



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO : 386

DATA : 17/10/2012

A P P U N T I

STUDENTE : Malvindi

MATERIA : Tecnologia dei Materiali Metallici

Prof. Firrao

Il presente lavoro nasce dall'impegno dell'autore ed è distribuito in accordo con il Centro Appunti.

Tutti i diritti sono riservati. È vietata qualsiasi riproduzione, copia totale o parziale, dei contenuti inseriti nel presente volume, ivi inclusa la memorizzazione, rielaborazione, diffusione o distribuzione dei contenuti stessi mediante qualunque supporto magnetico o cartaceo, piattaforma tecnologica o rete telematica, senza previa autorizzazione scritta dell'autore.

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

Reticoli → Es il piano (111) ha una certa inclinazione rispetto ai 3 assi di riferimento

↓
idealizzazione: non è vero che tutti i punti reticolari previsti siano effettivamente occupati o che tutte le posizioni vuote (lacune ottaedriche) siano tutte vuote

↓
Non è vero che in un reticolo ci siano tutti atomi uguali

↓
poiché esistono dei DIFETTI

↓
molto raramente ci si occupa di metalli puri o di materiali non metallici costituiti al 100% da un solo tipo di elemento

materiali metallici → usati sottoforma di leghe (soluzioni solide)

[Es di materiale puro]

Fusoliera zero (penultima generazione)

in lega di Alluminio → varie composizioni, per fusoliera si usa la 2024 lega di Cu

Sull'esterna viene placcato un piccolissimo strato di Alluminio puro (per COULMINAZIONE) ↓ perché?

Per limitare la corrosione (uno dei fenomeni di deprezzo fondamentali dei materiali)

Per limitare la corrosione devo avere

dei metalli puri → Se ho dei metalli costituiti da più fasi è più facile che si abbia un innesco di corrosione per formazione delle COPPIE GALVANICHE

↓
Unione di 2 elementi metallici nella quale uno assume la funzione di ANODO e l'altro di CATODO.

catodo → parte della cella sulle quale si scaricano i cationi (Es $10m$ H^+)

anodo → emissione di cationi in modo da avere un equilibrio di carica

Es nel caso del Ferro, l'anodo parte all'emissione di ion Fe^{2+}

che vengono persi → Fenomeni di corrosione con un consumo progressivo di Fe

Tavole periodiche → DIMENSIONI

Periodo → periodo successivo

dimensioni aumentano

Nell'ambito dello STESSO PERIODO

dimensioni diminuiscono

(aumentano il n° di cariche positive concentrate sul nucleo)

atomo interstiziale → soluzione solida per intrusione

↓
attrazione superiore sull'e- superiore

[Differenze soluzione solida e composto]

Composto → corrisponde alla II legge della Chimica (legge di PROUST)

"Se 2 elementi si combinano e formano un composto lo fanno in un rapporto di pesi definito e costante"

COMPOSTI → sostituzionali → composti INTERMETALLICI
 ↓
interstiziali

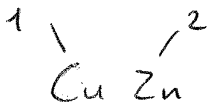
[Es composti intermetallici]

CuZn (presente nel diagramma di stato Rame-Zinco)

2 atomi presenti nella formula (n° atomi di Cu = n° atomi Zn)

Quanti sono gli elettroni di valenza in gioco?

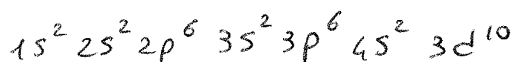
representabili con qualsiasi formula



Cu 29



Zn 30



↳ " 4s¹ 3d¹⁰ " elettrodi di valenza mancante

Il rapporto elettronico può essere solo di 3 TIPI

• $\frac{3}{2}$

• $\frac{7}{4}$

• $\frac{21}{13}$

→ Hume-Rothery → regole di H-R affinché 2 metalli possano dare leghe sostituzionali devono

- avere rapporti atomici che non differiscano per più del 15%
- avere la stessa struttura cristallina
- elettronegatività simile
- avere le stesse valenze

[COMPOSTI INTERSTIZIALI]

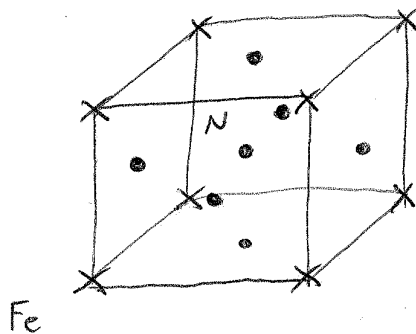
differente da soluzione solida per intrusione

soluzione solida → Le lacune ottaedriche sono occupate occasionalmente per INTRUSIONE

COMPOSTO INTERSTIZIALE → TUTTE le lacune ottaedriche sono occupate da un atomo estraneo

↓
Es Fe_4N struttura FCC

Es Fe_3C cementite (ambito degli acciai)



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

$$(N = N_c + \frac{N_f}{2} + \frac{N_v}{8})$$

Rapporto 4 atomi Fe per ogni atomo di N
IN QUALSIASI CELLA di questo composto

Nitrato di ferro

[Differenza MATERIALE CERAMICO - METALLICO]

Materiali ceramici → legami ionici → rapporto degli atomi è rigidamente quello previsto dalla formula
CuZn

Materiali metallici → non c'è lo stesso vincolo stringente

[Def di FASE]

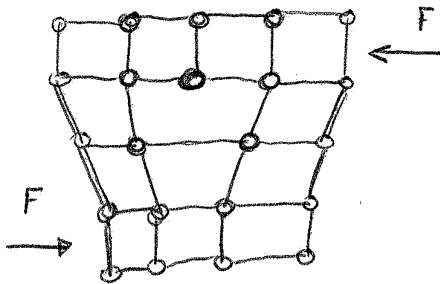
Porzione di spazio, piccola e picciola nella quale vi è una costanza delle proprietà fisiche e delle proprietà chimiche → composizione

precipitato → di solito dipende dal diagramma di stato

PRECIPITATO COERENTE → sono coerenti i precipitati nei quali le linee atomiche sono tutte in corrispondenza delle linee atomiche della matrice

[DISLOCAZIONI]

La presenza di un piano extra fa sì che sotto l'azione di una coppia di tensioni tangenziali è molto più facile lo scorrimento della parte superiore rispetto a quella inferiore in confronto al caso in cui non ci siano delle dislocazioni



Reticolo perfetto → forza necessaria per lo scorrimento di una porzione di cristallo rispetto ad un'altra

(ovvero di un piano cristallino rispetto a quello seguente)

molto maggiore rispetto al caso in cui ci siano

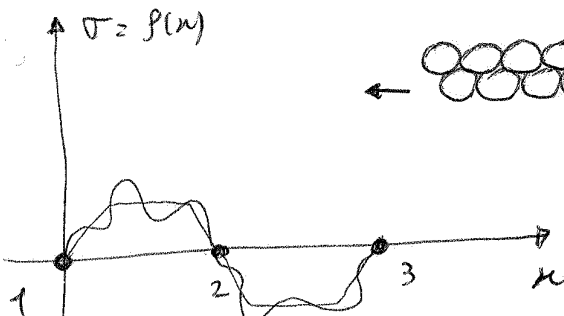
dislocazioni

hard balls models ①



(forze quasi nulle)

coppie azione - reazione



$\sigma = f(x)$ è di tipo periodico
(posso solo dire questo)



situazione di σ nulla in quanto gli atomi superiori sono attratti da tutti gli atomi circostanti

Non sanno da che parte "cadere"



matematicamente mi conviene scegliere una funzione sinusoidale (o cosinusoidale)

Possibili valori di b

Per M_p (magnesio)

$G_{Mg} \approx 17.500 \text{ MPa}$

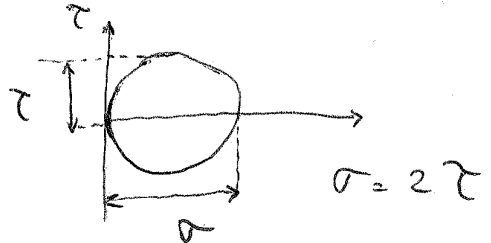
uno degli elementi che subisce più facilmente la deformazione plastica

$\tau_{max} \approx 2785 \text{ MPa}$

Tensione elevatissima. Se ragiona in termini di σ applico il

cerchio di Mohr

$\sigma = 5570 \text{ MPa}$



Se questa fosse effettivamente la tensione che io devo andare ad applicare

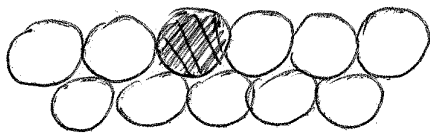
per ottenere una DEFORMAZIONE PLASTICA NON riusciremo mai a fare una deformazione che mi porti ad un processo di stampaggio (es)

Infatti

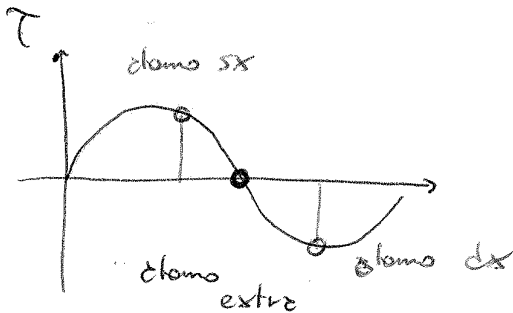
$\sigma = 5570 \rightarrow$ tensione teorica di deformazione

In presenza di DISLOCAZIONI \rightarrow deformazioni plastiche con tensioni applicate tendenti a zero

No disposizione regolare ζ



atomo in equilibrio instabile nel momento in cui si sposta si sposta al di sopra di un altro atomo sul piano seguente



τ uguali in modulo ed opposte in segno

\Rightarrow Per spostare tutto il complesso di atomi che sono dislocati (ovvero spostati dalle loro posizioni di equilibrio)

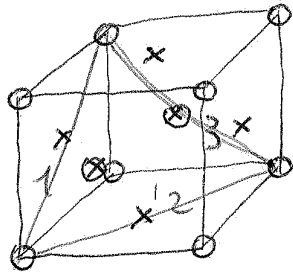
applico una tensione minima

[Aneddoto del serrestano

$\Rightarrow M_p$ (plasticizza facilmente)

$\tau_{id} = 2785 \rightarrow$ nessuna possibilità di avere deform. plastiche

τ effettive (disloc.) \approx qualche decina di MPa \rightarrow YES deform. plastiche



PIANO (111)

direzione $[1\bar{1}0]$

Condizione di appartenenza di una direzione ad un piano:

La somma dei prodotti incrociati è nulla

Combinazioni fra direzione di slittamento e piani di slittamento

$$\begin{matrix} (111) \\ [1\bar{1}0] \end{matrix} \quad 1 - 1 + 0 = 0$$

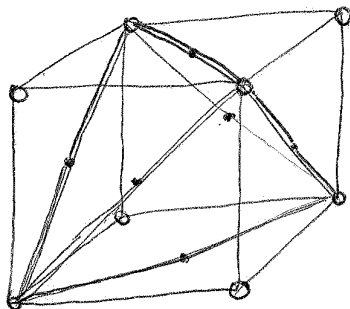
↳ Le direzioni di massimo impaccamento sono usualmente comprese nei piani di massimo impaccamento

Il complesso direzioni e piani di massimo impaccamento mi dà quello che si chiama SISTEMA di SLITTAMENTO

Nel piano (111) le direzioni di massimo impaccamento sono 3 in 3 direzioni distinte

↳ per questo piano ho 3 sistemi di slittamento (SS)

Ma in un reticolo FCC ho 4 piani di massimo impaccamento



Per ognuno di questi piani → 3 SS

$$\begin{matrix} \text{↳ [FCC 12 SS]} \\ 4 \text{ piani } \{111\} \\ 3 \text{ direz. } [101] \\ \langle 101 \rangle \end{matrix}$$

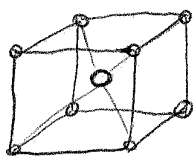
esagonale compatto

↳ Serie di piani di massimo impaccamento

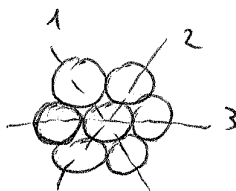
PIANI BASALI (001)

3 direzioni di massimo impaccamento

↳ esag. compatto 3 SS



diagonali principali



CCC → no piani ma solo direzioni di massimo impaccamento

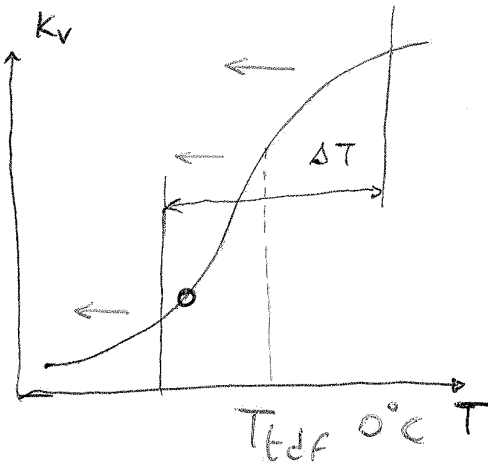
↳ 48 SS

ΔT intervallo di temperatura di passaggio da rottura duttile e rottura fragile

↳ ricerca siderurgica degli ultimi 100 anni si è concentrata nel portare verso sinistra le curve di resilienza

CCC → acciai, leghe a base Ferro

perché T_{tdf} sia nell' intorno di $0^\circ C$



1912 → $T_{tdf} \approx 10-15^\circ C$

↳ Titanic (perforato dal punto di vista navale)
 • capacità di assorbimento energetico

