



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 2045A -

ANNO: 2016

A P P U N T I

STUDENTE: Meniconi Andrea

MATERIA: Materiali per l'industria Meccanica - Prof. Doglione

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.**

MATERIALI PER L'INDUSTRIA MECCANICA

MOLLE: Richiedono elevato valore di snervamento ed elevata resistenza a fatica (poiché le molle lavorano a fatica)
Non è richiesta elevata tenacità.
La rigidità si cambia con la geometria:

$$\text{RIGIDEZZA} = E \cdot I$$

↑
inerzia

ACCIAI MARAGING: Acciaio a più elevata resistenza meccanica a trazione (fino a 2500 MPa), avente anche elevata malleabilità e buona tenacità con un comportamento elastico fin quasi alla rottura.
È un acciaio molto legato:
Il ferro viene addizionato principalmente con cobalto e nichel, inoltre, in quantità minori, con molibdeno, alluminio, titanio.

TITANIO: È biocompatibile perché resistente alla corrosione e non rilascia ioni

SOLIDIFICAZIONE

Trasformazione di fase da liquido a solido.

I metalli leggeri si utilizzano molto per colate poiché fondono a basse temperature.

Durante la solidificazione si hanno:

- NUCLEAZIONE
- ACCRESCIMENTO

Questi 2 sistemi si contrastano.

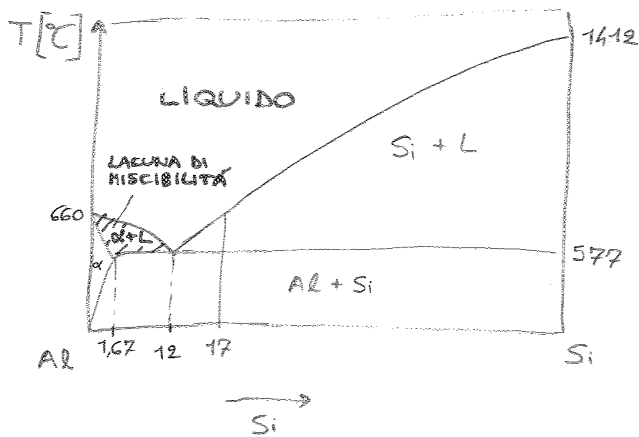
NUCLEAZIONE

Si divide in:

- **OMOGENEA:** Si formano nuovi cristalli dalla fase liquida in modo spontaneo, perché si raggiunge la temperatura di solidificazione.
Tale tipo di nucleazione è molto difficile farla avvenire, richiede un sottoraffreddamento molto forte a causa dei fattori di accomodamento.
È molto più facile farla avvenire negli elementi puri che nelle leghe.

DIAGRAMMA DELLE FASI Al-Si

I DIAGRAMMI DELLE FASI sono diagrammi di equilibrio



- Le leghe utilizzate in industria arrivano al massimo al 17% di silicio.
- Quelle con più del 12% sono le **IPER-EUTETTOICHE**
- Quelle con meno del 12% sono le **IPO-EUTETTOICHE**

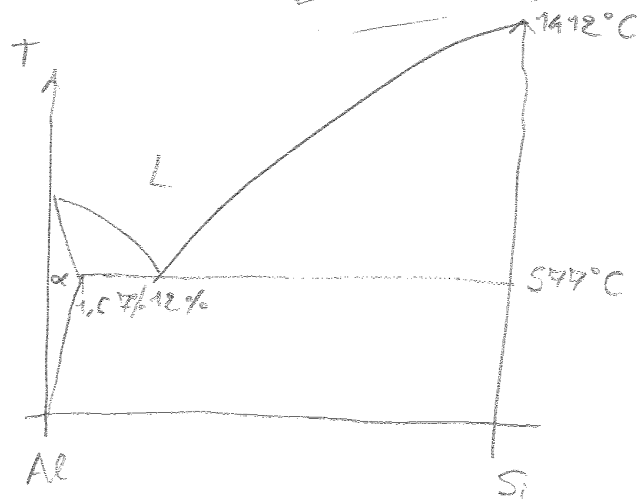
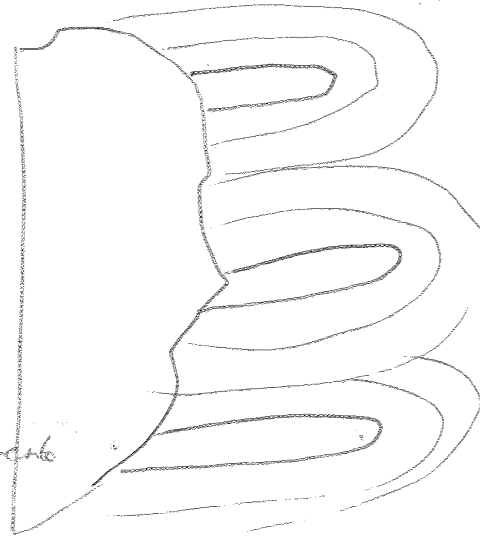
Ogni cristallo può essere formato da più dendriti. Infatti il cristallo è la parte più grande e la dendrite quella più piccola:

Le dendriti hanno lo stesso orientamento del cristallo.

Successivamente anche il metallo tra le varie dendriti inizia a solidificare.

STAGNO: Per sopprimere la solidificazione l'eterogeneità deve avere un sotto raffreddamento di 75°C

- PIOMBO: 80°C
- ALLUMINIO: 130°C
- RAME: 236°C
- FERRO: 295°C
- MANGANESE: 308°C
- NICKEL: 319°C
- COBALTO: 330°C
- ACQUA: 39°C



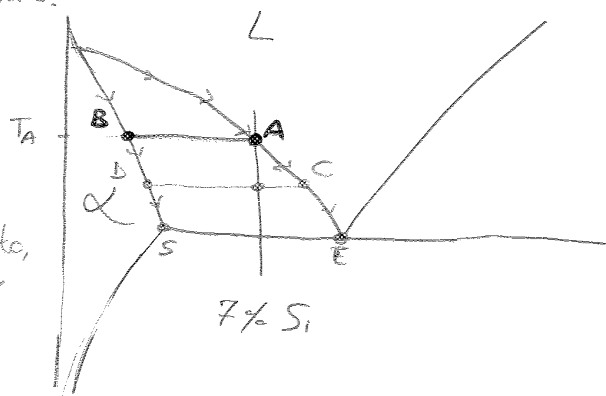
Siamo in termodinamica e quindi in equilibrio.

dal diagramma delle fasi vediamo che se il liquido è A e il solido è B, vuol dire che A diventando solido butta via soluto,

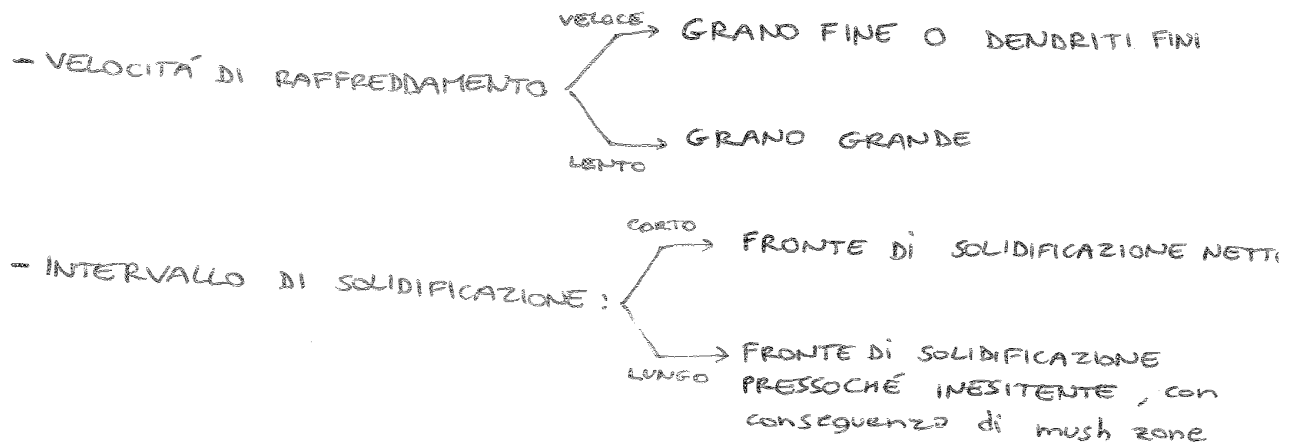
ma poiché ^{crea il maggior numero di nuclei} non può avvenire così lentamente, si ha che il pezzo, in corrispondenza dell'interfaccia, sarà più ricco di silicio di quanto sembra dal diagramma delle fasi.

Quindi in corrispondenza dell'interfaccia il materiale sarà più ricco di soluto e quindi avrà una temperatura di solidificazione ^{reale} più bassa (cioè perché il liquido non si rimescola, ma solidifica)

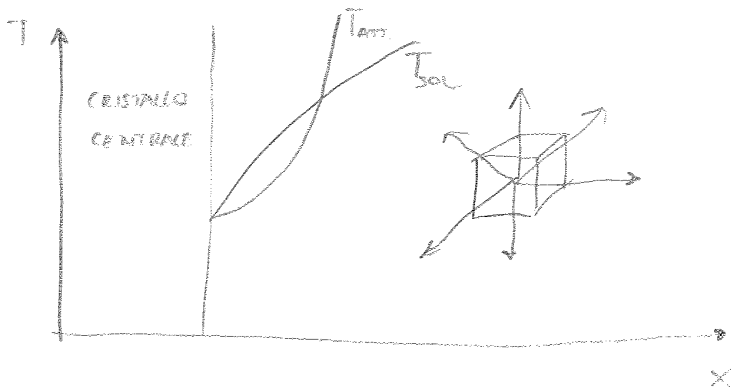
→ CONDIZIONE CHIMICA



Le caratteristiche meccaniche e strutturali di un getto possono essere modificate mediante:



Questi cristalli equiasici hanno una forma simile a quella dendritica dovuta ad un'inversione termica:



Il cristallo equiasico solidificandosi butta fuori calore di solidificazione facendo aumentare il calore nelle sue vicinanze. Perciò nell'interfaccia si ha di nuovo un sotto raffreddamento e per questo partono le dendriti e si ha di nuovo accrescimento dendritico.

In questo caso l'influenza del gradiente termico è molto più bassa e non si ha una preferenza direzionale di accrescimento come si aveva prima.

Se ha un metallo puro non ha formazione dendritica.

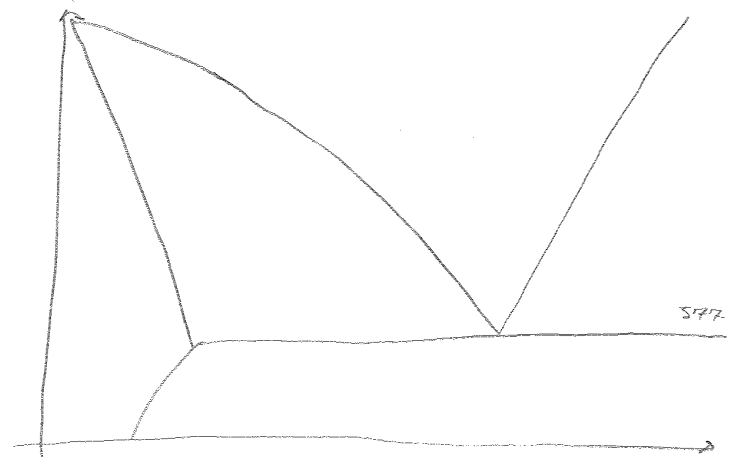
Durante la solidificazione si verificano 3 tipi di ritiro:

- **RITIRO LIQUIDO:** dovuto all'utilizzo di un liquido che viene versato ad una temperatura superiore a quella di solidificazione.

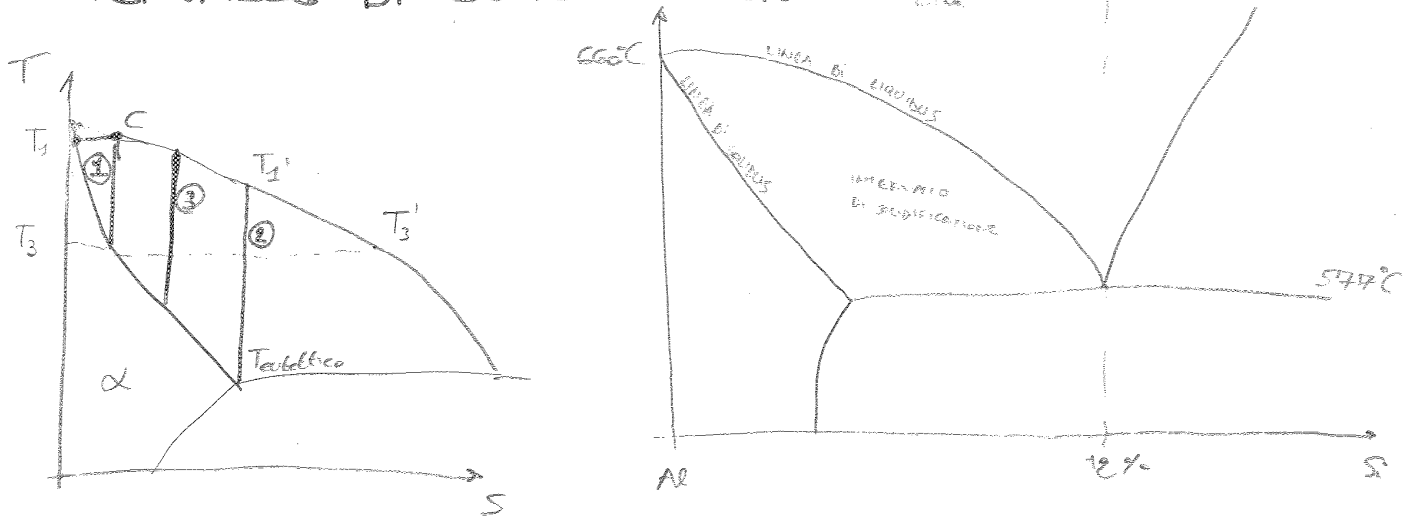
- **RITIRO SOLIDO:** dovuto alla legge della contrazione termica.

Se si fa un getto si devono tenere in considerazione entrambi, ma quello più importante da tenere in considerazione è il:

- **RITIRO DI SOLIDIFICAZIONE:** è dovuto al passaggio da liquido a solido.



L. INTERVALLO DI SOLIDIFICAZIONE



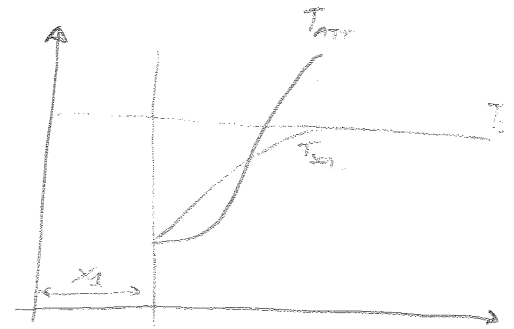
Così cambia se vario l'intervallo di solidificazione?

1. INTERVALLO DI SOLIDIFICAZIONE CORTO:

Va da 0 a 50°C

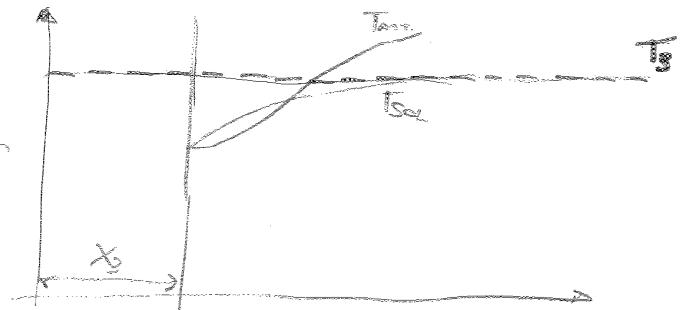
Tale intervallo fa sì che si formi la nucleazione equiassica e successivamente l'accrescimento dendritico.

