



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

NUMERO: 942

DATA: 28/04/2014

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

STUDENTE: Oberto

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.

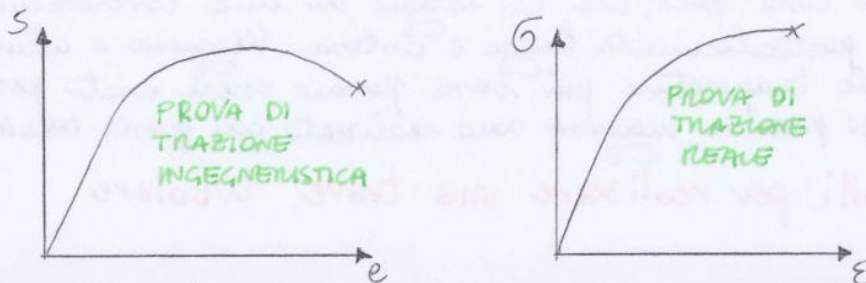
Tutti i diritti sono riservati. È vietata qualsiasi riproduzione, copia totale o parziale, dei contenuti inseriti nel presente volume, ivi inclusa la memorizzazione, rielaborazione, diffusione o distribuzione dei contenuti stessi mediante qualunque supporto magnetico o cartaceo, piattaforma tecnologica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

Il diagramma di Ashby fornisce un'idea della resistenza dell'acciaio in funzione della sua densità. Le leghe più utilizzate sono quelle di Magnese, Alluminio; per gli acciai austenitici detti acciai MARAGING si ricorre al Niobio o al Molibdeno. Questi acciai hanno delle resistenze a trazione  $> 2000 \text{ MPa}$ .

## La prova di trazione e il concetto di plasticità'



**PLASTICITA'**: fenomeno legato al movimento delle dislocazioni, che producono deformazioni permanenti nella struttura del materiale.

Per indovinare il movimento delle dislocazioni è necessario avere uno sforzo di taglio  $\tau > G/10$  ⇒ emerge come sia difficile applicare un piccolo sforzo di taglio per metter in movimento le dislocazioni che tuttora vengono bloccate nel loro movimento dai meccanismi di rafforzamento.

## SI PUÒ ORA AFFERMARE LA NON ESISTENZA DELLA PLASTICITA'

Il fenomeno della plasticità può essere osservato se considero 1 cm di materiale e lo osservo a occhio nudo. Se ingrandisco fino a considerare il nanometro ( $10^{-9} \text{ m}$ ) ⇒ posso affermare che questa non esiste. Ciò è vero poiché a livello della dislocazione il campo di stress è elastico e la perturbazione generata dallo scorrimento di una dislocazione si estingue entro 2-3 distanze interatomiche. Per un metallo il diametro atomico è di circa 0,3 nm.

**Domanda esame:** Acciaio per molle

La rigidezza di una molla dipende SOLO dalla sua forma e NON dal modulo elastico del suo materiale.

## Materiali per leghe

Se un materiale non possiede proprietà soddisfacenti i requisiti di progetto (modulo di elasticità) si può procedere con un'alligazione (che deve essere abbastanza pesante ovvero bisogna aggiungere molto materiale di lega). Esempi:

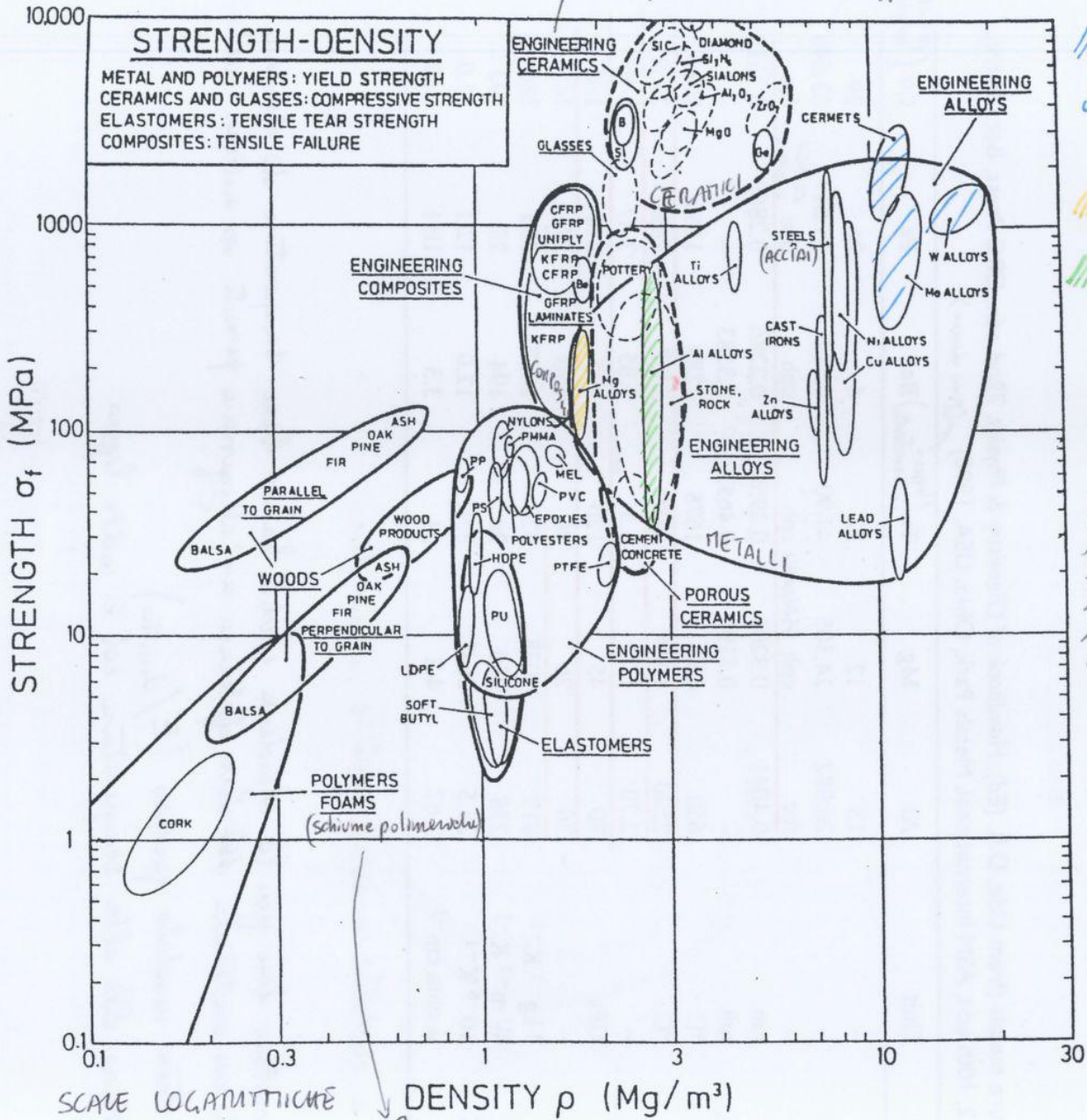
- Al + Cu o Al + Li ⇒ incremento E che raggiunge valori di 75/80 GPa
- Mg + Al ⇒ incremento E fino a 50 GPa con il 9% di Al

Come si vede i cambiamenti di modulo elastico sono abbastanza esigui. Esempi di utilizzo materiali e leghe

- Chassis computer = lega di Al o Mg
- Bastonari da sci = lega di Al
- Racchette tennis = fibra di carbonio
- Dondolanti = lega rafforzata per precipitazione (senza invecchiamento)

Cu + Be = leghe con resistenza molto elevata

# DIAGRAMMA DI ASHBY



**Fig. 1.2** Strength: density relationships for light alloys and other engineering materials. Note that yield strength in used as the measure of strength for metals and polymers, compressive strength for ceramics, tear strength for elastomers and tensile strength for composites (courtesy M. F. Ashby).

LDPE = Low Density Polyethylene  
 PMMA = polimetilmetacrilato (plexiglas)

Acciaio	Ferro	7,85 Mg/m <sup>3</sup>
	Al	2,7 "
	Mg	1,74 "

Mg e Al hanno, come emerge, una densità minore degli acciai. Anche una piccola differenza di densità, essendo in scala logaritmica, può significare una elevata differenza di resistenza o di densità

Condizioni

① STRESS

Considero  $\sigma_{max} = \text{costante}$  perché  $M = \text{costante}$  (dato di progetto)

$$\frac{\sigma_{max O}}{I_O} = \frac{\sigma_{max I}}{I_I} \quad \frac{H_I}{H_O} = \frac{I_I}{I_O} \quad \sigma_{max O} = \sigma_{max I}$$

② RIGIDEZZA  $\delta_{max} = \text{costante}$

$$E_O I_O = E_I I_I$$

Calcolo ora il momento di inerzia tenendo in considerazione la dipendenza dalla densità del materiale.

$$I_O = \frac{1}{12} [H_O^4 - h^4] \quad \text{con } h = H_O - 2s = H_O - \frac{2}{10} H_O = \frac{4}{5} H_O$$

$$I_O = \frac{1}{12} H_O^4 \left[ 1 - \left(\frac{4}{5}\right)^4 \right]$$

$$I_I = \frac{1}{12} [H_I^4 - bh^3] \quad \text{con } b = H_I - s_{centro} = \frac{9}{10} H_I$$

$$h = H_I - 2s_{ALI} = (1 - 2k) H_I \Rightarrow \text{ tengo lo spessore delle ali e parametro}$$

$$I_I = \frac{1}{12} H_I^4 \left[ 1 - \frac{9}{10} (1 - 2k)^3 \right]$$

• Calcolo delle aree

$$A_O = H_O^2 - h^2 = H_O^2 \left[ 1 - \left(\frac{4}{5}\right)^2 \right]$$

$$A_O = H_O^2 \frac{9}{25}$$

$$A_I = H_I^2 - bh = H_I^2 - \frac{9}{10} H_I (1 - 2k) H_I$$

$$A_I = H_I^2 \left[ 1 - \frac{9}{10} (1 - 2k) \right]$$

Esprimo quindi il valore di  $H_I$  a partire dalle condizioni di rigidezza

$$E_O I_O = E_I I_I \Rightarrow E_O \frac{1}{12} H_O^4 \left[ 1 - \left(\frac{4}{5}\right)^4 \right] = E_I \frac{1}{12} H_I^4 \left[ 1 - \frac{9}{10} (1 - 2k) \right]$$

$$H_I = \sqrt[4]{\frac{E_O \left[ 1 - \left(\frac{4}{5}\right)^4 \right]}{E_I \left[ 1 - \frac{9}{10} (1 - 2k) \right]}}$$

Programmando i risultati ottenuti emerge che:

N.B.

Nell'esercizio è stato trascurato il taglio, ma se avessi fatto sul progetto accurato avrei dovuto tenerne conto

Prima di adottare un materiale leggero è necessario fare una verifica sulla sua resistenza alle sollecitazioni sollecitazioni. Dalla curva di Wöhler per l'acciaio si ha che il numero di cicli bruciati è pari a 10 milioni.

La rottura a fatica è un fenomeno di natura statistica  $\Rightarrow$  è necessario eseguire un numero elevato di prove che per la normativa STAIN-CASE sono 15. È inoltre necessario effettuare un calcolo di dimensionamento per gli organi al fine di garantire un adeguato coefficiente di sicurezza e la necessaria resistenza a fatica.