↓
 l'urto ha triplicato le lamiere di più componenti

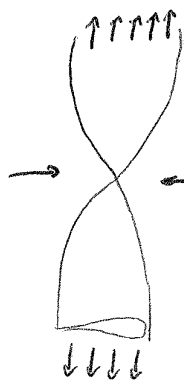
T di transizione duttile-fragile

0601 → $T_{tdf} \approx -10^\circ C$

Concordie → 13/01 → $\approx -10^\circ C$

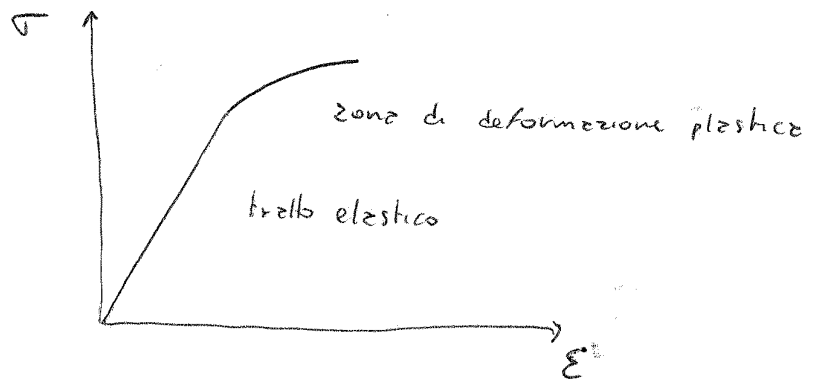
Lo porto prende dall' acciaio tutte una serie di campioni di resilienza, ricostruendo le curve nel piano K_v, T per dimostrare la validità dell' acciaio (T_{tdf} molto basse)

Comportamento duttile di un sistema



monocristallo CFC
 sottoposto a prove di trazione

le deformazione si localizza dando origine a fenomeni di strizione



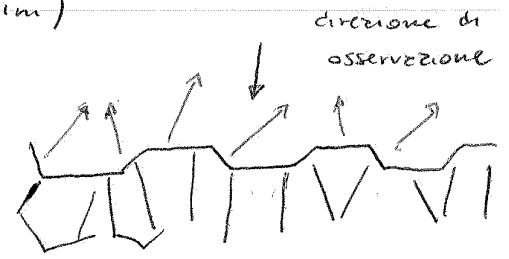
Se σ, ϵ tensioni e deformazioni RAZIONALI → riferite all'area istantanea

materiale non duttile \rightarrow oppone resistenza allo slittamento \rightarrow prende il sopravvento F_y e si ha l'allungamento

Se la rottura fragile è transcristallina \Rightarrow rottura fragile per clivaggio

Le superfici di rottura di clivaggio (anche negli aggregati policristallini) sono estremamente riflettenti

\hookrightarrow sup di rottura macroscopica



[MICROSCOPIA]

potere risolutivo occhio umano 10^{-4} m]
(0,1 mm)

picchi estremamente lisci
fasci di luce riflessi

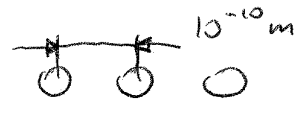
aggregato policristallino normale

\hookrightarrow dimensione media 25 μ m ($25 \cdot 10^{-6}$ m)]

non vedo le singole caratteristiche cristalline
ma vedo solo la luce riflessa

Per poter distinguere

le superfici dei cristalli devo ingrandire il cristallo $\approx 100 \times$ (arrivando $\approx 25 \cdot 10^{-4}$ m)



_____ sup
rottura

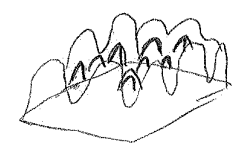
per poter osservare gli atomi devo ingrandire di 10^6 volte (1 milione)

• microscopi ottici $\rightarrow 1000 \times$

• microscopi elettronici e scansione $\rightarrow 10^5 \times$

• microscopio elettronico a trasmissione $\rightarrow 0,2$ nm

• microscopi elettronici a forza atomica



Problema \rightarrow quanto più alto è l'ingrandimento tanto minore è la PROFONDITÀ di CAMPO

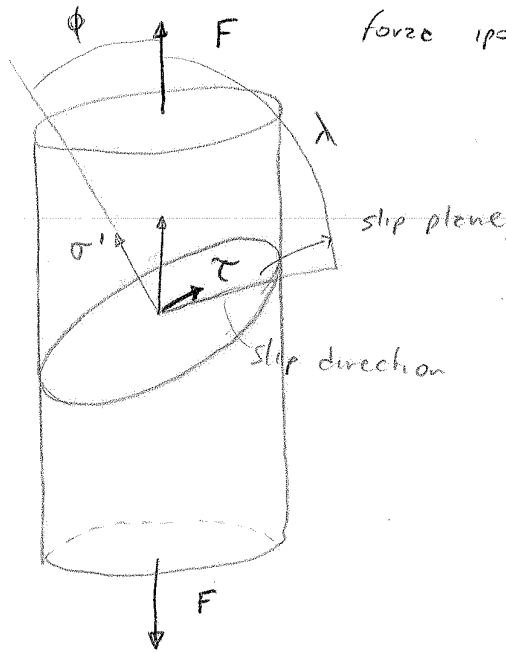
[OM] \rightarrow bassa profondità di campo

[SEM] \rightarrow alta profondità di campo \rightarrow ingegnere

[TEM] \rightarrow bassa profondità di campo \rightarrow università di fisica

[AFM] \rightarrow bassa profondità \rightarrow poli fisica

[CRITICAL RESOLVED SHEAR STRESS FOR SLIP (componente)]



forze ipotizzate ⊥ per semplicità

Di questo monocristallo non conosco né il piano né le direzioni di massimo impaccamento

Solo la componente // al piano inclinato mi porterà ad una deformazione plastica del monocristallo

movimento che posso avere

↳ movimento del monocristallo // a questo piano, ma in una delle direzioni di massimo impaccamento

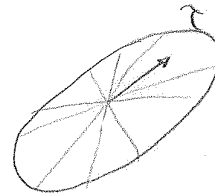
monocristallo ipotizzato cilindrico

↓
estensione successiva ed un appiattimento monocristallino



F può essere qualsiasi

↓
devo fare un'ulteriore proiezione su una delle direzioni di massimo impaccamento



Devo considerare

l'angolo φ con la normale al piano di massimo impaccamento (slip plane)

nel quale è individuata la direzione di massimo impaccamento (lungo la quale ci sarà effettivamente il movimento del cristallo)

Doppia scomposizione → il carico $\frac{F}{A}$ va moltiplicato per $\cos\phi \cos\lambda$

$$\tau = \frac{P \cos\lambda}{A / (\cos\phi)} = \frac{P}{A} \cos\phi \cos\lambda$$

Fattore di SCHMIDT

Per ogni cristallo, e secondo della direzione dei piani di massimo impaccamento e secondo della direzione di (inclinazione) massimo impaccamento ho differenti valori di φ e λ e quindi una differente componente critica della tensione tangenziale (pur avendo monocristalli dello stesso tipo)

La componente critica della tensione tangenziale è DIFFERENTE
A SECONDA DEI PIANI (Devo aumentare le forze iniziali per riuscire a deformare tutti i cristalli)

Tensione tangenziale teorica $\rightarrow \sigma_y = 17500 \text{ MPa} = \sigma_y$ $\sigma_{y\text{ricale}}$ (tensione di snervamento)

La tensione di snervamento in presenza di distocazioni tende a zero $\sigma_y \rightarrow 0$ (distocazioni) \downarrow facilita di deformazione plastica

Quando faccio la messa in opera di un oggetto voglio che σ_y non sia nulla

\rightarrow perché alle minime forze applicate il sistema si deforma (es sistema biella-manovella)

In FASE di FORGIATURA



σ_y basse

(per ottenere facilmente una deformazione plastica)

UTILIZZO del COMPONENTE



σ_y alta

Quindi considero i MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO

- 1 Per SOLUZIONE SOLIDA
- 2 Per BORDO di GRANO
- 3 Per DEFORMAZIONE PLASTICA
- 4 Per FORMAZIONE di PRECIPITAZI (per precipitazione)
- 5 Trasformazione MARTENSITICA (acciai)
- 6 TRASFORMAZIONE disordine - ordine (soluzione solida sostituzionale \downarrow composto intermetallico)

Campo tensionale

↳ nelle parte di interesse (tratto calibrato) STATO UNIASSIALE

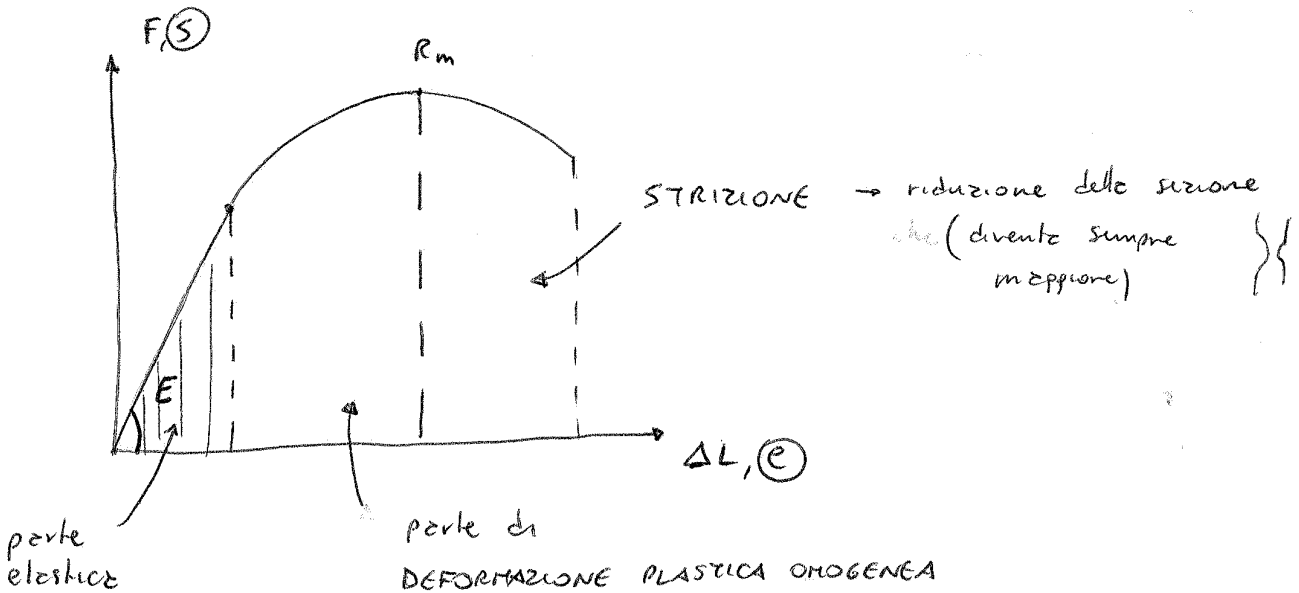
$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

deformazione elastica (1° parte della prova)

$$[E] = \begin{bmatrix} \frac{E}{1-\nu} & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\nu}{E} \sigma_1 & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{\nu}{E} \sigma_1 \end{bmatrix}$$

deformazione assiale e deformazione laterale per effetto Poisson, riduzione della sezione

[CURVA INGEGNERISTICA]



$$\left[s = \frac{F}{S_0} \right. \quad \left. S_0 \text{ sezione originaria (costante)} \right]$$

$$\left[e = \frac{\Delta L}{L_0} \right. \quad \left. L_0 \text{ lunghezza iniziale (distanza iniziale tra i 2 punti considerati)} \right]$$

$\Delta L \rightarrow$ differenza tra lunghezza ad un dato istante e lunghezza iniziale

$s \rightarrow$ stress (tensione)

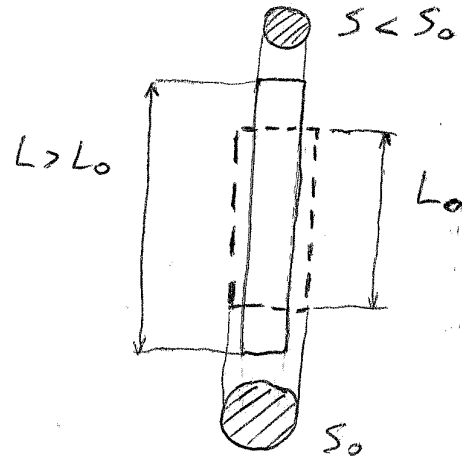
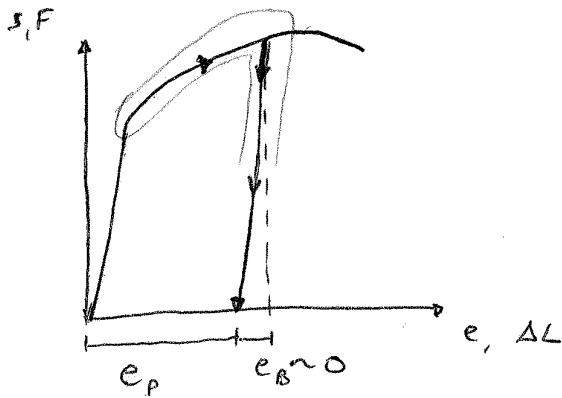
$e \rightarrow$ elongation (allungamento)
Strain

[PARTE ELASTICA]

$E =$ pendenza
 ν (Coeff. di Poisson) = necessità di strumenti opportuni (RARO) \nearrow ricerca specifica

→ in questo caso NON è possibile determinare il modulo elastico come coeff. del tratto lineare ma devo utilizzare il modulo tangente e il modulo secante (Fig. 6.6 pag 138 Callister)

[DEFORMAZIONE PLASTICA e TENSIONE VERA]



scena elastica quasi verticale
 ↓
 pochissimo recupero della deformazione elastica
 ↓
 def. quasi completamente plastica quando si è in regime plastico

def. Campione di trazione

dopo aver deformato (o anche dopo aver scaricato, poiché la differenza è minima)

Campione più lungo ma anche più stretto

↳ conservazione del volume

deformaz. plastica → meccanismi di scorrimento delle dislocazioni → spostamento interno del materiale ma invarianza del volume

aumento lunghezza
 ↓
 diminuzione sezione

Le forze applicate progressivamente sul campione non sono più distribuite sulla sezione iniziale S_0 ma sono distribuite sulla sezione $S < S_0$

$$\left\{ \begin{array}{l} S = \frac{F}{S_0} \text{ tensione ingegneristica (apparente)} \\ \sigma = \frac{F}{S} \text{ tensione VERA} \end{array} \right.$$