Man mano che la solidificazione procede vi è un riserchio di liquido e non ci sono problemi fino a quando c'è liquido.



Avere un intervallo di solidificazione corto comporta che la temperatura non scende di molto e quindi si avranno una T_3 ed una T_2 non molto lontane.

Le curve sono abbastanza vicine alla temperatura T_3 , ma comunque si ha sempre un sottoraffreddamento.



La $T_{ATTUALE}$ non scende mai molto sotto alla $T_{SOLIDIFICAZIONE}$, perciò non si ha mai la nucleazione di dendriti equiassiche al centro del getto.

Inoltre la temperatura di inizio solidificazione è molto prossima a T_3 .

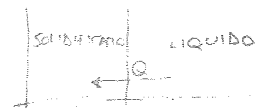
In questo caso le cavità sono dislocate in una parte definita e quindi è facile eliminare le cavità con delle materozze.

CONDUCIBILITÀ TERMICA DEL CONTENITORE

In base al tipo di contenitore si hanno diverse proprietà del materiale:

- NEL CASO DI MATERIALE MOLTO CONDUTTIVO (conchiglia metallica), invece che una forma in sabbia, la conducibilità termica è molto elevata attraverso la parete e quindi il gradiente è alto favorendo la crescita colonnare (partono le dendriti perché la T_{att} riesce a spostarsi sotto alla T_{eq} e così facendo si ha una crescita dendritica).

CONDUCIBILITÀ DEL MATERIALE SOLIDIFICATO



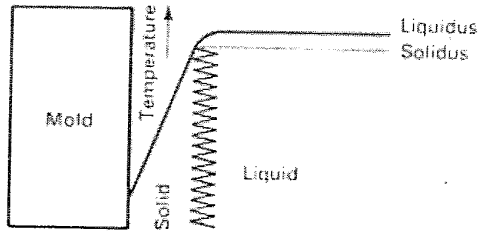
La parte di liquido solidificato permette al calore di uscire abbastanza rapidamente e quindi permette alla temperatura attuale di scendere quel tanto da andare al di sotto della temperatura di solidificazione. Il solidificato, anche essendo caldo, condurre aiutando il gradiente ad essere forte, quindi si ha la stessa crescita del caso precedente.

TEMPERATURA DI SOLIDIFICAZIONE

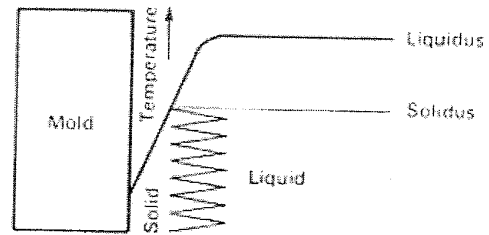
Se la T di solidificazione è alta le curve rimangono alte e quindi si avrà un grande gradiente termico e quindi una crescita colonnare.

Se la T di solidificazione è alta le curve rimangono alte, ma permane una differenza tra le due e poiché il gradiente di temperatura è limitato in una zona alta si formano le dendriti che vanno avanti.

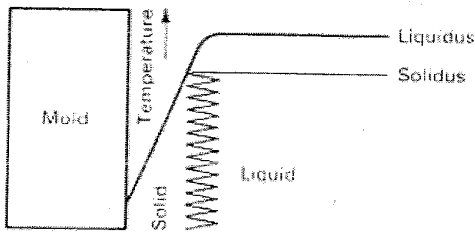
Se la T di solidificazione è bassa la T attuale dovrà scendere molto abbassando la formazione di dendriti favorendo la nucleazione equiasiale.



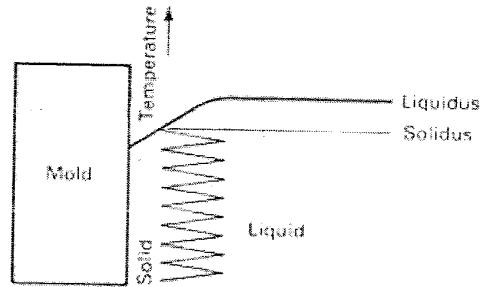
Short range results in high degree of progressive solidification.



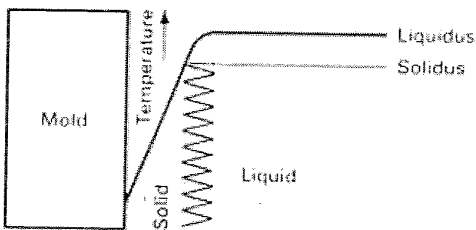
Long range results in low degree of progressive solidification.



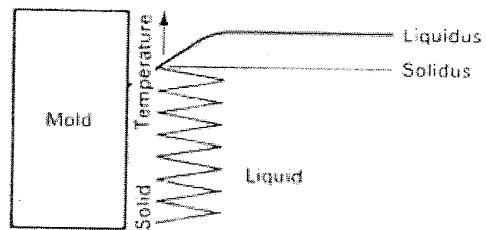
High conductivity and high heat capacity results in steep gradients and high degree of progressive solidification.



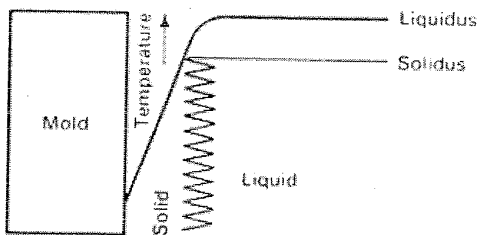
Low conductivity and low heat capacity results in mild gradients and low degree of progressive solidification.



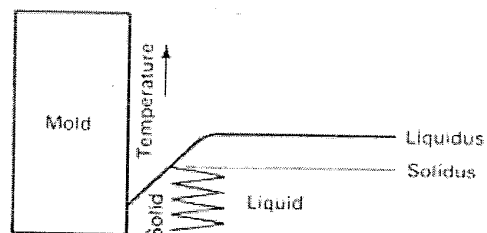
Low conductivity results in steep gradients and high degree of progressive solidification



High conductivity results in mild gradients and low degree of progressive solidification.



High solidification temperature results in steep gradients and high degree of progressive solidification.



Low solidification temperature results in mild gradients and low degree of progressive solidification.

NUCLEAZIONE OMOGENEA

Nel raffreddamento del liquido la velocità di nucleazione (e quindi la solidificazione) comincerà ad essere apprezzabile solo dopo che la temperatura ha raggiunto un certo valore al di sotto della temperatura di equilibrio di solidificazione (ovvero di fusione). Questo fenomeno è chiamato sottoraffreddamento e il grado di sottoraffreddamento è dell'ordine di varie centinaia di gradi Kelvin.

NUCLEAZIONE ETEROGENEA

Sebbene i livelli di sottoraffreddamento per la nucleazione omogenea possano essere significativi (anche di centinaia di gradi), nelle situazioni reali essi sono spesso dell'ordine solo di pochi gradi.

Il motivo di questo è che l'energia di attivazione (ovvero, la barriera energetica) per la nucleazione è più bassa quando i nuclei si formano su superfici preesistenti o su interfacce, in quanto si riduce l'energia libera di superficie. Questo tipo di nucleazione è chiamato eterogenea.

CRESCITA

Lo stadio della crescita in una trasformazione di fase inizia nel momento in cui un embrione supera la dimensione critica, r^* , e diviene un nucleo stabile.

Si noti che la nucleazione continua a verificarsi anche durante la crescita delle particelle della nuova fase.

Il processo di crescita termina in ogni regione in cui le particelle della nuova fase giungono fra loro in contatto, poiché in tal modo la trasformazione risulta completata.

Le dimensioni delle particelle di fase prodotte dalla trasformazione dipendono dalla temperatura con cui si conduce il processo.

Una trasformazione condotta ad una temperatura prossima alla T_m , decorre con bassa velocità di nucleazione ed alta velocità di crescita, per cui formerà pochi nuclei che si accrescono rapidamente.

MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO

I principali sono per:

- SOLUZIONE SOLIDA
- INCRUDIMENTO (PLASTICIZZAZIONE (AUMENTO DELLE DISLOCAZIONI))
- BORDI DI GRANO
- TRASFORMAZIONE HARTENSITICA
- PRECIPITAZIONE

RAFFORZAMENTO PER SOLUZIONE SOLIDA

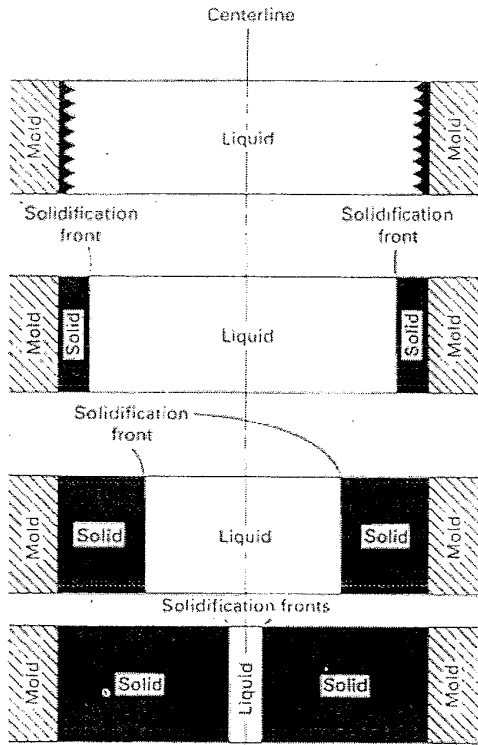
Un esempio è l'inserimento del Mn in ACCIAI STRUTTURALI ed altri come:

- 3XXX con Al-Mn
- 5XXX con Al-Mg
- OTTONI 1° TITOLO con Cu-Zn
monofasici (< 40% di Zn)
- LEGHE di Al e Zn con Mg

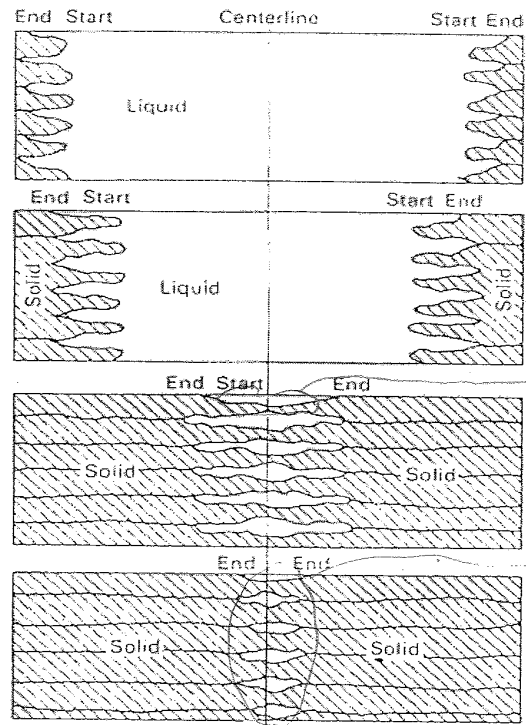
Gli elementi messi in soluzione solida ostacolano il ^{movimento delle} dislocazioni, alleviando le tensioni locali e fungendo da ancoraggio della dislocazione.

N.B. Nel campo atomico non esiste la plasticità, si ha solo campo elastico.

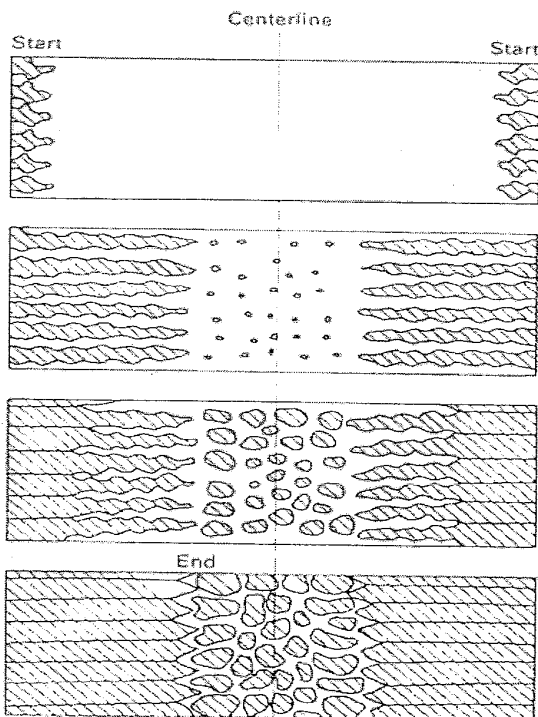
SOLIDIFICAZIONE DI UN METALLO PURO



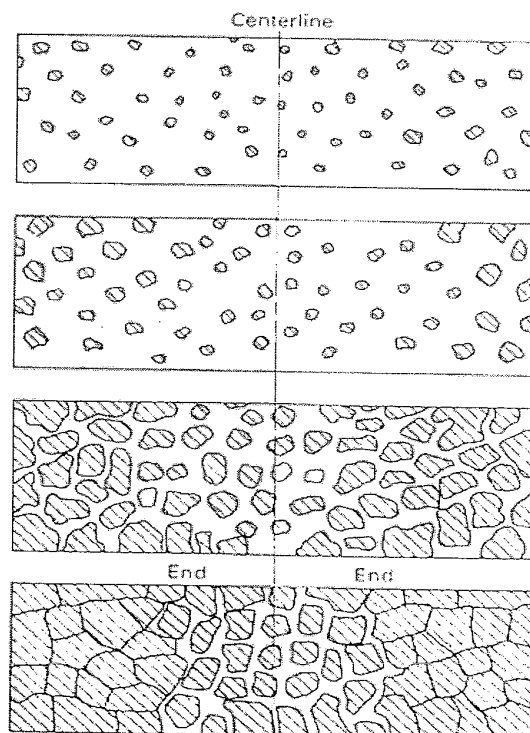
Metallo puro



Lega ad intervallo di solidificazione corto



Lega ad intervallo di solidificazione medio



Lega ad ampio intervallo di solidificazione

NON si ha mai accrescimento dendritico

Il silicio non si usa per rafforzamento per soluzione solida perché non si scioglie, inoltre non viene utilizzato Cu e Zn.

Il RAFFORZAMENTO PER SOLUZIONE SOLIDA in Al è espresso dalla seguente legge:

$$\Delta T = G \cdot b \cdot \epsilon^{\frac{2}{3}} \sqrt{c}$$

ove si passa da:

$T_0 =$ Metallo puro
 \downarrow
 $T =$ soluzione solida

Per far muovere il reticolo mi servono forze tangenziali al reticolo (situate sul piano di scorrimento della dislocazione).

