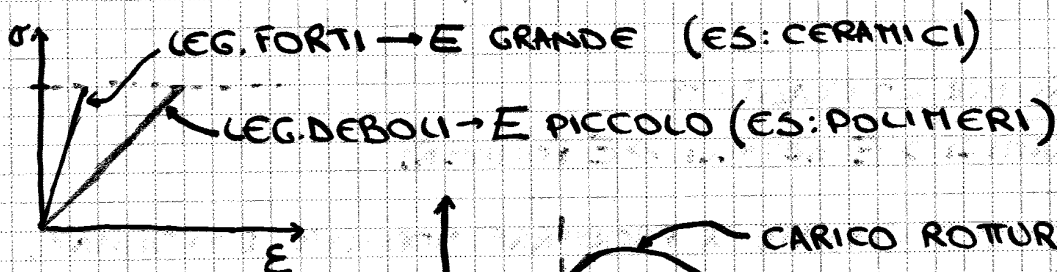
MISURA ALLUNGAMENTO

RETTA X Me, LEGHE, VETRI, CERAMICI X ALCUNI POLIMERI

A TENSIONI BASSE

$\sigma = E \epsilon$  LEGGE DI HOOKE     $E =$  MODULO DI YOUNG / MODULO ELASTICO

TIRIANO LEGAMI →  $E$  DIPENDE DA FORZA DI LEGAME



SNERVAMENTO → CARICO AL LIMITE ELASTICO

↓  
MAX SOLLECITAZIONE DI TIPO ELASTICO

↓  
SI MISURA IN MPa

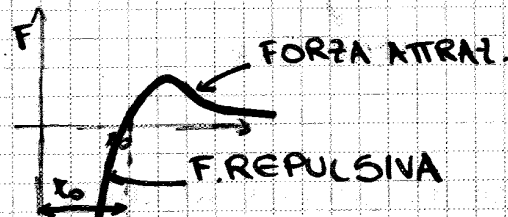
↓  
POI SI PASSA A CAMPO PLASTICO

MODULO ELASTICO E LEGAME

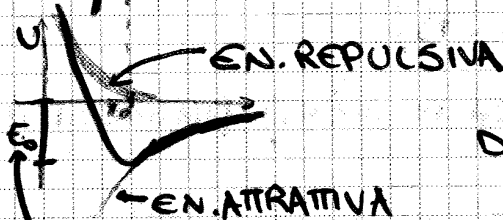
SE LEGAMI FORTI → E ALTO E ∝ FORZA LEGAME  
 ↳ ALTO P. FUSIONE

PER RIMARE IN CAMPO ELASTICO NON DEVO ROMPERE LEGAMI,  
 MA SOLO ALLONTANARLI DA POSIZ. D'EQUILIBRIO  $r_0$

CURVE DI CONDON MORSE



DIST. LEGAME → EQUILIBRIO  
 $F_{ATTR}, F_{REP}$

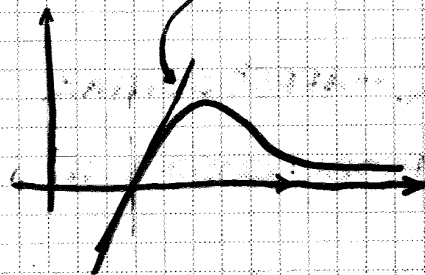


DIST. LEGAME → MINIMO EN. POTENZ.

ENERGIA INIZIALE DI LEGAME (ALL' EQUILIBRIO)

$E = \left( \frac{dF}{dr} \right)_{r_0}$  → PENDENZA DI F IN  $r_0$

↳ SUPERIORE SE LEG. FORTI. (+ ATRAZIONE)



$T_{FUS} \propto E \propto F_{LEGAME}$

$E \propto \left( \frac{dF}{dr} \right)_{r_0}$

ES: W (TUGSTENO) → 3410 °C ; E = 393 GPa ✓ SI COMPORTA  
 COME UN CERAMICO

## MISURA MODULO ELASTICO

### PROVA DI TRAZIONE/COMPRESSIONE/FLESSIONE

#### LIMITI:

- \*PROVINI SAGONATI AD OSSO
- \*PROVA DISTRUTTIVA
- \*NO SU MATERIALI FRAGILI → A CAUSA DEI DIFETTI DI SUPERF.

SI USANO TENICHE NON DISTRUTTIVE/COMPRESS/FLESSIONE

NON SI PUÒ MISURARE

↳ MISURE SBALLATE

↳ SI ROMPE NELLA LAVORAZ.

- SUONO CHE FA AL BATTITO (CON MARTELLO)

MISURA FREQUENZA RISONANZA → VIBRAZIONE → RELAZ.  $\lambda/E$

SUONO BASSO

↕  
FREQUENZA BASSA

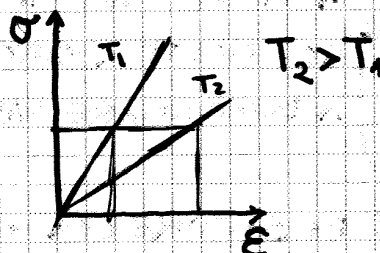
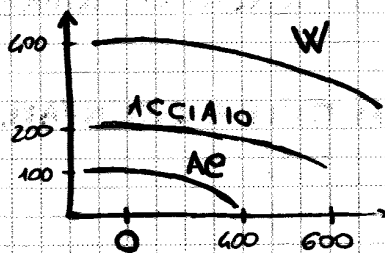
↳ E BASSA

APPLICABILE A OGGETTI COMPLESSI

↳ SI SENTONO PURE DIFETTI/POROSITÀ/GRANDI INCLUSIONI  
↳ ES. PIATTO ROTO

NON È DISTRUTTIVA

↳ MATERIALI COSTOSI



## CAMPO PLASTICO

SE C'È CAMPO PLASTICO LEGAMI ROMPONO E SI RIFORMANO

Me, ALCUNI POLIMERI, ALCUNI COMPOSITI

↑ CERAMICI, VETRI, ALCUNI POLIMERI E COMP. NON HANNO C. PLAST.

$\sigma_y$  PUO' VARIARE ENORMEMENTE

↓  
ACCIAI 250-1400 MPa

LEGHE NI 200-1600

LEGHE TI 200-1300 → MA TI + LEGGERO

LEGHE AL 100-650

ABS 50 → BASSI COME X TUTTI I POLIMERI

SE CALCOLO SNERVAM. IN MODO TEORICO (FORZA LEG.)  
SI DISCOSTA DI 3 ORDINI DI GRANDEZZA DA REALE

SNERV. TEORICO ⇒  $\sigma \cong \frac{E}{8}$

↓  
MOTO DISLOCAZIONI

σ<sub>REALE</sub> ≪ σ<sub>TEORICO</sub>

MONOCRISTALLI SI AVVICINANO  
DI PIU' A SNERVAM. TEORICO

PIANI + DENSI FAVORISCONO MOVIMENTO DISLOCAZIONI

CCC / CFC HANNO 12 DIREZ. SCORRIM → DUTILI, DEF.

HCP (ESAG) MAX 6 DIREZ. PLASTICA

Mg, Ti, Zn FRAGILI

↑ MINIMA DEF. PLASTICA

PIANI - DENSI

DIMENSIONI GRANI CAMBIANO A CAUSA DEI FENOMENI  
DI SCORRIM. ← LAMINAZIONE

↳ DEFORMAZ. PLASTICA

MATERIALI FRAGILI → NO DEFORMAZ. PLASTICA

MATERIALI DUTILI → C'E' DEFORMAZ. PLASTICA

CARICO DI ROTURA E' SEMPRE MAX

## CERAMICI

FRAGILI → NO DEFORMAZIONE PLASTICA

NON SI PARLA DI CARICO DI SNERVAMENTO, MA SOLO DI CARICO DI ROTTURA

DISLOCAZIONI FISSE / DIFFICILE RIFORMAZ. LEGATI

ALTRA CAUSA FRAGILITÀ → POROSITÀ  
CRICCHE SUP. E INT. } DIFETTI MACROSCOP.

ZONA PLASTICA QUASI ASSENTE, ALLUNGATI. PICCOLISSIMI

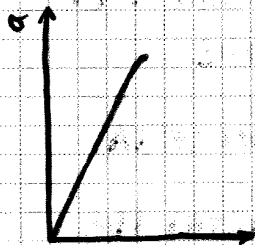


GRAFICO  $\sigma/\epsilon$  → RETTA CON ELEVATA PENDENZA

## FRATTURA FRAGILE (CATASTROFICA)

SUPERFICI DI FRATTURA SONO PIATTE E ⊥ ALLA TENS. APPLICATA

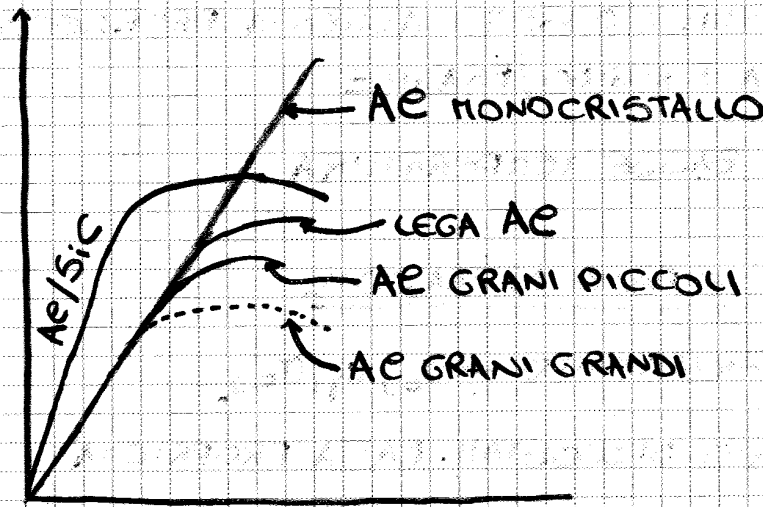
PROPAGAZIONE CRICCA A ROTTURA LUNGO PIANO RETIC. IN UN MONOCRISTALLO, LUNGO BDG IN UN POLICRISTALLO

↓  
CLEAVAGE

↓  
FRATTURA INTERGRANULARE

## DEFORMAZIONE A FRATTURA

	$\sigma_r$ (MPa)	$\epsilon_r$ (%)
ACCIAI	400-2500	40-12
LEGHE Al	330-770	8-16
VETRO $SiO_2$	110	1
$Al_2O_3$	200-360	1
POLIESTERI	60-80	1-2
NYLON	70-160	50-200



INCRUDIMENTO → AUMENTA SNERVAMENTO



SI RIDUCE MOTO DISLOCAZIONI

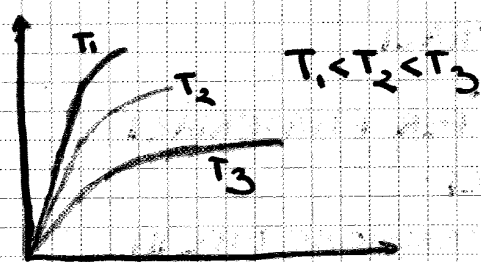
CURVA INGEGNERISTA → NON CONSIDERA STRIZIONE



NON CONSIDERA  
L'AREA VERA, MA  
L'AREA INIZIALE

ELAST. ALUNGH. STRIZIONE  
PLASTICO UNIF.