Caricando e scaricando n volte → deformazione
 il provino (ottenendo diverse E_n^*) vere
 tempo conto della lunghezza
 effettiva man mano che andiamo
 avanti nella prova

$L_2 \rightarrow L_3$ 1mm in più e 1mm su L_2 e non su L_0

$$E^* = E_1^* + E_2^* + E_3^* + \dots = \frac{L_1 - L_0}{L_0} + \frac{L_2 - L_1}{L_1} + \frac{L_3 - L_2}{L_2} + \dots = \sum \frac{\Delta L}{L}$$

Naturalmente posso caricare e scaricare il provino infinite volte

Sommetorie → integrale

$\Delta L \rightarrow 0$

differenza minore fra
 L_1 e L_2 e così via

$$\left[E = \int_0^n \frac{dL}{L} = \ln \left(\frac{L_n}{L_0} \right) \right]$$

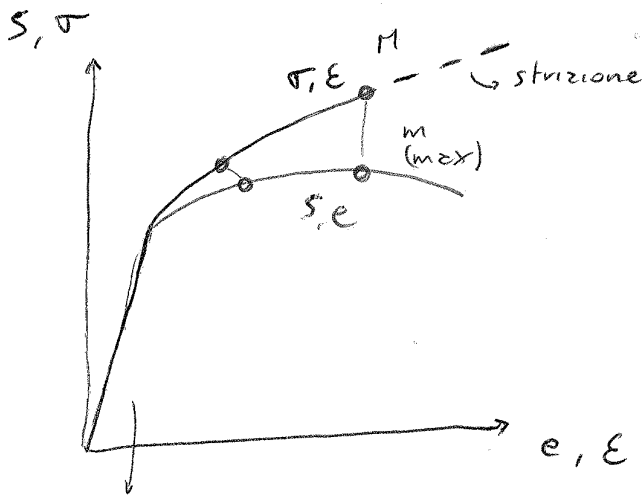
L_n punto
 finale

$$\ln \left(\frac{L_n}{L_0} = \frac{L_0}{L_0} + \frac{L_0}{L_0} \right) = \ln \left(\frac{L_n - L_0}{L_0} + 1 \right) \quad \downarrow \quad dL$$

deform.

VERA

[CURVA VERA e CURVA INGEGNERISTICA]



$$\sigma = s(e+1)$$

$$\epsilon = \ln(e+1)$$

Dopo lo snervamento le
 due curve cominciano a
 dividersi

Nella CURVA VERA

↓

tensioni maggiori
deformazioni minori
 (rispetto curve ingegneristiche)

zone praticamente uguali

\ln di una cosa vicina a 1

$$\ln(1+x) = x + o(x)$$

all'inizio $e \approx 0$

$$\epsilon \approx e$$

$$\sigma \approx s$$

Curve di trazione → oltre lo snervamento il carico continua a salire



Più il materiale è deformato più è incrudito, cioè aumenta la tensione necessaria per un'ulteriore deformazione (lo si vede anche dalla curve vere)

I 2 fenomeni prima citati sono in qualche modo concorrenziali

Se l'effetto dell'aumento dell'incrudimento è più importante dell'effetto della riduzione della sezione (cioè dell'aumento delle tensioni) ed esse dovuto

Cioè se la resistenza aumenta per incrudimento più di quanto la tensione applicata aumenta per riduzione della sezione

↳ RETROAZIONE
NEGATIVA



Se una sezione tende a ridursi più delle altre, interviene una retroazione negativa che la ferma perché la smette di deformarsi perché resiste di più essendosi incrudita maggiormente



deformazione OMOGENEA in tutto il campione (la sezione che tende a deformarsi di più si arresta a causa del maggiore incrudimento e "attende" le altre sezioni.)

[Questo succede inizialmente]

Con il proseguire della prova l'effetto di incrudimento tende a diminuire sempre di più



Le curve vere inizialmente crescono di più e poi tendono ad appiattirsi

INCRUDIMENTO



aumento della resistenza alla deformazione plastica in funzione della deformazione plastica precedente

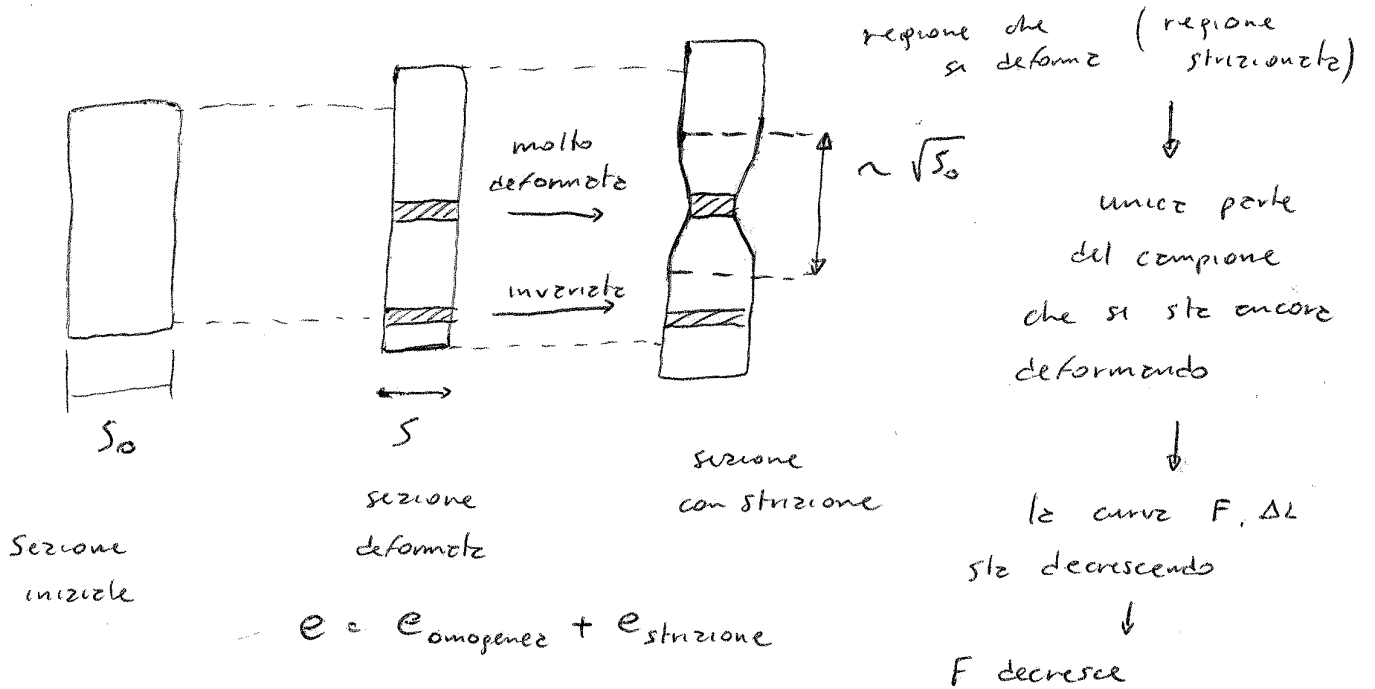


aumento della concentrazione delle dislocazioni

⇒ La strizione si innesca immediatamente sul massimo

Se $S_{d+} > -\sigma dS \rightarrow$ def. OMOGENEA

[STRIZIONE]



F decresce

↳ Il materiale nelle zone superiori e inferiori (esterne alle regione strizionata) risente di una forza minore, in pratica si sta scaricando (e recupera anche un po' di deformazione elastica)

ZONA di deformazione localizzate (aumento tensione / diminuz. sezione)

NON posso calcolare le curve vere

CONSEGUENZE della strizione

- ① STATO DI TENSIONE TRIASSIALE (non più sezione costante ma integrato)
 - ⇓
 - concentrazione degli sforzi

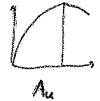
Fenomeno legato alle atmosfere di Cottrell

↳ dislocazioni inizialmente bloccate (da atomi interstiziali o altri difetti) che quando cominciano a muoversi si trovano libere e si muovono a tensioni leggermente minori

R_{eH} → carico di snervamento "puntuale"

[A e Z]

Allungamento uniforme → corrispondente al carico massimo



↓
è il max

Misure più classiche per l'allungamento

↳ allungamento e rottura (macchine senza estensimetro) e/o in controllo di forze

allungamento che si verifica in modo omogeneo su tutte le grandezze del campione (prima della strizione)

↓
Si ottiene facendo 2 segni sul campione prima dell'esperimento e andando a vedere com'è venute le loro distanze a fine prova

fede iniziale → 75 % Au

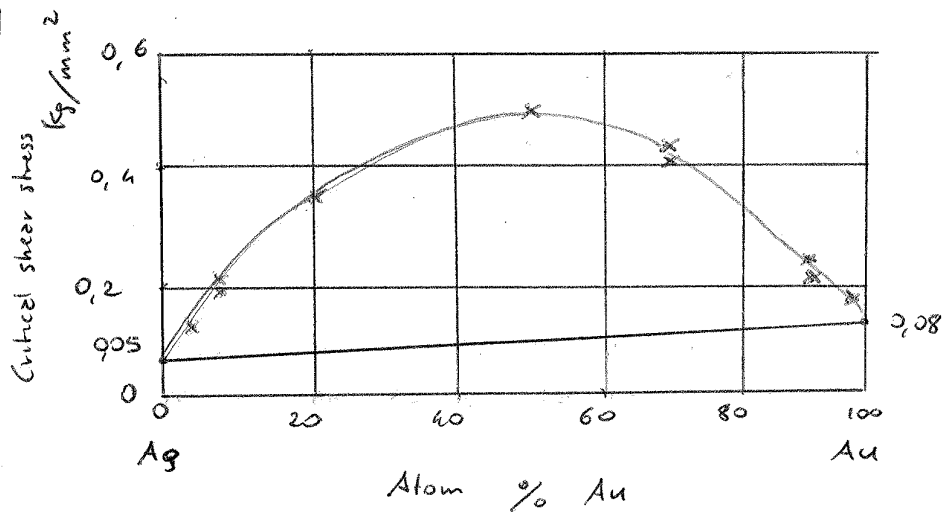
↓
rafforzamento
per soluzione
solida

Soluzione solida per sostituzione in un reticolo
cubico facce centrate

25 % Argento e Rame

↓ colore ↓
color Rose più giallo ed eventualmente
più rosso

[DIAGRAMMA di STATO
Ag - Au]



x punti sperimentali

Intorno al 50% Au
50% Ag

sono intorno a 0,5 kgf/mm²

(incremento di 10 volte rispetto allo stato puro) derivata

L'aggiunta all'Ag di Au porta a un $\frac{d\sigma}{dx} \cdot 100$ estremamente elevato*

(quasi lineare fino a circa il 20% di sostituzione)

Lo stesso nel caso in cui l'Ag va a sostituire l'Au

tra 20 e 80 l'incremento si riduce ma il valore rispetto al 50% (0,5) è molto elevato

Perché non uso 12 carati ma
mi fermo a 18 (di Au)

→ Au è più resistente alla corrosione

Allungamento e rottura molto elevato delle
leghe di Au

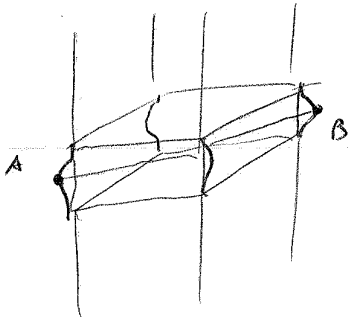
CARATO (misura di peso 0,2 g)

Misura di purezza

Quantifico le parti di Au in una lega su base 24/24 ($1 \text{ kt} = \frac{1}{24}$)

- 24 kt 999 p di Au su 1000 di leghe complessive
- 18 kt (750/1000)
- 14 kt (585/1000)

Le zone in cui si è concentrato l'incendio, sottoposte a carico di punta della massa sovrastante e andate in instabilità plastica



allontanandosi A e B le travi orizzontali non hanno più tenuto

↳ la struttura ha perso complessivamente rigidità e la parte superiore è caduta su quella inferiore

VERIFICA → prove delle parti in acciaio compresse e aumento degli acciai a 25°C fino a 600 per vedere di quanto era diminuita la resistenza

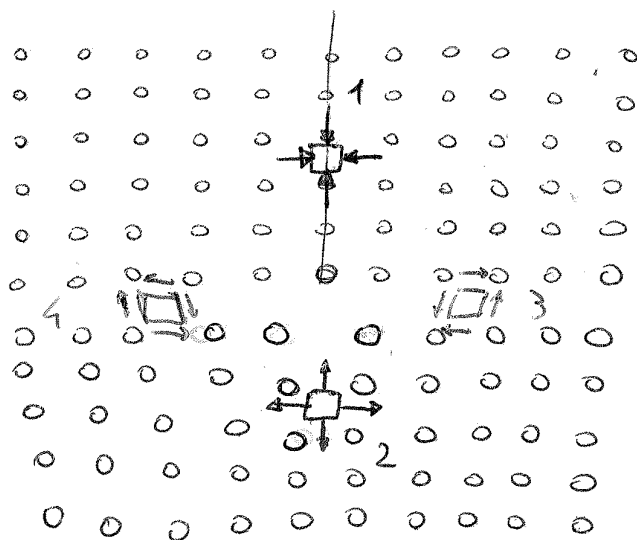
Soluzione progettuale

↳ coibentare al massimo la parte centrale in modo da rimandare quanto più possibile il collasso plastico della zona centrale (per eruzione)

Tutti si sono concentrati sulla diminuzione delle σ_y
 Nessuno ha pensato alla formula di Eulero (carico di punta) e al fatto che E diminuisce con T

Es. industria di coloranti → Remember EULERO

SPIEGNIAMO il RAFFORZAMENTO per SOLUZIONE SOLIDA



Atomo interstiziale

↓
 Si posizionano preferenzialmente alle linee
 di distocazione dove gli interstizi sono maggiori