L'incremento di resistenza ΔT è legato da:

$G =$ modulo di elasticità tangenziale della dislocazione
 $b =$ vettore di Burgers

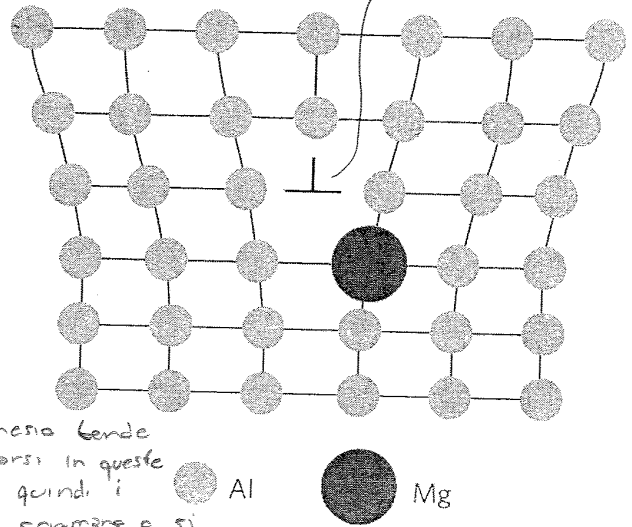
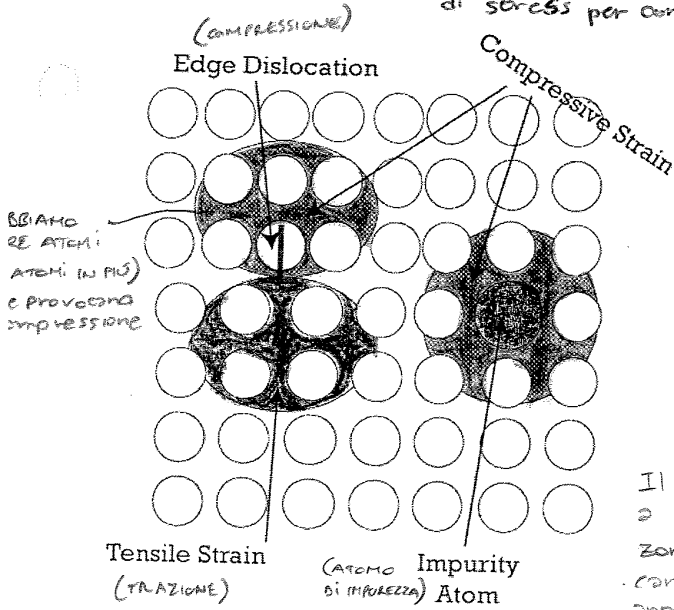
Il VETTORE DI BURGERS è il vettore (incremento) che bisogna aggiungere per chiudere il rettangolo chiuso intorno ad una zona che prima era priva di distorsioni e poi si ritrova al suo interno una dislocazione. Esso ha modulo, direzione e verso:



Possiamo vederlo anche come lunghezza caratteristica legata alla dislocazione. In questo caso vediamo b come uno scalare.

SOLUZIONE SOLIDA: Gli atomi di soluto sono in giro per la matrice e vanno ad alleviare le zone di stress per compressione e trazione

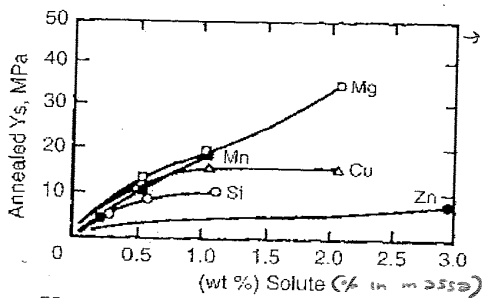
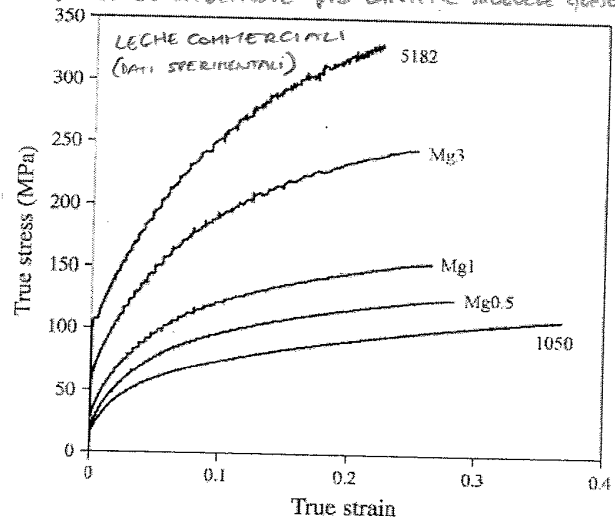
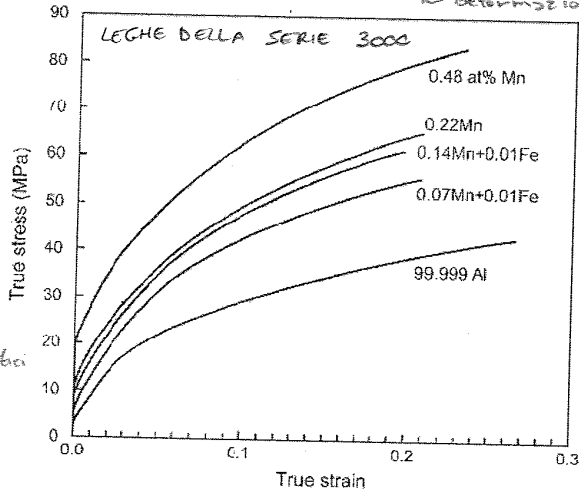
DISLOCAZIONE A SPIGOLO



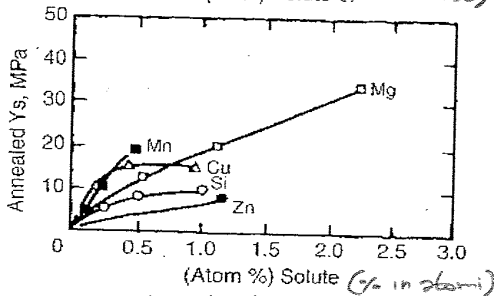
Il magnesio tende a spostarsi in queste zone, e quindi i campi si sommano e si annullano, ma comunque si smorzano molto.

Il magnesio si va ad infilare nelle zone di trazione della dislocazione in modo da diminuire l'energia del sistema, alleviando le deformazioni locali, facendo diventare più difficile muovere questi dislocazioni.

Da questi diagrammi si vede che in campo elastico (0.10¹⁰m) o plasticità non esiste questi, ma solo campi elastici.



EFFETTO DELLE VARIE SOSTANZE IN SOLUZIONE SOLIDA CON L'ALLUMINIO



dipende dalla massa atomica dei 2 elementi

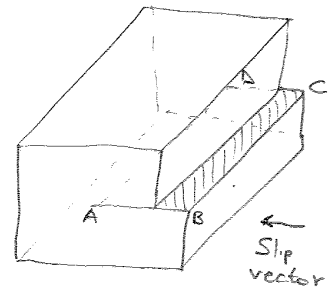
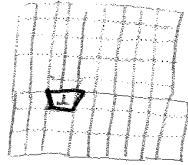
Rafforzamento per soluzione solida in Al

$$\Delta\tau = G \cdot b \cdot \epsilon^{\frac{3}{2}} \sqrt{c}$$

12-10-15

DISLOCAZIONI

Gli scalini creati dallo scorrimento dei piani reticolari dovuti alle dislocazioni hanno una grandezza pari ad un reticolo.



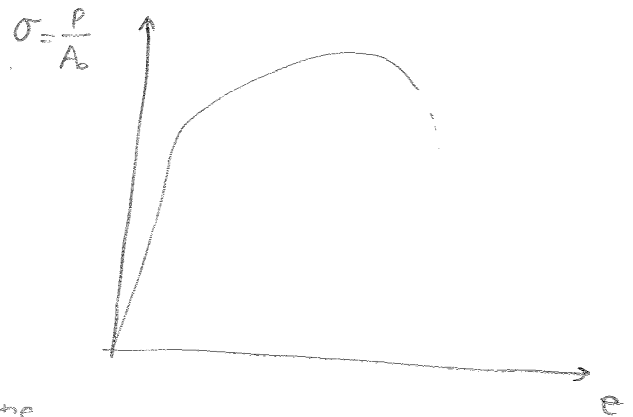
Le dislocazioni reali non sono né a spigolo né a vite, ma una cosa mista

RAFFORZAMENTO PER PLASTICIZZAZIONE E INCRUDIMENTI

Durante la deformazione plastica si ha la formazione e la moltiplicazione delle dislocazioni, si forma una **FORESTA DI DISLOCAZIONI**.

La TENSIONE DI FLUSSO PLASTICO descrive la curva di deformazione plastica.

È la σ di deformazione plastica che varia da $R_{0.2}$ fino ad R_m ove si ha uno stato ^{di tensione} uniaxiale. Oltre R_m si ha la strizione e da lì in poi si ha uno stato triassiale di tensione (assiale, circonferenziale, radiale)



ove $\sigma_z = 0$ sulla superficie, ammesso che vi sia una pressione applicata sulla superficie.



Il rafforzamento aumenta con l'aumento delle dislocazioni.

$$\sigma_{flow} = M (\tau_0 + \alpha G b \sqrt{\rho})$$

M è il FATTORE di Taylor = $\frac{1}{\cos \theta \sin \theta}$

Se prende un materiale policristallino avrà una serie di σ e di γ ma si può dimostrare che per materiali policristallini senza direzioni principali $M \approx 3$.

Il rafforzamento per deformazione plastica si applica a volte, non sempre. Per esempio le pentole 1810 o più comunemente AISI 304 (X6CrNi 1810) hanno carico di snervamento di 250 MPa ($R_{0,2} \approx 250 \text{ MPa}$)

Tale materiale se viene utilizzato per fare dei fili sottilissimi mediante trafilatura a freddo si può portare a valori di $R_{0,2} = 2000 \text{ MPa}$.

Altri esempi possono essere:

AA 5083 ^{INCRUDITA} H8 $\rightarrow R_{0,2} \approx 300 \text{ MPa}$

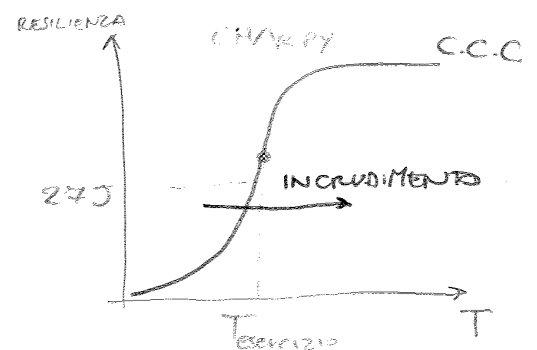
(a) _{RICOTTA} $\rightarrow R_{0,2} \approx 150 \text{ MPa}$

C 20 $\rightarrow R_{0,2} \approx 250 \text{ MPa}$

^{INCRUDISCO} $\rightarrow R_{0,2} \approx 400 \text{ MPa}$

Per gli ACCIAI C.C.C. il rafforzamento per incrudimento non si utilizza a causa della transizione d'utile fragile perché, come si vede dal diagramma di CHARPY, il materiale si potrebbe rompere per rottura fragile già a temperature basse.

Perché se la curva si sposta a destra e il punto, relativo alla temperatura di esercizio si sposta nella curva sotto ai 27 J, il materiale si può rompere per rottura fragile.



Perché nei materiali a struttura C.C.C. il rinforzamento per plasticizzazione non si utilizza.

$$\lim_{L \rightarrow \infty} \sigma - \sigma_0 = \sigma_0$$

Cioè ho fatto sparire il bordo di grano ($L \rightarrow \infty$)

L potrebbe dipendere da d perciò posso scrivere, inserendo una costante c_1 :

$$\sigma - \sigma_0 = c_1 \frac{G \cdot b}{d}$$

Arrivati al bordo di grano si nuclea una nuova dislocazione, perciò se ci sono N dislocazioni, per muovere le dislocazioni sul piano di scorrimento avrà:

$$\sigma - \sigma_0 = c_1 \frac{G b}{d} N$$

Poiché in campo atomico i legami sono elastici, avrà tale risultato per il fatto che spenderà una determinata quantità per ogni dislocazione.

Se ho N dislocazioni impilate avrà una superdislocazione con vettore di Burgers $N \cdot b$.

Il Bordo di Grano ha una RESISTENZA INTRINSECA DEL BORDO AL PASSAGGIO DELLE DISLOCAZIONI σ^* .

Lo σ_{locale} in test all'impilamento deve essere:

$$\sigma_{\text{loc}} \geq \sigma^*$$

Lo σ_{loc} è dato dalla tensione $(\sigma - \sigma_0)$ moltiplicata per tutte le dislocazioni:

$$\sigma_{\text{loc}} = N (\sigma - \sigma_0) \geq \sigma^*$$

Devo adattare questa formula alla teoria del grano

Mi metto sul sistema di riferimento:

Considero lo τ su di un bordo di grano:

$$\tau_{\text{loc}} = \frac{\sqrt{\sigma L}}{\sqrt{2\pi r}} \quad \text{ove} \quad \begin{matrix} r \approx b \\ L \approx d \end{matrix}$$

Lo τ locale è lo τ che fa mettere in movimento le dislocazioni.

Orò passo alla σ_{loc} :

$$\sigma_{\text{loc}} = C_2 \frac{\sqrt{d} (\sigma - \sigma_0)}{\sqrt{b}} = \sigma^*$$

La dislocazione passa oltre il bordo di grano quando si ha questa uguaglianza

Il C_2 inseribile in C_1

$$\Rightarrow \sigma = \sigma_0 + C_2 \sigma^* \sqrt{\frac{b}{d}} = \sigma_0 + K^* \sqrt{\frac{b}{d}}$$

A grani molto piccoli la legge di Hall-Petch non vale più.

Voglio buttare via il σ^* e quindi utilizzando $k^* = \sqrt{C_2 E \sigma^*}$
 ottengo:

$$\sigma^* = \frac{k^{*2}}{C_2 E}$$

$$\Rightarrow d^* = \left(\frac{C_2 E}{k^*} \right)^2 b$$

ove d^* è il diametro critico sotto il quale la legge di Hall-Petch ^{non vale più} e quindi sotto questo valore non vi è più rafforzamento, cioè a questa dimensione del diametro, la dislocazione appena viene emessa passa, perché la tensione sale talmente tanto che quando la dislocazione viene emessa è così alta da farlo passare.

Per vedere che abbiamo nel suo il diametro critico d^* è la tensione che genera la dislocazione. bemo

b derivato dal diametro critico del grano rispetto la resistenza intrinseca del materiale:

$$\frac{\partial d^*}{\partial \sigma^*} = C_2 E b \left(-\frac{1}{\sigma^{*2}} \right)$$

in questo modo vedere che: più aumenta la resistenza del materiale più diminuisce il diametro critico del grano.

B.

PRECIPITATI INTERMEDI: Precipitati che non si vedono sul diagramma delle fasi (PRECIPITATI METASTABILI, cioè quelli che non dovrebbero esistere)
 Essi sono precipitati nanometrici che permettano di rafforzare per precipitazione.

PRECIPITATI INTERMETALLICI: Precipitati di equilibrio che si vedono sui diagrammi delle fasi.
 Essi hanno dimensioni tra i $1 \div 10 \mu m$ e permettono il rafforzamento per dispersione

Tale tipo di RAFFORZAMENTO si basa sul fatto che ci sono dei precipitati che ostacolano il movimento delle dislocazioni.

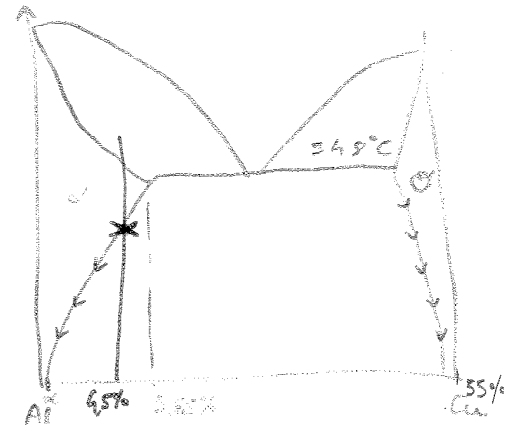
Le particelle per rafforzamento per precipitazione hanno diametri che vanno da: $d = 10 \mu\text{m} \div 10 \text{nm}$

Ci riferiamo ora al diagramma Al-Cu dal quale è nato il DURALUMINIO che è stata la prima lega rafforzata per precipitazione.

La parte che ci interessa del diagramma Al-Cu è quella fino al 55% di Cu.

Le molecole di gas all'interno dei solidi cristallini (metalli) non esistono e le percentuali sotto indicate solo percentuali stechiometriche.

Se prendo una lega di composizione circa uguale al DURALUMINIO, cioè una lega binaria Al-Cu (il suo sistema solforante è una lega ternaria a galena Cu, Al, Zn, Mg) con un contenuto del 4,5% di Cu e la parte in soluzione solida è tutto il rame che c'è nell'alluminio, cioè sono sotto al 5,65% di Cu, praticamente non c'è formazione di liquido e quindi ho una soluzione solida α di Cu in Al.