VARIAZ. TEMPERATURA

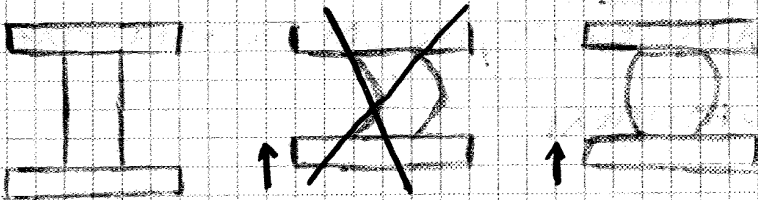


AL DIMINUIRE TEMP.

↓  
AUMENTA MODULO ELASTICO,  
AUMENTA TENSIONE SNERVAM.,  
SI ALZA CARICO ROTURA,  
DIMINUISCE DEFORMAZ. A  
FRATTURA

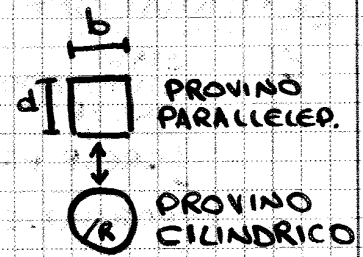
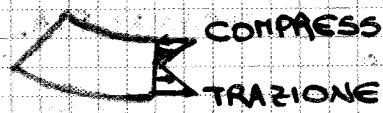
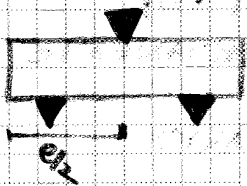
PROVA DI COMPRESSIONE SORRASTIMA LE PRESTAZIONI DEL MATERIALE CHE PUO' ESSERE SOGGETTO A FRATURA PRECOCE

PROBL: DISTORSIONE PROVINO (ES: POLIMERICI)



MODULO ELASTICO = TRAZIONE

PROVA A FLESSIONE (A 3 PUNTI)

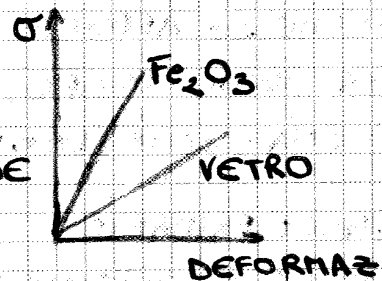


FRATTURA AVVIENE SOTTO (TRAZIONE)

SIA X MATERIALI FRAGILI CHE DUTILI

$$\sigma_{fs} = \frac{3FpL}{2bd^2}$$

MISURA DEFORMAZIONE



PROVE DI FLESSIONE A 4 PUNTI



PROVA DI FLESSIONE A 4 PUNTI ASIMMETRICA



RESISTENZA A TAGLIO

X MATERIALI GIUNTATI

CERAMICI → DISLOCAZ. SI MUOVONO MOLTO LENTAMENTE

CREEP = RESISTENZA ALLO SCORRIM. VISCOSO

FENOMENO ATTIVATO TERMICAMENTE:

Me	$T > 0,3 - 0,4 T_{fus} (K)$	DEFORMAZIONE PERMANENTE PROGRESSIVA
CERAMICI	$T > 0,6 - 0,7 T_{fus}$	
POLIMERICI	$T > T_g$	
VETRI	$T > T_g$	

TEMPERATURA FUSIONE VETROSA (GLASS)

↓  
L'AMORFO SI COMPORTA COME UN LIQUIDO

↓  
RAMMOLLIMENTO

LA PROVA CONSISTE NELL'APPLICARE UN CARICO COSTANTE

↓  
X ACCELERARE CREEP

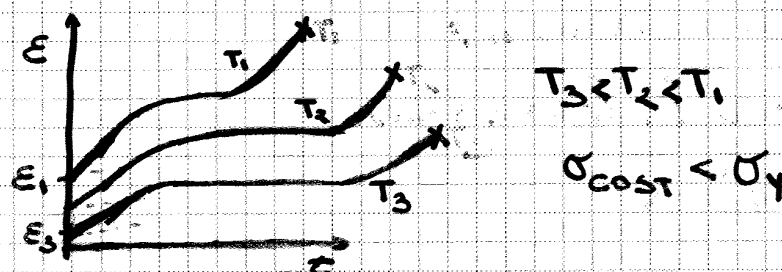
↓  
AUMENTARE CARICO

↓  
TEMPERATURE ALTE

$$\dot{\epsilon}_{ss} = \frac{d\epsilon}{dt} = C \cdot \sigma^n e^{\left(-\frac{E_{cr}}{RT}\right)} = A \sigma^n \quad \leftarrow \text{IN FASE DI CREEP SECONDARIO}$$

C = COST. CREEP → DIPENDE DA MATER.

$E_{cr}$  = EN. ATTIVAZ. DISLOCAZIONI



ALL'AUMENTARE DELLA TEMP. STATO STAT. + CORTO, ROTURA PRIMA (NEL TEMPO), AUMENTA  $\dot{\epsilon}$   
↳ ACCELERO PROCESSO

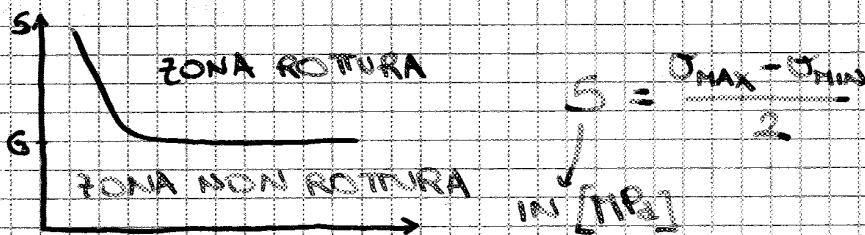


ALTRI MATERIALI CEDONO CIOE DOPO UN CERTO NUMERO DI CICLI → ES: LEGHE AL/CU

PRINCIPALE CAUSA ROTURA COMPONENTI

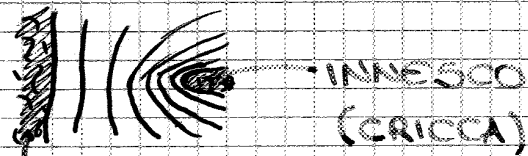
NON SI RILEVANO SEGNI PREMONITORI

FRATTURA APPARE FRAGILE, ANCHE SE MAT. DUTILE



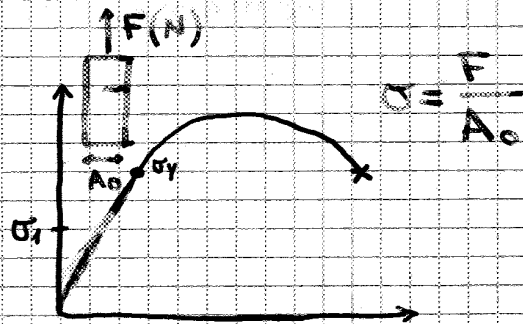
X RIDURRE PROBLEMA RIMANIAMO MOLTO AL DI SOTTO DEL CARICO DI ROTURA

### FRATTURA A FATICA



FRATTURA DI SCHIANTO

DIMINUISCE SEZIONE



SEZIONE UTILE + PICCOLA DI SEZ. INIZIALE

SI PROPAGA CRICCA ED ESCO DAL CAMPO ELASTICO, COSI' IL MATERIALE SI ROTTE

FRATTURA INTERGRANULARE → ROTURA LUNGO BDG (DI SCHIANTO)

SE NON C'E' CAMPO PLASTICO (MATERIALI FRAGILI) SI ROTTONO SUBITO

OCCORRE EN. SUP. ELASTICA  $\gamma_s$  A FORMARE 2 NUOVE SUPERF. CRITICA

$$\sigma_c = 2 \left( E \gamma_s / \pi b \right)^{1/2} \text{ - MATERIALI FRAGILI}$$

$$\sigma_c = 2 E (\gamma_s + \gamma_f) / \pi b)^{1/2}$$

TENACITA' A FRATTURA

$$K_{Ic} = Y \cdot \sigma_c (\pi a)^{1/2} = [MPa \cdot m^{1/2}]$$

TENS. CRITICA

LUNGH. CRITICA

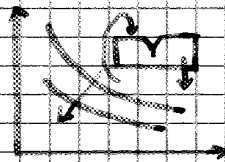
PRIMO MODO FRATTURA



$K_{Ic}$  INDICA CONDIZ. CRITICHE IN QUALSIASI MATERIALE

SE SINGOLI VINI E' + FACILE CHE SI CREI CRICCA

CURVA RESISTENZA A FATICA SI SPOSTA VS BASSO



SE RAFFORZO SUPERFICIE SI ROMPE DOPO 1 VOLTE

TRATTAMENTI SUPERFICIALI → PROGETTAZIONE A FATICA

LEGHE AL  $K_{Ic} = 24-44 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$

ACCIAI  $K_{Ic} \geq 50$

CERAMICI  $K_{Ic} \approx 1$

POLIMERI  $K_{Ic} \leq 1$  (SAVO ECCEZIONI)

$K_{Ic}$  NEI METALLI INDIPENDENTE DALLA GRANDERZA DEL PEZZO

$K_{Ic}$  IN POLIMERI / CERAMICI VARIA IN BASE AL PROVINO

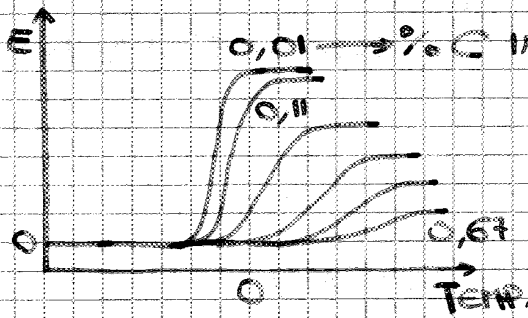
MATERIALE CERAMICO GRANDE HA QUALITA' MECC. + BASSE



AL DIMINUIRE DELLA TEMPERATURA SERVE E MINORE  
 X ROMPERLO

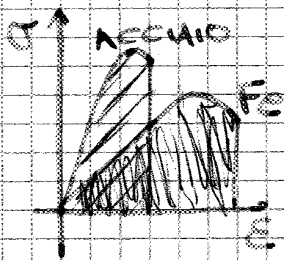
↓  
 X ACCIAI SOTTO UNA CERTA TEMP. NON ASSORBONO  
 ENERGIA

↓  
 DIVENTANO FRAGILI → INFRAGILIMENTO A BASSE TEMP.