In presenza di atomi estranei
 (ne bastano pochi)
 per far aumentare
 di molto lo C.R. shear stress

↳ NO distribuzione omogenea
 degli atomi

↓
 gli atomi si concentrano nel reticolo
 intorno alle distocazioni

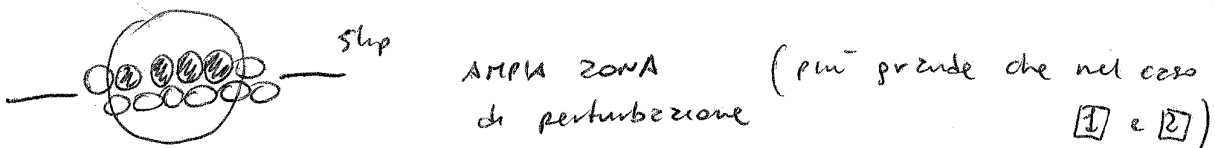
Regione intorno alla
 distocazione

→ massima concentrazione di atomi di soluto
 (o sostituz o interstizi)

↳ generazione di atmosfere di atomi di soluto
 intorno alle distocazioni

ATMOSFERE di COTTRELL

Pieno (111)
 fcc



Screw zone
 atoms

L'energia connessa con una distocazione
 dovuta alla presenza di un atomo di soluto
 diminuisce

Se aumento T diminuisce ϵ
 ma se T è sufficientemente elevata aumento la mobilità
 degli atomi di soluto i quali tendono a riavvicinarsi
 delle dislocazioni

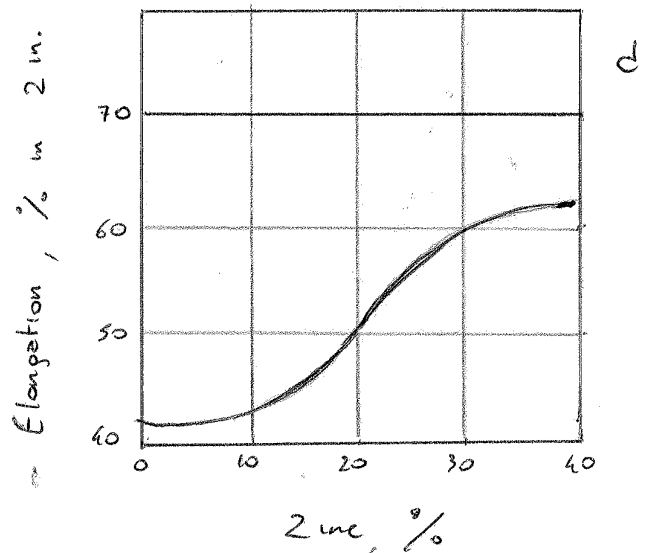
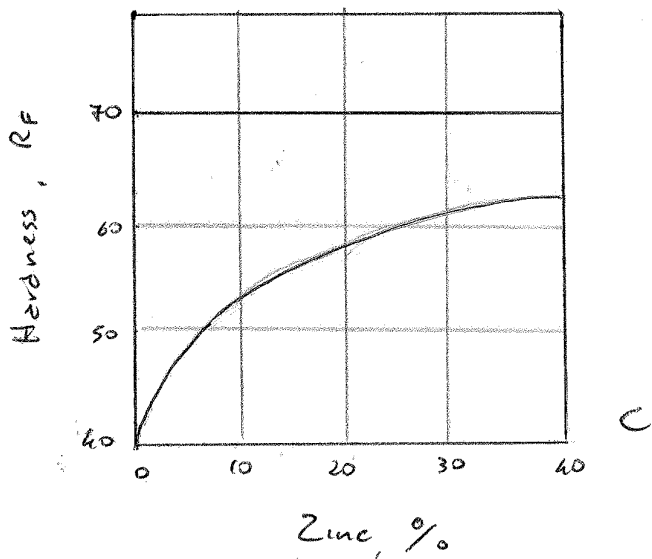
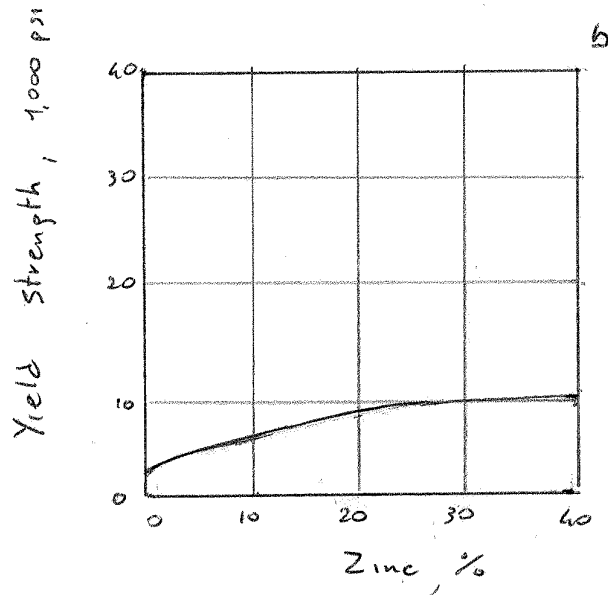
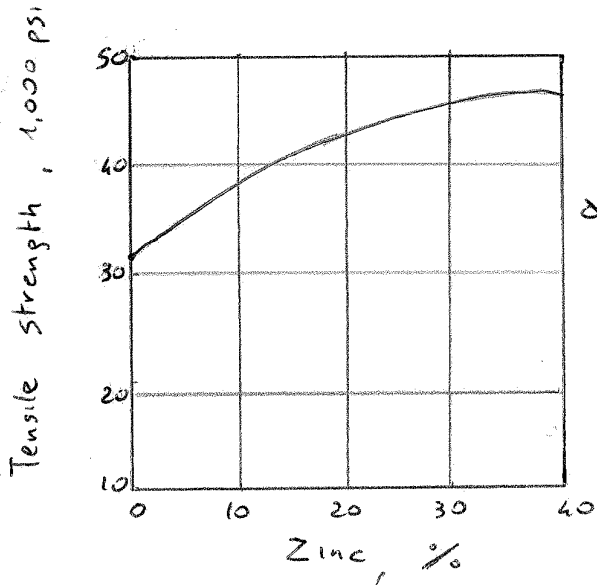
La serration (200 - 250 °C)

Questo sugli atomi di soluto sostituzionali poiché in quelli
 interstiziali è molto più facile il movimento e quindi
 è più facile per le atmosfere di Cottrell riavvicinarsi
 delle dislocazioni

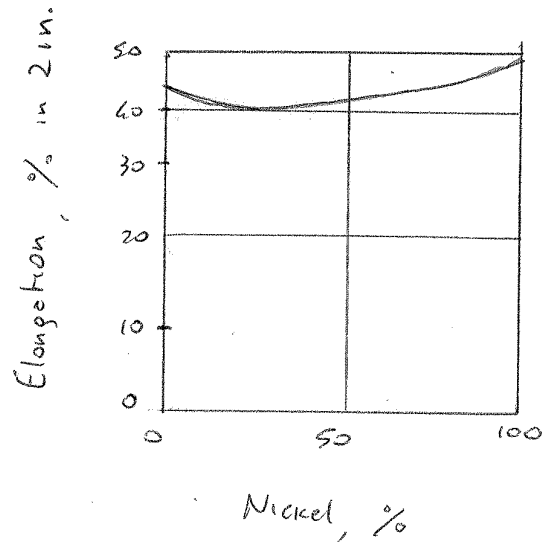
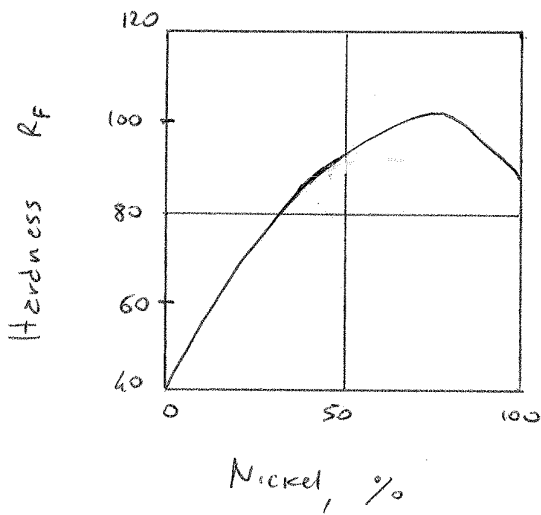
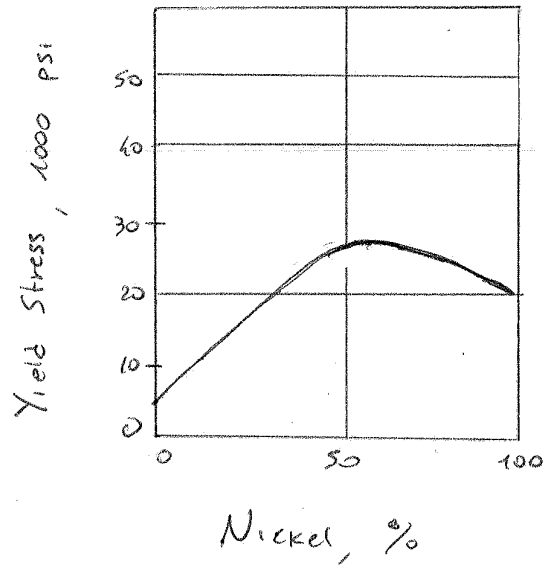
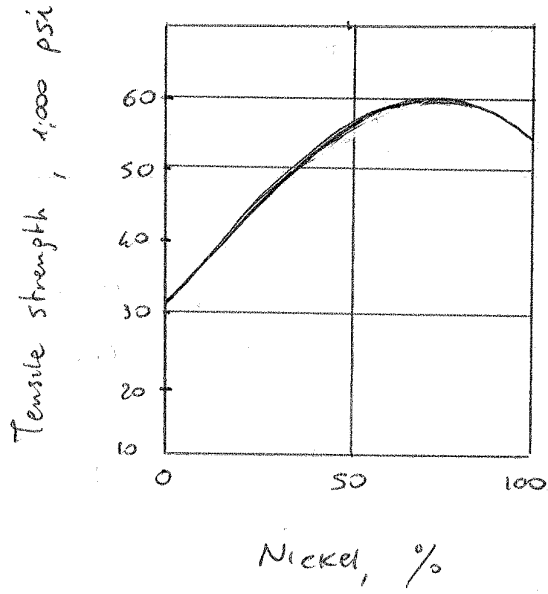
Applicazione (Rafforzamento per soluzione solida)

OTTONE

↳ lega Cu-Zn (ottone)

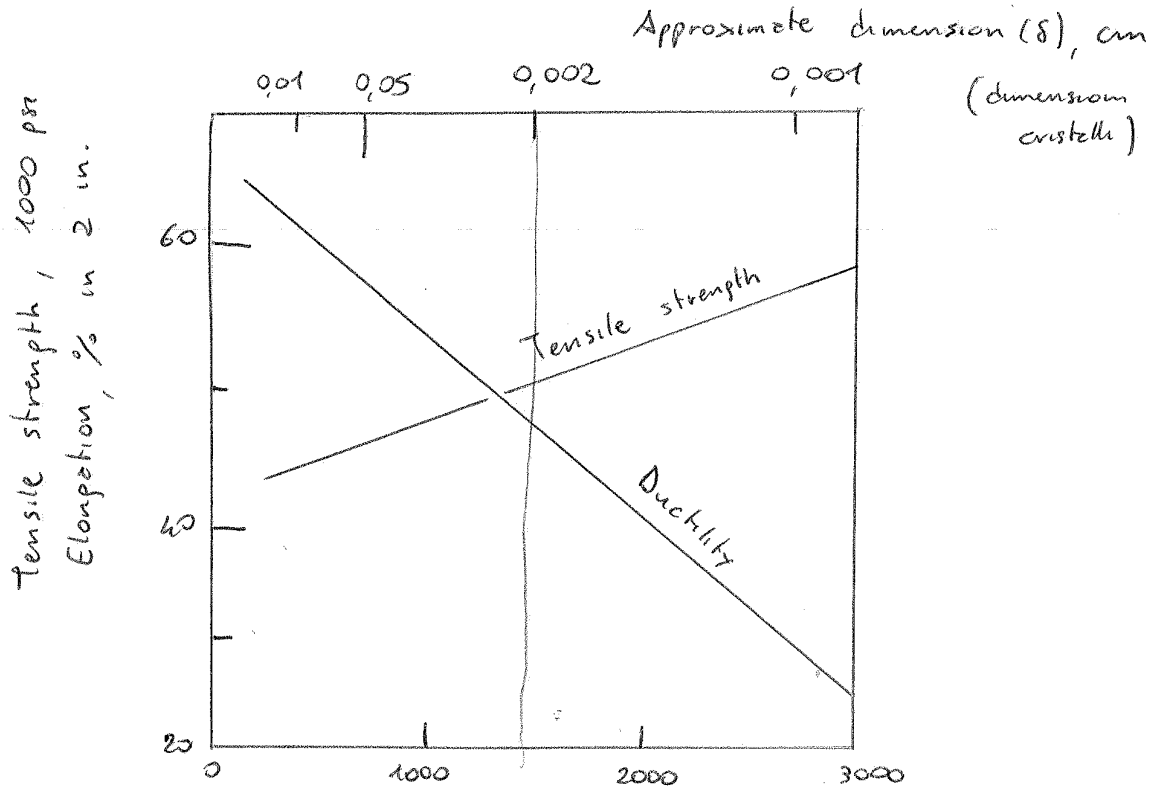


Leghe Cu - Ni per sostituzione progressiva di Ni al posto del Cu



Cu e Ni ISOMORFI → posso avere leghe e struttura FCC
 sia con il 100% di Cu sia con il 100% di Ni

[PROPRIETÀ MECCANICHE e BORDI di GRANO] RAFFORZAMENTO BORDO di GRANO



Grain-boundary area $\frac{cm^2}{cm^3}$

allungamento e rottura

↳ prende il nome di "ductilità"

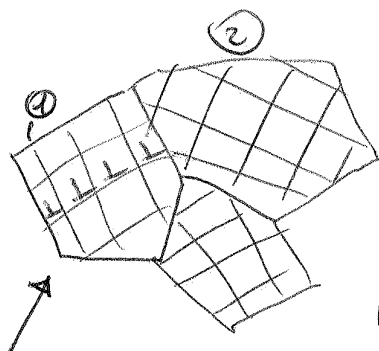
("ductilis", che può essere allungato)

↳ può essere trafilato in fili in quanto ha un elevato allungamento e rottura

0,01 cm → 100 μm

0,002 cm → 20 μm → dimensione media dei cristalli

diminuzione delle dimensioni dei cristalli → aumento di resistenza e trazione



① cristallo con i piani cristallini favorevolmente orientati

$\cos\phi \cos\lambda$ più alto possibile

(legge di Schmidt)

(tensione critica tens.)

le dislocazioni si formano realmente sul cristallo ① ma quando trovano il bordo di piano le cose cambiano

$$\left[\sigma_y = A + \frac{B}{\sqrt{d}} \right]$$

A → costante rappresentativa della resistenza al movimento delle dislocaz.