Raffreddando in aria o in olio, comunque facendo un raffreddamento non troppo veloce, mi ritroverò nel punto X.

Avvisti qui inizierà a formarsi una fase θ

e poi man mano che si scende, la composizione α seguirà la linea α e la composizione di θ seguirà questa linea θ che sono i limiti di solubilità di Cu in Al e Al in θ .

Andando nelle condizioni di equilibrio a T_{umb} otteniamo la miscela meccanica $\alpha + \theta$ dove α è alluminio praticamente puro.

Tutto questo nel caso di trasformazione in equilibrio (trasformazione ideale) che avviene in un tempo $t \rightarrow \infty$.

42/10/1

RAFFORZAMENTO PER BORDO DI GRANO

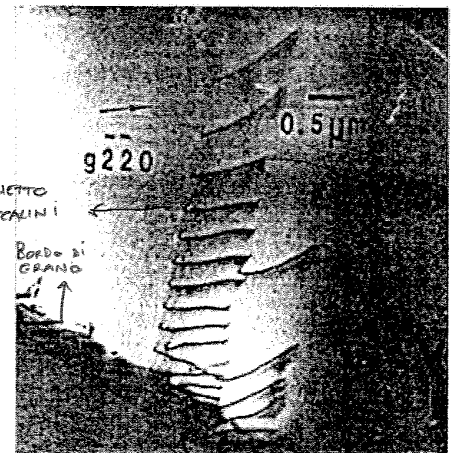
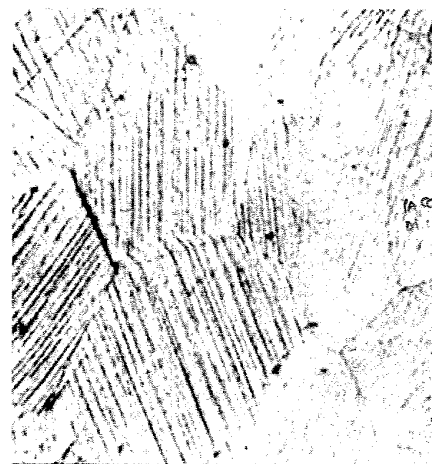
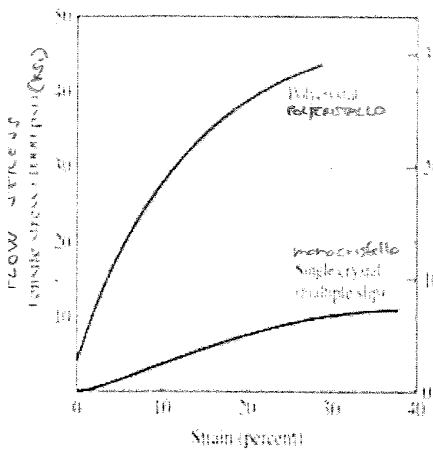
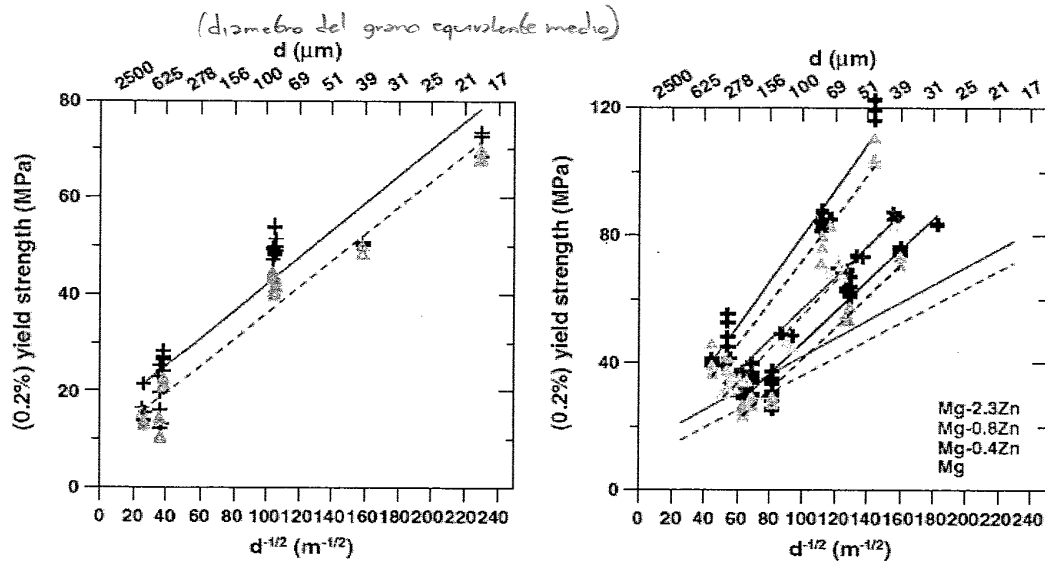
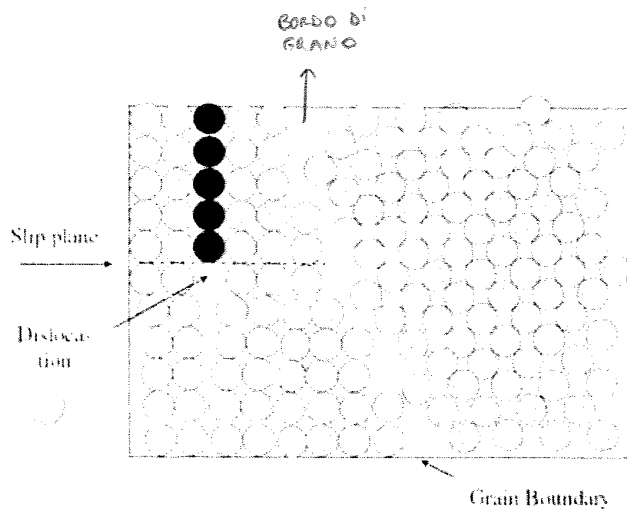


Figure 5.40
stress-strain curve of single
and polycrystalline copper

Figure 5.40
Slip bands in polycrystalline
aluminum grains

Figure 5.40
Dislocations piled up
against grain boundaries
in stainless steel



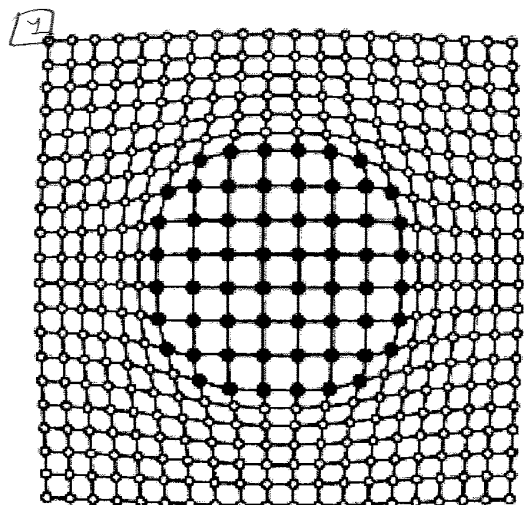
Motion of a dislocation as it encounters a grain boundary

Legge di Hall-Petch

$$\sigma = \sigma_0 + k^* \sqrt{\frac{b}{d}}$$

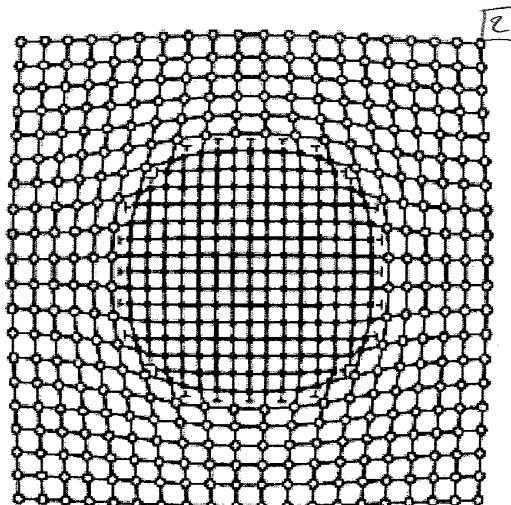
1

Cristallografia dei precipitati



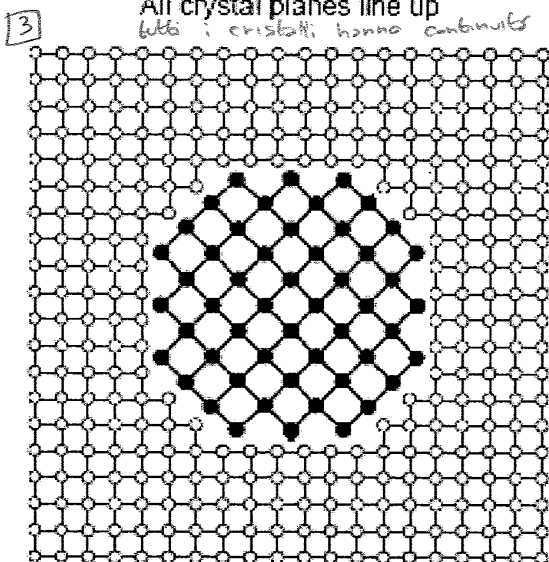
Coherent (COERENTE)

All crystal planes line up
tutti i cristalli hanno combinato



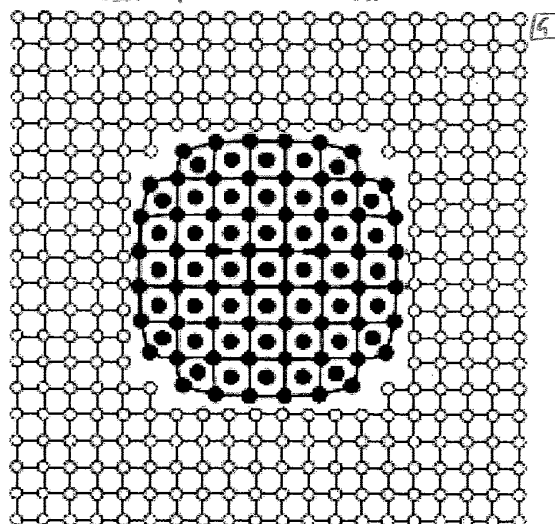
Semi-coherent (semi coerente)

Come crystal planes line up
alcuni piani cristallini hanno combinato altri no



Incoherent

Different crystal orientations



Incoherent

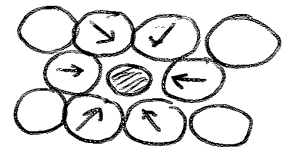
Different crystal structures

MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO

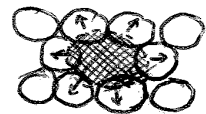
1. RAFFORZAMENTO PER SOLUZIONE SOLIDA CP

È una tecnica utile per aumentare la resistenza e la durezza dei metalli alligandoli con atomi di impurezza in modo da formare soluzioni solide interstiziali o di sostituzione.

Questi atomi di soluto tendono a diffondere e segregare intorno alle dislocazioni in modo da ridurre l'energia di deformazione totale in modo, cioè, da annullare parte della deformazione del reticolo che circonda una dislocazione. Perciò, tenendo conto che se un atomo di impurezza è più piccolo di un atomo ospitante, con la sostituzione si determinano sul reticolo cristallino deformazioni di trazione sugli atomi che lo circondano, tale atomo si disporrà dove la sua deformazione di trazione può compensare parzialmente la deformazione di compressione della dislocazione e viceversa se l'atomo di sostituzione è più grande di quello ospitante.



Ciò è possibile perché i legami atomici sono elastici come i campi atomici e quindi da 10^{-10} metri fino a 10^{-7} metri è tutto elastico.



Inoltre più è bassa l'energia legata alle dislocazioni e più alta deve essere l'azione tangenziale di taglio per far muovere qualcosa.

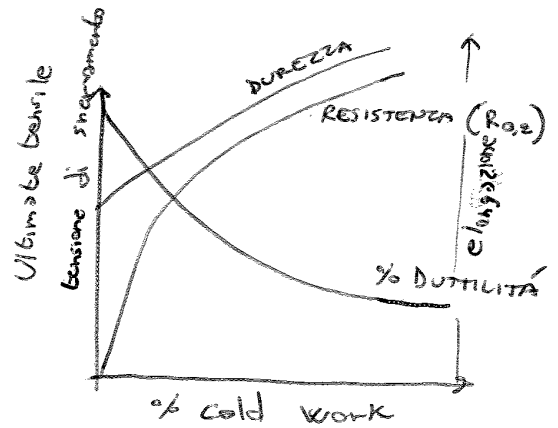
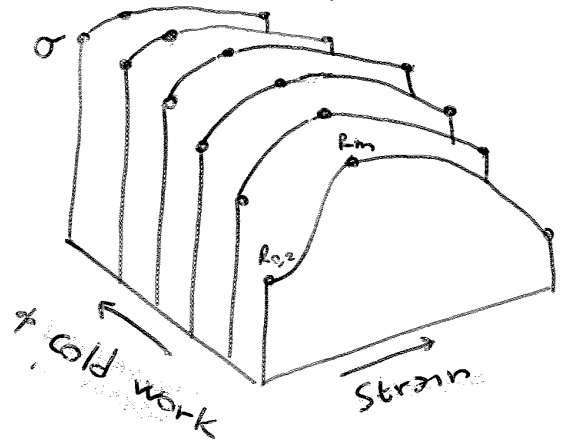
Tutto ciò dimostra come le leghe sono più resistenti dei metalli puri perché gli atomi di impurezza che entrano in soluzione solida, in genere, inducono deformazioni reticolari attorno ad ogni atomo ospitante.

2. RAFFORZAMENTO PER INCRUDIMENTO 6P

L'incrudimento è il fenomeno per cui un metallo duttile diviene più duro e più resistente quando viene deformato plasticamente.

Il prezzo di questo aumento di durezza e di resistenza è la duttilità del metallo.

Ogni volta che si applica un carico fino a superare il valore della tensione di snervamento $R_{0,2}$ e poi scarico il materiale avrà che $R_{0,2}$ cresce, la tensione di rottura (R_m) rimane costante ed invece l'allungamento percentuale diminuirà.



Il fenomeno di indurimento per deformazione viene spiegato nel seguente modo:

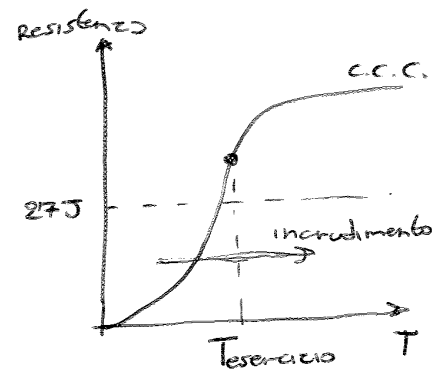
La densità delle dislocazioni in un metallo cresce con la deformazione o con la lavorazione a freddo, dovuta alla moltiplicazione delle dislocazioni o alla formazione di nuove dislocazioni (si forma una foresta di dislocazioni). Di conseguenza, la distanza media fra le dislocazioni diminuisce (le dislocazioni sono più compatte insieme).

Il risultato finale è che il movimento delle dislocazioni viene ostacolato dalla presenza di altre dislocazioni e pertanto, lo sforzo necessario da impiegare per deformare un metallo cresce all'aumentare della lavorazione a freddo.

Se prendo un materiale policristallino avrò una serie di σ e di φ , ma si può dimostrare che per materiali policristallini senza direzioni principali $M \approx 3$.

Per gli acciai cubico corpo centrato il rafforzamento per incrudimento, ^{generalmente,} non si utilizza a causa della transizione duttile-fragile, poiché, come si vede dal diagramma di CHARPY, il materiale si potrebbe rompere per rottura fragile già a temperature basse.

Infatti l'incrudimento porta a spostare la curva a lato verso destra e se il punto relativo alla temperatura di esercizio si sposta sotto la retta dei 27J il materiale si può rompere per rottura fragile.