SE AUMENTA TEMP.  
 AUMENTA TENACITA'  
 C INTERSTIZIALE DISTORCE  
 RETICOLO FE E OSTACOLA  
 TRANSIZIONE DUTILE-  
 FRAGILE

MA SE C'E' C ASSORBE MENO ENERGIA ALL'IMPATTO



A TEMPERATURE + BASSE NO DEFORMAZ.  
 PLASTICA, FRATTURA FRAGILE.

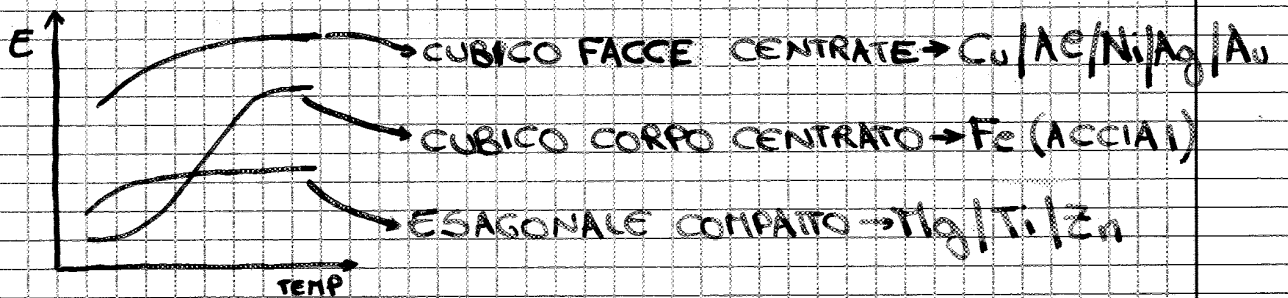
TESSA

TALTA



↓  
 SI COMPORTA  
 DA CERAMICO

≠ STRUT. CRIST.



SE PIANI RETICOLARI + DENSI + FACILE SCORRIM.  
 DIFETTI

↓  
 FCC HANNO MOLTI PIANI DI SCORRIMENTO

• DILATAZIONE TERMICA

• CAPACITÀ TERMICA

• CONDUCEBILITÀ TERMICA

CAPACITÀ TERMICA

CAPACITÀ DI ASSORBIRE CALORE

$$C = \frac{dQ}{dT}$$

$$c_p = \frac{dQ}{m \Delta T}$$

↑ CALORE ATOMICO

$$C = \left[ \frac{J}{m \cdot K} \right]$$

↓ CALORE SPECIFICO

↙ A CONFRONTARE MATERIALI

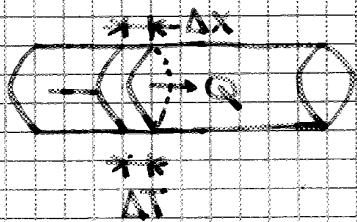
→ CAPACITÀ TERMICA DI UNA MASSA UNITARIA (1 Kg)

$$100 \text{ g} = 4,186 \text{ J}$$

↓ QUANTITÀ CALORE NECESSARIA A SCALDARE DI 1 GRADO 1g di H<sub>2</sub>O

$$C_{\text{H}_2\text{O}} = 4186 \text{ J/(Kg} \cdot \text{K)}$$

CONDUCEBILITÀ TERMICA



COEFF. DI CONDUCEBILITÀ TERMICA (K) = QUANTITÀ DI CALORE CHE IN UN SECONDO ATTRAVERSA UNA SUP. DI S=1 m<sup>2</sup> LUNGA 1 m, CON \Delta T=1°

$$\frac{Q}{A} = K \frac{\Delta T}{\Delta x}$$

$$K_{\text{met}} > K_{\text{ceramici}} \gg K_{\text{polimeri}}$$

$$\text{AL} \rightarrow K = 204$$

$$\text{VETRO} \rightarrow K \approx 2$$

$$\text{POLIMERI} \rightarrow K < 1$$

$$\text{Cu} \rightarrow K = 398$$

$$\text{ACCIAI} \rightarrow K \approx 50$$

$$\text{TEFLON} \rightarrow K = 0,25$$

$$\text{DIAMANTE} \rightarrow K = 2320$$

V.I.P. (VACUUM INSULATION PANELS)

↓  
FANNO IL VUOTO TRA I FORI

↓  
USATI NELL'INDUSTRIA A RIDURRE SPESSORE

CONDUTTORI

• Me

DIAMANTE (K=2000)

• CERAMICI CON ALTO K → BN (CUBICO) 1300  
 AEN 200  
 SiC 130 } K > ACCIAI

↓  
ATOMI CON TA SIMILE  
FORTE LEG. INTERATOMICO  
STRUT. CRISTALLINA SEMPLICE  
ALTA SIMMETRIA

NO DIFETTI  
GRANI GROSSI (POCHI 80G)

GRAFITE  
↳ ANISOTROPA  
↓  
TRA I PIANI K=3,5    ↓  
NEL PIANO K=400

DISSIPATORI CERAMICI → ES: AEN

MONOCRISTALLI HANNO  
MAGGIORE CONDUCEBILITÀ

DILATAZIONE TERMICA

TUTTI I SOLIDI SI ESPANDONO SE RISCALDATI

$$\frac{L}{L_0} = \alpha \cdot (T_f - T_0)$$

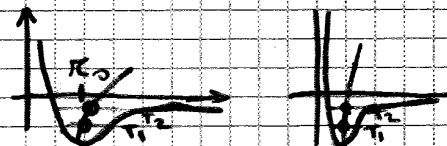
DEFORMAZIONE

$$\frac{\Delta L}{L_0} = \alpha \cdot (\Delta T) = \epsilon = \frac{\sigma}{E}$$

↓  
SOLLECITAZIONI TERMO-MECCANICHE  
 $\alpha = 10^{-6} K^{-1}$

> ENERGIA LEGAME → > PROFONDITÀ CURVA FORZE

MINORE VALORE DI  $\alpha$  ← ATRAZIONE/REPULSIONE

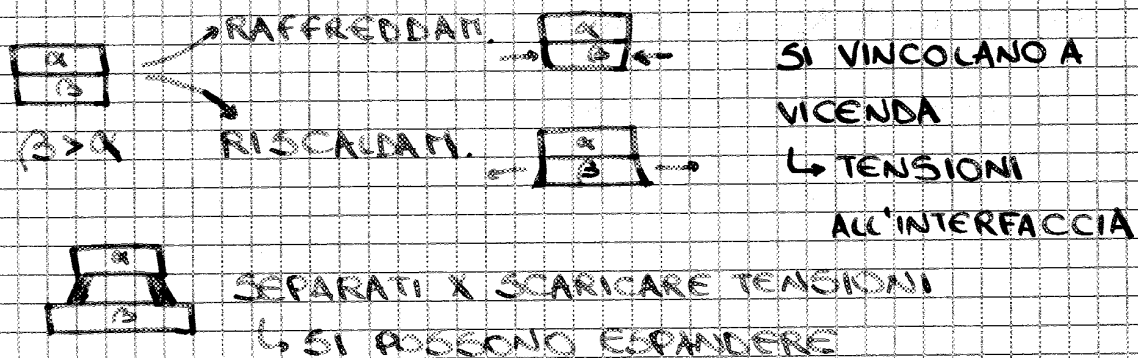


MATERIALI DUTILI → TENSIONI ASSORRITE IN CAMPO PLASTICO

MATERIALI FRAGILI → VARIAZ. REPENTINE TEMP. CREANO  
ROTTURA

COMPOSITI →

TENSIONI MECCANICHE ALL'INTERFACCIA DI MATERIALI  
A  $\neq$  COEFF. DI DILATAZ. TERMICA



RESISTENZA ALLO SHOCK TERMICO

VARIAZIONE MAX DELLA TEMPERATURA CHE PUÒ SUBIRE UN MAT.  
SENZA ROMPERSI

$$TSR \cong \frac{\sigma_p K}{E \alpha}$$

$\sigma_p$  → CONDUCIBILITÀ TERMICA  
 $E \alpha$  → DILATAZ. TERMICA

RESISTONO BENE A SHOCK TERMICO MATERIALI CON ALTO  $\sigma_p$   
E CONDUTTORI → ES: METALLI

RESISTONO BENE SE  $E$  E  $\alpha$  BASSI

Me →  $\sigma_p$  ALTA,  $K$  ALTA,  $E$  MEDIA,  $\alpha$  MEDIA → BUONA TSR

CERAMICI →  $\sigma_p$  BASSA,  $K$  BASSI,  $E$  ALTI,  $\alpha$  BASSI, NO DEFORMAZ.

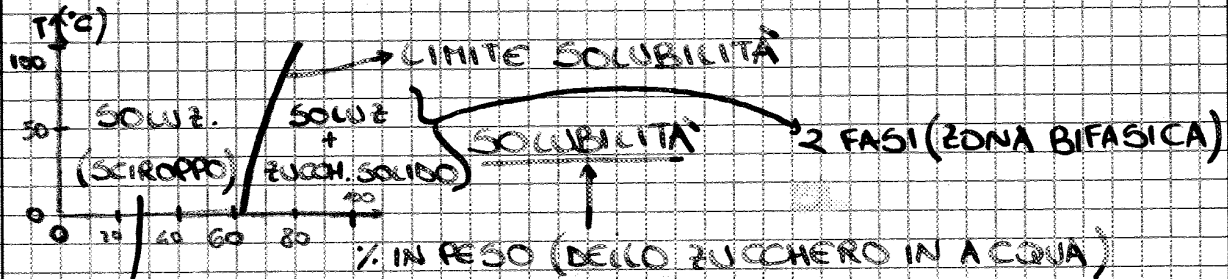
PLASTICA → PESSIMA RESISTENZA ALLO SHOCK TERM.