## Fisica della solidificazione

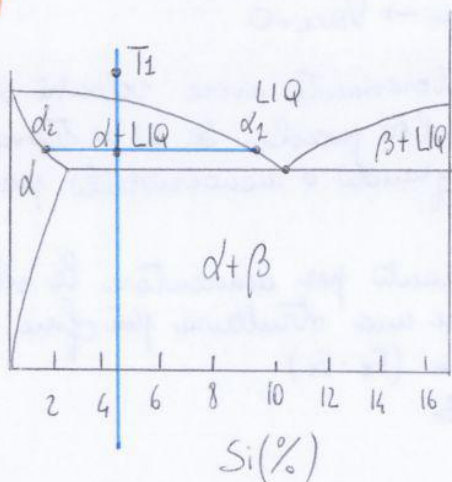
In un processo di raffreddamento industriale non si trova mai in una situazione di equilibrio perché deve superare una velocità di trasformazione. Affinché si riesca ad ottenere una struttura cristallina ordinata è necessario imporre un sottoraffreddamento che consiste nel raffreddare una sostanza ad una temperatura inferiore a quella occorrente per provocare un cambiamento di stato senza che questo si verifichi.

**NUCLEAZIONE**

- OTIOGENEA:** il fenomeno si autodivulca e si formano cristalli con atomi dello stesso tipo. Il sottoraffreddamento è elevato (anche 10-20°C al di sotto della  $T_{solidificazione}$ )
- ETENOGENEA:** un agente esterno innesca il fenomeno. È caratterizzato da particelle con irregolarità superficiale.

La nucleazione incrementa quindi il numero di cristalli presenti in un solido.

## Diagramma di fase Al-Si



Suppongo che a  $T_1$  il liquido abbia il 5% di Si. Se un posto ad una temperatura  $T_2 \Rightarrow$  ho due fasi e  $\alpha+LIQ$  non è un unico miscuglio.

$\alpha_1$  è un liquido più ricco di soluto  
 $\beta_1$  è un solido più povero di soluto

$\alpha+LIQ = \beta+LIQ = \alpha+\beta =$  LACUNE DI MISCIBILITÀ

La temperatura dell'eutettico è pari a 577°C. Il peso di solubilità si ha a questa temperatura con una composizione di 1,65% di Si.

Nelle leghe alluminio nichel si è soliti aggiungere anche rame e magnesio.

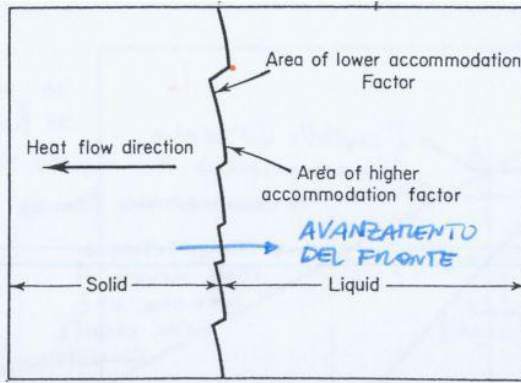
Un'applicazione di queste leghe è relativa ai pistoni forgiati per automobili dove viene utilizzata la lega AW-4032 contenente il 12,2% di Si caratterizzata da una buona forgiabilità e da un basso coefficiente di espansione termica.

Un'altra applicazione riguarda le leghe in getto caratterizzate da eccellente colabilità e resistenza alla corrosione.

Aggiungendo del rame alla lega Al-Si viene incrementata la resistenza e la lavorabilità della lega.

Aggiungendo Ferro e magnesio si ha un aumento della resistenza all'usura richiesta nelle leghe per pistoni.

Le proprietà delle leghe Al-Si possono essere migliorate mediante inoculazione con piccoli tenori di sodio metallico nel bagno per promuovere l'affinamento del grano e rendere la struttura più tenace.

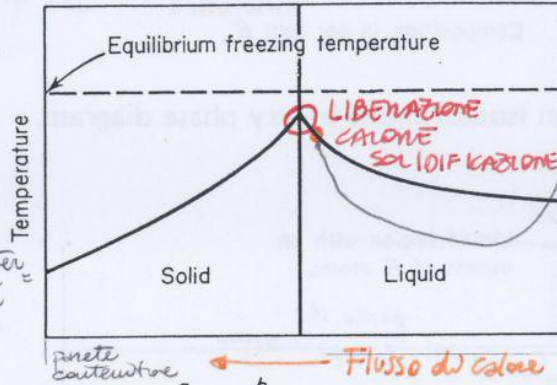


o velocemente di  
altro; per questo  
si ha una forma  
seghettata. Nel complesso  
si può assumere il  
fronte piano

Fig. 15.10 A stable interface when a close-packed lattice plane is almost parallel to the interface.

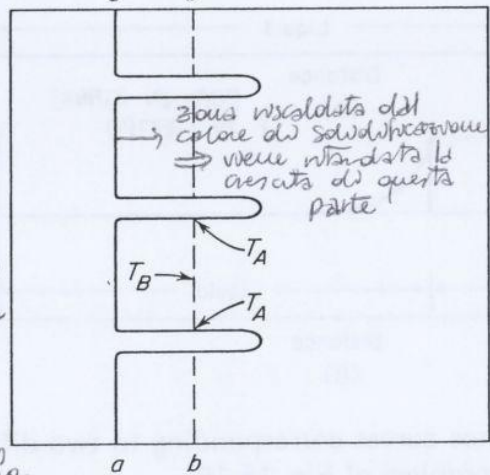
↳ FRONTE DI SOLIDIFICAZIONE DI UN METALLO PURO

SOTTORAFFREDDAMENTO →  
Sono sotto la Temperatura  
di equilibrio. Il massimo si ha  
perché esiste un calore  
latente di fusione/  
solidificazione.  
In questo caso si  
libera calore ⇒ all'inter-  
faccia il liquido è più  
freddo



Quando il liquido  
nel punto considerato  
è più freddo rispetto  
ad altri punti quelle  
particelle sono favorite  
nella crescita ⇒ nascono  
delle protuberanze lunghe.

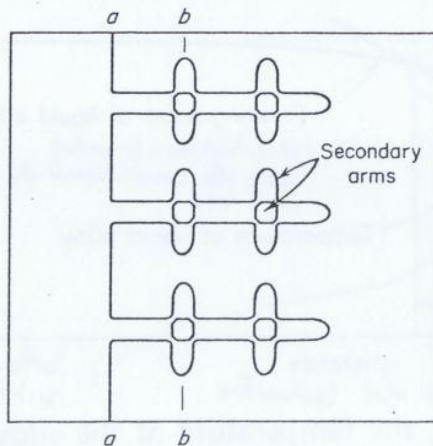
Ciò che succede  
all'interfaccia  
si ripercuote ma  
non finisce ma  
nel corpo principale.  
Si avrà una maggiore  
resistenza dove il  
liquido sarà più freddo ⇒  
la struttura si riproduce  
a varie direzioni e  
si ha la formazione di  
dendriti (strutture ad  
albero nelle quali si ha la  
formazione di vari rami)



La nucleazione  
avviene anche  
nel fianco della  
protuberanza. Il  
calore di solidificazione  
compromette la crescita  
lungo il fianco ⇒  
per questo sono lunghe.

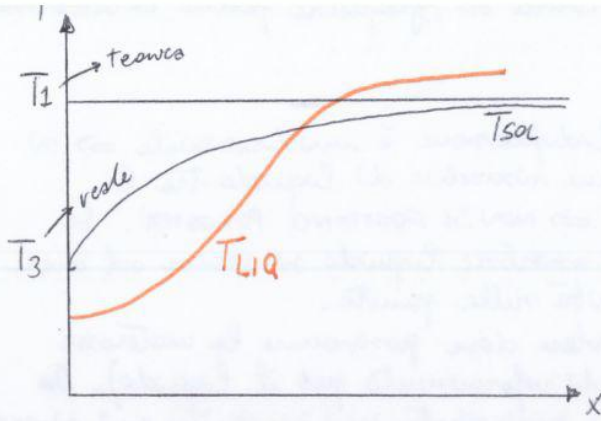
Le dendriti sono equispaziate a causa  
del rilascio del calore di solidifica-  
zione che ha l'andamento di una  
funzione periodica

Fig. 15.13 Secondary dendrite arms form because there is a falling temperature gradient starting at a point close to a primary arm and moving to a point midway between the primary arms. Thus,  $T_B < T_A$ .



La periodicità si riscontra  
anche nei bracci secondari  
e terziari.

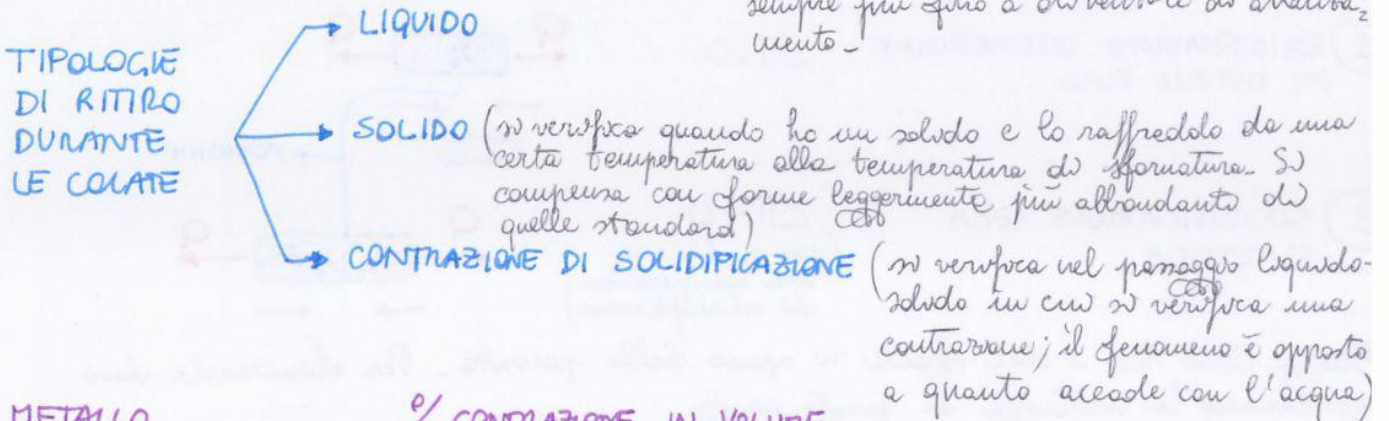
Fig. 15.14 In a cubic crystal, the dendrite arms form along  $\langle 100 \rangle$  directions. Primary and secondary arms are thus normal to each other.



Esempio cosa accade con un raffreddamento abbastanza forte. Più il raffreddamento è forte più il distacco tra le due curve cresce. Con raffreddamento molto veloce si perde il carattere dendritico.

Se  $\Delta T_3 - T_1$  diminuisce  $\Rightarrow$  le curve ~~si~~ si schiacciano verso l'alto  $\Rightarrow$  diminuisce la distanza tra fronte di propagazione e non delle dendriti. Al crescere del  $\Delta T$  il fronte dendritico si riduce sempre più fino a diventare di avanzamento.