19-10-15

Dopo aver realizzato un rafforzamento per soluzione solida sovrasatura si è visto che non si è raggiunto il massimo delle prestazioni a cui si poteva aspirare.

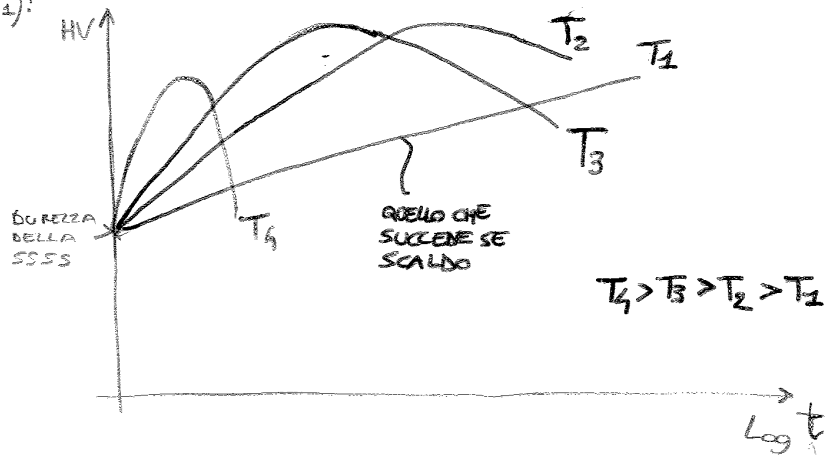
Il massimo delle prestazioni a cui si può aspirare si ha ricorrendo ad una precipitazione, però esse sono efficienti se i precipitati sono abbastanza piccoli.

Effettuando la PRECIPITAZIONE, se si scalda abbastanza, si formano le fasi di equilibrio. Se così avviene, i precipitati vengono abbastanza grandi, e ciò non va bene, dunque si procederà facendo un invecchiamento il quale sarà fatto a due in maniera da non avere i precipitati finali, ma dei precipitati intermedi con una dimensione giusta e determinate caratteristiche.

Facendo un invecchiamento in funzione della temperatura si parte da una durezza iniziale pari a quella della soluzione solida sovrasatura. Dopo, scaldando e facendo passare il tempo, la durezza farà un lavoro di questo tipo (T_2):

Si ha un riacuto della durezza al passare del tempo.

Se invece si aumenta la temperatura di invecchiamento, si ha un aumento della durezza ed un massimo (T_2).



All' aumentare della temperatura si ha un massimo che si sposta sempre più verso sinistra.

Appena formata la soluzione solida sovrasatura o appena viene iniziato il riscaldamento, a bassa temperatura si formano degli addensamenti atomici di soluto i quali per il momento non hanno le caratteristiche di una fase diversa.

Se vi è un coefficiente di diffusione sufficiente da far muovere gli atomi, questi si raggruppano passando da un addensamento iniziale ad avere una struttura avente continuità dei piani reticolari. (RETICOLO COERENTE)

Se si prolunga l'invecchiamento cioè un'ulteriore organizzazione del reticolo.

→ coefficiente che indica a che velocità gli atomi passano da una posizione reticolare

Nel **CUTTING** le dislocazioni devono attraversare i precipitati e formano un'interfaccia che è quella degli scalini,

che è un'interfaccia che si chiama **BORDO DI ANTIFASE**, (Bordo di ANTIFASE),

Quando io arrivo allo scalino del precipitato proprio sullo scalino potrebbe esserci un continuo del piano reticolare. Comunque lì c'è cambio di composizione chimica

Al taglio (scalino) corrisponde un aumento di energia: **ENERGIA**

dovuto al cambio dei campi atomici

DEL BORDO DI ANTIFASE.
L'effetto di rafforzamento prevede il bordo di antifase e delle caratteristiche delle particelle:

- Le particelle piccole sono coerenti
 - Le sufficientemente grandi sono semi-coerenti
 - Le particelle grandi sono incoerenti → **MECCANISMO DI OROWAN**
- } per esse vale l'eq. di Friedel

REF. ③ Se le particelle sono troppo grandi le dislocazioni non possono, ma aggirano i precipitati: **AGGIRAMENTO DEI PRECIPITATI GRANDI.**

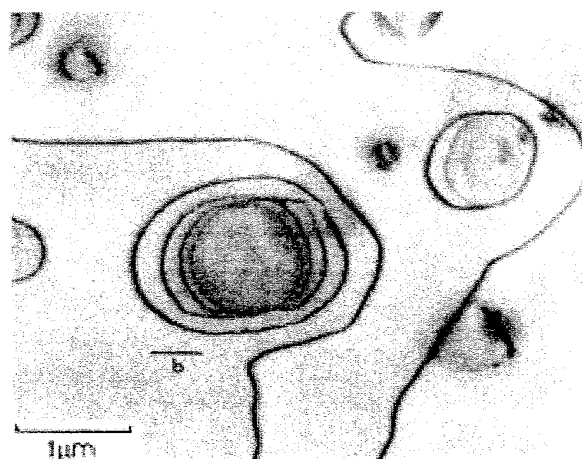
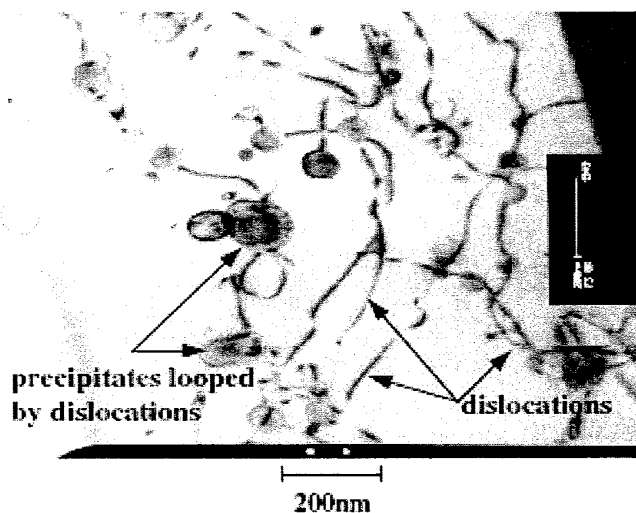
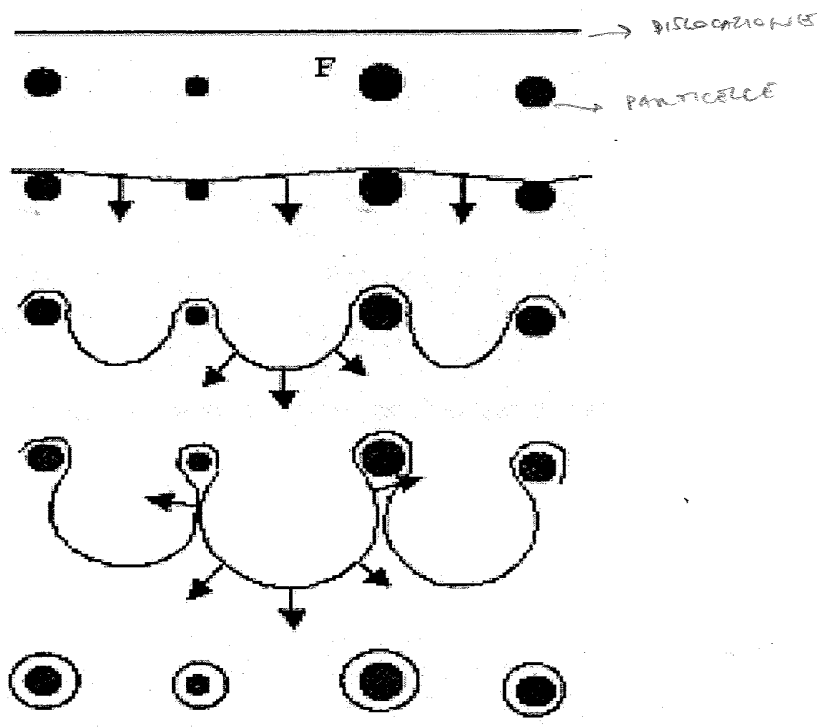
Ma vediamo un allineamento di particelle e una dislocazione che le franeggia. Ad un certo punto la dislocazione (questo linea) si va a toccare questa fila di particelle.

Si bloccano contro le particelle perché sono troppo grandi e quindi incoerenti e la dislocazione non si capovolge di passo. Aumentando la tensione di taglio risulta sul piano di scorrimento (110) una dislocazione incisa a curvarsi e tende a chiudersi la particella in un modo simile andando a toccarsi e saldarsi.

Quando si solda la dislocazione, la particella rimane chiusa in un anello di dislocazione. Poi quando tutta la dislocazione passa tutte le particelle debite sono circondate da un anello di dislocazione.

Questo avviene tutte le volte che passa una dislocazione causando una moltiplicazione degli anelli di dislocazione:
MECCANISMO DI OROWAN

Aggiramento di precipitati grandi



τ critica per l'aggiramento dei precipitati, equazione di Orowan

$$\tau_{c,a} = \beta \frac{2Gb}{r}$$

costante di β ← *modulo dello sforzo di taglio*
aggiustamento *Burgher*
critico *aggiramento* *r* ← *raggio della particella*

RAFFORZAMENTO PER FORMAZIONE DI MARTENSITE

La formazione di martensite può avvenire sia su materiali ferrosi che non.

Molte MARTENSITI NON FERROSE sono REVERSIBILI, cioè non sono come la martensite ferro-carbonio sulla quale se si fa un rinvenimento questa sgonfia e se riuvi la martensite devi ripartire il materiale ad austenite e rifare la tempra. Lì c'è una temperatura critica al di sopra della quale se si scalda lentamente non c'è più la martensite, poi se raffredda lentamente al di sotto c'è di nuovo la martensite.

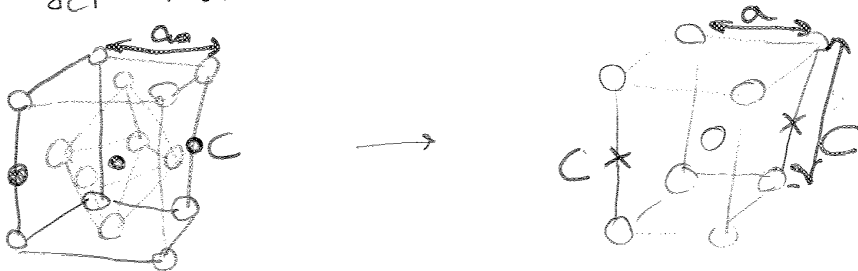
Alcune di queste martensiti sono:

- MARTENSITI A MEMORIA DI FORMA sono principalmente le leghe a base di Ni e Ti.

Nella trasformazione martensitica si forma una nuova struttura.

Anche se la cementite non è in equilibrio; ingegneristicamente potrebbe si considerare in equilibrio (la base di equilibrio è la grafite).

Un piccolo spostamento degli atomi (una frazione di b) permette una variazione di struttura, si passa dalla struttura dell'austenite (C.F.C) ove il carbonio sta al centro della cella e al centro dei lati ad una struttura C.C.C che viene



deformata dal carbonio e viene distorta facendola diventare una TETRAGONALE A CORPO CENTRATO → questa è la struttura della martensite.

La martensite è una fase meno densa

La martensite è eccezionale come caratteristiche meccaniche:

La martensite, a confronto di una struttura perlitica (normalizzazione) e di una struttura a sfere (normalizzazione), ha, a parità di percentuale di carbonio, una durezza e una resistenza a snervamento molto maggiore.

I meccanismi di rafforzamento all'interno della martensite sono:

1. **DISLOCAZIONI GIÀ PRESENTI O BORDI DEI GEMINATI:** Le dislocazioni fanno fatica a passare.

2. **DISLOCAZIONE ELASTICA:** Nel ferro-carbonio c'è l'effetto del carbonio, il quale genera delle distorsioni elastiche del reticolo cristallino. Si ha il passaggio da CFC \rightarrow TCC \rightarrow Le dislocazioni fanno molto più fatica a passare.

PRESENZA DEL CARBONIO

3. **DECORAZIONE DELLE DISLOCAZIONI:** Gli atomi di carbonio e come se rinforzano per soluzione solida, vanno a prendere le dislocazioni che sono dentro alla martensite e si aggrappano sopra ai BORDI DEI GEMINATI. Si ha anche un ritossamento degli stress elastici.

4. **FORMAZIONE DI GP:** All'interno dell'occluso si insenscono dei correttivi di Mn, Si o Al per far sì che non vi rimanga dentro l'ossigeno (che fanno delle bolle al suo interno). Un po' di ossigeno comunque rimane dentro e quando l'acciaio invecchia fanno delle fasi di GP che non sono solo di carbonio, ma anche di ossigeno, le quali concorrono ad ostacolare il movimento delle dislocazioni.

Il RAFFORZAMENTO PER MARTENSINE è il miglior metodo di rafforzamento!!

19-10-15

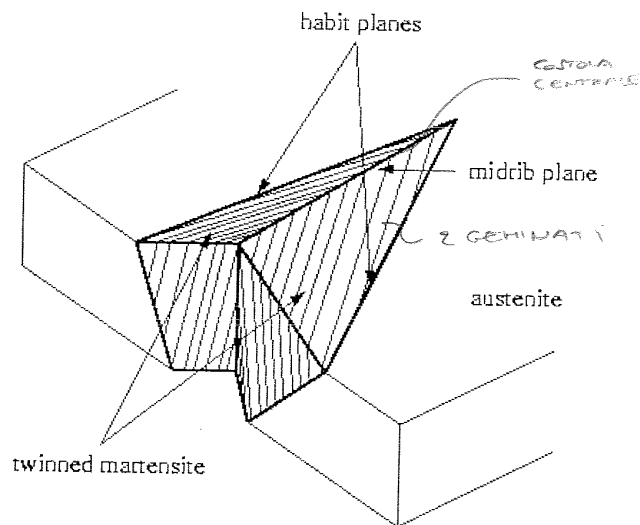
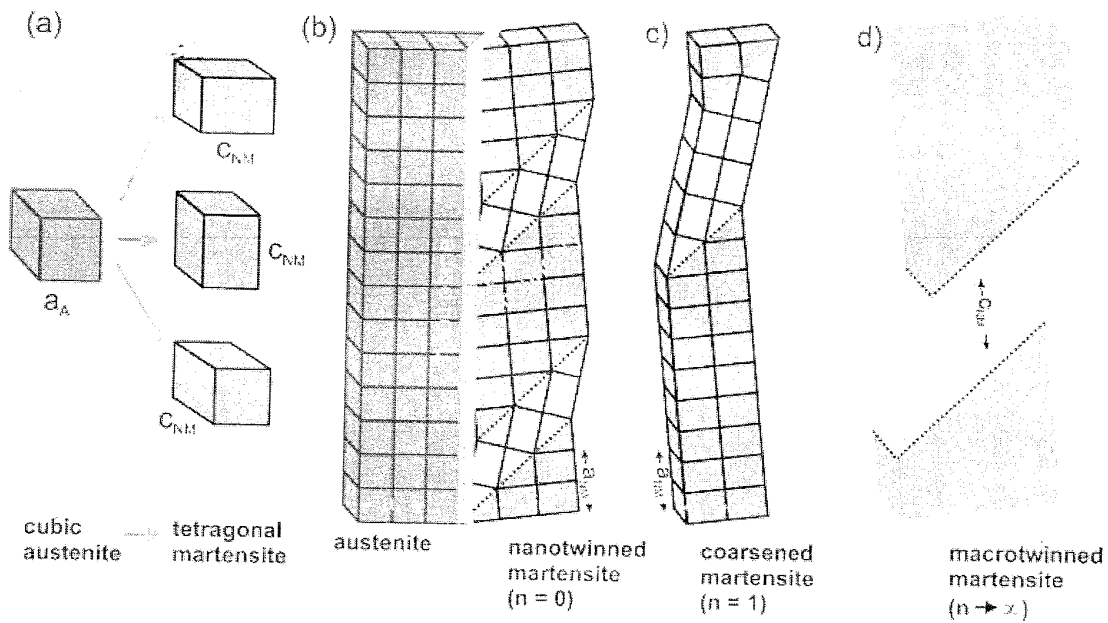
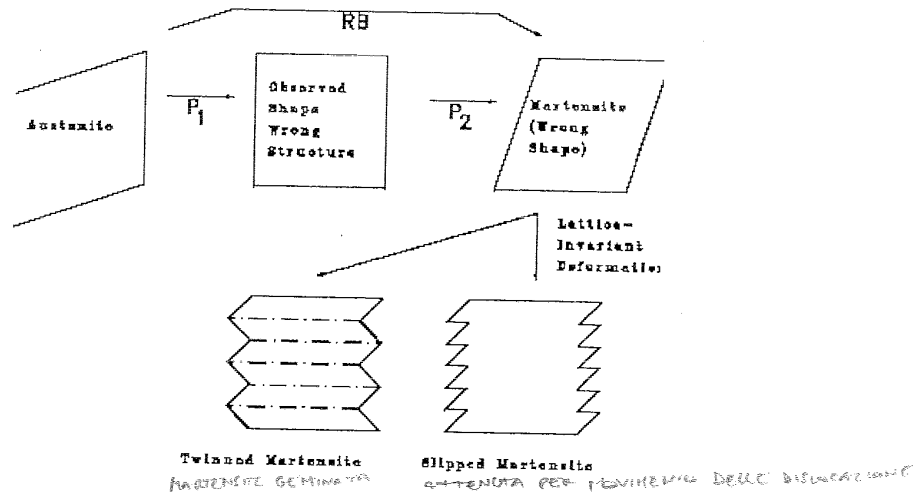