VETRI →  $\sigma_p$  BASSA,  $K$  BASSA,  $E$  MEDIO-BASSA,  $\alpha$  BASSO SE  
TEMP.  $> T_g$  (I + BASSI IN NATURA X SILICE)

VETRO-CERAMICI →  $\sigma_p$  ALTO → OTTIMO TSR (ES: PORCELLANA)  
PIREX

## DIAGRAMMI DI STATO

FASI CHE CI SONO AL VARIARE DELLA TEMPERATURA E DELLA CONCENTRAZ. DI UNO DEI 2 ELEMENTI (O COMPOSTI)



MISCELA → 1 FASE (ZONA MONOFASICA)

FASE = PORZIONE OMOGENEA DI UN SISTEMA, FISICAMENTE E CHIMICAMENTE OMOGENEO

IN OGNI SUA PARTE HA LO STESSO COMPORTAMENTO CHIMICO-FISICO

## REGOLA DELLA FASI GIBBS

VARIANZA ( $V$ ) = NUMERO DI PARAM. INTENSIVI (PRESS, TEMP, COMPOSIZ) CHE SI POSSONO VARIARE A PIACERE SENZA CAMBIARE NUM. FASI SIST.

↳ GRADI DI LIBERTA'

$$V = C - F + n$$

↳ NUM. FASI  
 ↳ VARIABILI FISICHE CONSIDERATE  
 ↳ TEMP, COMPOSIZ  
 SE P COST  
 ↳  $n =$

LEGGI DI GIBBS (EN-LIBERA):

$$G = H - TS$$

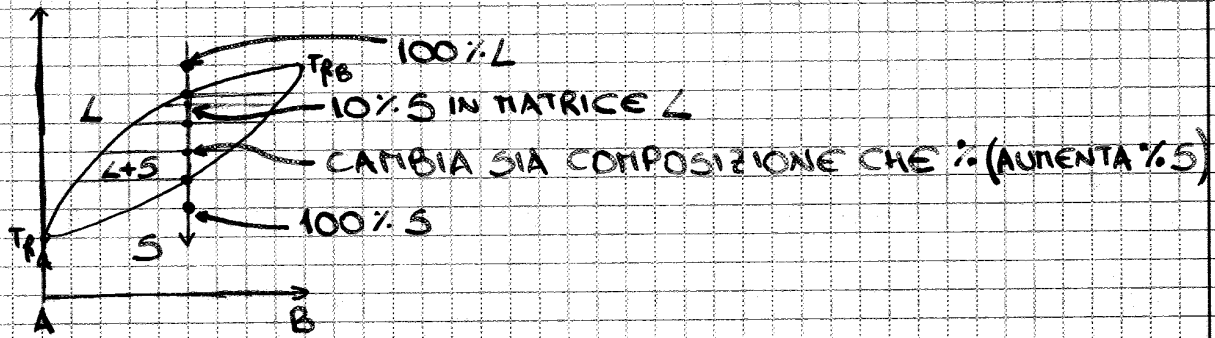
SONO REAZIONI LENTE → BISOGNA RIMANERE NELLE CONDIT. DI EQUILIBRIO PERCHÉ

VETRI, CHE SI FORMANO, VALGANO I DIAGRAMMI DI STATO VELOCI, NO D. STATO



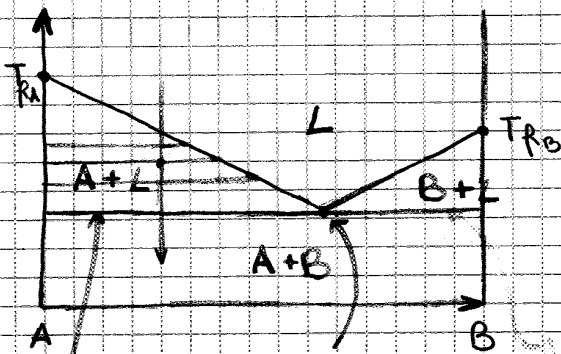
ALL' INTERNO DELLA STESSA ZONA BISAFICA IL LIQUIDO E IL SOLIDO HANNO UNA COMPOSIZIONE FISSA, VARIA LA % DI LIQUIDO E SOLIDO PRESENTI (A UNA CERTA TEMP.)

SOLIDIFICAZIONE



SOLUBILITA' NULLA ALLO STATO SOLIDO E COMPLETA ALLO STATO LIQUIDO

ES: 2 He CON RAGGI ATOMICI MOLTO F



%A AL DIMINUIRE DELLA TEMP IN (A+L) AUMENTA (REGOLA DELLA LEVA)

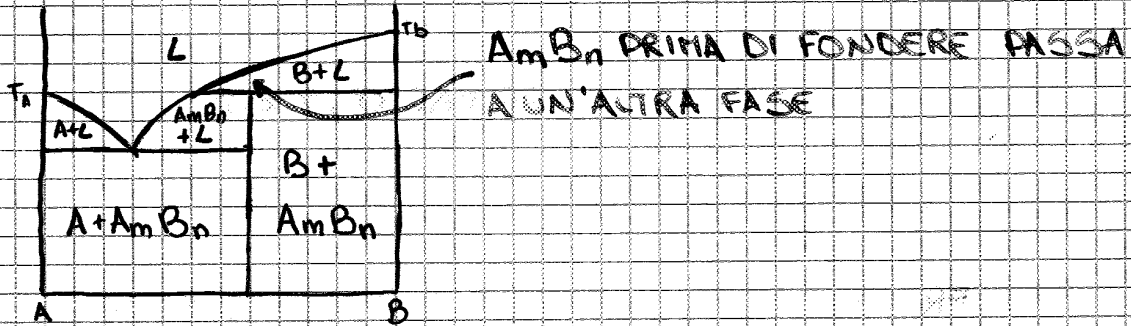
PUNTO EUTETTICO → CHE FONDE BENE

LEGAME A-B + STABILE DEL LEGAME A-A E DI B-B

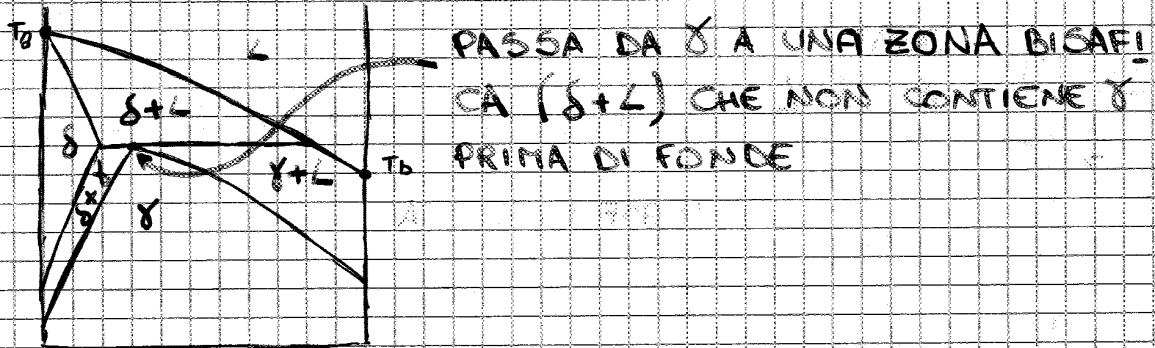
ISOTERMA EUTETTICA → AL DI SOPRA C'E' UNA % DI LIQUIDO, SOTTO C'E' SOLO SOLIDO

SOLO IN COMPOSIZ. EUTETTICA SI PASSA DIRETTAM. DA 100% L A 100% S

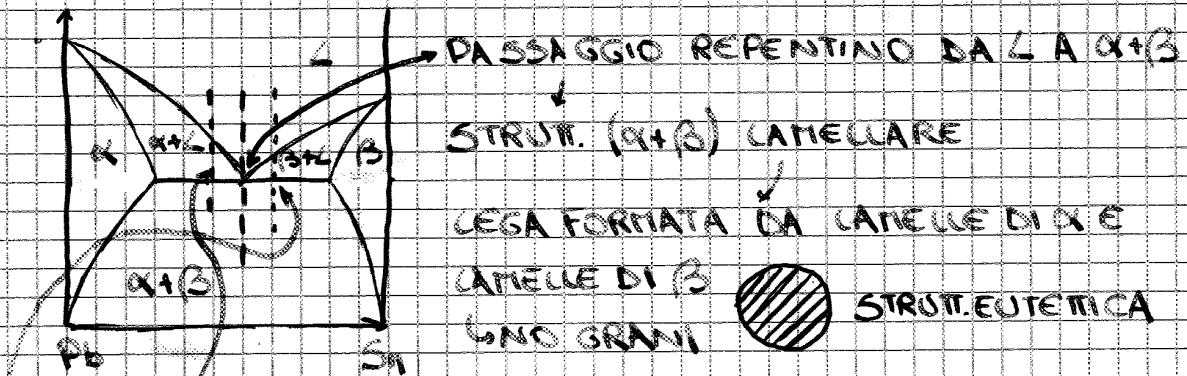
COMPOSTO A FUSIONE INCONGRUENTE



TRASFORMAZIONI PERTETTICHE



RAFFREDDAMENTO EUTETTICO



$\alpha$  RIESCE A FORMARE GRANI,  $\beta$  NO  $\rightarrow$  GRANI  $\alpha$  + STRUT. LAMELLARE

$\alpha$  PRIMARIO (PRO-EUTETTICO)  $\rightarrow$  GRANI  $\alpha$   
 STRUT. EUTETTICA  $\rightarrow$  LAMELLARE  
 COMPOSIZ. IPOEUTETTICA

DOPO PUNTO EUTETTICO  $\rightarrow$  COMPOSIZ. IPEREUTETTICA  
 ( $\beta$  PRIMARIO + STRUT. EUTETTICA)  
 STESSO DISCORSO SE NON  $\alpha$  E  $\beta$ , MA A E B

CEMENTITE → METASTABILE → IN TEMPI LUNGI SI SEPARANO  
 $(Fe_3C)$  C E Fe

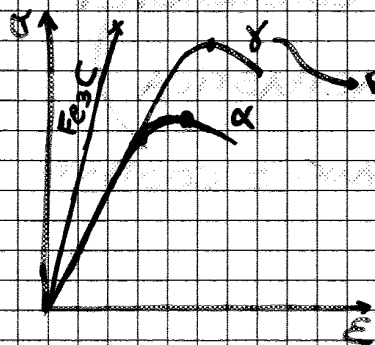
α: (CCC) FERRITE SOLU. SOLIDA DI Fe α E C → FINO A 0,02% C

γ: (FCC) AUSTENITE → SOLU. SOLIDA Fe γ E C → FINO A 2,14% C

δ: (CCC) SOLU. SOLIDA Fe δ E C

RIDISTRIBUZ. EUTETOIDICA DEL C A DIFFUSIONE → PERLITE

↓  
 LAMELLE α + Fe<sub>3</sub>C



RAFFORZATI. DOWTO ALLA % C

Fe<sub>3</sub>C SI COMPORTA COTIE UN CERAMICO

PROP. DEGLI ACCIAI DOWTO A % α, % Fe<sub>3</sub>C

↓  
 DUTILE, MALLECIBILE

↓  
 DURO, FRAGILE

FASI PRINCIPALI:

AUSTENITE, FERRITE, CEMENTITE, (GRAFITE)

COSTITUENTI METALLOGRAFICI:

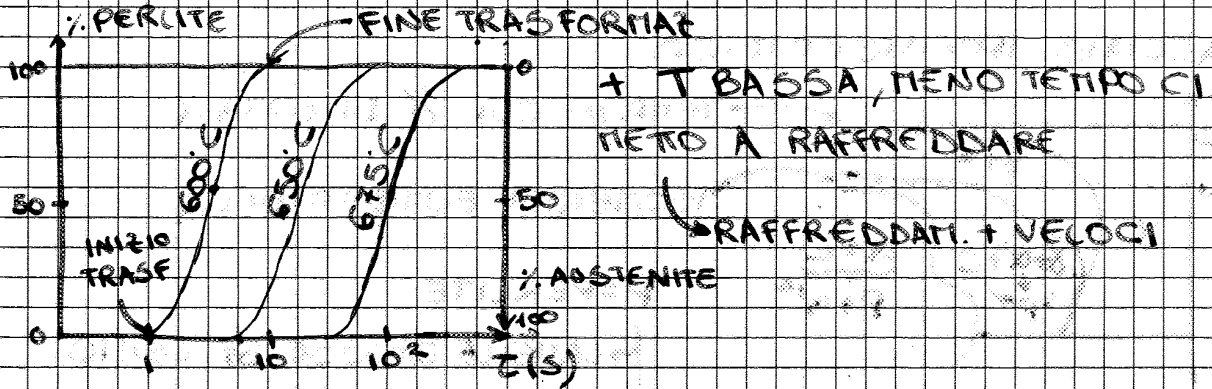
- PERLITE → NON È UNA FASE!
- LEDEBURITE → SOTTO EUTETICA

ACCIAI:

IPOEUTETOIDICI → C < 0,8% → PERLITE + α → VEDO BDG

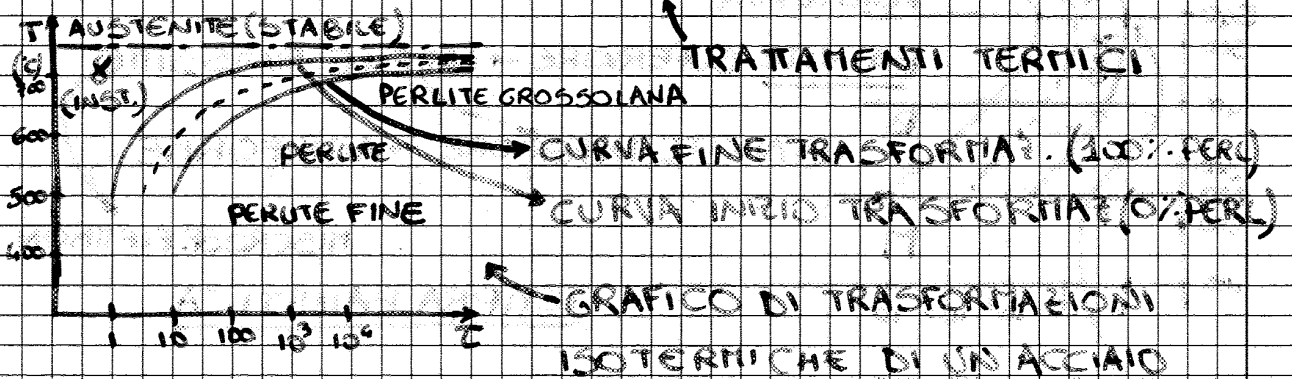
EUTETOIDICI → C = 0,8% → PERLITE

IPEREUTETOIDICI → C > 0,8% → PERLITE + Fe<sub>3</sub>C → CHIARA, LUCENTE



X QUALCHE TEMPO AL DI SOTTO DELL'EUTETTOIDE HO UNA PARTE DI  $\delta$  E UNA PARTE DI PERLITE (NON SONO ALL'EQUILIBRIO)

SE RAFFREDDO VELOCEMENTE ACCIAIO EUTETTOIDICO, C'E' UN TEMPO PER CUI ABBIAMO SIA PERLITE CHE  $\delta$

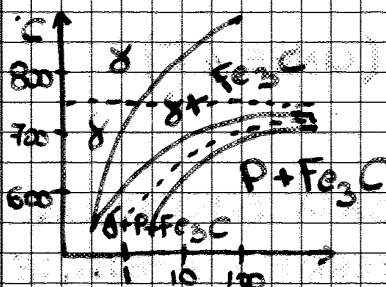


TRATTAMENTO TERMICO CON SBALZO DI TEMP. ← EUTETTOIDICO (TTT)

SE RAFFREDDATI. E' LENTO I GRANI/LE LAMELLE DI PERLITE SARANNO GROSSE (C HA TEMPO DI DIFFONDERE)

SE RAFFREDDAMENTO VELOCE → LAMELLE SOTTILI/FINI

X ACCIAIO IPEREUTETTOIDICO



SE RAFFREDDATI. LENTO → LAMELLE GROSSE

RAFFREDDATI. VELOCE → LAMELLE FINI

**TRATTAT. TERMICI DOPO UNA TEMPERA**

PERLITE, BAINITE, RISCALDATE A CIRCA 700°C PER 18-24 ORE

SFEROIDITE → SFERETTE DI CEMENTITE IN MATRICE FERRITICA

(AL POSTO DI LAMELLE / AGHI)

SEMBRA UN COMPOSITO FERRITE + CEMENTITE (NON CERAMICO)

PROP. DUTILI CONSERVANDO PROP. MECCANICHE

(PERLITE ERA FRAGILE)

ES: CARICO SNERVANI, ROTTURA

MARTENSITE SFEROIDIZZATA HA SFERETTE + PICCOLE

X RAFFREDDARE A TEMP. COSTANTE SI IMMERGE ACCIAIO IN UN LIQUIDO A TEMP. FISSA

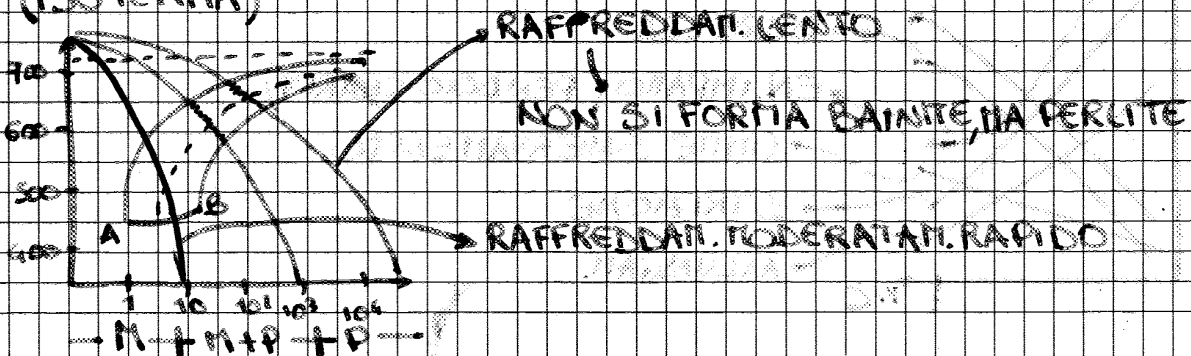
LA MAGGIOR PARTE DEI RAFFREDDATI AVVIENE IN MODO CONTINUO → RAFFREDDAM. CONTINUO