### Le contrazioni dei metalli



METALLO	% CONTRAZIONE IN VOLUME
Acciaio dolce	3
C100	4
GHISA BRUNCA	4,5
GHISA GRIGIA	-1,5-2,5
GHISA SFEROIDALE	-2,7-4,5
Cu	5
Cu-30Zn	4,5
Al	6,6
Al-4,5Cu	6,3
Al-12Si	3,8
Mg	4,2
Zn	6,5

Le contrazioni sono dannose perché danno origine a delle porosità che indeboliscono la struttura del materiale.

Dalla tabella si riscontra una contrazione in senso opposto per le ghise. Queste infatti sono caratterizzate da una fase metallica avente  $\rho \gg$  LIQUIDO (da luogo ad una contrazione) e dalla presenza di grafite nelle ghise grigie e nera avente  $\rho \ll$  LIQ (da luogo ad un effetto di espansione). Con comportamenti in questo modo viene compensata la contrazione dovuta al metallo.

I metalli da fonderia vengono scelti in base alla loro temperatura di fusione; infatti da essa dipenderanno i costi energetici.

L'alluminio non viene utilizzato a causa della grande contrazione, che darebbe luogo a porosità che potrebbero indebolire la struttura.

La ghisa è un buon materiale da getto ma viene scartato per i costi elevati.

Gli ottoni vengono invece utilizzati in fonderia poiché presentano una bassa contrazione.

Le leghe di rame vengono utilizzate quando è necessaria una elevata resistenza alla corrosione.



## Tecnologia dei getti

### COSTO MINORE PER PEZZI DI FORMA COMPLESSA

- ① Posso produrre un numero di pezzi <sup>o costi</sup> minore purché più complessi
- ② Eliminazione della lavorazione tradizionale
- ③ Risparmio di manodopera
- ④ Tempo di montaggio più breve
- ⑤ Eliminazione delle lavorazioni per deformazione plastica e asportazione di truciolo

### PROPRIETA' ISOTROPE

**TESSITURA:** distribuzione delle orientazioni dei cristalliti in un policristallo. La tempra genera un'anisotropia del cristallo. Se la tempra è mancante  $\Rightarrow$  le proprietà del cristallo sono isotropiche

**TESSITURA CRISTALLOGRAFICA:** i grani equivalenti non sono orientati con uno spettro completo di direzioni

In genere i cristalli tendono a disporre in una direzione preferenziale configurando come subcristalli di un cristallo maggiore

### PROGETTAZIONE PER FUNZIONALITA'

Progetta un pezzo che mi permetta di entrare il montaggio di tutti i pezzi semplici. La progettazione avviene in funzione di stress, rigidità, ingombro. Le caratteristiche meccaniche di un pezzo dipendono dalla sua microstruttura. Nel caso dei getti questo fatto non vale perché i pezzi hanno velocità di raffreddamento variabili da zona a zona  $\Rightarrow$  avrà una diversa resistenza in base al punto considerato

In sintesi si può dire che le caratteristiche meccaniche dipendono da:

#### TIPO DI LEGA

**MICROSTRUTTURA** (metodo di solidificazione delle fasi e loro distribuzione)

#### TRATTAMENTO TERMICO

Normalmente si leggono su tabella i valori di resistenza degli acciai/leghe. Tuttavia questi sono valori medi, ma non è detto che siano costanti in tutto il pezzo.

I valori riportati nelle tabelle sono ottenuti mediante prove.

## Statistiche

La distribuzione dei dati misurati nei getti è molto varia. Si fa di solito una media dei valori ottenuti e si calcola poi la varianza.

**MEDIA**  $m = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n R_i$  con  $n$  = numero dei valori,  $R_i$  = resistenza a trazione della singola provetta

**SCANTO QUADRATICO MEDIO O DEVIAZIONE STANDARD**

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (R_i - m)^2}{n-1}}$$

**GAUSSIANA**  $p = P(R) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} s} e^{-\frac{1}{2} \left(\frac{R-m}{s}\right)^2}$  P minuscola

**PROBABILITA' CUMULATIVA** (probabilità di avere una rottura)  $P = \int_{-\infty}^R p(R) dR$  P maiuscola

Si definisce un intervallo  $\gamma$  all'interno del quale possono cadere i valori. L'intervallo ha un'ampiezza di  $m \pm z s$  con  $z$  = numero naturale.

Ceramiche  $m = 30$   
 Metalli forgiati  $m = 50$   
 Leghe metalliche  $m = 80$

Getti  $m = 30$   
 Getti premium quality  $m = 50$

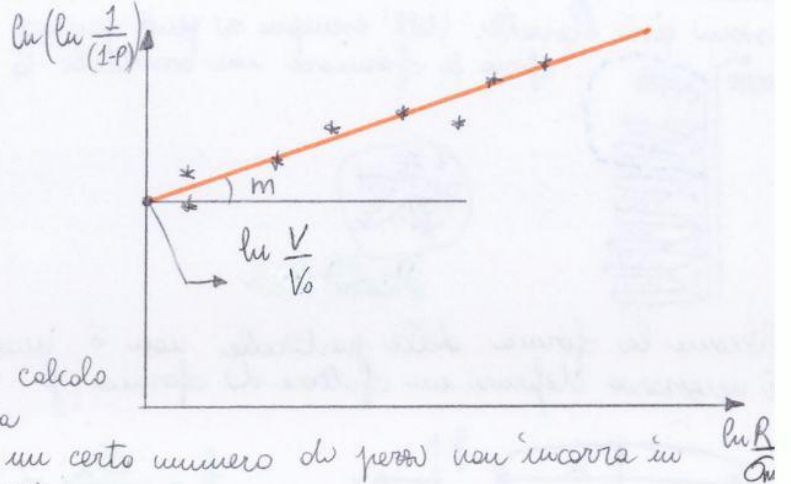
(getti in cui viene garantita la costante di composizione chimica e la riproducibilità meccanica)

Per migliorare l'accuratezza delle prove meccaniche dovremmo preferire provette di materiale direttamente dal getto dal quale ricaverò il pezzo; inoltre si può strutturare il getto.

$$1 - P = e^{-\frac{V}{V_0} \left[ \frac{R - \sigma_0}{\sigma_m - \sigma_0} \right]^m}$$

$$\ln(1 - P) = -\frac{V}{V_0} \left[ \frac{R}{\sigma_m} \right]^m \text{ con } \sigma_0 = 0$$

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



Questa formula va utilizzata per il calcolo della resistenza  $R$ . Nella formula introduco un valore di  $P$  tale che un certo numero di pezzi non incorra in rottura (di solito si pone  $P = 0,97 - 0,98$ ).

Per calcolare  $\sigma_{med}$  devo utilizzare la formula valida per l'intercetta  $\ln \frac{V}{V_0} - m \ln \sigma_{med}$ .

R	112	115	117
P <sub>i</sub>	n <sub>i</sub> /N <sub>TOT</sub>	n <sub>i</sub> /N <sub>TOT</sub>	n <sub>i</sub> /N <sub>TOT</sub>
n <sub>i</sub>	1	2	3

Diminuisce  $V$  diminuendo  $1 - P$  (probabilità di sopravvivenza)

Le caratteristiche meccaniche di un pezzo sono determinate dalla modalità di fabbricazione che determina la resistenza meccanica (a snervamento, a rottura)

La velocità di raffreddamento di un pezzo è descritta dalla legge di Chvorinov

$$\dot{T} \propto \left( \frac{A}{V} \right)^2 \text{ con } A = \text{area di scambio}$$

$V =$  volume che mi indica la capacità termica del pezzo

VELOCITA' DI RAFFREDDAMENTO DIPENDE DA:

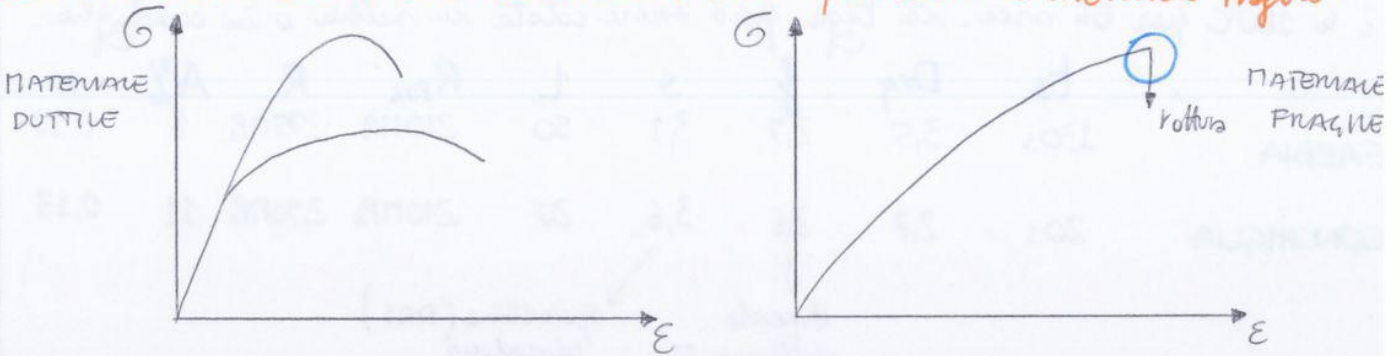
- Tecnologia del getto
- Massa del getto
- Superficie disperdente
- Geometria (pezzi convessi disperdono più velocemente)
- Temperatura di colata
- Geometria dei cusci di alimentazione
- Presenza di raffreddatori

È molto raro lavorare a temperature troppo elevate perché potremmo essere sui più mercati il fenomeno di ossidazione.

Nelle immagini a microscopio dell'acciaio non si notano le dendrite; queste sono invece ben visibili nelle leghe e negli acciai da getto. Il liquido che solidifica all'eutettico dà origine alle dendrite. Le sezioni più scure delle immagini sono celle dendritiche. Si può avere un'idea delle dimensioni della cella

Quando si raggiunge la massima critica o si ha rottura o si ha frattura. Le celle dendritiche più grandi si danneggiano prima perché sono di un materiale più fragile che va prima a rottura.

### Studio della curva sforzo-deformazione per acciai e materiali fragili



Quando si vuole mettere in opera un acciaio si cerca un compromesso tra resistenza e duttilità. Una grande resistenza implica una bassa duttilità. Nei materiali fragili si ha un comportamento anomalo determinato dal fatto che carico di rottura e duttilità aumentano contemporaneamente. Più il materiale è fragile e resistente maggiore sarà il suo allungamento ⇒ si avrà strizione. Nei materiali da fondere non si ha strizione.

La dimensione della cella dendritica dipende da come avviene la solidificazione.