Plate Martensite

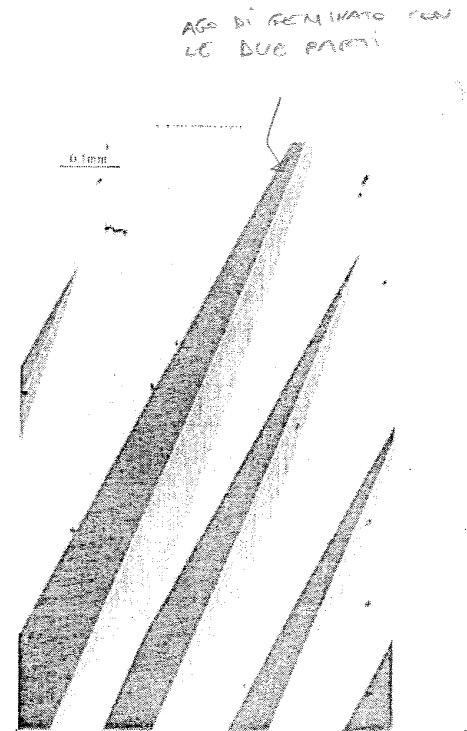
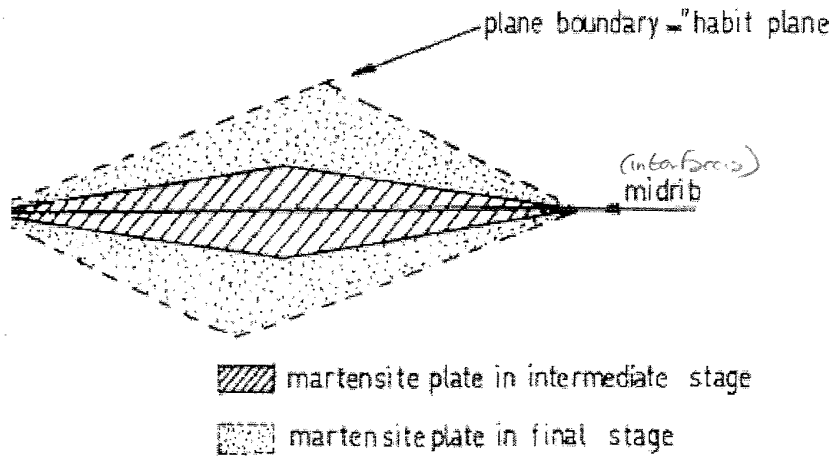
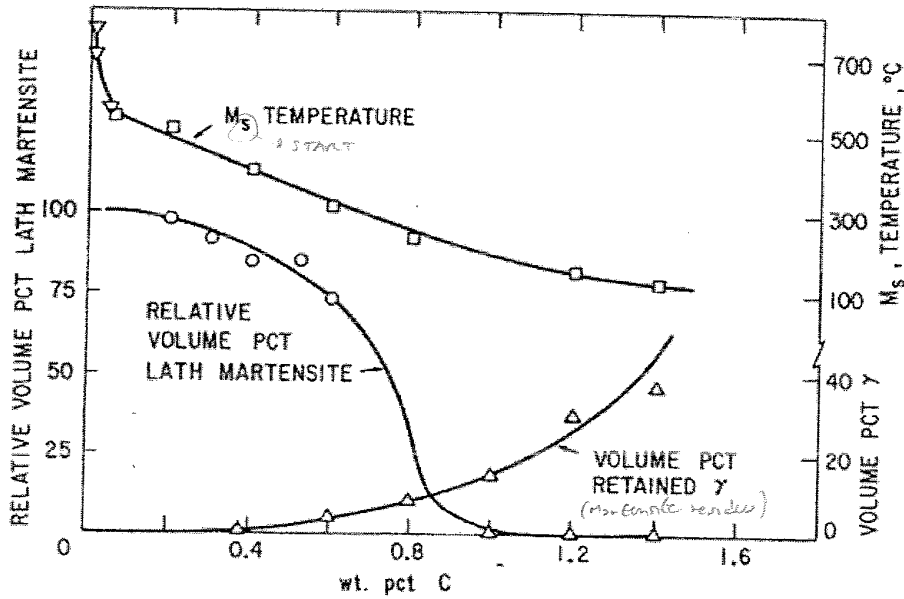


Fig. 1.3. Optical micrograph of spear-like γ' martensite in Cu-14.2 mass% Al-4.2 mass% Ni alloy.

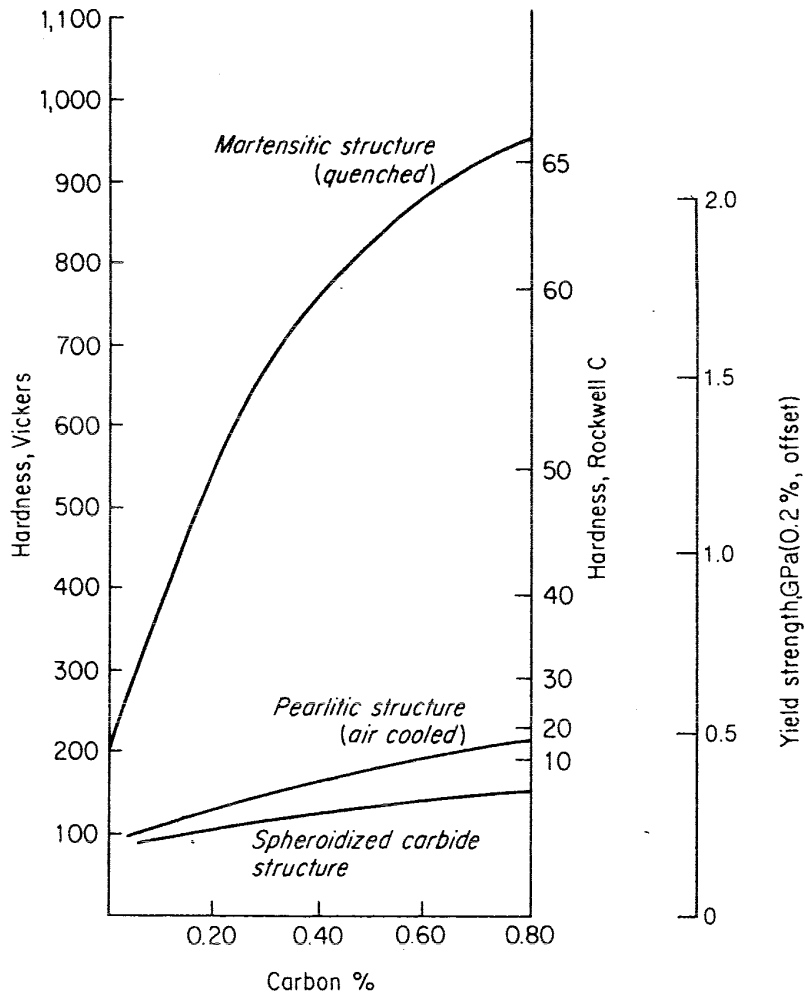


Influenza della percentuale di carbonio

1) In mano
 2) he aumenta
 3) percentuale
 4) l' carbonio
 5) aumenta b
 6) ATH Martensite
 7) aumenta b parte
 8) Martensite



1) più aumenta
 2) la percentuale
 3) di carbonio
 4) a più gli
 5) acciai si
 6) ritengono
 7) martensite
 8) residua γ



7.8 Aumento della resistenza per riduzione della dimensione del grano · 189

dislocazioni devono procedere attraverso questo bordo in comune – per esempio dal grano A al grano B della Figura 7.14. Il bordo del grano si comporta come una barriera al movimento delle dislocazioni per due ragioni:

1. Dal momento che due grani hanno differente orientazione, una dislocazione che passa nel grano B deve cambiare direzione di movimento; questo diventa più difficile al crescere della diversità di orientazione.
2. Lo stato di disordine degli atomi in corrispondenza del bordo del grano porta ad una discontinuità nello scorrimento dei piani passando da un grano all'altro.

Si può anche aggiungere che, se i bordi del grano formano grandi angoli fra loro, le dislocazioni potrebbero anche non essere in grado di attraversare il bordo del grano durante la deformazione; in tal caso le dislocazioni tendono ad "addensarsi" (o a bloccarsi) ai bordi dei grani. Questi addensamenti inducono concentrazioni di tensioni davanti ai loro piani di scorrimento, creando nuove dislocazioni nei grani adiacenti.

Un materiale a grana fine (uno che ha grani piccoli) è più duro e resistente di uno che ha grana grossa, in quanto i primi dispongono di una maggiore superficie di bordo di grano per impedire il movimento delle dislocazioni. Per diversi materiali, il carico di snervamento σ_s varia con la dimensione del grano secondo la relazione

$$\sigma_s = \sigma_0 + k_s d^{-1/2} \quad (7.7)$$

Equazione di Hall-Petch - dipendenza del carico di snervamento dalla dimensione del grano

In questa espressione, denominata *equazione di Hall-Petch*, d è il diametro medio dei grani e σ_0 e k_s sono costanti per un dato materiale. Notare che l'Equazione 7.7 non è valida per i materiali policristallini con grani o molto grandi (cioè grossi) o estremamente fini. La Figura 7.15 mostra la dipendenza del carico di snervamento, di una lega cuprozinc (ottone), dalla dimensione del grano. Si può regolare la dimensione del grano agendo sulla velocità di solidificazione dalla fase liquida ed anche attraverso deformazione plastica seguita da un appropriato trattamento termico, come discusso nella Sezione 7.13.

Si potrebbe anche aggiungere che la riduzione della dimensione del grano migliora non solo la resistenza, ma anche la tenacità di alcune leghe.

Bordi di grano a piccolo angolo (Sezione 4.6) non sono efficaci nel contrastare il processo di scorrimento a causa del loro scarso disallineamento cristallografico lungo il bordo. D'altra parte, piani di geminazione (Sezione 4.6) bloccano efficacemente lo scorrimento e

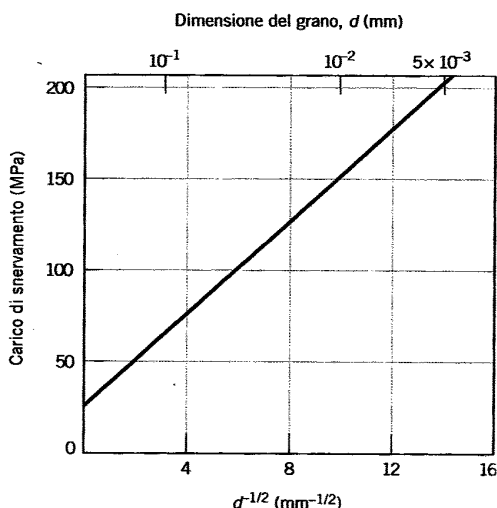


Figura 7.15 Influenza della dimensione del grano sul carico di snervamento di una lega 70 Cu-30 Zn (ottone). Notare che il diametro del grano cresce da destra a sinistra e non è lineare. (Da H. Suzuki, "The Relation Between the Structure and Mechanical Properties of Metals", Vol. II, National Physical Laboratory, Symposium n. 15, 1963, p. 524).

7.10 Incrudimento • 191

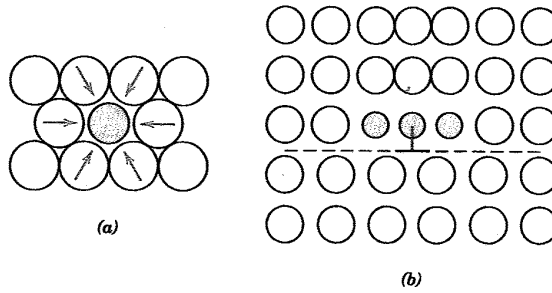


Figura 7.17 (a) Rappresentazione delle deformazioni reticolari di trazione sugli atomi ospitanti, per sostituzione con un atomo di impurezza più piccolo. (b) Possibile accomodamento di atomi di impurezza più piccoli in una dislocazione a spigolo in modo che vi sia una parziale riduzione delle deformazioni reticolari impurezza-dislocazione.

crea deformazioni di compressione sugli atomi vicini (Figura 7.18a). Questi atomi di solito tendono a diffondere e segregare intorno alle dislocazioni in modo da ridurre l'energia di deformazione totale in modo, cioè, da annullare parte della deformazione del reticolo che circonda una dislocazione. Per ottenere questo risultato, un atomo di lega più piccolo si dispone dove la sua deformazione di trazione può compensare parzialmente la deformazione di compressione della dislocazione. Per la dislocazione a spigolo nella Figura 7.17b, questa situazione si verifica vicino la linea di dislocazione, al di sopra del piano di scorrimento. Un atomo di lega più grande si viene a disporre come nella Figura 7.18b.

La resistenza allo scorrimento è maggiore se sono presenti atomi di impurezza poiché la deformazione complessiva del reticolo cresce se viene eliminata, per scorrimento, una dislocazione. Inoltre, le stesse interazioni nelle deformazioni del reticolo (Figura 7.17b e 7.18b) si potranno formare anche tra atomi di impurezza e dislocazioni in movimento, durante la deformazione plastica. Pertanto, per le leghe con soluzioni solide, al contrario che per i metalli puri, lo sforzo da applicare per produrre la deformazione plastica e poterla continuare deve essere necessariamente più grande; questo effetto viene testimoniato dall'aumento della resistenza e della durezza.

7.10 INCRUDIMENTO

incrudimento

L'incrudimento è il fenomeno per cui un metallo duttile diviene più duro e più resistente quando viene deformato plasticamente. Talvolta è anche chiamato *indurimento da lavorazione* o, poiché la temperatura a cui si verifica la deformazione è "fredda" rispetto alla temperatura assoluta di fusione del metallo, **lavorazione a freddo**. La maggior parte dei metalli, a temperatura ambiente, incrudisce.

lavorazione a freddo

È talvolta conveniente esprimere il grado di deformazione plastica come *percento di lavorazione a freddo* piuttosto che come allungamento. Il *percento di lavorazione a freddo (LF %)* è definito come

Dipendenza della percentuale di lavorazione a freddo dall'area originale e deformata della sezione trasversale

$$LF\% = \left(\frac{A_0 - A_d}{A_0} \right) \times 100 \tag{7.8}$$

dove A_0 è l'area originale della sezione trasversale che subisce deformazione e A_d è l'area dopo la deformazione.