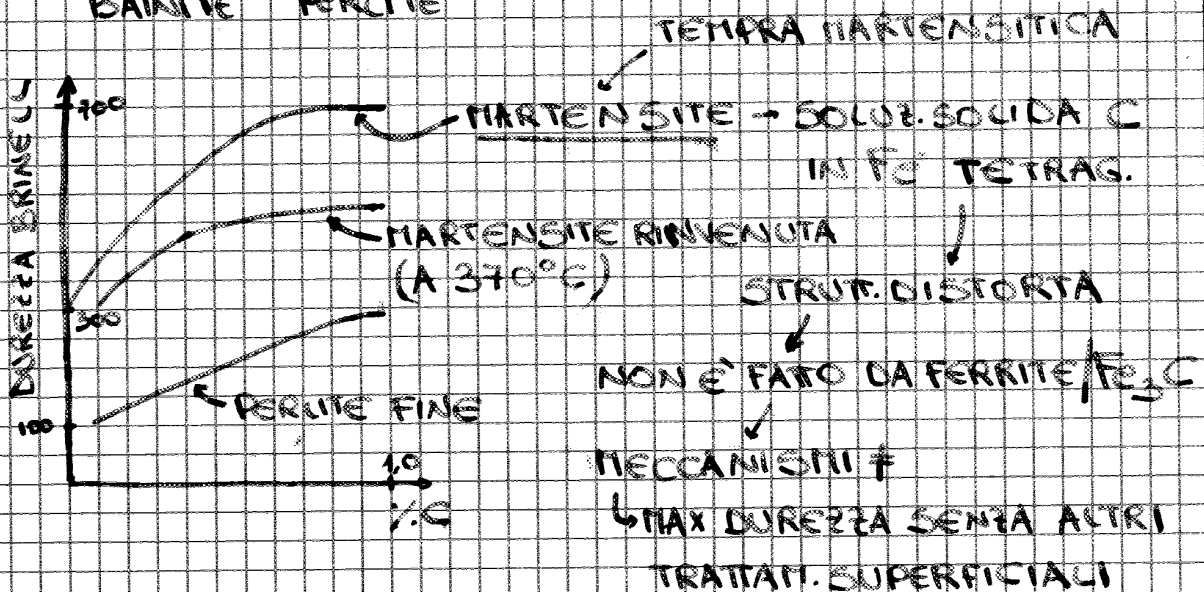
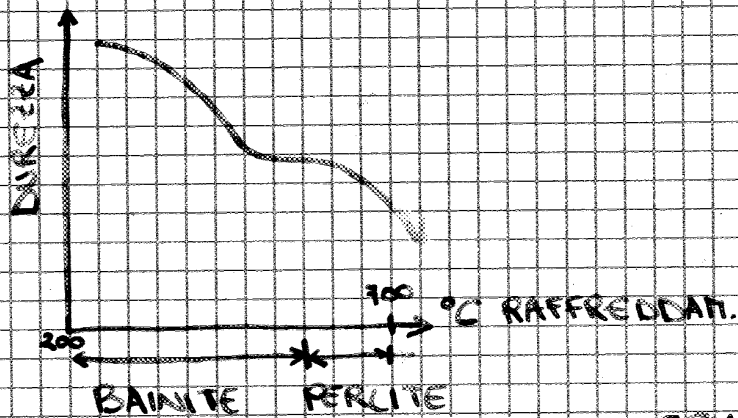
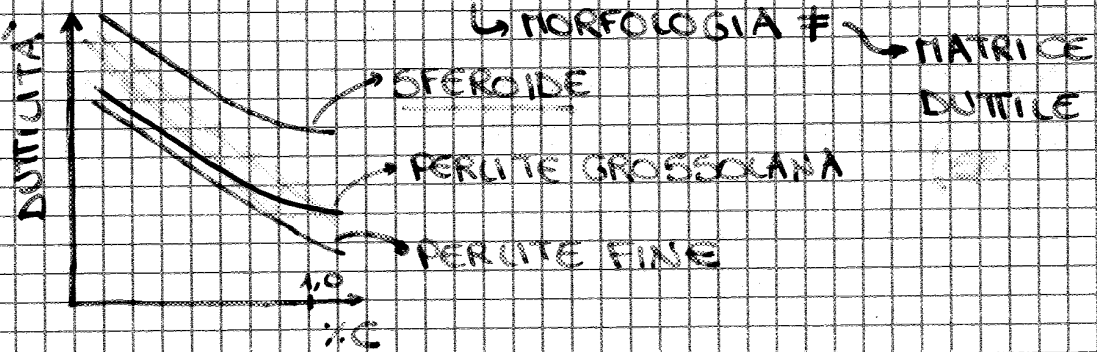
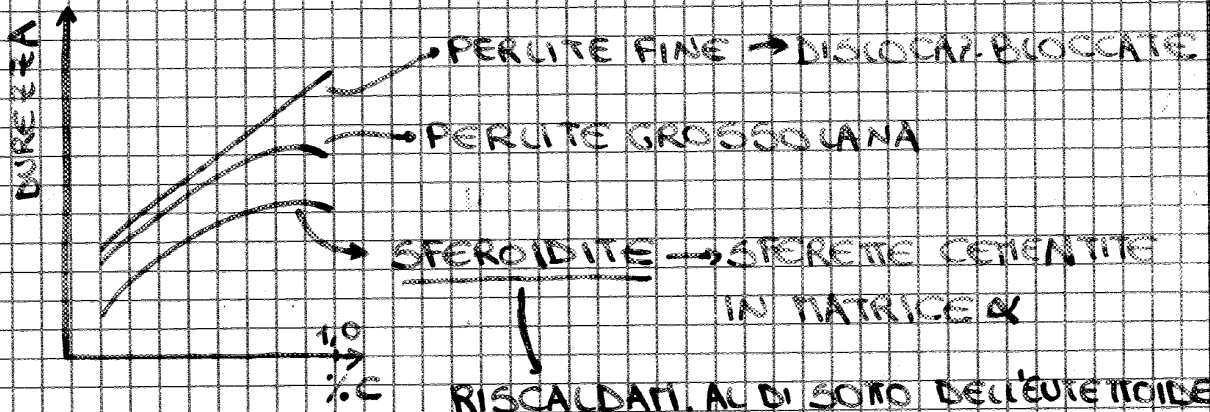
DIAGRAMMA CCT

GRAFICO ≠ DA RAFFREDDAM. ISOTERMICO

SI RIESCE SOLO A FORMARE PERLITE E MARTENSITE

X OTTENERE BAINITE SERIE TRATTAT. TEMPERA BAINITICA (ISOTERIA)





## RICOTTURA COMPLETA

↓  
RISCALDAM. DELL'ACCIAIO FINO A TEMP. POCO SUPERIORE (50°C) DI  $A_3$   
↳ AUSTENIZZAZIONE → UNIFORME  
↓  
RAFFREDDAM. LENTO → SI FORMA FERRITE  $\alpha$  + PERLITE GROSSOLANA

## RICOTTURA DA OFFICINA

↓  
RISCALDAM. SOTTO  $A_1$  → NON MODIFICO STRUTTURA, MA SOLO ADDOLCIMENTO

## NORMALIZZAZIONE

↓  
RISCALDAM. SOPRA  $A_3$  (AUSTENIZZAZIONE) → RAFFREDDAM. ARIA CALDA (FUORI DAL FORNO) (↑ VELOCE DI RICOTTURA COMPLETA)  
↓  
PERLITE FINE

## TEMPRA

RISCALDAM. FINO A +50° DA  $A_3$  → AUSTENIZZAZIONE  
↓  
RAFFREDDAM. VELOCE → ACQUA, SOLVE. SAUNE, SACI FUSI, OLIO, ARIA  
↓  
MARTENSITE  
↓  
SEVERITA' TEMPRA DECRESCENTE

ACQUA PURA QUASI MAI (XKE' BOLLIREBBE)

↓  
SI USANO SOLVE. SACI IN  $H_2O$  → AUMENTA  $T_{eb}$

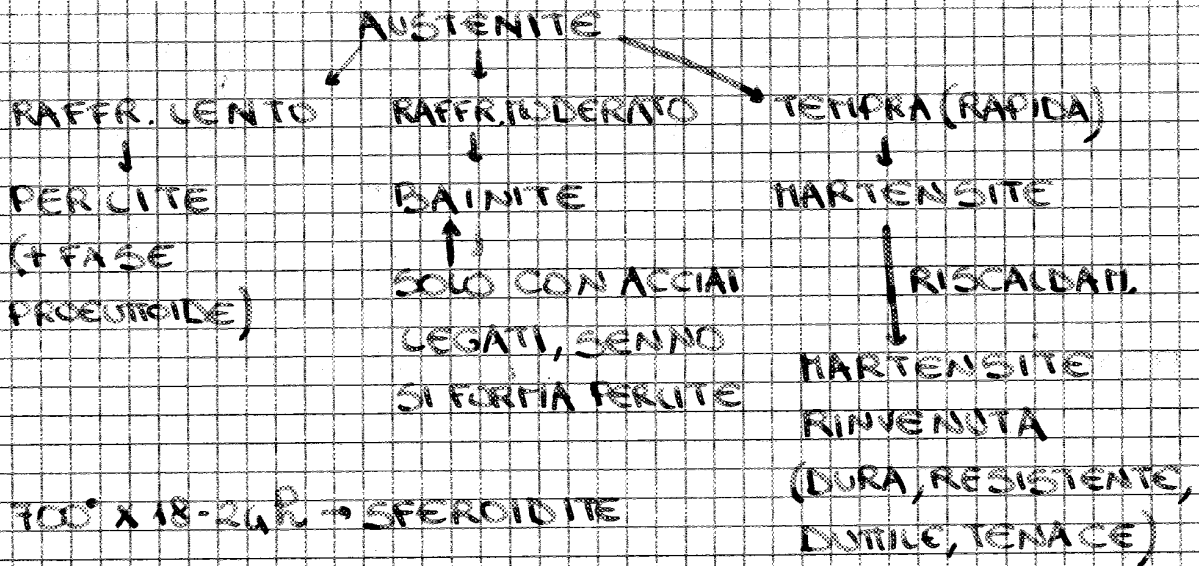
SACI FUSI →  $T$  PIU' ALTI DI SOLVE. SALE/ $H_2O$

↓  
COSI' NON VIENE MARTENSITE PURA ED E' MENO FRAGILE

VELOCITA' RAFFREDDAM. VARIA IN FUNZ. DELLA GEOMETRIA DEL PEZZO E DEL MEZZO TEMPERANTE CON LA DIST. DALLA SUP. SE AGITATO FA VARIARE  $\dot{V}$  RAFFR.

CURVE DI TEMPERA (GRAFICI)

**CURVE DI RAFFREDDATI. CONTINUO**



TRATTAMENTI:

RICOTTURA → COMPLETA/OFFIC.

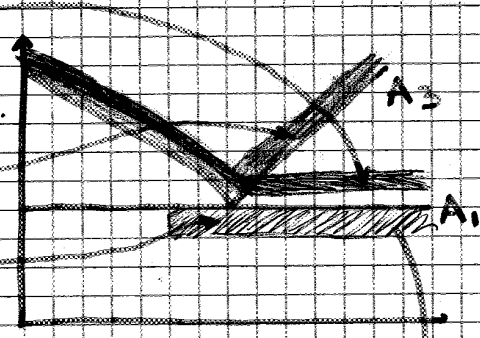
NORMALIZZAZIONE

TEMPRA

SFEROIDIZZAZIONE

RINVENIMENTO

BONIFICA = TEMPRA + RINVENIMENTO



MAX DUTILITA'  
X LAVORAZIONI,  
STAMPAGGIO

TRATTAMENTI ED ESISTENZI

VARIAZIONE COMPOSITI SUPERFICIALE



• NITRAZIONE → AGGIUNGO X DIFFUSIONE N

SI FORMANO NITRURI → STABILI, ALTA DUREZZA

DIFFUSIONE AZOTO A 500°C (+ FACILE)

IN AMBIENTE RICCO

DI NH<sub>3</sub> (A 300°C)



EVITIAMO DISTORSIONE PEZZO

NON DOVENDO FORERARE

TEMP. CRITICA

USATI SU ACCIAI DA BONIFICA

COSTOSO

ELEVATA RESISTENZA A FATICA

RESISTE CON HV COST. FINO A 400°C

• TEMPRA SUPERFICIALE

RISCALDAM. SOPRA A<sub>s</sub> SOLO UN PICCOLO STRATO DI ACCIAIO  
E POI BRUSCO RAFFREDDAMENTO

RISCALDAM. A INDUZIONE X VIA ELETTROMAGNETICA  
(SOLO SUPERFICIALE)

ZONA TEMPRATA + SCURA

RISCHIO CRICCHE

ACCIAI LEGATI → SOLUZ. SOLIDE SOSTITUZIONALI

ELEMENTI IN LEGA → INNALZAMENTO / ABBASSAMENTO T. CRITICA

ELEMENTI ALFOGENI (Si, Cr, V, Mo, W, Nb) → STABILIZZANO α  
(CRISTALLIZZANO CCC)