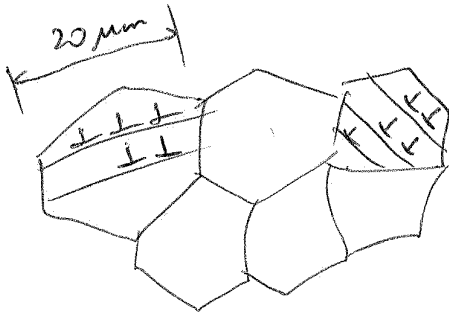
B → costante che sistemaz le unite di misura

d → dimensione cristalli

Dobbiamo affrontare i meccanismi di rafforzamento per DEFORMAZ. PLASTICA

e per PRECIPITAZIONE

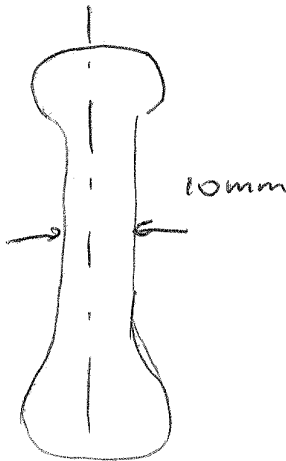
RAFFORZAMENTO per DEFORMAZIONE PLASTICA



preparato policristallino

def. plastica → slittamento delle disloc. lungo i piani cristallini

le disloc. tendono ad impilarsi lungo i bordi di grano

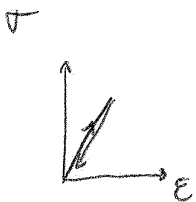


migliaia di cristalli in ciascuna sezione del provino

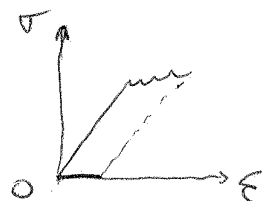
Se lo slittamento delle disloc. avviene in alcuni cristalli solamente

↳ def. plastica nei singoli cristalli rimane contenuta

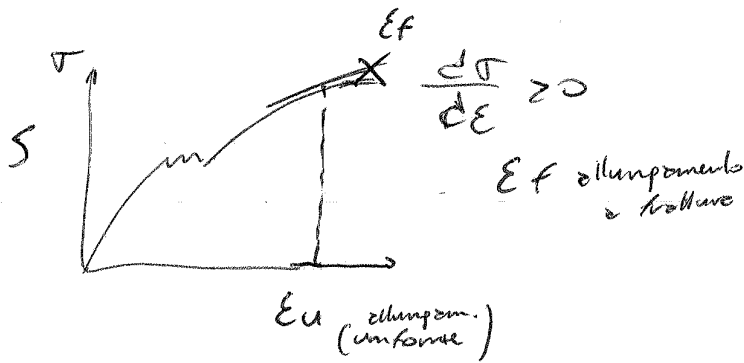
quindi rilasciando la tensione applicata, la deformaz. plastica viene completamente ripresa



Se un numero notevole di cristalli viene interessato dalla def. → comincia ad avere un verz e proporz. deformaz. plastica



La tensione che devo applicare per continuare e mantenere un movimento la disloc. cresce costantemente



DISLOCAZIONE → difetto

riconosco un difetto solo se lo rapporto è qualcosa di ordinato

zlam dicono che --

FRATTURA → 4° stato della materia

→ la moltiplicazione di disloc. (e vacanze)

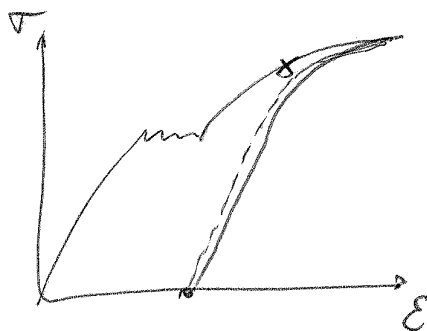
ha portato ad una completa distruzione dell'ordinamento cristallino

Siamo più vicini ad un liquido estremamente viscoso che non ad un solido estremamente difettato

Crescita della tensione all'aumentare della def. plastica

↓
INCRUDIMENTO

↑ capacità di aumentare la propria resistenza allo snervamento mediante la moltiplicazione delle dislocazioni

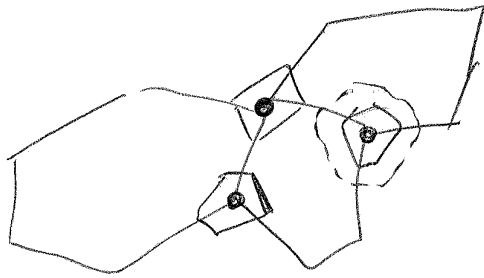


Si Dopo aver deformato plasticamente ricomincia sono molto più vicini alle condizioni di frattura di quanto non fossero prima della def. plastica

Devo operare su una RICRISTALLIZZAZIONE

Lo prendo il pezzo scondformato, elevo le T aumentando la mobilità degli atomi attorno alla loro posizione di equilibrio. Gli atomi all'incrocio di più cristalli sono molto più liberi di muoversi.

Lo possono costituire dei germi di nucleazione di nuovi cristalli.



lunghezza di difetti per m^3 di materiale
 $10^{18} \frac{m}{m^3}$ (alta concentrazione)

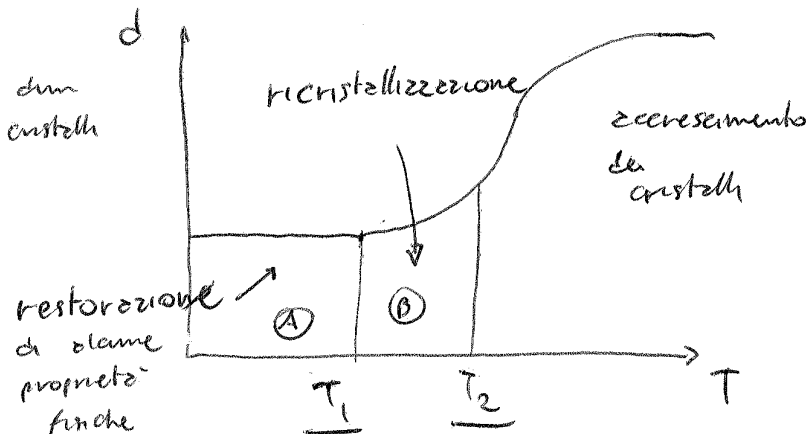
struttura estremamente deformata

I cristalli tendono a riarrangiarsi con un nuovo nucleo che tende ad aumentare di dimensioni fino all'unione dei nuovi cristalli.

I nuovi cristalli però essendosi formati ad alte T sono privi di difetti precedenti (formano $\approx 10^{8-11} \frac{m}{m^3}$)
 ↓
 possibilità di appropazione degli atomi ordinata

nuova struttura $\rightarrow E_p = 40\%$

Per un'operazione simile è necessario uno sforzo ulteriore sulle linee di produzione

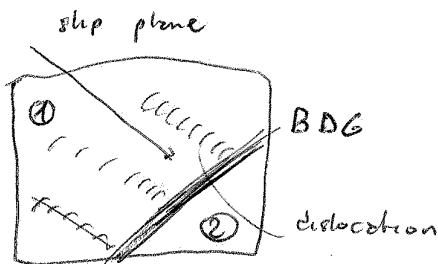


- Ⓐ diminuzione della concentraz. di difetti e vacanze
- Ⓑ Crescita limitata

Al $\rightarrow T_{her} \approx 200^\circ C \rightarrow$ limite superiore di certi trattamenti termici quando non vopto le ricristallizz.

De qui si può partire per capire meglio DEFORMAZIONI e FREDDO e CALDO

29/03



Micrografia \rightarrow microscopio elettronico e trasmissione

- ① Cristallo deformato
- ② Cristallo non deformato

Thin foil of stainless steel \rightarrow FCC
17,500 X

Se aumento le forze applicate ad una certa distanza riesco a far passare la def. plastica dal cristallo ① al ②

Hall-Petch
formulazione classica

$$\left[\sigma_y = \sigma_a + K_n D^{-\frac{1}{2}} \right]$$

σ_y = yield stress

σ_a = friction stress opposing motion of a dislocation

K_n = measure of extent to which dislocation are piled up at barriers

D = grain diameter

umentando il $D \rightarrow$ diminuisce σ_y

\hookrightarrow Si cerca di ottenere una dimensione dei cristalli dell'ordine di 10, 20, 25 μm

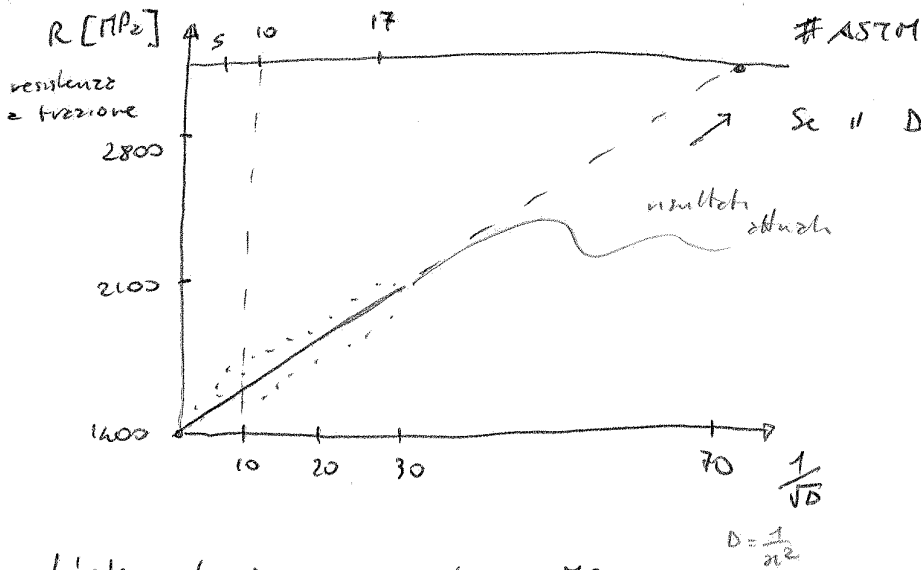
Misurare dimensioni cristalli \rightarrow normative ASTM

\hookrightarrow Si prende una superficie lucidata e specchio

Supponiamo che # ASTM sia $0 \rightarrow 2^{-1} = N$

# ASTM	D, mm	
0	0,35	→ prismi visibili a occhio nudo
-3	1 mm	(es. maniglie di ottone invecchiate)
più raso	5	cristalli di ottone, piuttosto grandi per via del processo di fabbricazione, allecite in maniera preferenziale)
consigliati	6	0,062 (24 μm)
	7	0,032
	8	0,022
	9	0,016
	10	0,011

} prodotti delle tecniche moderne



Se il D del cristallo si riduce e comprendere 3 o 4 atomi si arriverebbe a 14000 MPa

1400 MPa \approx 140 $\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$
(un filo di sezione 1 mm^2 tiene 140 kgf)

L'idea di arrivare a 14000 MPa

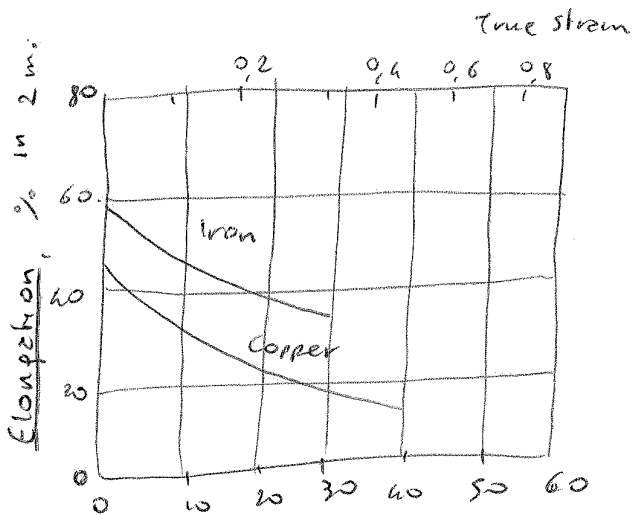
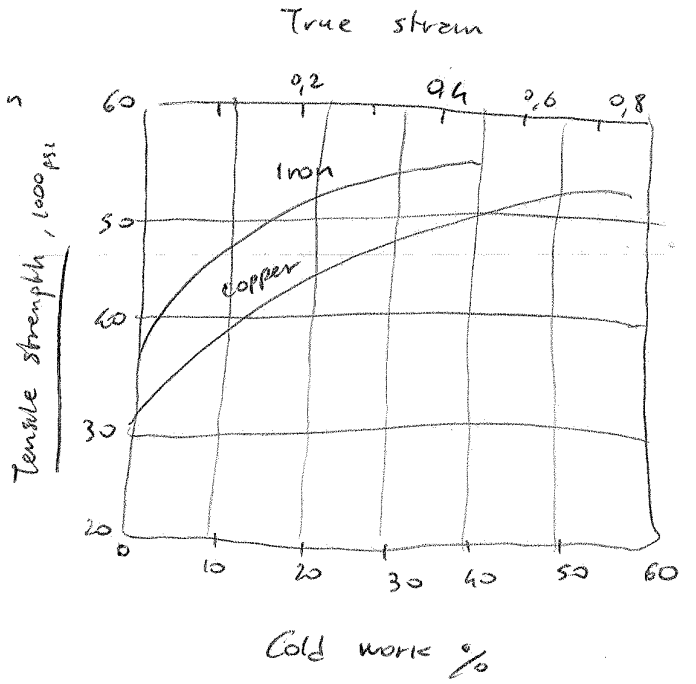
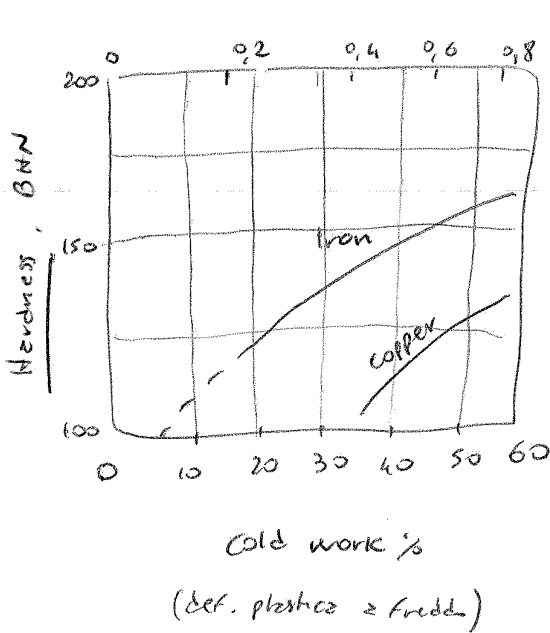
ha promosso la ricerca nel campo nanometrico

non ci serve solo un'elevata resistenza e trazione ma anche un'elevata TENACITA' (per ora associate alla resilienza)