### Studio delle proprietà di una cella dendritica e della resistenza di una lega Al-Si-Ni<sub>3</sub>

$L =$  diametro della cella dendritica  $= K_1 t_s^q$  con  $t_s =$  tempo di solidificazione,  $K_1 =$  costante e  $q \approx 2$

$t_s$  dipende dalla velocità di raffreddamento

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt} \approx \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad \text{con } \Delta t = t_s \text{ e } \Delta T = \text{differenza tra } T_{\text{liquido}} \text{ e } T_{\text{solido}}$$

Relazione di Chvorinov

$$t_s = K_5 \left( \frac{V}{A} \right)^2 \quad \text{contiene la capacità termica del corpo e l'area della superficie di scambio termico}$$

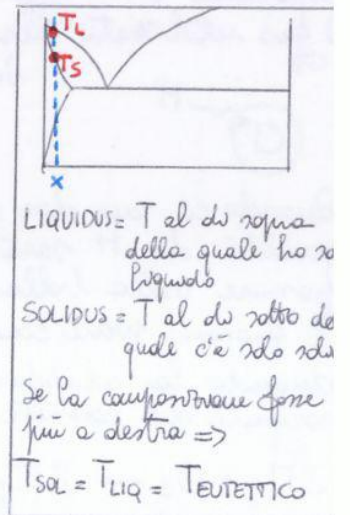
$$L = K_3 \left( \frac{V}{A} \right)^{2q} \quad \text{con } K_3 \text{ e } q \text{ costanti che tengono conto del raffreddamento}$$

Si ottiene infine che l'allungamento è legato alla dimensione critica della cella collegata al diametro della cella.

$$A\% = \left[ e^{(K_5 - K_6 L)^{\frac{1}{1+n}}} \right] - 1 \quad \text{con } n = \text{esponente di incrudimento}$$

$$\sigma = K \epsilon^n \quad \text{con } \sigma, \epsilon = \text{tensione e deformazione vere}$$

con  $K_5, K_6 =$  costanti sperimentali in cui rientrano le caratteristiche stereologiche come  $D_{eq}$  e fattore di forma

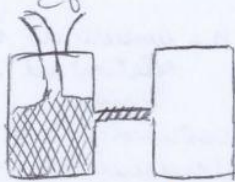




Per fare getto di qualche è necessario operare una solidificazione differenziale facendo avanzare il liquido in una sola direzione portando le porosità in una zona ben precisa del getto. Sempre per raggiungere il medesimo obiettivo è utile far sì che la solidificazione avvenga velocemente per evitare la formazione di una zona porosa. Le restrizioni permettono di concentrare le impurità in determinate zone.

Non conviene separare parti spesse da parti sottili se collegate al medesimo canale di colata perché la precoce solidificazione del canale sottile potrebbe portare al mancato riempimento della restante parte della forma. A questo problema si può ovviare facendo più ingressi di colata.

Effettuando una colata in sorgente si riesce a concentrare le impurità nella parte alta del getto.



/// Liquido  
 /// Solido

## Colata HIP (Hot Isostatic Pressure)

Processo operativo le cui finalità sono la effettiva penetrazione o compattazione isostatica a caldo per densificare strutturalmente componenti ottenuti per fusione e colata. Il processo consiste nel sottoporre i pezzi prodotti con le tecnologie all'interno di uno speciale contenitore (autoclave) portandoli attraverso un'atmosfera controllata di stabilità temperatura e pressione in atmosfera di Argon a 100MPa. Il processo viene utilizzato per ottimizzare ed omogeneizzare le strutture di componenti fusi che risultano strutturalmente non omogenee e con difettosità microstrutturali interne più o meno diffuse. La densità si avvicina al 100%.

### VANTAGGI PROCESSO HIP

- maggiore resistenza dinamica e statica
- ridotti di allungamento percentuale e resistenza a rottura più elevati
- maggiore durata funzionale del componente in opera
- maggiore uniformità nel compenso delle caratteristiche meccaniche
- superfici prive di porosità dopo la lavorazione
- condizione strutturale omogenea e uniforme
- dati sicuri e coerenti per la costruzione e messa in opera dei pezzi
- riduzione dello scarto dei pezzi di fusione

Il trattamento di isostatica risulta conveniente perché mediante gas espansi le porosità del materiale; tuttavia esso ha un limite rappresentato dal fatto che le mancanze di fusione sulla superficie possono essere colmate solo grazie ad operazioni di fusione superficiale. Inoltre esso può alterare la microstruttura del materiale poiché viene eseguito a temperature elevate.

## Colata a pressione

Con riferimento alla scheda relativa alla colata a pressione, si può notare come, essendo il processo molto rapido, si possa intrappolare dell'aria all'interno del pezzo con la conseguente uscita di porosità nella zona centrale. L'intrappolamento di aria si presenta come una serie di piccoli interstizi o bolle sotto pelle derivanti dalle unive degli interstizi. Questo fenomeno prende il nome di **BLISTERING**.

**BLISTERING** = fenomeno in cui si ha la formazione di bolle sotto pelle.

Al presentarsi di questo fenomeno il pezzo risulta essere deformato ed è da scartare. Il fenomeno si verifica principalmente nelle leghe ad alta densità durante la colata a pressione. Esso riduce inoltre la resistenza del pezzo a fatica.

Confronto dei processi di colata per la lega A357-T6 7Si-0.1Mg

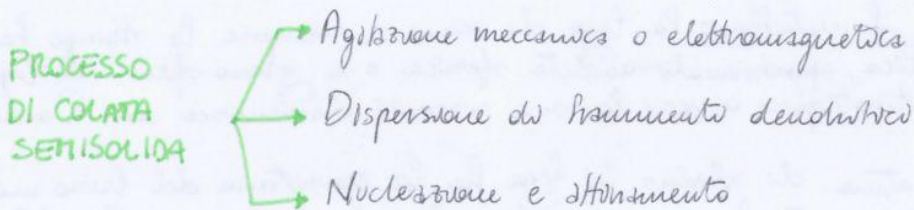
	Sabbia	Conduttore	Squeeze
$R_{P02}$ (MPa)	200	250	280 → (tolgo le porosità)
$R_m$ (MPa)	230	310	350
Ar (%)	2	7	9

### Colate semisolide

Colate realizzate con tecnologie innovative per la realizzazione di componenti in lega di alluminio, dalla geometria complessa e adatti ad essere trattati termicamente. La colata in semisolido non è molto utilizzata in foundry a causa dei costi delle attrezzature, della mancanza di know-how tecnologico e del limitato numero di leghe facilmente ottenibili in condizioni semisolide.

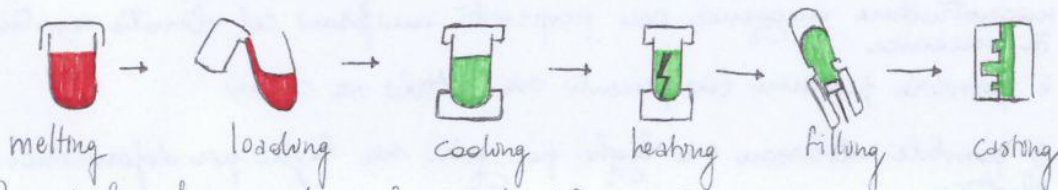
Le colate semisolide funzionano secondo il principio che quando il solido si forma e raggiunge il 20% il liquido trova una grande difficoltà ad avanzare tra i rami tubulari rompendo i rami delle dendriti (frangoli) mediante agitazione meccanica o elettromagnetica si genererà un aumento della viscosità del liquido che si infiltrerà bene. Ciò è dovuto al fatto che si rompono le dendriti ⇒ il liquido incontra meno ostacoli al passaggio.

I pezzi di dendriti vengono in seguito sottoposti a nucleazione per incrementarne la densità. Questo tipo di colata deve essere effettuato ad una temperatura compresa tra la  $T_{LIQUIDUS}$  e la  $T_{SOLIDUS}$  ⇒ nella zona pastosa



### • Processo di Rheocasting

Processo basato sulla nucleazione omogenea forata di grani che continuano a crescere in forma globulare a causa del raffreddamento controllato



Quando la fusione tocca le pareti del crogiolo di acciaio la sua temperatura scende immediatamente nel raggio semisolido e favorisce la nucleazione di particelle. La fusione non deve essere eccessivamente sovrariscaldata altrimenti la frequenza di nucleazione viene ridotta e i nuclei saranno dissolti nuovamente. Di solito il sovrariscaldamento è di 10-20°C. All'inizio del processo di fusione della forma l'impasto semisolido dovrebbe diventare fluido con buona viscosità per poter raggiungere un flusso eccellente e proprietà di riempimento dello stampo. I fluidi utilizzati sono non newtoniani o tixotropici ovvero se sottoposti a sforzi di taglio scorrono più velocemente.

### • Processo di Thixocasting

A partire dal materiale di base ottengo un lingotto con una microstruttura granulare. Il pezzo viene riscaldato ad una temperatura compresa tra la  $T_{LIQUIDUS}$  e la  $T_{SOLIDUS}$ . Il processo avviene partendo da pezzi metallici che vengono tagliati in base alla lunghezza desiderata; successivamente si esegue un sovrariscaldamento e il metallo viene iniettato nello stampo.

L'alluminio per fusione (precedentemente si utilizzava la ghisa sferoidale per il basso costo) può essere colato in sabbia, in conchiglia o a pressione.

→ **PRIMARIO** (prodotto seguendo il processo Bayer)  
 → **SECONDARIO** (ottenuto per riciclo)

## ALLUMINIO

Processo Bayer: metodo utilizzato per produrre alluminio dalla bauxite. Si parte dalla bauxite si esegue una frantumazione e una fresatura, il tutto viene messo in un contenitore sotto pressione con NaOH. Successivamente si esegue un filtraggio dal quale si ottengono fango rosso e  $\text{Na}[\text{Al}(\text{OH})_4]$ . Quest'ultimo subisce un raffreddamento fino alla cristallizzazione, fase nella quale si ha l'aggiunta di acqua e di  $\text{Al}(\text{OH})_3$  come germe di cristallizzazione; ciò che si è ottenuto viene messo in un forno rotante dal quale si ottiene ossido di alluminio.

NON SVOLTO A LEZIONE

## Vantaggi e svantaggi dell'alluminio

### + BASSOFONDENTE

Per questa ragione viene utilizzato in fusione. I refrattori in uso discolti hanno delle temperature di fusione di 300-400°C più elevate della  $T_{\text{fusione}}$  dell'alluminio.  
 Grandezza delle temperature di fusione:  $\text{Ti} (1600^\circ\text{C}) \rightarrow \text{Fe} \rightarrow \text{Cu} (1084^\circ\text{C}) \rightarrow \text{Ghisa} (1130^\circ\text{C}) \rightarrow \text{Bronzo} \rightarrow \text{Ottone di 2° specie} \rightarrow \text{Al} (660^\circ\text{C}) \rightarrow \text{Pb} \rightarrow \text{Sb (antimonio)} \rightarrow \text{Sn (stagno)}$

### + NON SOLUBILITÀ DELLE IMPUREZZE

Nell'alluminio liquido non si sciolgono i gas ad eccezione dell'idrogeno atomico

### + BUONA FINITURA SUPERFICIALE

Oltre che inerente alla nota è una garanzia di resistenza alla fatica

### + GRANDE FLUIDITÀ

Ciò garantisce un facile riempimento della forma anche se questa è di forma complessa

### + POSSIBILITÀ DI EFFETTUARE TRATTAMENTI TERMICI DI INDURIMENTO (T6)

Questo trattamento non vanno effettuati nelle leghe ottenute per pressofusione altrimenti si verifica il Blostering

### - RITIRO DI SOLIDIFICAZIONE ELEVATO

### - DIFETTI

### - CONTINUA COMPOSIZIONE CHIMICA

Si esegue un controllo della % di Fe che incide sulle proprietà meccaniche

### - TENSIONI RESIDUE

Le tensioni residue derivano da solidificazione e raffreddamento allo stato solido. Si dà una incisione nuclei geometrici e gradienti di raffreddamento

Un altro fenomeno generato dalle tensioni residue è lo STRESS-CORROSION-CRACKING (SCC)

**SCC** = si genera quando sottopongo il pezzo ad una lavorazione in un certo ambiente e quando lo metto in opera si immessa il fenomeno di corrosione. È un fenomeno che si verifica nelle leghe da deformazione plastica (2000-7000). In questo fenomeno soffrono anche le leghe Al-Cu

Per rimuovere le tensioni residue si effettuano trattamenti di ricottura e distensione (300-600°C). La regola indicante il trattamento di ricottura è la O. In alternativa le tensioni residue possono essere rimosse con le vibrazioni.