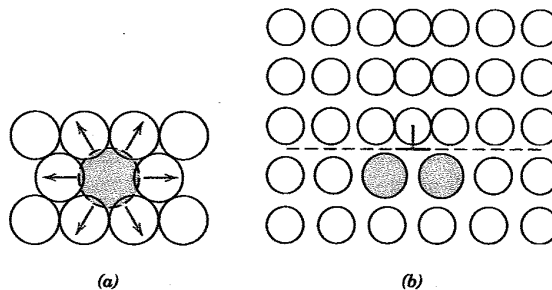


Figura 7.18 (a) Rappresentazione delle deformazioni reticolari di compressione sugli atomi ospitanti per sostituzione di un atomo di impurezza più grande. (b) Possibile accomodamento di atomi di impurezza più grandi in una dislocazione a spigolo in modo che vi sia una parziale riduzione delle deformazioni reticolari impurezza-dislocazione.

7.10 Incrudimento • 193

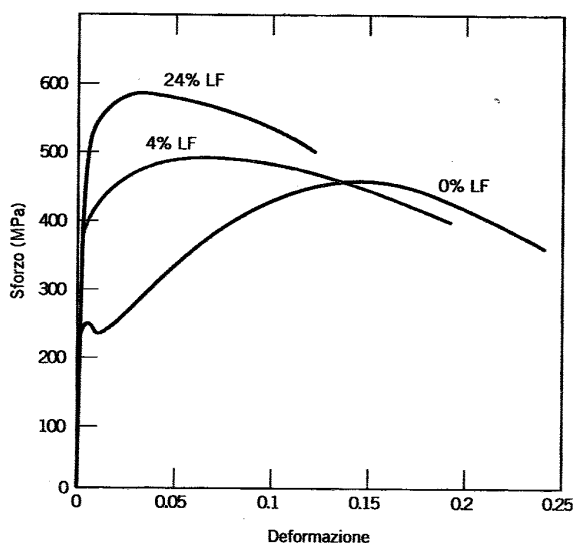


Figura 7.20 Influenza della lavorazione a freddo sul comportamento sforzo-deformazione di un acciaio a basso tenore di carbonio; curve per 0% LF, al 4% LF e al 24% LF.

un acciaio a basso tenore di carbonio viene illustrata nella Figura 7.20; le curve sforzo-deformazione sono ottenute allo 0% LF, al 4% LF e al 24% LF.

L'indurimento per deformazione viene dimostrato nel diagramma sforzo-deformazione presentato in precedenza (Figura 6.17). Inizialmente, il metallo con carico di snervamento σ_{s0} viene deformato plasticamente al punto D . Il carico viene rilasciato, quindi riapplicato con un risultante nuovo carico di snervamento, σ_{si} . Il metallo è quindi diventato più resistente nel corso del processo, poiché σ_{si} si è maggiore di σ_{s0} .

Il fenomeno di indurimento per deformazione viene spiegato in base alle interazioni del campo di deformazione dislocazione-dislocazione, simile a quelle discusse nella Sezione 7.3. La densità di dislocazioni in un metallo cresce con la deformazione o con la lavorazione a freddo, dovuta alla moltiplicazione di dislocazioni o alla formazione di nuove dislocazioni, come osservato in precedenza. Di conseguenza, la distanza media fra le dislocazioni diminuisce – le dislocazioni sono più compattate insieme. In media, le interazioni tra dislocazione e deformazione di dislocazione sono di tipo repulsivo. Il risultato finale è che il movimento delle dislocazioni viene ostacolato dalla presenza di altre dislocazioni. All'aumentare della densità delle dislocazioni aumenta la resistenza al movimento delle dislocazioni da parte di altre dislocazioni. Pertanto, lo sforzo necessario da impiegare per deformare un metallo cresce all'aumentare della lavorazione a freddo.

L'indurimento per deformazione viene spesso utilizzato commercialmente per incrementare le proprietà meccaniche dei metalli durante il processo di fabbricazione. Gli effetti dell'indurimento per deformazione possono venire rimossi con un trattamento termico di ricottura, come discusso nella Sezione 11.7.

Per inciso, nelle espressioni matematiche relative allo sforzo ed all'allungamento, Equazione 6.19, il parametro n è chiamato *esponente dell'indurimento per deformazione*, e rappresenta la misura della capacità di un metallo ad indurire per deformazione; maggiore è il suo valore, più grande sarà l'indurimento per deformazione che risulta da una determinata deformazione plastica.

✓ Verifica dei concetti 7.3

Quando si fanno misure di durezza, quale sarà l'effetto di una impronta molto vicina ad una precedente? Perché?

[Si può trovare la risposta nel materiale scaricabile dal sito www.edises.it].

Tale SCORIA serve per proteggere il metallo dall'ambiente esterno e quindi dall'aria e dall'umidità.

Questa scoria non protegge completamente il metallo, ma ritarda ciò che l'ambiente potrebbe causare al metallo.

Altra umidità deriva dagli STAMPI, infatti, per esempio nella colata su forme in sabbia si ha l'introduzione di umidità dalla sabbia.

Altra umidità è dovuta ai METALLI DI RECUPERO (BOCCAME) il quale viene usato nel caso in cui non viene richiesta particolare purezza. Questi rottami vengono fusi e vanno a formare i lingotti secondari i quali hanno un costo minore dei lingotti primari fatti con il metallo proveniente dagli altiforni.

• Quando il metallo fonde l'idrogeno che non può rimanere in soluzione solida cerca di fuoriuscire dal metallo e se ce n'è tanto forma delle bolle (come in figura), può semplicemente fuoriuscire oppure rimanere intrappolato tra gli interstizi interdendritici (questo non lo si può coprire solo guardandolo una foto).

• Un metodo per evitare che rimanga dell'idrogeno in soluzione è quello del FLUSSAGGIO il quale consiste nel: Far gorgogliare dei gas secchi (N_2 , Ar , Cl_2) che non reagiscono con il metallo e portano via l'idrogeno.

Il miglior gas secco è il Cloro Cl_2 , infatti l'idrogeno è solubile all'interno delle bollicine di Cloro, così facendo l'idrogeno si diffonde all'interno del cloro fino a quando non satura. Le bollicine dopo essere state sature vanno nella scoria.

Questo perché, facendo questo trattamento su questi pezzi, si provoca una distorsione dei pezzi, oppure, se c'è poco gas intrappolato, le cavità salgono in superficie (BLISTERING) o saltopelle provocando danneggiamento.

Per questo motivo si rinuncia al trattamento di rinforzamento per precipitazione su pezzi colati per pressione

→ INCLUSIONI

- **ESOGENE**: provengono dall'esterno e possono essere costituite da:

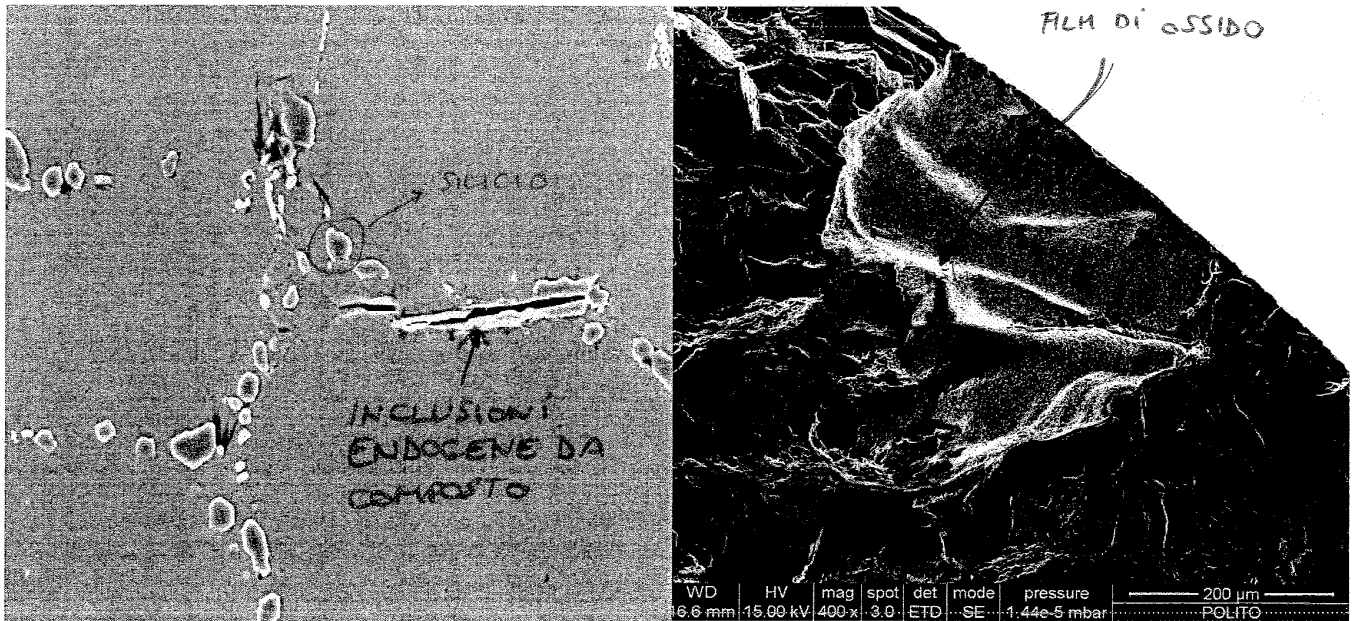
- **FRAMMENTI**: che si staccano dai crogioli
- **SABBIA**: che si stacca dalle forme in sabbia
- **SCORIA** o **ASSIDO SUPERFICIALE**: viene tirato dentro se c'è molta turbolenza

Si possono eliminare attraverso la filtrazione con filtri di ceramica (che ha una temperatura di fusione maggiore di quello del metallo da filtrare).

- **ENDOGENE**: Provengono dall'interno del metallo le quali possono provenire da:

- **COMPONENTI**: Proveniente dai componenti che sono in lega
- **AFFINAMENTI IN ECCESSO**: Gli inoculanti che introducono per far avvenire la nucleazione eterogenea come voglio io, possono costituire un'inclusione se messi in eccesso.

26-10-15



Frattura di ago di FeSiAl durante la deformazione plastica di lega di Al A356

Pelle di ossido

INCANCRIZZAZIONE

CRICCHE DOVUTE AL RITIRO TERMICO



Zona con solidificazione di ultimo liquido suscettibile di strappo a caldo



Strappo a caldo

Questo è una zona di pericolo poiché si formano delle porosità, inoltre vi sono problemi di stress termico e di contrazione di solidificazione ed una contrazione termica che viene da lontano (remota). Questi stress portano alla formazione di cricche. Tale problema si previene eliminando, dove possibile, le rientranze.

Quando questo non è possibile si inseriscono dei raffreddatori in modo tale che questa zona non solidifichi per ultima. Come ultimo rimedio si può giocare sulla composizione chimica. In questo caso si inseriscono degli elementi che fluidificano il liquido formando eutettici basso fondenti e che danno così degli ultimi liquidi molto fluidi che possono andare dove richiesto e cicatrizzare le zone dove sono le cricche. Quest'ultimo è un fenomeno tipico dei getti di alluminio:

- In Al
- Mg, Cu portano la formazione di cricche
- Si porta a questa cicatrizzazione
- Fe produce un basso fondente molto fluido (migliore)

→ AFFINAMENTO DEL GRANO

La tendenza a formare le cricche è sul bordo di grano. Riducendo la dimensione del grano avrà tante cricche piccole e diffuse che fanno meno male di cricche grosse su punti critici.

→ POSSO METTERE UN INOCULANTE per fare nucleazione eterogenea in modo da sbovare l'accrescimento e avere grani più fini.

→ RAFFREDDARE MOLTO VELOCEMENTE

Queste cose vanno a creare delle piccole bove sul pezzo che non vanno bene.

Per questo motivo la vita degli stampi non è lunghissima.

CARATTERISTICA MECCANICA DEI GETTI

→ TECNOLOGIA DEI GETTI

APPLICAZIONI:

Con i getti si fanno innumerevoli cose come parti del telaio di automobili e parti del motore e delle trasmissioni.

Si possono fare anche pezzi del campo AERONAUTICO come:

- parti di manovra

Si fanno anche parti fisse di turbine e compressori e strumenti per lo sport.

VANTAGGI:

1.

Attraverso le colate posso realizzare:

- pezzi con forma complessa
- pezzi con proprietà isotrope, quindi che hanno caratteristiche che non dipendono dalla direzione della sollecitazione.
- POSSO REALIZZARE UNA PROGETTAZIONE PER FUNZIONALITÀ: posso realizzare pezzi con forme strane fregandomi di tutto il resto, basandomi soltanto sulla funzionalità.
- LA PROTOTIPAZIONE RAPIDA: È utile per le forme in sabbia. Con tale prototipazione si ha come una stampante 3D ove mandando il file contenente il pezzo da realizzare un elaboratore realizza il progetto della forma e attraverso un macchinario ^{È possibile} realizzare molto velocemente dei contenitori in sabbia senza passare per la preforma e quindi ridurre di molto i tempi.
- SI REALIZZA UN' UNICO PEZZO SENZA REALIZZARNE TANTI E POI ASSEMBLARLI
- ELIMINAZIONE COMPLETA O QUASI COMPLETA DELLE LAVORAZIONI PER ASPORTAZIONE DI TRUCCHI

I parametri che descrivono la particella ($DAS(L)$, d_{eq} e f) sono influenzati da:

- VELOCITÀ DI RAFFREDDAMENTO $\dot{T} = \frac{dT}{dt} \propto \left(\frac{A}{V}\right)^2$

la quale è proporzionale alla LEGGE DI CHVRINOV che dice che la velocità di raffreddamento è proporzionale al quadrato del rapporto tra area e volume.

Con l'aumentare di \dot{T} , $DAS(L)$, d_{eq} diminuiscono ed f tende ad 1.

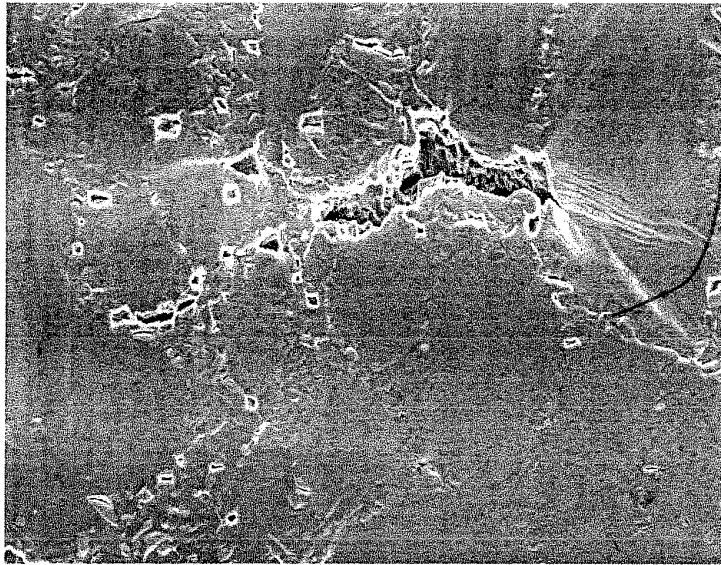
La velocità di raffreddamento dipende da:

1. TIPO DI RAFFREDDAMENTO (TECNOLOGIA PROCESSO)
2. GEOMETRIA DEL GETTO
3. FORMA (SPICOLI e RIENTRANZE)
4. TEMPERATURA DI COLATA: ESSO lo vorrei basso ma non troppo, perché se è troppo alto la struttura è porosa, se è troppo basso il liquido si solidifica precocemente.
5. ALIMENTAZIONE DEL LIQUIDO
6. PRESENZA DI RAFFREDDATORI

Questi 6 metodi permettono di alterare la struttura

Dato la dimensione della cella L.