Nel campo nanometrico (es nanocristalli) la tenacità e frattura tende a precipitare

Aumento della durezza con
la % di incrudimento

INCUDIMENTO



Incudimento

- aumenta durezza e resistenza a trazione
- diminuisce allungamento a rottura

DEFORMAZIONE PLASTICA a FREDDO e a CALDO

Def. plastica a freddo di una lamiera di acciaio

La presse deforma le lamiera su uno stampo (Es per un pezzo di carrozzeria)

Circa il 10% del lavoro va in calore

Acciaio → si raggiunge una T di circa 300°C

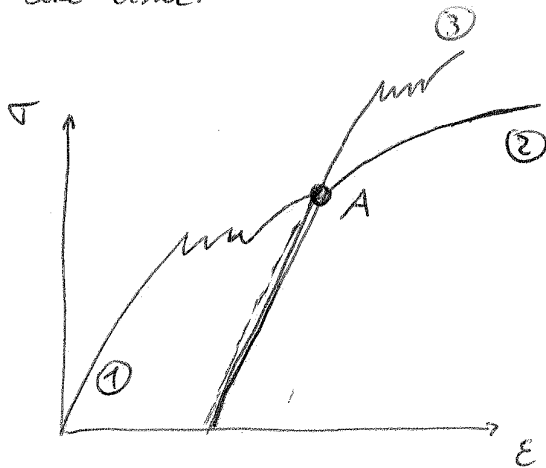
Es acciaio basso tenore di C

Gli atomi di C si vanno a concentrare attorno alle dislocazioni e le ancorano

disloc → ancorate alle atmosfere di Cottrell

costituite da
 Lo atomi di tipo interstiziale tendono a migrare per diffusione allo stato solido

- Se dopo una def. a freddo lascio il pezzo a stagionare le atmosfere di Cottrell si riappropriano delle disloc.



curve aspettate dopo il ricambio (senz Bande de Luders)

Bande di Luders

Lo progressivo sporcamento delle disloc nei vari cristalli delle rispettive atmosfere di Cottrell

Se aspetto 6 mesi ricompare lo snervamento superiore e inferiore e la rottura avviene per valori di ϵ leggermente inferiori

(nonostante il piccolo rafforzamento $\sigma_{y\ sup}$ e crescente)

Lo Ricompare bande di Luders

Telucco di una macchina

(per def. plastiche)

Nelle zone meno stirate ci possono essere delle bande di Luders

Per evitare la formazione delle bande di Luders il materiale viene portato al punto A

(sembrano scalfature) sulla sup.

con una def. plast. a freddo del 7-8% e una leggera lamiatura

La lamiera viene venduta al produttore che lo deve utilizzare entro un determinato periodo di tempo (altrimenti si ritrova nella situazione 3)

SKIN-PASS

$[n \approx 0,1]$ ACCIAI allo stato bonificato Leghe Al ed alto resistenza

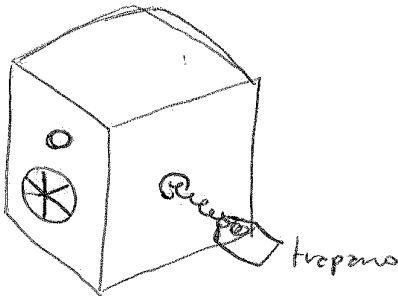
$[n = 0,25 \div 0,35]$ ACCIAI a basso tenore di C

NON RAGGIUNGIAMO mai $n = 1$

$[n = 0,8]$ ACCIAI ALTO Mn e alto C (acciai Hadfield)
 altissime capacità di incrudimento
 acciai per CASSEFORTE

ACCIAI HADFIELD → impiego in CASSEFORTE

CASSEFORTE



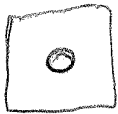
- no penetrazione
 - no furto (la presenza di ^{la presenza} ormai non è più una ^{preziosa} prerogativa)
- ↓
PESANTE

lamin
 lastra di
 acciaio Hadfield

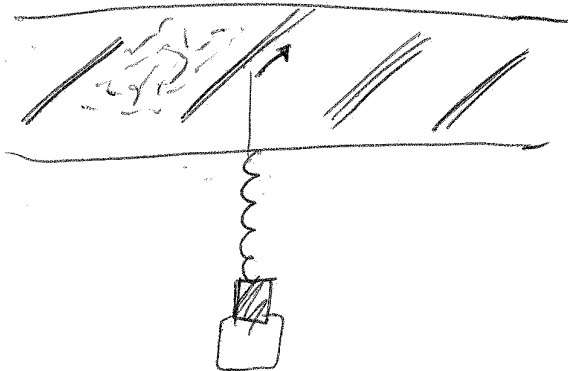
mentre il trapano cerca di penetrare il materiale si incrudisce, diventando sempre più resistente



la punta del trapano comincia a bruciare e si perde il filo della punta



↓
no penetrazione



parete della cassaforte
 acciaio Hadfield

↳ lamine di acciaio inclinate per evitare un facile ingresso ⊥ e

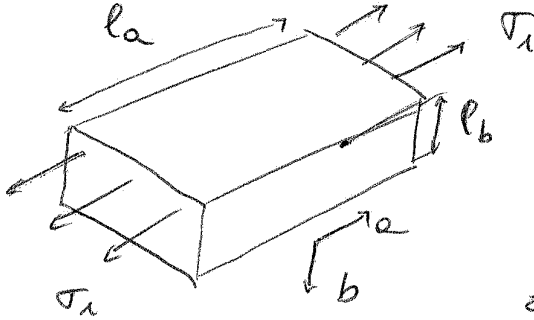
e favorire la rottura della punta in seguito a scivolamento

$$\epsilon_u = n$$

→ gli esercizi devono avere n più alto possibile

$$\sigma_y = k \epsilon^n$$

PROPRIETÀ
INTRINSECHE



$$[\Delta V = \phi]$$

$$\epsilon_a = \epsilon_b$$

se non faccio nulla

l'allungamento lungo a è uguale all'assottigliamento lungo b

tensioni principali durante le operazioni di stampaggio

e me interesse avere un assottigliamento nella direzione b molto inferiore dell'allungamento nella direzione b

$$\epsilon_b \ll \epsilon_a$$

$$r = \frac{\ln \frac{l_a}{l_{a0}}}{\ln \frac{l_b}{l_{b0}}} \gg 1$$

coefficiente di anisotropia normale

→ si allunga molto di più nella direzione a di quanto non si comprime nella direzione b

$\frac{l_a}{l_{a0}}$ allungamento lungo a

ANISOTROPIA NORMALE

$\frac{l_b}{l_{b0}}$ allungamento lungo b

PROPRIETÀ INTRINSECHE
DESIDERATE

$$\left. \begin{matrix} n \uparrow \\ r \uparrow \end{matrix} \right\}$$

misure n e r → macchine di prova complesse (serie di prove di trazione)

Il sistema delle qualità delle lamiere in esercizio ha sviluppato negli anni una serie di prove di tipo tecnologico

[PROVE di IMPAZIBILITÀ → Appendice A

FePO₄ → "colmato" all'alluminio

una volta finite le lavorazioni dell'acciaio si inserisce dell'Al → Al molto avido di ossigeno
 → si forma alluminio Al₂O₃ che toglie tutto l'ossigeno
 ma provoca anche la precipitazione di nitruri
 e l'impovertimento di N che può essere sciolto
 nelle ferrite

(N sposta verso valori più alti la T di transiz. duttile-fragile)

Caratteristiche meccaniche

Def di una
 lamiere →

non mi interessa una
 alta resistenza o

trazione (anzi se non è troppo elevata
 riesco a piegare più facilmente)

↳ mi interessa un buon ALLUNGAMENTO A ROTTURA

FePO₄ → legato all'Al → caratteristiche "antiavveccianti"
 (resiste di più in magazzino)

nuove normative

UNI EN 10130

Tabelle UNI → { produttori di acciaio → poche restrizioni
 utilizzatori → vincoli più stringenti

% di P negli FePO₄ - FePOS molto alte (non si trovano più)

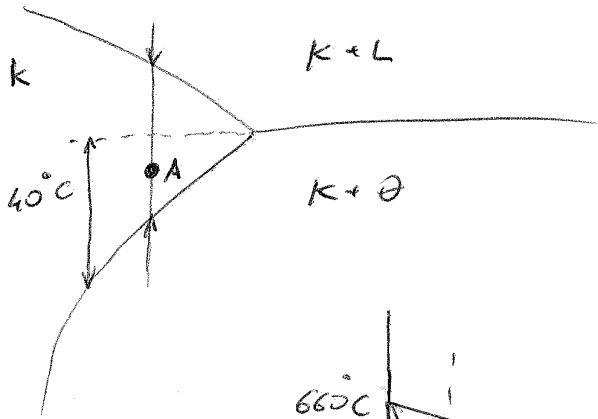
più utilizzatori (es FIAT) per avere % P 0,015 (invece di 0,025)

deve pagare un sovrapprezzo

Se ho una soluzione di solubilizzazione, un errore di scostamento comporta non pochi problemi

↳ per riuscire a fare una lega Al-Cu induribile per precipitazione devo tenermi più tempo

Non superare la T eutettica

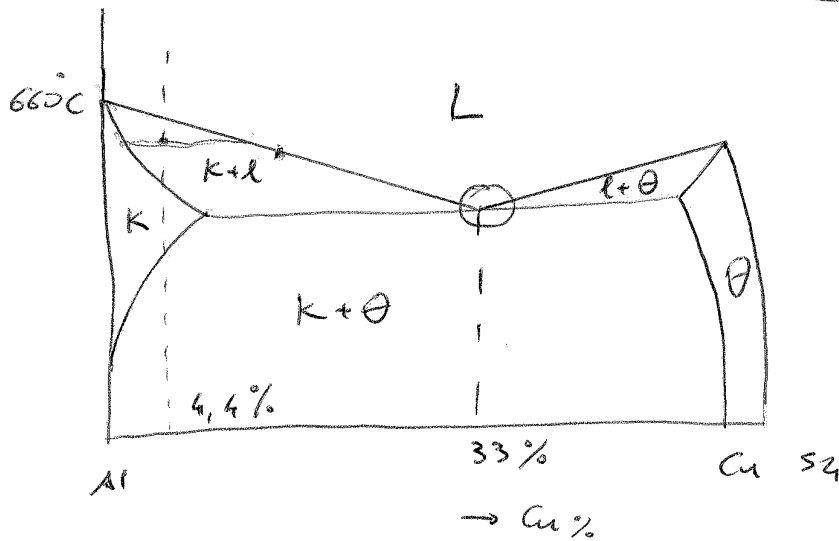


complete solubilizzazione del Cu in Al

DIAGRAMMA DI STATO Al-Cu

T eutettica 548°C

T_m Cu 660°C

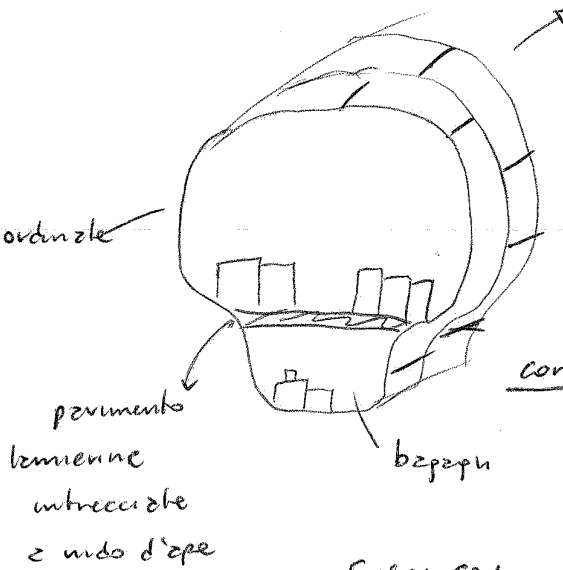


non so con che velocità sia avvenuta la solidificazione da liquido

↳ anche se lavoro con il 4,4% di Cu mi conviene rimanere sotto la T di 548°C perché possono nascere delle situazioni di fuori equilibrio con dei punti di composizione eutettica