**RICOTTURA E VIBRAZIONI POSSONO PORTARE A DEFORMAZIONE DEL PEZZO**

Se non è necessario fare un getto premiato quality si può utilizzare alluminio secondario. Per produrre pochi pezzi è possibile risolvere l'alluminio fuso, trasportato in nave e mantenuto in temperatura da un forno.

## Fluidità

- fornitura di alluminio fuso
- riciclaggio interno in fonderia di scarti
- degasaggio e filtraggio del liquido in fonderia

Si lavora facendo colare il metallo attraverso un canale a spirale e si vede fin dove arriva il metallo.

- Viscosità (si cerca di mantenerla bassa)
- Tensione superficiale (se è bassa il liquido tende ad espandersi). Si cerca quindi di contenerla. Essa dipende inoltre dall'intervallo di solidificazione (aumenta con l'aumentare dell'intervallo di solidificazione)
  - intervallo di solidificazione
  - inclusioni di agenti intermetallici (caratterizzati da Tensione più elevate). Si utilizzano borati di titanio,  $FeAl_3$  e  $FeSiAl_5$ . Il borato di titanio se presente in quantità elevate genera tensioni residue
  - angolo superficiale (aumenta la tensione superficiale e ne ostacola la fluidità). Essa si contrasta controllando accuratamente la scoria protettiva
    - scoria
    - preriscaldamento
    - tempo di attesa

## Contrazione di volume

- 6% per l'alluminio puro  $\Rightarrow$  non lo uso per la colata
- elementi leganti (causano contrazione)
- Si (se solido ha una  $\rho \approx$  a quella del liquido) - la parte di liquido che diventa solido ha spazio zero  $\Rightarrow$  viene contrastato il ritiro.
- leghe ipercontrattive (ritiro dell'ordine dell'1/2%)

## Cricche a caldo (hot tearing)

È un fenomeno che si verifica solo in alcune leghe di alluminio. Esso si verifica quando le dendriti crescono fino a formare un reticolo solido continuo  $\Rightarrow$  si saldano ma quando il pezzo viene sollevato si rompono perché sono fragili. Si può prevenire il fenomeno con:

- una grande fluidità del metallo liquido (aspirato nelle caviglie fonde da cera trascinata). È importante che il metallo si mantenga fluido fino alle fine della solidificazione e che il tenore in ferro sia compreso tra l'1% e il 2%.
- intervallo di solidificazione (deve essere il più basso possibile per evitare la formazione della zona pastorale nella quale la fluidità è scarsa)
- è conveniente inserire Si che contrasta gli strappi a caldo a differenza di Mg e Cu che lo favoriscono

## Incollaggio degli stampi:

Tra i trattamenti di appalto superficiale (rivestimenti) più diffusi troviamo il PVD (Physical vapor deposition) ovvero deposizione fisica da fase vapore. Il meccanismo di deposizione si possono schematizzare in 3 passi:

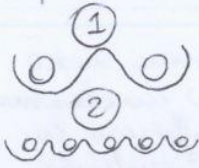
- generazione
- trasporto
- deposizione

Nel caso del PVD la fase di generazione avviene per via fisica, evaporando il metallo che costituirà lo strato di rivestimento.





Come emerge dall'immagine precedente più la dislocazione è grossa più è elevata la distorsione. Quando la dislocazione non riesce ad attraversare le particelle  $\Rightarrow$  si incurva al centro. A forza di aumentare lo stress la dislocazione si salda e attorno alle particelle rimangono gli anelli di dislocazione. All'arrivo della nuova dislocazione si dovrà attraversare anche l'anello che si è formato in precedenza. Nel caso sotto rappresentato la dislocazione incontrerà una difficoltà maggiore nel secondo caso perché la curvatura dovrà essere più elevata.



Le dislocazioni scelgono il meccanismo con il minore dispendio energetico come per tutti i processi in natura.

Per le particelle piccole un conviene tagliare la particella  $\Rightarrow$  segue la curva / di attraversamento.

Per le particelle più grosse risulta energeticamente più conveniente aggirarle  $\Rightarrow$  segue il percorso del meccanismo di Orowan.

L'attraversamento si ha quando le particelle sono semi-coerenti o incoerenti (le particelle grandi sono incoerenti).

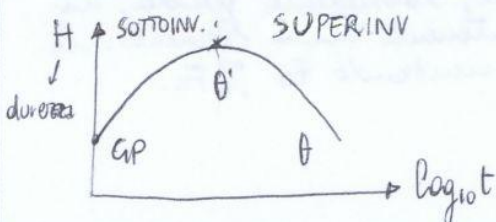
Nella zona dell'intersezione tra le 2 curve l'energia è circa la stessa

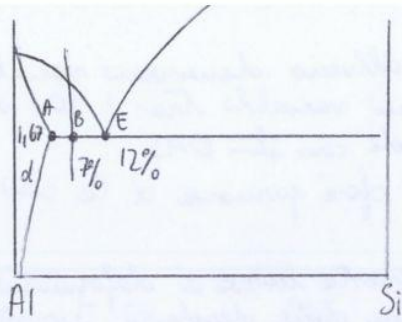
### Leghe SCHEDE 15-16-17

Nelle leghe di alluminio si usa un raffreddamento per precipitazione purché:

- si abbia una soluzione solida ampia con tante particelle piccole ( $Al-Si$  <sup>max solubilità 1,6%</sup>)
- la soluzione solida a temperatura ambiente possa diventare povera stringendola  $\Rightarrow$  deve ottenere una soluzione solida sovrasatura
- temprando si ottengano precipitati metastabili efficienti (dal punto di vista del momento delle dislocazioni)

Sistemi	Dopo tempo	Precursore	Fase metastabile	Rafforzamento	Fase di equilibrio	Rafforzamento equilibrio
Al-Cu 2000	SSSS	GP	$Al_2Cu$	massimo con $\theta'$	$\theta(Al_2Cu)$	Super invecchiamento
Al-Cu-Mg 3000	SSSS	GP	$S'(Al_2CuMg)$	massimo	$S(Al_2CuMg)$	Super invecchiamento
Al-Si 4000	SSSS	-	-	no rafforzamento per precipitazione	Si	Ref. per dispersione
Al-Mg 5000	SSSS	-	-	-	$Al_3Mg_2$	Dispersione
Al-Zn-Mg 7000	SSSS	GP (il loro nome è diverso per questa lega)	$\eta'(MgZn_2)$	massimo	$\eta(MgZn_2)$	Super invecchiamento
Al-Si-Mg 6000	SSSS	GP	$\beta'(Mg_2Si)$	massimo	$\beta(Mg_2Si)$	Super invecchiamento
SISTEMA	DOPO TEMPERA	PRECURSORE	FASE METASTABILE	RAFFORZAMENTO	FASE DI EQUILIBRIO	RAFFORZAMENTO EQUILIBRIO





+ Hanno tanto liquido eutettico  $\Rightarrow$  sono adatte ad essere colate in sfonderia

Regola della leva (A = solido, E = liquido, B = punto medio)

$$\% \alpha = \frac{BE}{AE} \cdot 100 = \frac{12-7}{12-1,67} = 48,4\% \text{ di } \alpha$$

$$\% \text{ Liq} = \frac{AB}{AE} \cdot 100 = \frac{7-1,67}{12-1,67} = 51,6\% \text{ di liquido}$$

Si come ho più del 50% di liquido vengono riempiti gli spazi tra le dendrite

+ Calore di fusione elevato  $\Rightarrow$  devo apportare o fornire tanto calore per passare da liquido a solido o da solido a liquido.

$$Q_{FUS Al} = 395 \text{ kJ/kg}$$

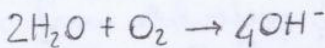
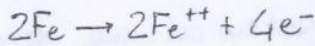
$$Q_{FUS Si} = 1810 \text{ kJ/kg}$$

+ Viscosità bassa  $\Rightarrow$  liquido eutettico molto fluido

+ Leghe molto saldabili (non tendono a formare cricche o pori, hanno scarsi ritiri di solidificazione e basso coefficiente di dilatazione termica). Se il coefficiente di dilatazione termica è elevato si hanno grandi ritiri.

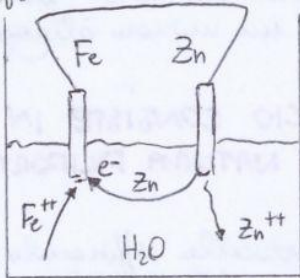
- Scarsa lavorabilità (la lavorabilità si usura con il distacco del truciolo, si usura l'usura dell'utensile poiché essendo il lavoro duro e fragile tende a rompersi)

+ Resistenza alla corrosione elevata



Chi perde  $e^{-}$  si ossida, chi ne guadagna si riduce

Mettendo a contatto due metalli diversi uno avrà una tendenza ad ossidarsi maggiore dell'altro



I due metalli vengono collegati con un filo elettrico ed entrambi vorrebbero ossidarsi; tuttavia uno lo fa più dell'altro (lo zinco più del ferro)

All'anodo si ha la dissoluzione di zinco mentre al catodo si accumulano atomi di ferro

Lo zinco si corrode più facilmente del ferro ma la cinetica è più lenta  $\Rightarrow$  la corrosione avviene più lentamente. Inoltre esso produce un ossido bianco che non è brutto da vedere come quello del ferro.

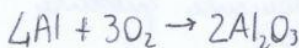
Considero due leghe: una Al-Si e l'altra Al-Al<sub>2</sub>Cu

In presenza di acqua e umidità si può avere corrosione nella seconda poiché una fase si comporta più da anodo o da catodo.

La fase  $\theta$  nel diagramma Al-Cu ha un legame misto tra il covalente e il metallico

RESISTENZA ALLA CORROSIONE

- $\rightarrow$  eccellente: leghe Al-Si (nessuno si comporta da anodo o da catodo; in più si ha lo strato protettivo)
- $\rightarrow$  ottima: leghe Al-Mg
- $\rightarrow$  scarsa: leghe Al-Cu



Nel caso di ossido di alluminio si forma uno strato molto resistente che schermi l'alluminio dall'esterno. Questo fenomeno prende il nome di PASSIVAZIONE. Questo strato garantisce una protezione dalla corrosione

In queste leghe si può ricorrere al processo di fosforo che genera un composto (AlP fosforo di alluminio) che funziona da nucleatore. Esso favorisce la formazione di particelle di silicio di grosse dimensioni in quanto si comporta da germe di nucleazione.