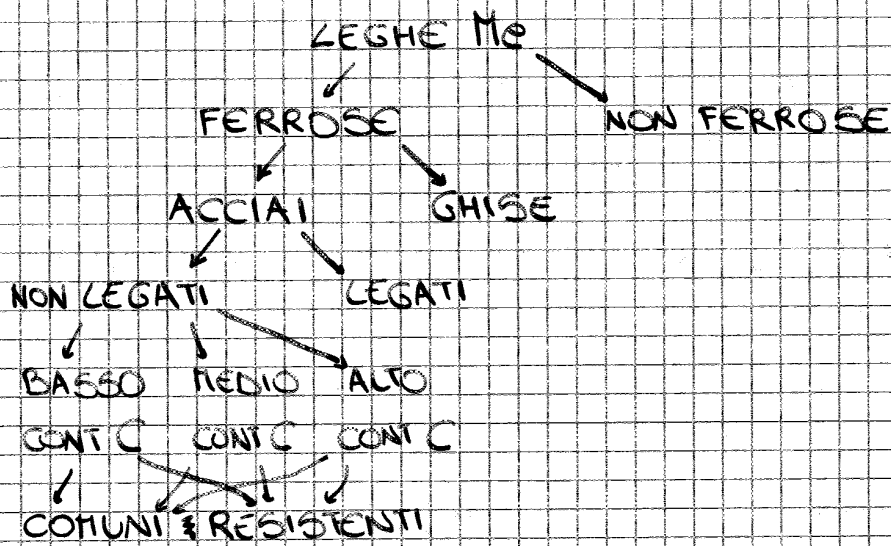
↑  
AUMENTANO FASE α → DUTILE

ELEMENTI AUSTENITIZZANTI (Mn, Ni, Co, Cu) → STABILIZZANO δ  
(FCC, RETICOLI SIMILI)

(GAMMOGENI)

↑  
SOLUZ. SOLIDE δ COMPLETE

↓  
ACCIAI AUSTENITICI A T. AMBIENTE



### ACCIAI INOSSIDABILI

ALTO LEGATI → CON  $\alpha$ GENI → FERRITE  $\alpha$  CON SOSTITUIZ.  
DI ELEMENTI IN LEGA

→ CON  $\gamma$ GENI → AUSTENITICI  
→ MARTENSITICI

ALTA RESISTENZA A CORROSIONE ←  $C_{Cr} > 11\%$

AD ALTISSIMA RESISTENZA: INDURITI X PRECIPITAZIONE

AISI 316

### RESISTENZA AL CREEP

NESSUN ACCIAIO CI SCAPPA → SI USANO SUPERLEGHE  
USATI PRECIPITATI / MONOCISTALLI X AVERE PROP. MIGLIORI.

GHISE BIANCHE → % C COME  $Fe_3C$

↓  
CEMENTITE IN MATR. PERLITICA (A TAMB)

← DURE E FRAGILI

GHISE GRIGIE (C = 2,5-3,5%; Si = 1-3%)

↓  
C COME CEMENTITE / GRAFITE

↓  
FIOCCHI DI GRAFITE IN MATR. PERLITE / FERRITE  $\alpha$

← DURE, FRAGILI, SMORZANO VIBRAZIONI

← SONO LE + COMUNI

GHISE NODULARI DUTILI → GRAFITE NODULARE IN MATR...

↓  
RICOTTURA 800-900° GHISE BIANCHE

← PLASTICITÀ A FREDDO

GHISE SFEROIDALI → GRAFITE SOTTO FORMA DI SFEROIDI

IN MATR. PERL / FERRITICA / MISTA

← AGGIUNTA Mg / Ce GHISE GRIGIE

← PREGIATE, DUTILI

← COME ACCIAI A BASSO TENORE C

X COMPONENTI MECCANICI SOTTOPOSTI A USURA

PRODOTTE NELL'ACTOFORNO DA MINERALI CON IONI  $Fe^{2+}$

↓  
RIDUZIONE  $Fe$  DA IONICO A METALLO TRAMITE OSSIDAZ. CO  
(REAZ. ESOTERMICHE)

X PREPARAZ. ACCIAIO GHISA VIENE AFFINATA TRAMITE  $O_2$   
CHE CONSUMA C (PRODUCE  $CO_2$ ) (INSUFFLAZIONE)

$C_u$  GRANDE RISPETTO AD  $A_c$  → SOLUBILITÀ INCOMPLETA

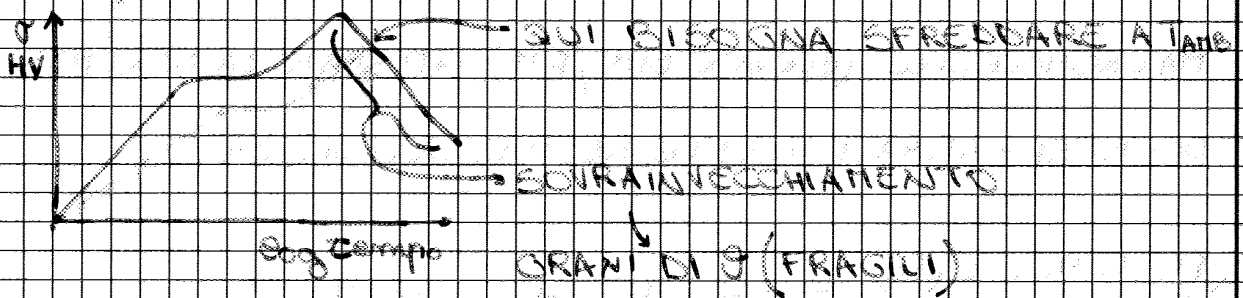
IN PUNTO MAX SOLUBILITÀ  $C_u$  IN  $A_c$  FACCIAMO UNA TEMpra (RAFFREDDAM. VELOCE)

↳ X GRANI FINISSIMI DI  $\theta$  → PRECIPITATO

↳ X SOVRASATURAZIONE DI  $C_u$  → METASTABILE

CON INVECCHIAMENTO (RISCALDAM. A  $T_2 \approx 300^\circ C$ )

X TORNA A %  $C_u$  SECONDO  $T_0$ , IL  $C_u$  SI MUOVE X DIFFUSIONE (MINUTE PARTICELLE  $\theta$ )



GRANI  $\theta$  + PICCOLI AUMENTANO PROP. MECCANICHE

RIUSCIAMO A SUPERARE RESISTENZA A TRAZIONE DI SCOTTI

(N ACCIAI CON DENSITÀ  $\approx$ )

(DIMINUISCE DUTTILITÀ)

NOMENCLATURA → X XXX → IL 1 NUMERO INDICA IL PRINCIPALE ELEM. IN LEGA

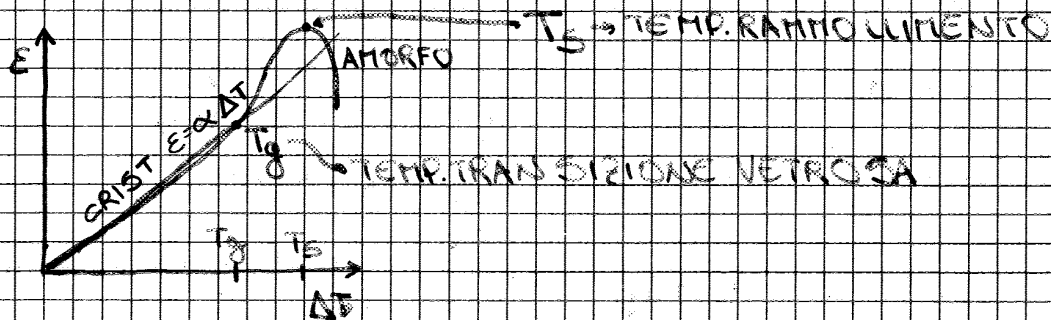
↳ 1 =  $A_c$ ; 2 =  $C_u$ ;

3 =  $Mn$  (NON INVECCHIABILI);

6 =  $Si$ ,  $Ti$ , 7 =  $Zr$  (INVECCHI)

## POLIMERI

PROP. OPPOSITE AI  $M_e$



CON LO STESSO POLIMERO POSSO FAR VARIARE P.M.  
E % CRISTALLINITÀ

↳ CAMBIO PROP. MATERIALE

DA PE POSSO OTTENERE GRASSI / CERE / PLASTICHE

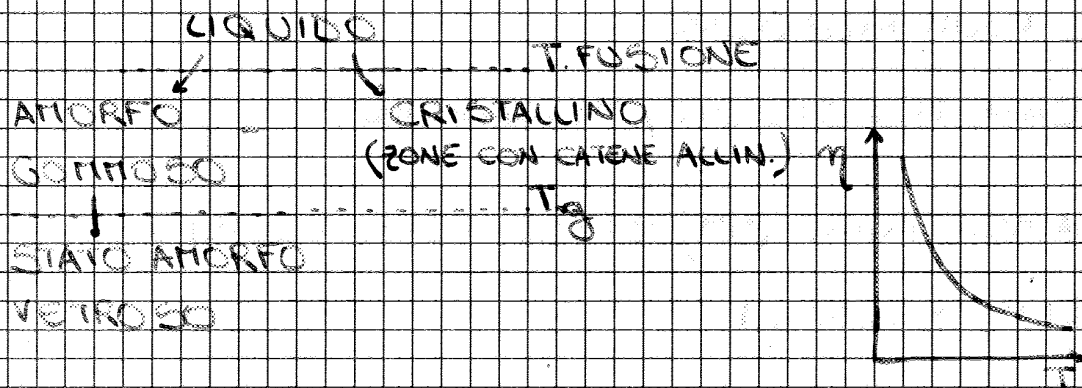
### POLIMERI TERMOPLASTICI

STRUTT. LINEARE / RAMIFICATA

RAMMOLLISCONO CON IL CALORE E SQUIDIFICANO A  
RAFFREDDATI IN MODO REVERSIBILE (NO ALTERAZIONE  
STRUTT.)

↳ RICICLABILI

LAVORABILI A STAMPAGGIO A BASSE TEMP. (LIQUIDO AMORFO)



MOLTI POLIMERI CRISTALLIZZANO FORMANDO SFERULITI

STRUTT. CRISTALLINA + STRUTT. AMORFA

### POLIMERI TERMOINDURENTI

ELASTOMERI (GOMME)

TERMOINDURENTI

SI DECOMPONGONO A SUCCESSIVI RISCALDAM.