E se supero i 548°C l'eutettico fonde → butto il manufatto

AEREO



McDonnell Douglas DC-9
DC-11
MD-11

(non produzione ma ancora in volo)

2 sedili 5x, dx 3 posti

correnti

che collegano le ernature (nervature)

Sopra tale struttura viene rivettata la FUSOLIERA

FUSOLIERA → Lega Al - 4,4 Cu

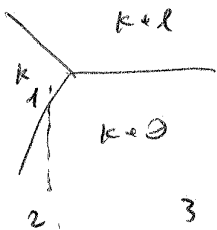
trattati termicamente

Le ordinate e i correnti

leghe

→ Al - Zn - Cu - Mg - Si

Aereo di uscite → nel momento di pratica di mare le ordinate e i correnti si sono corrosi maggiormente della fusoliera proprio per la presenza di Zn e non del solo Cu (segue il nelle serie elettrolitica degli elementi)



- 1 solubilizzazione
- 2 tempra
- 3 invecchiamento a T ambiente (delta anche maturazione) ~ 6 mesi

↳ Per ridurre i tempi di invecchiamento posso aumentare la T → invecchiamento artificiale

Indurimento per precipitazione → Non solo nelle leghe Al-Cu e nelle leghe di Al

Tabella 11.1 appendice C-1

Al-Zn-Mg
 Al-Mg-Si
 devono essere entrambi

e' logico avere leghe

Al-Cu } (leghe a base Cu, elemento legante preponderante)
 Al-Cu-Mg-Si }
 Al-Zn-Mg-Cu-Si

Al-Cu 2024 → fusdiere
 2014 (più dura) → rotore di motore aerei] duralluminio

Al-Zn 7075 → ordinate, centine delle eliche, correnti
 ↳ si aggiunge lo Zr come anticristallizzante
 lega 7078

pieccature → edaminazione con un sottile strato di Al puro per AUMENTARE la resistenza e corrosione (parte con Al puro esposta all'aria)

Ciclo lavorazione aereo → 30'000 atterraggi → 40'000 voli (STRUTTURALE)
 (ogni volo 1 ciclo di fatica) anche diposizione complete revisione
 vendite alle low cost
 Compagnie sudamericane (7 60'000 voli)

NORMALIZZATI anche i trattamenti termici

(T3) → sdublizzato ($T > T_{solvus}$) e temprato (sottoinfuso) deformato plasticamente e freddo (cold worked) invecchiato naturalmente → formazioni θ'

leghe di Al → limite: BASSO E

[DDS Al-Si]

Solubilità parziale allo stato solido → vicino all'estre dell'Al abbiamo un campo di soluzione solida

Solubilità nulla dal lato Si

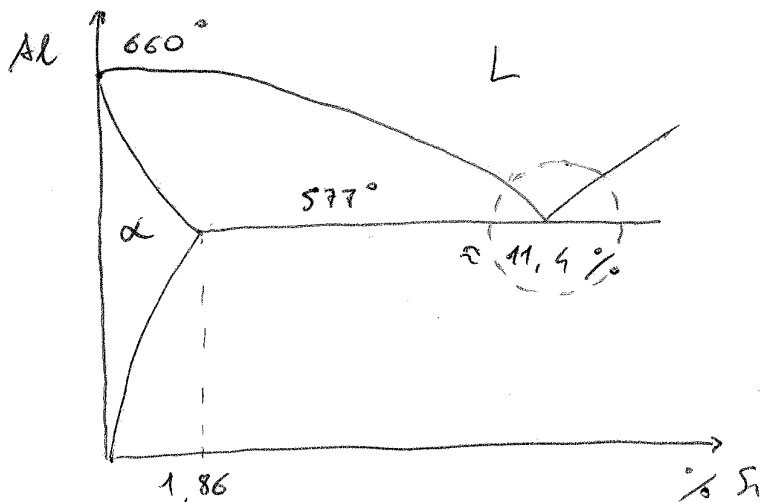
↳ mentre il Si si scioglie nell'Al, l'Al NON si scioglie nel silicio

→ Al metallo → legame metallico (sostituzioni di Si al posto di Al)

Si non metallo → legami covalenti (per solubilizzare devo avere atomi con almeno 4 valenze)

1,86% → massimo della solubilità di Si in Al

- disprezzare con eutettico ("bene", "fondere")



α soluzione solida

in fonderia cerco di lavorare nella zona dell'eutettico

↳ eutettico: temperatura alla quale ho l'inizio di fusione

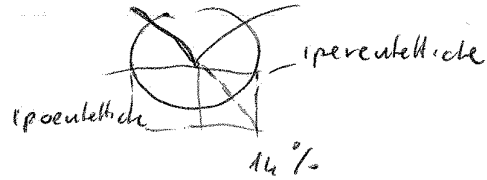
è 577° una lega con 11,4% di Si comincia a fondere (o solidificare)

In fonderia cerco di lavorare con dei liquidi molto fluidi per riempire completamente le forme

Solitamente lavoro ad un T di 200 - 250°C più alta della T_m (ovvero ~ 900°C)

Se lavoro con una lega Al - Si posso lavorare con leghe IPOEUTETTICHE ma solitamente lavoro con leghe al 14%, IPEREUTETTICHE "zvelenete"

↳ Se aggiungo un elemento che inibisce i primi germi di cristallizzazione ho un eutettico modificato



↳ • abbasso $T_{eutetica}$

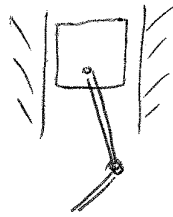
• spostato eutettico verso il 14%

$T \downarrow$ ↑ Numero di nuclei stabili

n° cristalli $\propto n^\circ$ di nuclei stabili \rightarrow i cristalli sono più piccoli
rafforzamento per bordo di grano molto più intenso

Leghe di Al utilizzate per PISTONI

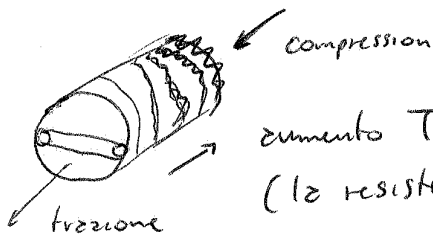
↳ • leghe leggere



quando il pistone arriva al TDC la biella deve assorbire una Δ quantità di moto per $\omega = 2\pi n$

↓
minimizzando la massa

del pistone posso fare la biella più leggera e quindi risparmiare in peso

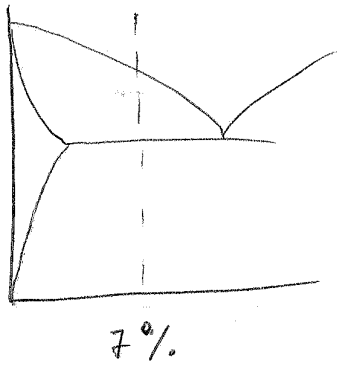


aumento T
(la resistenza diminuisce con la T)

[mi serve leggerezza ma anche una buona resistenza e trazione]

↳ Se utilizzo l'eutettico modificato ho delle resistenze e trazione di 280 MPa ($T = 25^\circ C$) (R_m)

Lavoro intorno al 7% di Si



- Si forma delle soluzioni solide α che quando arriva a 577°C costituisce un solido (55-60% del totale, repole della lega)

↳ il resto è un liquido di composizione eutettica con contemporanee presenze di soluzione solide di Si in Al e silicio

mentre le dendrite di solidificazione primarie (sono monofasiche)

costituiscono delle zone metalliche (bianco),

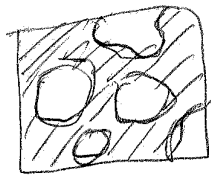
le zone eutettiche sono come minimo BIFASICHE (se c'è Fe diventano trifasiche o tetrafasiche)

(Al e Si)
soluz. solida

Si → tenero → si prezza completamente durante la preparazione metallografica

↳ riflessione della

luce in tutte le direzioni dello spazio (NERO)



zoom
→



zoom
→



2 strisce di colore
una più scura e
una più chiara

Zone di solidificazione eutettica
cristalli alternati di Si (scuri)

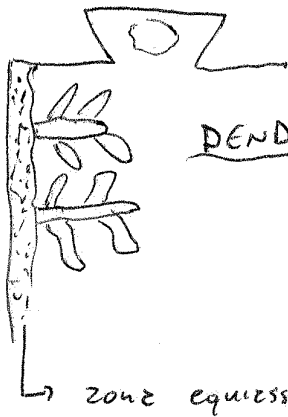
e cristalli piccoli di lega di Al

2 strisce di colore

↳ segno di un trattamento termico → il materiale è stato a temperature per un po' di tempo

abbiamo avuto una piccola solubilizzazione di Si (si scioglie tutto solo sotto 1,86%) e poi è stato temprato

[LEGA 42100-T6]
↓
tempra più
invecchiamento
artificiale



DENDRITI

→ c'è la possibilità che fra 2 dendriti adiacenti si vengono a formare dei pori di ritiro non sufficientemente alimentati da liquido

↳ pori: punto di partenza di rotture per fatica

↳ zone equiaxiali: cristalli piccoli e in tutte le direzioni

Teste cilindro → Al Si 7 Mg 0,5

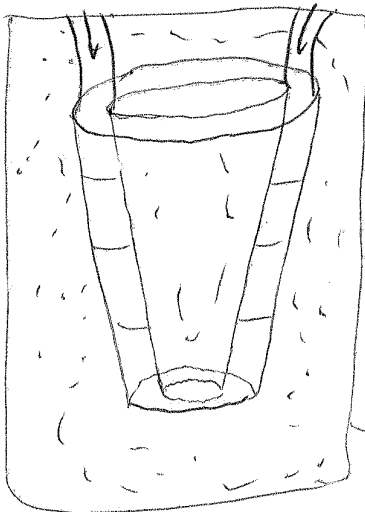
→ studi sulle porosità per evitare rotture per fatica

Appendice C - Tabella 1 (ultimo foglio)

[PROCESSO TRADIZIONALE VS POLICAST]

Policast → preparazione di un modello in Poliuretano espanso

(Sovrapponendo ad es una serie di dischi di poliuretano)



modello in PU espanso

verniciato con un prodotto che garantisce una certa porosità superficiale

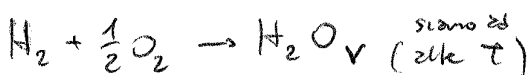
contenitore cilindrico riempito di sabbia sia esternamente al modello sia nelle zone interne

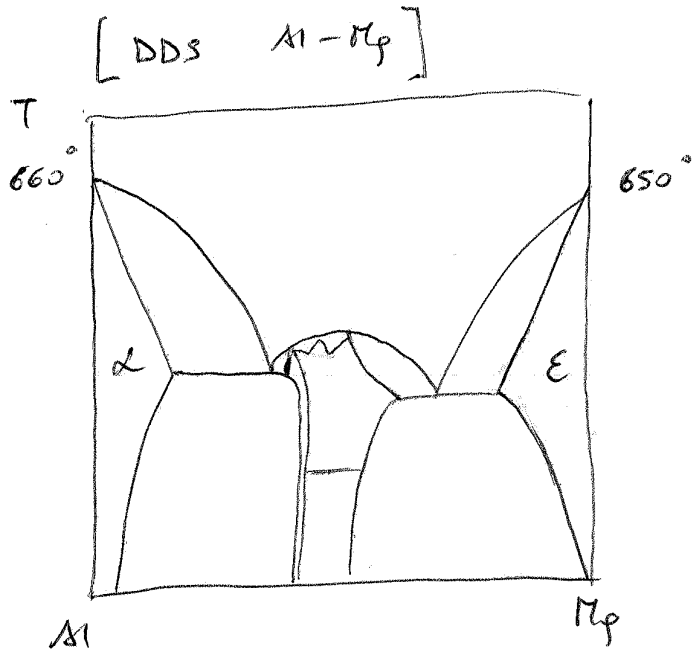
getto di colata direttamente sul modello

(La sabbia avvolge completamente il modello)

↳ il metallo fuso lambisce strati progressivamente successivi di PU questo brucia ed essendo una sostanza organica, origina CO_2 e H_2O

Il metallo fuso prende il posto del PU





(Mg in Al)

Al-Mg → α

diminuzione consistente della solubilità max con la diminuzione di T

Mg-Al → ε

(Al in Mg)

diminuzione envelope delle solubilità massime

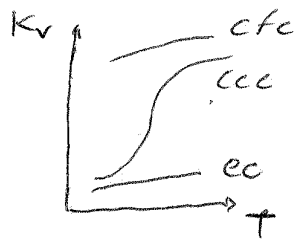
Leghe di Mg → principalmente leghe di Mg e Al sottoposte ad trattamento termico per indurimento di precipitazione

leghe di Mg → 250 MPa (resistenza) allo stato deformato (Mg puro)
→ 300 MPa stato deformato e trattato termicamente

Al → cfc

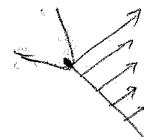
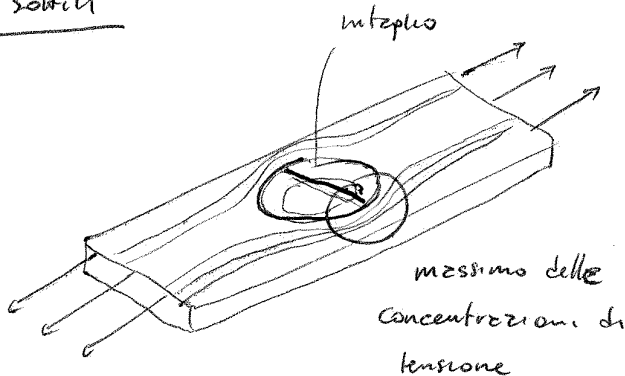
Mg → ec

leghe di Al vs leghe di Mg



Poiché il Mg cristallizza nel sistema ec, devo cercare di avere spessori sottili (in fase di lavorazione)

Spessori sottili



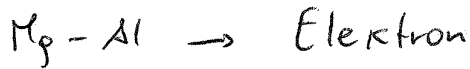
DDS Al-Mg

Anche Zn garantisce importanti valori di rafforzamento per precipitazione.