- Mettendo del sodio all'interno della lega si forma NaP (fosforo di sodio) che viene eliminato dal fosforo di alluminio. Se metto poco sodio questo viene assorbito dal fosforo di alluminio, se ne metto troppo si forma un altro composto (Na<sub>2</sub>Si) che si comporta come il fosforo di alluminio ⇒ da nucleatore.

QUEST'ULTIMO PROCESSO PRENDE IL NOME DI SOVRADIFFUSIONE.

LA SOLUZIONE AL PROBLEMA DELLA QUANTITÀ DI SODIO DA INNETTIRE NELLA LEGA STA NELL'AVERE UNA QUANTITÀ DI FOSFORO BASSISSIMA DELL'ORDINE DI SPPTI

Il sodio inoltre presenta un altro problema: esso tende ad evaporare e si ossida formando l'ossido di sodio. Per sopperire a questo problema conviene metterlo nella lega ed effettuare subito la colata.

Quando, al termine della vita, il pezzo viene rifuso per ricavare alluminio secondario, deve nuovamente effettuare la modifica con il sodio.

- L'alternativa al sodio è rappresentata dallo stronzio. Esso viene meno nella lega in quantità dello 0,02%. Esso come il sodio avvelena i nuclei di silicio bloccandone la crescita. Anche in questo caso possiamo ottenere una struttura di tipo sferulitico o globulare. Lo stronzio ha un costo superiore a quello del sodio anche se le proprietà conferite alla lega sono più riproducibili ed è meno facilmente ossidabile. Esso non dà sovradiffusione poiché se è presente in quantità elevate si forma Al<sub>3</sub>Si<sub>3</sub> ⇒ eccesso di stronzio non sono dannosi.

## Leghe ipereutettiche

Anche in questo caso si ha il problema delle dimensioni delle particelle di silicio. Sempre dalla scheda si vede come le parti vere di grosse dimensioni rappresentino il silicio primario mentre gli aggetti più piccoli costituiscono il silicio eutettico. Quest'ultima struttura è sfogata. Lo scheletro della lega truttana è duttile poiché contiene alluminio primario (ipereutettico).

Per affinare la struttura si può operare una modifica con sodio, che in questo caso ha un effetto opposto rispetto alle leghe ipereutettiche.

La percentuale di silicio delle leghe ipereutettiche varia tra il 10 e il 17% circa.

Per avere cristalli più fini ⇒ anche più resistenti è necessario aumentare la nucleazione dei cristalli di silicio. Questo processo può essere realizzato introducendo il fosforo. La nucleazione deve avvenire prima dell'eutettico affinché si possano ottenere cristalli primari.

Nelle diagrammi nella parte bassa della scheda si nota come sia possibile aumentare la velocità di nucleazione aggiungendo del fosforo. Aggiungendo la percentuale di fosforo si otterrà una nucleazione sempre maggiore dei cristalli di silicio primario.

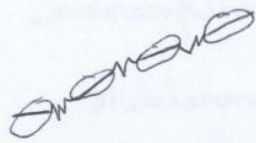
Nel bagno è necessario controllare se si sono sostanzie come calcio e sodio poiché queste assorbono il fosforo e formano composti di sodio e di calcio.

Per evitare che il sodio mangi il fosforo si esegue un flussaggio preliminare con il cloro grazie al quale vengono rimosso, calcio e sodio.

Dopo il flussaggio posso rimettere il fosforo che però può contenere H<sub>2</sub> ⇒ eseguo un processo di reflussaggio e poi posso colare la lega.

Il fosforo si comporta come il sodio ovvero alla riflessione del pezzo si ha una carenza di fosforo che dovrà essere reintrodotta.

Proprietà meccaniche in funzione delle dimensioni della cella dendritica



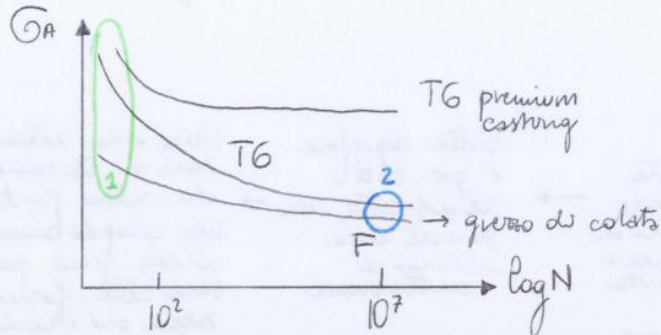
dimensione

1<sup>a</sup> fase frattura

2<sup>a</sup> fase collegamento

Particelle piccole sono più vicine e hanno una maggiore tenacità. Le particelle grandi si rompono prima di quelle piccole.

## Comportamento a fatica



Se il pezzo viene trattato termicamente con trattamento T6 questo avrà una resistenza più elevata a fatica

- 1: nella prima parte del diagramma si nota come per un basso numero di cicli il pezzo se ha una cricca si rompe subito; questa si origina di solito nelle particelle di silicio.
- 2: viceversa nella seconda parte si ha una tensione molto bassa  $\Rightarrow$  ci vorrà più tempo per far partire la cricca ed effettuare un trattamento T6 non produrrà grandi differenze. Risultato più conveniente effettuare un trattamento con T6 premium casting

## Leghe Al-Si-Cu

Contengono di solito Mg e Ni per migliorare la resistenza a caldo. Per lo più sono colate e premesse e utilizzate per supporti motore ed alternatore. Le geometrie non devono essere complicate.

Vantaggi derivanti da una quantità di silicio superiore all'8%:

- migliora la colabilità
- la resistenza all'usura aumenta all'aumentare della % Si
- è possibile modificare l'eutettico grazie al quale si riducono le particelle di silicio. Infatti nelle leghe ipereutettiche la prima fase che si ottiene sono particelle di grandi dimensioni di silicio

## Effetto degli elementi leganti

- il rame può portare alla formazione della fase  $\theta$  che mi dà un rafforzamento per dispersione.
- una parte di rame può rimanere in soluzione solida  $\Rightarrow$  si può avere una soluzione solida di rame  $\Rightarrow$  un rafforzamento per soluzione solida.
- eseguendo un trattamento T6 non riesco ad evaporare correttamente l'aria.

Scaldando la lega fino a 540°C la porosità inizia a muoversi ed affiora dando origine a fenomeni di distorsione o di blistering (questo favorisce la rottura a fatica che si origina a partire da difetti superficiali).

- il trattamento T6 può essere effettuato solo se faccio una colata sotto vuoto in cui entra il liquido senza intrappolare aria

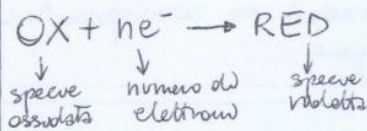




# PROBLEMATICHE METALLURGICHE

La CORROSIONE è una reazione elettrochimica. In questo esempio si considererà la ruggine

## Corrosione



Il componente che si ossida è quello che cede  $\text{e}^-$  mentre quello che si riduce è quello che ne acquista

Il potenziale (espresso in termini di f.e.m.) per lo svolgimento della reazione è espresso dalla LEGGE DI NERNST:

$$E = E_0 + \frac{RT}{nF} \log \frac{[\text{OX}]}{[\text{RED}]}$$

valida per corrosione elettrolitica ad un solo

$E_0$  = costante (POTENZIALE NORMALE DI ELETTRONDO). Essa indica la f.e.m. necessaria quando la concentrazione dell'ossidato è unitaria (e il log si annulla)

$R$  = costante universale dei gas

$T$  = temperatura in K

$F$  = costante di Faraday = 96500 C/mol

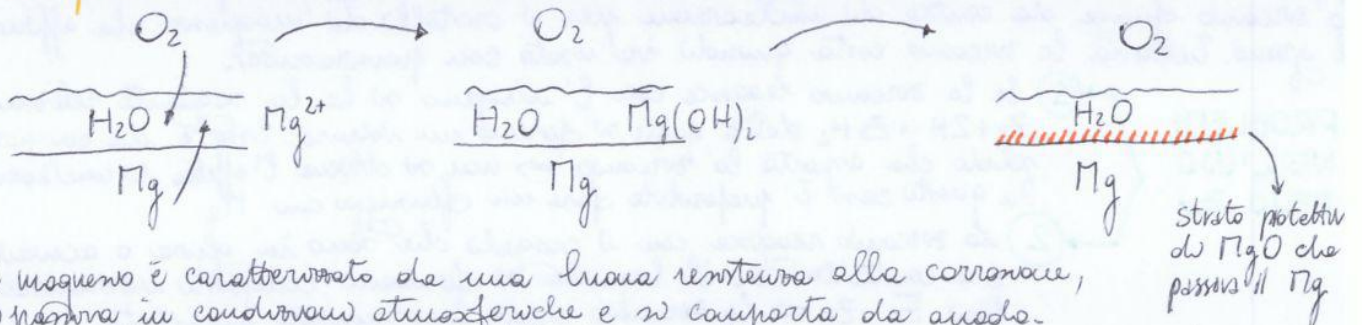
La reazione avviene normalmente con deposizione di solido; le parentesi quadre indicano la concentrazione, che per le sostanze solide si assume essere costante. Normalmente al posto delle concentrazioni si usano le attività che sono delle concentrazioni corrette.

**CORROSIONE GALVANICA:** processo di corrosione che si verifica mettendo in contatto elettrico due metalli diversi. (Es. Zn e Fe)

Al, Ti e Cr tenderebbero a passare in soluzione come ioni; tuttavia questo avviene formando uno STRATO SUPERFICIALE COMPATTO E NON POROSO che impedisce la schermatura contro la corrosione. Questo strato si forma solo se il metallo viene usato in opera in certi ambienti; infatti se il metallo si trova in zone in cui l'ossigeno scorre lo strato si dissolve a seguito della destabilizzazione.

Egli acciai inossidabili si corrodono in atmosfera riducente. Se impiantati in zone marine lo ione cloruro tende a perforare lo strato passivato dando origine a fenomeni di pitting (ruggine)

## Esempio



Il magma è caratterizzato da una buona resistenza alla corrosione, si presenta in condizioni atmosferiche e si comporta da anodo.

La sua velocità di corrosione è del decimo di mm all'anno (0,25 mm/anno)

Mettendo altri elementi nel magma si formano delle fasi che si possono comportare come anodiche o catodiche rispetto alla matrice.

Egli effetti degli elementi leganti sono riassunti nelle **SCHEDA 26**

Con riferimento alla **SCHEDA 31** si nota come facendo esperimenti con una soluzione di NaCl con certi metalli si registra un forte incremento della velocità di corrosione.



si precisa un maggiore porcare e una lega ininterrotta ed emerge come in un percorso di rottura prestabilito

A caldo questo composto rammollece dando origine a delle fratture intergranulari quando il metallo è sottoposto a creep. Le fratture normalmente sono di tipo transgranulare, tuttavia in questo caso essa è intergranulare perché in una direzione di grano. Le parti chiare in bianco e ruvide e si generano delle cavità tra un grano e l'altro causando un **DANNEGGIAMENTO PER CREEP**

Per le leghe resistenti a creep si cerca di avere uno scarso scorrimento nei grani.