↳ NON RIUTILIZZABILI

RESISTENZA MECCANICA SUPERIORE

## ESERCITAZIONE 1

### 1) DENSITA' DI MATERIALI: VETRI, POLIMERI, METALLI?

VETRI  $\rightarrow 2,5 - 3,5 \text{ g/cm}^3$

POLIMERI  $\rightarrow < 1 \text{ g/cm}^3$  CON ALCUNE ECCEZIONI: TEFLON

METALLI  $\rightarrow 1,7 - 2,7$  LEGHE  $\text{Ti, Al, Fe, ACCIAI, GHISE}$   $8 \text{ g/cm}^3$

### 2) 2 DIFFERENZE TRA MATERIALI AMORFI / CRISTALLINI

AMORFI  $\rightarrow$  DISORDINATI, RAMMOLISCONO, DIST. LEG. ALONI

CRISTALLINI  $\rightarrow$  STRUT. ORDINATA, RETICOLI, FONDONO, HANNO BDG,  
PICCHI DI DIFFRAZIONE

### 3) DEFINIRE VISCOSITA', UNITA MISURA

LA VISCOSITA' E' LA RESISTENZA ALLO SCORRIM. LAMINARE

$\mu \rightarrow$  POISE  $\rightarrow 10 \text{ POISE} = 1 \text{ P} \cdot \text{S}$

### 4) QUALI DIFETTI IN MAT. CRISTALLINO?

• PUNTUALI  $\rightarrow$  SOSTITUI, INTERSTIZIALI, VACANZE, LACUNE

• LINEARI  $\rightarrow$  DISLOCAZIONI

• TRIDIMENSIONALI  $\rightarrow$  BDG  $\nearrow$

SE GRANI + PICCOLI PROP. MECC. SUPERIORI

### 5) CHE EVIDENZIABILI BDG CHIMICAMENTE?

I BDG DI GRANO SONO + REATTIVI (DELLE PARTI INTERNI),  
DOWTO AI LEG. DISTORTI

### 6) STRUT. AMORFA

DISORDINATA, RAMMOLLIMENTO, NO TEMP. FUSIONE. SI  
OTTENGONO SE RAFFREDDATI VELOCEMENTE

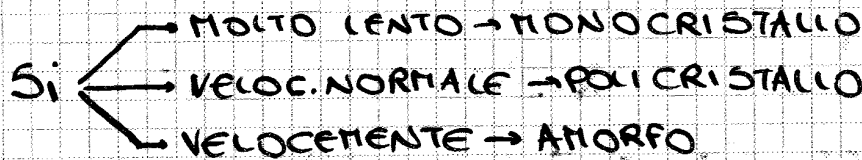
NEI CERAMICI È POSSIBILE LA ROTTURA, MA NON LA FORMAZIONE DI NUOVI

### 2) INCRUDIMENTO

L'INCRUDIMENTO È L'INTERAZ. DI RESOLUZIONE TRA 2 DISLOCAZIONI, CHE SI BLOCCANO



### 3) EFFETTO DELLA VELOCITÀ RAFFREDDAMENTO



### 4) INFLUENZA BDG SU PROP. MECCANICHE LEGHE

GRANI PICCOLI → PROP. MECCANICHE ALTE GRAZIE A INTERAZ. BDG CON DISLOCAZIONI

### 5) POLIMORFISMO (CON ESEMPIO)

SOLIDO CAMBIA SUA STRUT. CRISTALLINA AL VARIARE DI  $T$   
ES: Fe

### 6) MONOCRISTALLI/POLICRISTALLI + ESEMPIO

1) DEFINIRE TENSIONE/ALLUNGAM. + U.M. / DEFORMAZ.

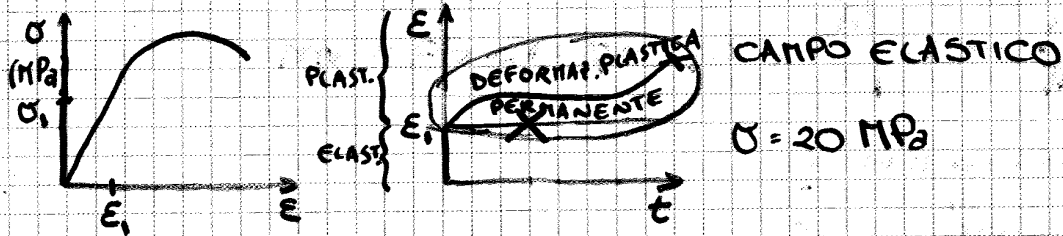
$$\sigma = F/A = N \cdot m^{-2} = Pa \quad \Delta e = e - e_0 \rightarrow m \quad \epsilon = \Delta e / e$$

2) LEGGE HOOKE →  $\sigma = E \epsilon$

↑ MODULO ELASTICO

CREEP

1) TRACCIARE CURVA ALLUNGAM./TEMPO ( $\epsilon/\tau$ ) A  $\sigma = 20 \text{ MPa}$



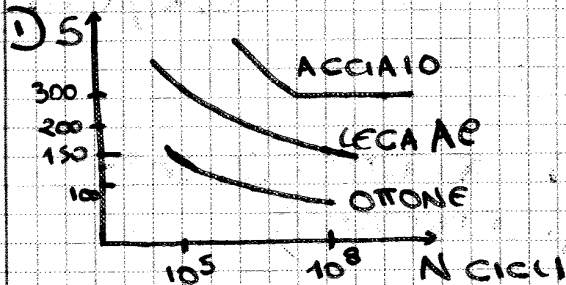
SE SOLLECITO X TEMPI SUFFICIENTEMENTE LUNGI L'ALLUNGAM. CRESCE FINO A ROTTURAZIONE (ANCHE SE SIAMO IN CAMPO ELASTICO)

↳ DEFORMAZIONE PLASTICA

FLESSIONE (DAL PROPRIO PESO) → TUTTI I MATERIALI

↓  
MATERIALI IMBARCATI

SFORZI A FATICA



1) BARRA OTTONE N CICLI A FATICA = ?

7500 N      8 mm  $\phi$

$$A = \pi r^2 = 50,24 \text{ mm}^2 \rightarrow \sigma = \frac{7500 \text{ N}}{A} = 150 \text{ MPa}$$

10<sup>5</sup> CICLI ← DA CURVA

2) VOGLIAMO CALCOLARE  $\phi$  DI ACCIAIO AFFINCHÉ NON CEDA MAI A FATICA, CON COEFF. 2 DI SICUREZZA, APPLICANDO 7500 N

$$\sigma = \frac{\sigma_{\text{LIMITE FATICA}}}{2} = \frac{300}{2} = 150 \text{ MPa}$$



$$\frac{\Delta e}{e} = \epsilon = \frac{\sigma}{E} = \alpha \Delta T = \alpha (T - T_0)$$

$$\frac{\sigma}{\alpha E} = T - T_0 \rightarrow T = \frac{\sigma}{\alpha E} + T_0$$

**PROPRIETA' TERMICHE**

1) POLIETILENE  $\rightarrow \alpha = 230 \cdot 10^{-6} \cdot \text{C}^{-1}$   $\Delta e = ?$

LA STRA LUNGA 50 CM, DA 25 A 50 °C

$$\frac{\Delta e}{e} = \alpha \cdot \Delta T \rightarrow \Delta e = \alpha e \Delta T = (230 \cdot 10^{-6}) \cdot 50 \cdot (50 - 25) = 0,275 \text{ cm}$$

STRESS TERMICO

2) SMALTO  $\rightarrow \sigma_{\text{MAX}} = 27 \text{ MPa}$   $E = 103 \text{ GPa}$   $\alpha_s = 10 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$

ACCIAIO  $\rightarrow \alpha_A = 12 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$

$$\frac{\Delta e}{e} = \epsilon = \frac{\sigma}{E} = \alpha \Delta T \rightarrow T = \frac{\sigma}{\alpha E} + T_0$$

$\Delta \alpha = |\alpha_s - \alpha_A| = (12 - 10) \cdot 10^{-6} = 2 \cdot 10^{-6}$

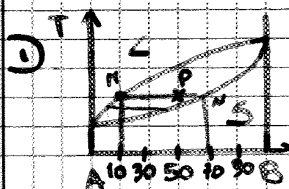
$$\Delta T_{\text{MAX}} = \sigma / (\Delta \alpha \cdot E) = 27 / (2 \cdot 10^{-6} \cdot 103000) = 133 \text{ °C}$$

CONDUCEBILITA' TERMICA

3) Q TRASMESSO IN 2h ATTRAVERSO 100 mm<sup>3</sup> CAMERA ACCIAIO INOX SPESSE 3 mm, CON H<sub>2</sub>O CALDA = 100 °C, ARIA 25 °C. (K = 16 W/mK)

$$\frac{Q}{\Delta e} = K \frac{\Delta T}{\Delta x} \rightarrow Q = K \frac{\Delta T}{\Delta x} A \Delta t = 16 \cdot 0,0001 \cdot 75 / 0,003 = 40 \text{ W} \cdot 7200 \text{ s} =$$

**DIAGRAMMI DI STATO**



$$\epsilon = \begin{cases} 10\% & B \\ 90\% & A \end{cases}$$

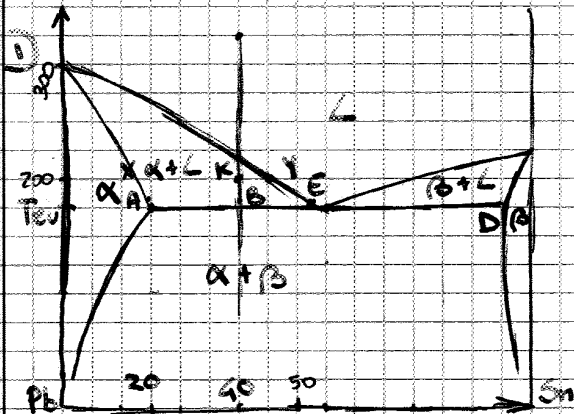
$$\eta = \frac{W_{\text{net}}}{Q_{\text{in}}} = \frac{50 - 10}{70 - 10} = \frac{40}{60} \cdot 100\% = 66\%$$

$T_6$	2, $\alpha + L$	$\alpha$ : 350% $L$ : 350%	$\alpha$ : 10% B, 90% A $L$ : 25% B, 75% A
$T_3$	1, L	$L=100\%$	$L$ : 25% B, 75% A

④ 75% B

T	N. FASI	% FASI	COMPOSIZ. FASI
$T_1$	2, $\alpha + B$	$\alpha = \frac{100-75}{100-5}$ $B = \frac{75-5}{100-5}$	$\alpha$ : 5% B, 95% A B: 100% B
$T_6$	2, $B + L$	$B = \frac{75-40}{100-40}$ $L = \frac{100-75}{100-40}$	B: 100% B L: 40% B, 60% A

STRUTTURA EUTETICA



T	N. FASI	% FASI	COMPOSIZ. FASI
320	1, L	100% L	40% Sn; 60% Pb
200	2, $\alpha + L$	$L = \frac{xk}{xy}$ $\alpha = \frac{yk}{xy}$	L: 45% Sn; 55% Pb $\alpha$ : 15% Sn; 85% Pb
$T_{euc}$ > $T_{eu}$	2, $\alpha + \beta$	$L = \frac{AB}{AE}$ $\alpha = \frac{BE}{AE}$	L: 55% Sn; 45% Pb $\alpha$ : 20% Sn; 80% Pb

% STRUTTURICA → %  $\alpha$  PRIMARIO