↳ legherie ternarie
quaternarie



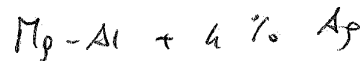
legherie



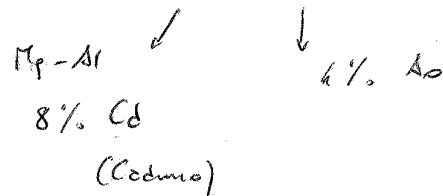
aggiungendo \boxed{Ag} aumenta ancora la resistenza e trazione

$$\left. \begin{array}{l} R_m = 340 \\ MP_2 \end{array} \right\} \cdot 4-5 \% Al$$

$$\left. \begin{array}{l} R_e = 240 \\ MP_2 \end{array} \right\} \cdot 8-10 \% Al$$



$R_m = 400 \div 500 MP_2$



Leghe LEGGERE

- leghe di Al light alloys
- leghe di Mg ultralight alloys

LEGHE di Cu

massa volumica Cu = 8,9 $\frac{g}{cm^3}$ leghe pesanti

Regioni di impiego

- punti di vista STRUTTURALE sono importanti per
 - duttilità
 - resistenze alla corrosione

Utilizzo di Cu PURO

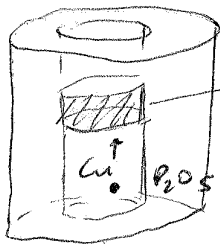
→ usi elettrotecnici
↳ usi di scambiatori di calore (radiatore)
(massima conducibilità termica)

Cu per usi elettrotecnica → deve essere privo di ossigeno

OFHC Copper → verifica dell'assenza di O
 (oxygen-free high conductivity) (analisi con 300 ppm particolarmente difficile)

Cropolo di fusione del rame

↳ aggiungo un elemento più avido di O del Cu → P



SCORIA
 strato riparatore
 del contatto con l'aria

Ossigeno disciolto nel bagno
 metallico sotto forma atomica



(emette fosforici)

P_2O_5 sale e scorie
 (finisce nella scoria)

Per verificare se sono in presenza di OFHC Copper eseguo un
 analisi cercando la presenza di P

Se $P \approx 0,1\%$ → OFHC Copper
 (0,17)

Se $P > 0,1\%$ → Formazione di fosfuri di Cu (invece che ossidi)
 e riduzione della conducibilità elettrica
 (stesso fenomeno)

leghie per componenti
strutturali → $\frac{Cu-Zn}{Cu-Sn}$ OTTONI (BRASS)

+ 50%

- Cu-Zn • aumento dell'impimento (dal 40 al 60%)
e rotture
- (pallottole)
punte • aumento resistenza e trazione e snervamento
- diminuzione resistenza e corrosione

DDS Cu-Zn fino al 60%

α → stesse caratteristiche cristallografiche del Cu (CFC) → duttile

α → CFC (soluzione solida)

β' → composto di tipo B di Hume-Rothery rapporto elettronico = $\frac{3}{2}$
struttura CCC

composto intermetallico

α → duttile

β → soluz solida

β → duttile

β' → fragile (anche se duro)

α → deformabile sia a freddo che a caldo

leghie con 50% di Zn deformabili solo a $T > 468^\circ C$ (presenza fase β)

↳ non sono deformabili a freddo

Ottom I titolo → fino al 39% Zn → cold and hot worked

Ottom II titolo → 39 ÷ 50% Zn (normalmente 50% Zn)

↳ hot worked

T meniscio ottom → $T_m \approx 1000^\circ C$ (media tra 1083° e 903°)

(1273 K)

[OTTOM AL]

DDS Cu-Al

(Cu → cfd)

α soluz. solide di Al in Cu

max 9% Al

Leptite ternaria Cu-Zn-Al

Al ha un peso maggiore dello Zn per raggiungere condizioni di saturazione

Bisogna calcolare il titolo fittizio (fictitious) di Zn

La 1% di Al ha una maggiore tendenza a provocare saturazione dell'1% di Zn

Es
85% Cu
5% Al
10% Zn

voglio stabilire se è un ottone del I o del II titolo

$$\text{titolo fittizio di Zn} = \frac{10 + 5 \cdot 6}{85 + 10 + 5 \cdot 6} < 39\%$$

(es)

Fattore moltiplicativo dell'Al

ottone I titolo

Se avessimo il 7%

Al → ottone II titolo

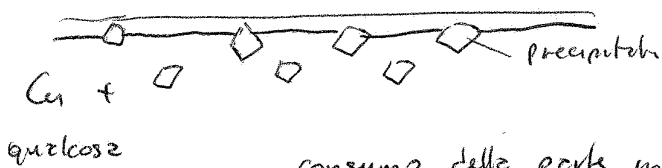
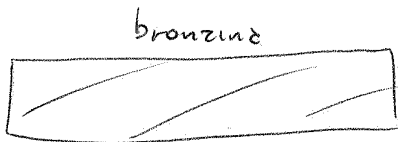
DDS Cu-Sn BRONZO (Bronze)

È → composto intermetallico duro

• cuscinetti o strisciamento (bronzine)

Le punte creano una zona

nella quale può andare e finire l'olio lubrific.



consumo della parte in Cu



mezzo di lubrificazione (dove la pressione del lubrificante aumenta)

consumo ma non usura completa

Cu-Sn
Cu-Zn-Ni [MONETE]

Monete bimetalliche → se le faccio cadere producono un suono fesso

La cesura fra i 2 metalli assorbe il rumore

Similoro (oro di Bologna)
o Nordic Gold



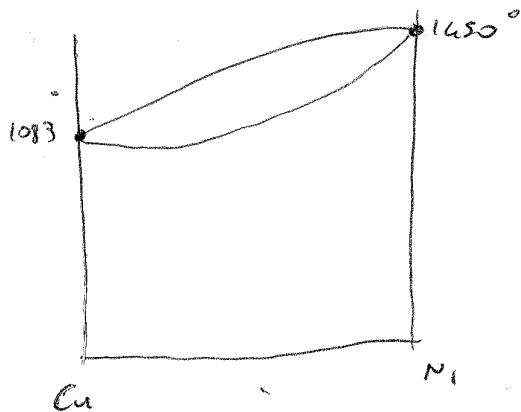
Monetizzazione

grey
acciaio inox ferritico o austenitico

↓
leghe di Cu

leghe Cu-Ni → aggiunta di Ni (n° 28 tavola periodica)
Cu 29

Cu e Ni cristallizzano nel cfc → solubilità completa



Soluzione solida completa
continua di Cu e Ni

Aggiunta di Ni → cambio colore
di Cu

PRESERVA dalla CORROSIONE

LIRA → leghe MONEL 67% Ni 30% Cu 3-3,5% Fe
(colorazione grigia)

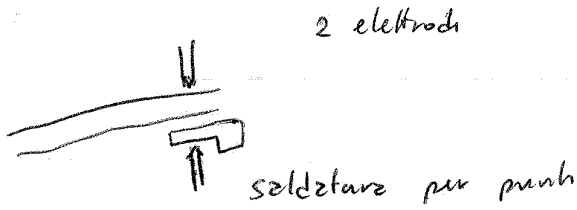
leghe Cu-Ni 55-45 leghe "costantane" → minimo di dilatazione termica

leghe Cu-Ni con aggiunta di Zn → ARGENTANE

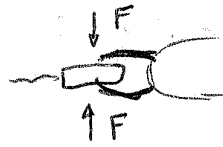
65% Cu 15% Ni 20% Zn → ALPACCA
(argentone o argento tedesco)

Applicazioni leghe Mellony (Cu-Cr) e Cu-Be

- Saldatura di una lamiera su una barra di ritenzione da urti laterali



elettrodo sostenuto da un braccio meccanico capace di sostenere le vibrazioni dovute alle scosse



F maggiore quanto più è rigida la tenaglia

elevata rigidità



elevata σ_y (R_e)

$R_m \approx 1000 \text{ MPa}$

$R_e \approx 700-800 \text{ MPa}$

→ leghe Cu-Be utilizzabile per robot da saldatura

Leghe leggere

Leghe di Titano

Linee e P differenti da 1 atm

↳ repote delle fasi $v = n + p - f$ ↳ n° fasi contemporaneamente presenti all'equilibrio
 v ↳ n° elementi chimici indipendenti ↳ n° fattori fisici e chimici

$v \rightarrow$ n° parametri fisici e chimici che bisogna indicare per individuare completamente il sistema all'equilibrio

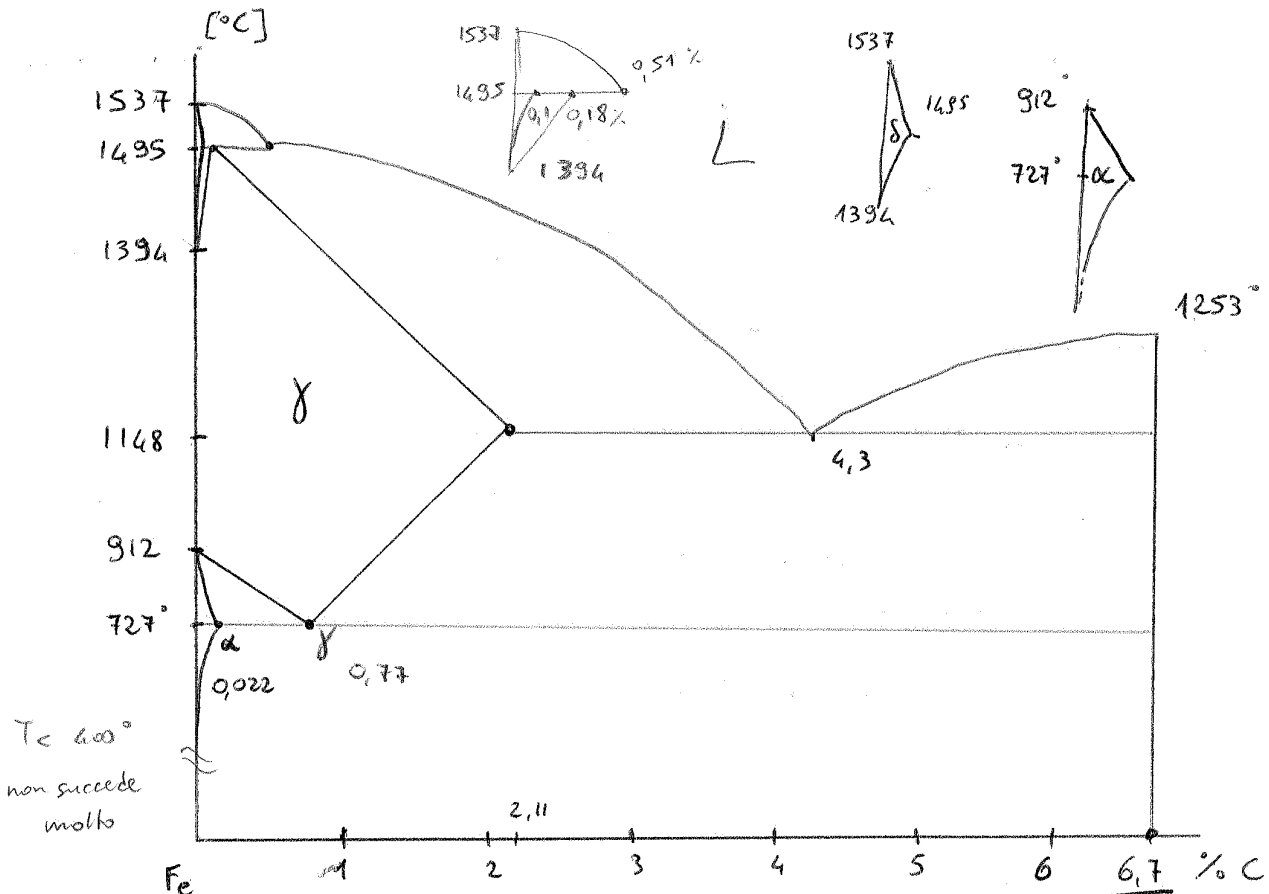
$P \rightarrow$ n° fattori fisici DDS (binari, ternari, quaternari)
 ↳ sezione isobara del DDS alla P di 1 atm

fun di 3 assi \rightarrow P cost (generalmente 1 atm)

↳ sul DDS Fe-C posso apprezzare l'influenza della P

$P_{Fe} = 1 \text{ atm} \rightarrow$ Fe puro
 T ebollizione 2880°

Metodi di preparazione di acciai e ghise \rightarrow talvolta realizzate a $P < P_{atm}$



il diagramma procede in linea teorica fino allo zero assoluto

[CFC] → la perturbazione di distorsione in questa struttura si esaurisce nel giro di un centinaio di celle elementari (lunghezza cella elementare $\approx 1 \text{ \AA}$)

CONSEGUENZA

$T = 727^\circ \text{C}$

max solubilità di C in Fe α

0,022 % (in massa)

max solubilità di C in Fe γ

0,77 %

Fe puro non esiste (costo)

↓ lega Fe-C

acciai fino al 2,11 % C

Acciaierie

ghisa oltre 2,11 % di C

↳ Altoforno (coke siderurgico)

ghisa da altoforno (4 ÷ 4,5 % di C)

decarburazione → è possibile togliere il C completamente (togliere il C) ma nel frattempo si cerca l'acciaio di O e N verificandone le proprietà di durezza

↳ non si fa mai una completa decarburazione negli impianti moderni

Si cerca di fare una buona desolfurazione → S 0,035 ÷ 0,008 (Titanio)

[DDS stabile → (s) Fe-grafite → fondere di ghisa
 DDS metastabile → (ms) Fe-Fe₃C (cementite)

Cementite Fe₃C
 (composto) interstiziale
 massa atomica
 C → 12
 Fe → 56

% di C in massa = $\frac{12}{3 \cdot 56 + 12} = [6,66 \text{ %}]$