Con riferimento alla **SCHEDA 34** lo zinco non permette di ridurre la %V di  $Al_{12}Mg_{17}$ . Troppo zinco tuttavia causa la nascita di cricche a caldo. Le leghe AZ vengono rafforzate per precipitazione.

TUTTE LE LEGHE DI MAGNESIO DEVONO CONTENERE MN (SE NEVA LEGA VI È Al) PER CONTRASTARE LA COMOSIONE

Commenti nei grafici di **SCHEDA 30 - SCHEDA 34**

Nella **SCHEDA 35** si vede dalla tabella in alto come la stessa lega sottoposta a diversi trattamenti termici abbia proprietà meccaniche differenti.

Esaminiamo le leghe della **SCHEDA 34**

• AM50: è caratterizzata da una buona duttilità e da buone caratteristiche meccaniche. Il manganese permette di ridurre la fase  $\beta$  ( $Al_{12}Mg_{17}$ ) migliorando le proprietà meccaniche.

• AS41: questa lega contiene silicio che favorisce la formazione del composto  $Mg_2Si$  al posto di  $Mg_{17}Al_{12}$ .  $Mg_2Si$  è formata da precipitati che hanno maggiore duttilità e consentendo di avere un allungamento a rottura  $> 10\%$ . Inoltre  $Mg_2Si$  contrasta lo scorrimento a caldo  $\Rightarrow$  va bene se usata a temperature superiori alla temperatura ambiente. Inoltre non rammollece ad alte temperature ed è duttile.

Per migliorare le proprietà delle leghe si cerca di mettere terre rare come  $La, Ce, Nd, Pr, Sm, Gd$ . Il liquido formato dalla miscelazione tra magnesio e terre rare dà composti fluidi che contrastano porosità e strappi a caldo. Le terre rare formano precipitati del tipo  $BDG (Al_{11}RE_3)$  che contrasta lo sviluppo di  $Mg_{17}Al_{12}$ . Esso è una fase dura che contrasta lo scorrimento nei BDG incrementando la resistenza a creep. Per queste leghe si può effettuare un trattamento T6 per colate in sabbia o in conchiglie.

• AEZ2: se la colata avviene sotto pressione non si esegue il T6. Tutte le leghe  $Mg-RE$  hanno una grande resistenza alla corrosione (costano molto). Si preferisce per ridurre i costi senza compromettere le proprietà meccaniche eseguire un MISCHE METAL. Buona resistenza al creep

**MISCHE METAL**: ammontamento naturale di terre rare che mi permette di ridurre i costi garantendo buone proprietà del manufatto.

Riferimenti alle schede **35-29-32-36**

**Leghe affinate con Zr**

Con riferimento alla **SCHEDA 34** le leghe contenenti Zr sono quelle che vanno dall'AMSC-1 alla EV-31. Lo zinco si trova solo da affinate ed è presente in soliti percentuali superiori allo 0,6%. Lo Zr viene utilizzato per incrementare la fluidità. Tutte queste leghe sono costose perché contengono le terre rare che garantiscono le seguenti proprietà:

## Le schiume metalliche

**SCHIUMA:** struttura cellulare costituita da un metallo solido cui buona parte del volume è costituita da pori d'aria. I pori possono essere chiusi (schiuma a celle chiuse) o aperti formando una rete interconnessa (schiuma a celle aperte). La caratteristica distintiva delle schiume metalliche è la loro porosità molto elevata (75-95% V costituito da spazi vuoti).

### Classificazione delle schiume:

**HONEYCOMB O ALVEOLARI:** hanno una struttura fabbricata artificialmente avente come modulo la cella prismatica. Sono solitamente in alluminio e vengono utilizzate come armatura per i pannelli sandwich nei mezzi di trasporto e in vari altri settori. Nel settore auto, molto usato trovano applicazione come tamponi perché assorbono l'energia cinetica derivante dall'urto.



#### PROPRIETÀ DELLE SCHIUME HONEYCOMB

- RIGIDEZZA (no modulo elastico) NONOSTANTE MOLTE PARTI SIANO VUOTE
- RESISTENZA
- ASSORBONO L'ENERGIA DI DEFORMAZIONE

Le schiume presentano irregolarità geometriche nella loro struttura che può aver matrice sferica o poliedrica.

#### PARAMETRI IMPORTANTI DELLE SCHIUME

- $D_{\text{celle}}$  (è un diametro equivalente)
- $V_m = \text{densità relativa} = \frac{\rho^*}{\rho_s} \rightarrow \text{densità della schiuma} < 1$   
 $\rho_s \rightarrow \text{densità del solido inauditico}$

### Celle di forma sferica/poliedrica/irregolare

#### APPLICAZIONI STRUTTURALI

- RIGIDEZZA INTERESSANTE
- RESISTENZA
- ENERGIA DI DEFORMAZIONE
- SMONZAMENTO DELLE VIBRAZIONI
- GAFFEGGIAMENTO (GRAZIE A  $V_m$  RIDOTTA)

#### APPLICAZIONI TERMICHE

- CONDUCEBILITÀ BASSA E ASPORTAZIONE DEL CALORE (SOLO IN CELLE APERTE)
- RESISTENZA ALLA FIATTA (NO PER I POLIMERI) POICHÉ CONTENGONO SOSTANZE IGNIFUGHE

#### APPLICAZIONI ELETTROMAGNETICHE E MECCANICHE

- ATTENUANO LE ONDE
- SMONZANO I RUMORI
- HANNO UN GRANDE COEFFICIENTE DI ATTURTO PERCHÉ LE SUPERFICI SONO IRREGOLARI  
 $\Rightarrow$  USATI COME MATERIALI ANTI-SCORRIAMENTO

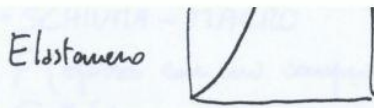
#### APPLICAZIONI DI SCHIUME A CELLA APERTA

- SI POSSONO PRODURRE DEI FILTRI NEI QUALI I FLUIDI PASSANO ATTRAVERSO IL FILTRO E GIUNGONO DALLA PARTE OPPOSTA (PERCOLAZIONE)
- PERCOLAZIONE DELLE DEFORMAZIONI  $\rightarrow$  LE DEFORMAZIONI SEGUONO VIE PREFERENZIALI
- SUPPORTI PER I CATALIZZATORI (HANNO UNA GRANDE SUPERFICIE DISPONIBILE)
- MEMBRANE IDROREPELLENTI TRASPIRANTI (TEFLON PER IL GORE-TEX)
- BIOMATERIALI

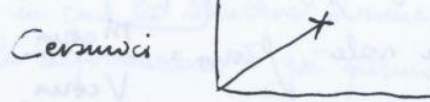
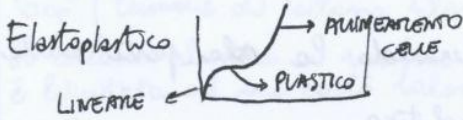
### SCHEDA 37-2

#### PRODUZIONE DELLE SCHIUME

- SOFFIAGGIO DI ARIA ALL'INTERNO DI UN METALLO LIQUIDO
- DEPOSIZIONE DI VAPORI CAPILLARI SU UN POLIETILENO
- FUSIONE DI POLVERI METALLICHE SU UNA SCHIUMA POLIETILENICA
- DROGGAGGIO DEL METALLO FUSO O DELLE SUE POLVERI CON UN IBRIDO DI TITANIO



Le celle si allungano e si registra una crescita con irregolarità



## MODELLI DI COMPORTAMENTO MULTISCALE

### Geometria

Cella aperta

Cella chiusa

Introduco dei dati geometrici con la beam delle travi.

$t_e$  = spessore degli strut

$t_f$  = spessore della membrana delle facce

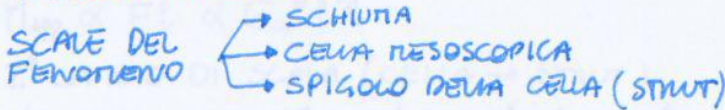
$t$  = spessore

$l$  = lunghezza dello strut

## SCHEDA 47

Applico il modello della deformazione a compressione secondo il quale la schiuma, sotto l'azione di una flessione delle travi; applico le forze nei nodi e considero gli strut come delle travi. Naturalmente con  $\delta$  la loro deflessione

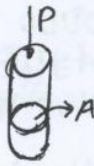
### Modello meccanico



• Schiuma

$P$  (forza)

$A$  (area)



$E^*$  \* per la schiuma  
 $E_o^*$  per celle aperte

• Cella

$l$  = dimensione caratteristica o lunghezza della strut

$V$  = volume della cella  $\propto l^3$

$F$  = forza agente sulla cella

$G_{cella} \propto F/l^2$

$E_{cella}$

• Strut

$t$  = spessore

$l$  = lunghezza

$J$  = momento di inerzia  $\propto t^4$  perché il modello di trave è curvo

$\delta \propto \frac{Fl^3}{EJ}$  = deflessione

$E_s$  = modulo elastico della strut che è considerato come solido indeformabile

$E_s \propto \sigma/\epsilon$

Cambi di scala

### 1° CAMBIO DALLA SCHIUMA ALLA CELLA

Assumo che  $P \propto F$  e  $E_{cella} \propto E_{schiuma}$  perché sono in campo elastico

$E_o^* \propto \frac{P}{A E^*} \propto \frac{G}{E_{cella}} \Rightarrow$  ho collegato le dimensioni della cella con quelle della sch

$G \propto \frac{F}{l^2}$

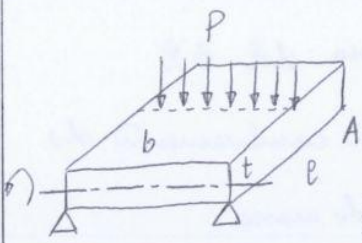
### 2° CAMBIO DALLA CELLA ALLO STRUT

$E_{cella} \propto E_s$

### 3° CAMBIO DALLA SCHIUMA ALLO STRUT

$E_o^* \propto \frac{F}{l^2} \cdot \frac{1}{E_s}$

$\delta \propto \frac{Fl^3}{E_s t^4}$



Per il materiale si considerano o la rigidezza flessionale o la resistenza a snervamento

$$J = \frac{1}{12} b t^3 \quad \left. \begin{matrix} B_1 \\ B_2 \end{matrix} \right\} \text{costanti}$$

$y = t/2 =$  distanza dell'asse neutro della fibra più tesa

$B_1 =$  costante di deflessione elastica; nella flessione a 3 punti  $B_1 = 48$   
 $B_2 =$  costante per deflessione a snervamento  $B_2 = 4$

$\sigma = \frac{P l^3}{B_1 E J}$  In questo caso  $\sigma$  non è più una caratteristica geometrica perché dipende dal modulo elastico del materiale

**Caratteristiche del materiale**

$E, \rho, m = \rho b t l, \sigma_{ys}$

$S = \frac{P}{\sigma} \Rightarrow$  Rigidezza flessionale; essa dovrà essere maggiore di un certo valore  $S_{min}$  per rispettare i requisiti di progetto. Per la progettazione a snervamento la una tensione dovrà essere maggiore di una certa  $\gamma_{mn}$