In fondenza si effettua il
DAS (o la SDAS)



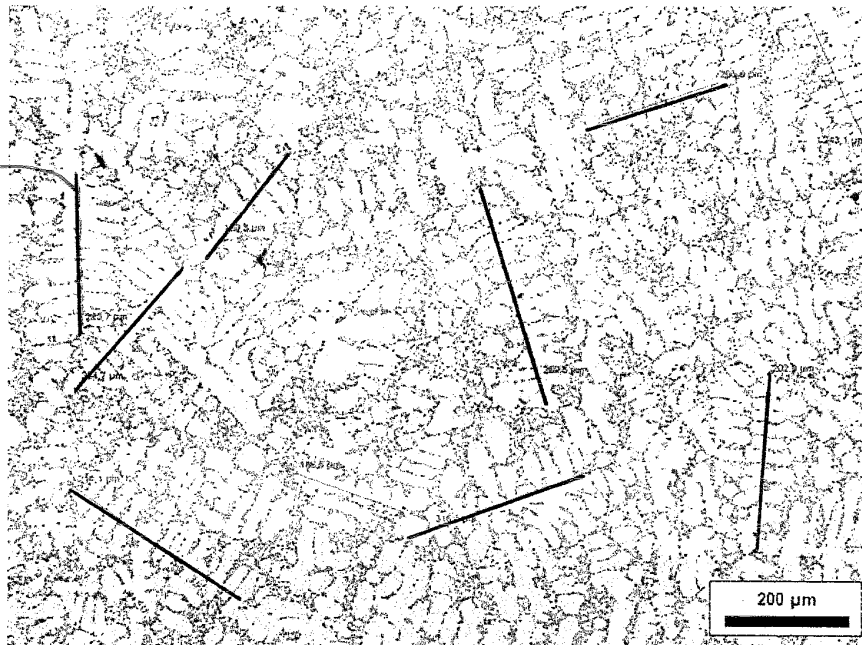
GRANDE
UNICA CRACK CHE SI PROPAGA:

- CONTA LA STEREOLOGIA DELLE PARTICELLE
- CONTA LA FINEZZA STRUTTURALE DELLE DENDRITI E QUINDI DELLA CELLA

Quando la crack raggiunge una certa dimensione rispetto la cella si ha la rottura della cella.

RACCO PRINCIPALE DELLA DENDRITE

Le intersezione i più i bracci secondari perché sono i bordi di bracci secondari e fungono da ostacoli.



lunghezza di misura
meslange L

$$DAS (SDAS) = \frac{L}{9}$$

ci sono 9 dendriti secondarie nella lunghezza L.

Più che della dendriti mi devo andare ad osservare delle particelle.

potrebbe di avere una particella di area A e semiasse a e b che posso misurare. Dopo aver calcolato A mi ricavo
deg = $\sqrt{\frac{4A}{\pi}}$ poi definisco un fattore di forma $f = \frac{a}{b} \geq 1$



BRACCI SECONDARI DELLE DENDRITI
MATERIALE INTERDENDRITICO

Quindi definisco la particella con:

$$\left\{ \begin{array}{l} DAS (L) \\ deg \\ f \end{array} \right.$$

In k_5 e k_6 sono inglobati D_{rg} e f

RESISTENZA A TRAZIONE

Quando il pezzo si rompe si scarica elasticamente.

L'area della sezione resistente durante la plasticità non resta più la stessa perché si vengono a creare dei buchi all'interno che modificano la struttura.

Nella maggioranza delle leghe di fondereia la strizione non si vede.

Nelle leghe per semibrivati:

- con l'aumento di resistenza diminuisce la duttilità
- se aumenta la duttilità diminuisce la resistenza

Questo non vale per le leghe di fondereia perché queste crescono insieme.

In tali leghe non vi è la strizione perché le fratture, (danneggiamenti interni) aumentano fino a far collassare il pezzo.

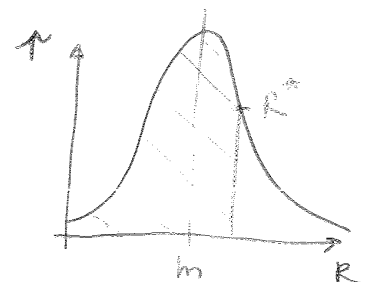
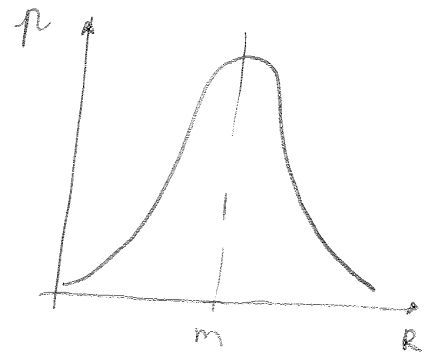
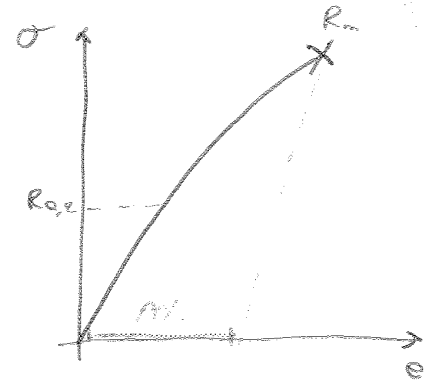
Perché i dati sono molto dispersivi, sulle tabelle si trovano dei dati tipici e solitamente i dati reali sono più bassi del 20 ÷ 25%:

$$m = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n R_i \quad \rightarrow \text{media}$$

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (R_i - m)^2}{n-1}} \quad \rightarrow \text{deviazione standard}$$

$$\text{DENSITÀ DI PROBABILITÀ} = f = \frac{1}{\sqrt{2\pi} s} e^{-\frac{1}{2} \left(\frac{R-m}{s}\right)^2}$$

$$\text{PROBABILITÀ CUMULATIVA} = p = \int_{-\infty}^{R^*} f(R) dR$$



W = esponente di Weibull che indica quanto il materiale ha caratteristiche disperse:

- elementi con caratteristiche poco disperse hanno W elevatissime

P = probabilità cumulata, probabilità con la quale si passano rompere i pezzi

Tale statistica di Weibull si utilizza facendo una serie di prove, per esempio a trazione e ricavandosi un determinato numero di valori a rottura relativi ad un determinato numero di campioni di un determinato getto e mi calcolo la probabilità di rottura mediante la formula:

$$P_i = \frac{n_i}{N}$$

Se prendo un valore di R uguale per cui $n_{i,0} = 0$, cioè per cui non si è rotta nessuna provetta, ottengo una probabilità cumulativa uguale a zero ($P_{i,0} = 0$).

Viceversa se prendo $R \rightarrow \infty \Rightarrow n_{i,\infty} = N$ e $P_{i,\infty} = 1$.

A questo punto voglio linearizzare la formula dello statistico di Weibull e per farlo applico 2 volte il logaritmo:

$$1 - P = e^{-\frac{V}{V_0} \left[\frac{R}{\sigma_{MED}(V_0)} \right]^w}$$

$$\ln(1 - P) = -\frac{V}{V_0} \left[\frac{R}{\sigma_{MED}(V_0)} \right]^w$$

$$\ln \frac{1}{1 - P} = \frac{V}{V_0} \left[\frac{R}{\sigma_{MED}(V_0)} \right]^w$$

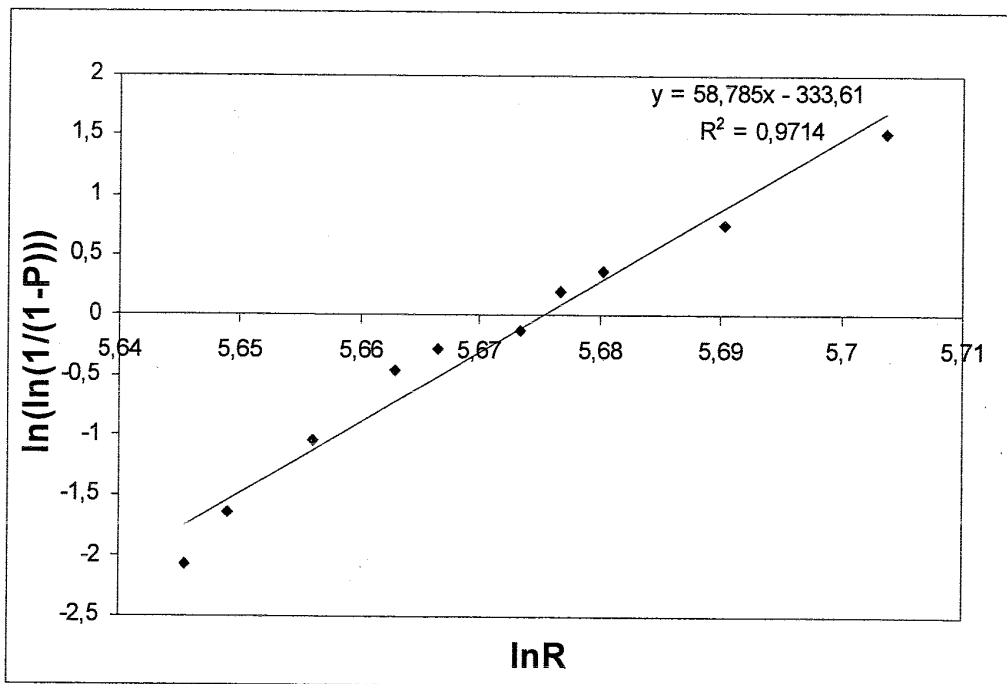
$$\ln \ln \frac{1}{1 - P} = \left[\ln \frac{V}{V_0} - w \ln \sigma_{MED}(V_0) \right] + w \ln R$$

otteniamo così una retta con coeff angolare w e termine noto dentro la parentesi quadra.

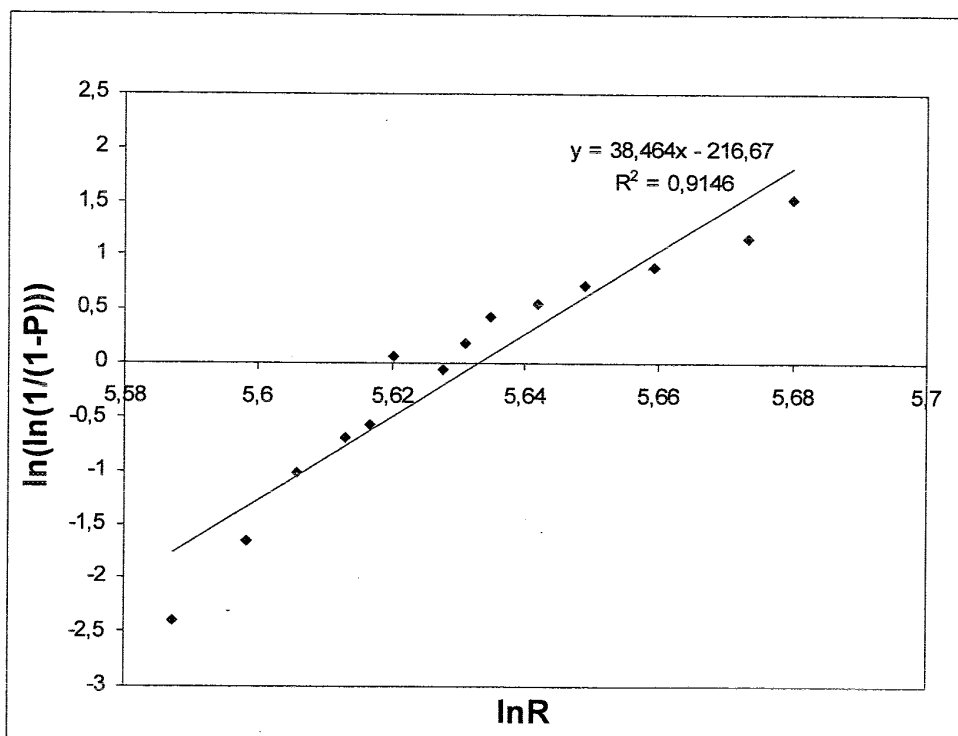
Sperimentalmente il prof. ha scelto $V =$ volume della provetta e V_0 come un volume più piccolo dell'unità dendritica.

Calcolata questa probabilità cumulata lo statisticamente, attraverso la statistica di Weibull vedo a calcolarmi e a valutare la probabilità di rottura in funzione del volume del pezzo.

Tale statistica è molto utile perché mi mostra delle cose che semplicemente con la distribuzione gaussiana non potevo vedere.



Colata conchiglia: modulo di Weibull $w=59$, intercetta $q=-333$.

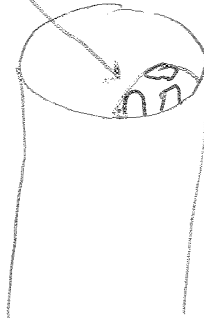


Colata sabbia: modulo di Weibull $w=38$, intercetta $q=-217$.

Se vi sono più difetti vicini si fa l'involuppo dell'area della superficie che contiene tali difetti.

Si ha:

$$\sigma_{LIM,7,DIF} = \frac{1,43 \cdot (75 + HV)}{\left[\sqrt{AREA} \right]^{\frac{1}{5}}}$$



Questa formula vale solo se $\sqrt{AREA} \leq 1400 \mu m$

Nel caso in cui $\sqrt{AREA} > 1400 \mu m$:

$$\sigma_{LIM,7,DIF} = \frac{1,43 (450 + HV)}{\left[\sqrt{AREA} \right]^{\frac{1}{5}}}$$

Queste formule derivano da MURAKAMI - UENO

Se la dimensione del difetto diventa piccola $\sigma_{LIM,7,DIF}$ aumenta.

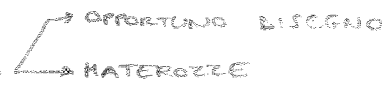
Se l'area del difetto tende a zero allora $\sigma_{LIM,7,DIF} \rightarrow \sigma_{LIM,7}$

$\sigma_{LIM,7}$ è un valore costante che si determina statisticamente attraverso prove sperimentali e rappresenta il limite superiore della resistenza nel caso di pezzi che hanno la presenza di difetti. È possibile calcolarsi così l'area minima per la quale tale formula non vale più.

→ FORNITURE

1. ALLUMINIO PRIMARIO: alluminio molto puro e quindi con un costo molto elevato e quindi il suo acquisto è giustificato per fornire pezzi di qualità elevata (CETTI PREMIUM QUALITY)
2. ALLUMINIO SECONDARIO: alluminio fatto con rottami di alluminio per rifusione. Si ha un costo del 5-10% dell'alluminio primario.
Si ha un materiale meno puro con presenza di Fe e Zn, ma ad un basso costo.
- 2a. RICICLO INTERNO: Si utilizzano i pezzi che vengono scartati come boccone che viene rifuso nell'alluminio secondario
3. LIQUIDO DIRETTO: Forniture di alluminio fuso.

→ DIFETTI

1. POROSITÀ: dovute a:
 - RITIRO: eliminabile con  OPPORTUNO DISCENO
MATERIEZZE
 - GAS: dovute a:
 - IDROGENO
 - ARIA
 - GAS DI COMBUSTIONE
 - IL GRASSO che si trova sui pezzi fusi sprigiona: CO, CO₂ e altri gas dannosi
2. L'alluminio puro ha un ritiro del 6% che non cambia se vi sono dei leganti, tranne nel caso di aggiunto di silicio il quale non ha ritiro poiché $\rho_{sol} \approx \rho_{liq}$ e quindi se in lega con l'Al permette di ridurre il ritiro.
3. FLUSSO TURBOLENTO: se si effettua una colata troppo velocemente possono insorgere i seguenti difetti:
 - GAS INTRAPPOLATI
 - PELLI DI OSSIDO
 - GOCCE FREDDI
 - COLD SHUTS (FRONTI FREDDI che si incollano)