$S = \frac{P}{\sigma} = \frac{\rho}{\rho l^3} \cdot B_1 E J = \frac{1}{12} \frac{b t^3}{l^3} B_1 E \geq S_{min}$

$S =$  rigidezza flessionale  
 $\gamma =$  carico di snervamento

$m = \rho b t l \quad \sigma = \frac{\rho l^3}{B_1 E J}$

**PROGETTAZIONE ALLE CONDIZIONI LIMITE ( $S_{min}$ )**

$t = l \left[ \frac{12 S_{min}}{B_1 E b} \right]^{1/3} \quad m = \rho b l^2 \left[ \frac{12 S_{min}}{B_1 E b} \right]^{1/3}$

Possiamo cambiare densità e modulo elastico in funzione del materiale

$m = \left[ \frac{12 S_{min} b^2}{B_1} \right]^{1/3} l^2 \frac{\rho}{\sqrt[3]{E}} \quad \frac{m^*}{m_s} = \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right) \left( \frac{E^*}{E_s} \right)^{-1/3}$

Costanti

Uso la legge di scala e Attergo  $\frac{m^*}{m_s} = \frac{\rho^*}{\rho_s} \left[ K_{El, OPEN} \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^2 \right]^{-1/3} = \frac{1}{(K_{El, OPEN})^{1/3}} \cdot \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{1/3}$

Esempio: considerando una  $K_{El, OPEN} \approx 1$  e una densità relativa  $\frac{\rho^*}{\rho_s} = 0,2$  Attergo un rapporto tra le masse  $\frac{m^*}{m_s} \approx 0,8$  (Caso di onegata rigidezza flessionale)

**PROGETTAZIONE A SNERVAMENTO**

$\gamma = \frac{B_2 \sigma_{ys} J}{b l t} =$  forza di snervamento del pannello con  $J = \frac{1}{12} b t^3$

Anche in questo caso per evitare lo snervamento dovrà avere una  $\gamma_{mn}$

$\gamma_{mn} = \frac{B_2 \sigma_{ys} \frac{1}{12} b t^3}{b l t} \Rightarrow t = \left( \frac{12 \gamma_{mn} l}{B_2 \sigma_{ys}} \right)^{1/2}$

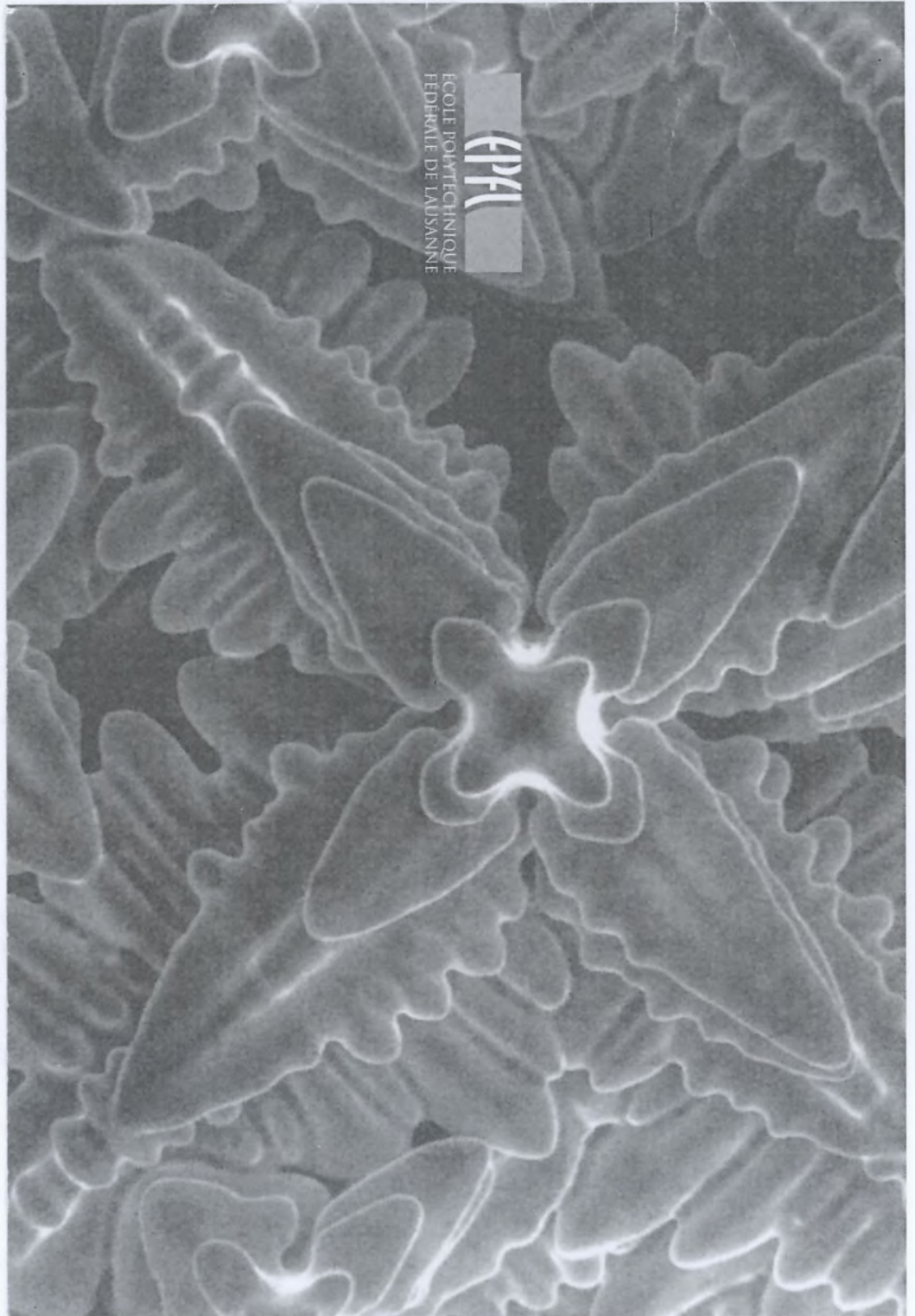
$m = \rho b l t = \rho b l \left( \frac{12 \gamma_{mn} l}{B_2 \sigma_{ys}} \right)^{1/2} = \frac{\rho}{\sqrt{\sigma_{ys}}} \left( \frac{12 \gamma_{mn} b^2 l^3}{B_2} \right)^{1/2}$

anche se cambio materiale questo non cambia perché suo è dato di progetto

$\frac{m^*}{m_s} = \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right) \left( \frac{\sigma_{PL}^*}{\sigma_{ys}} \right)^{-1/2} = \frac{1}{\sqrt{K_{PL, OPEN}}} \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{-3/4} \Rightarrow \frac{m^*}{m_s} = \frac{1}{\sqrt{K_{PL, OPEN}}} \left( \frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{1/4}$

risparmio di massa Attergo utilizzando un pannello al posto del solido usualitico

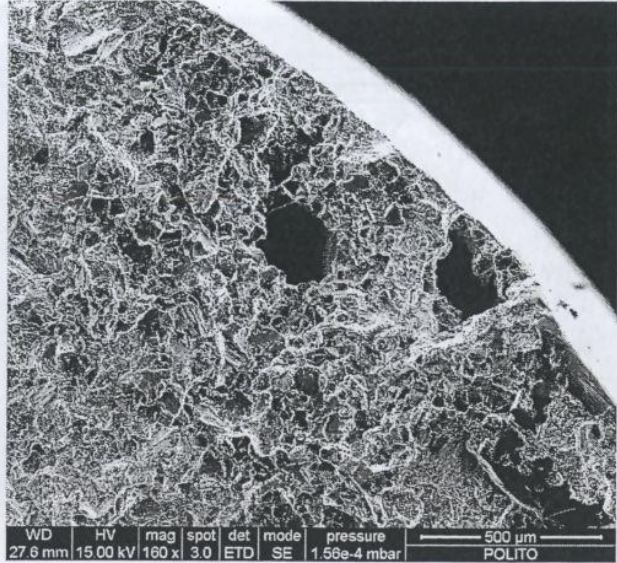
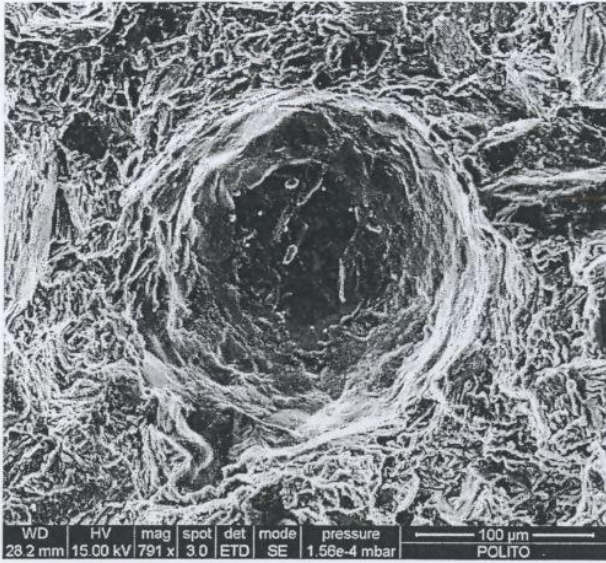
Devoluto a microscopio



semisolid casting da appunti (% solido)

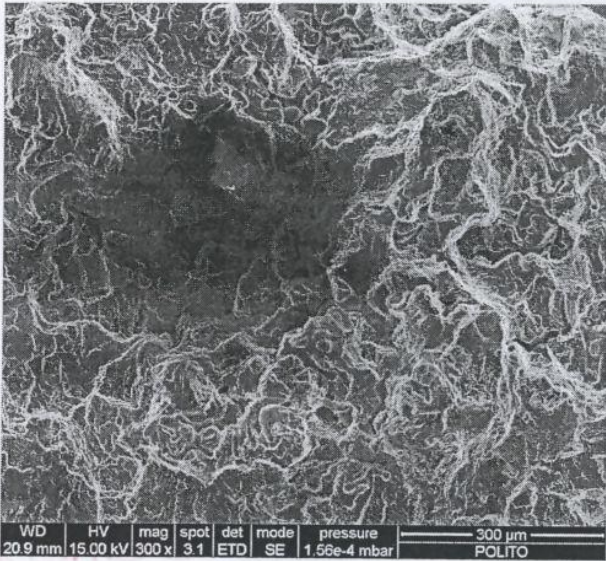
- 2° grafico pag 6
- grafico si sbleda dopo pag 6 (secondo parte)
- p 11 discorso sulla formula di Werthel
- p 14 deformazione di separazione, allungamento puro o secondo
- p 15 hot form e fragilità del metallo molto
- p 26 parte su altri difetti
- solidificazione alternante
- p 19 preparazione fluido colate semisolidi, rheocasting, thixocasting

Idrogeno si scioglie nel liquido e al solidificare del metallo l'idrogeno non è più solubile. Proprietà de idrogeno ≠ porosità de idrogeno. A sinistra e a destra si hanno delle celle de idrogeno. A destra non si ha una forma perfettamente sferica poiché l'idrogeno può uscire fuori tra gli spazi interdendritici. L'idrogeno deriva dall'umidità dell'aria o dall'umidità della scoria.



dall'umidità della scoria

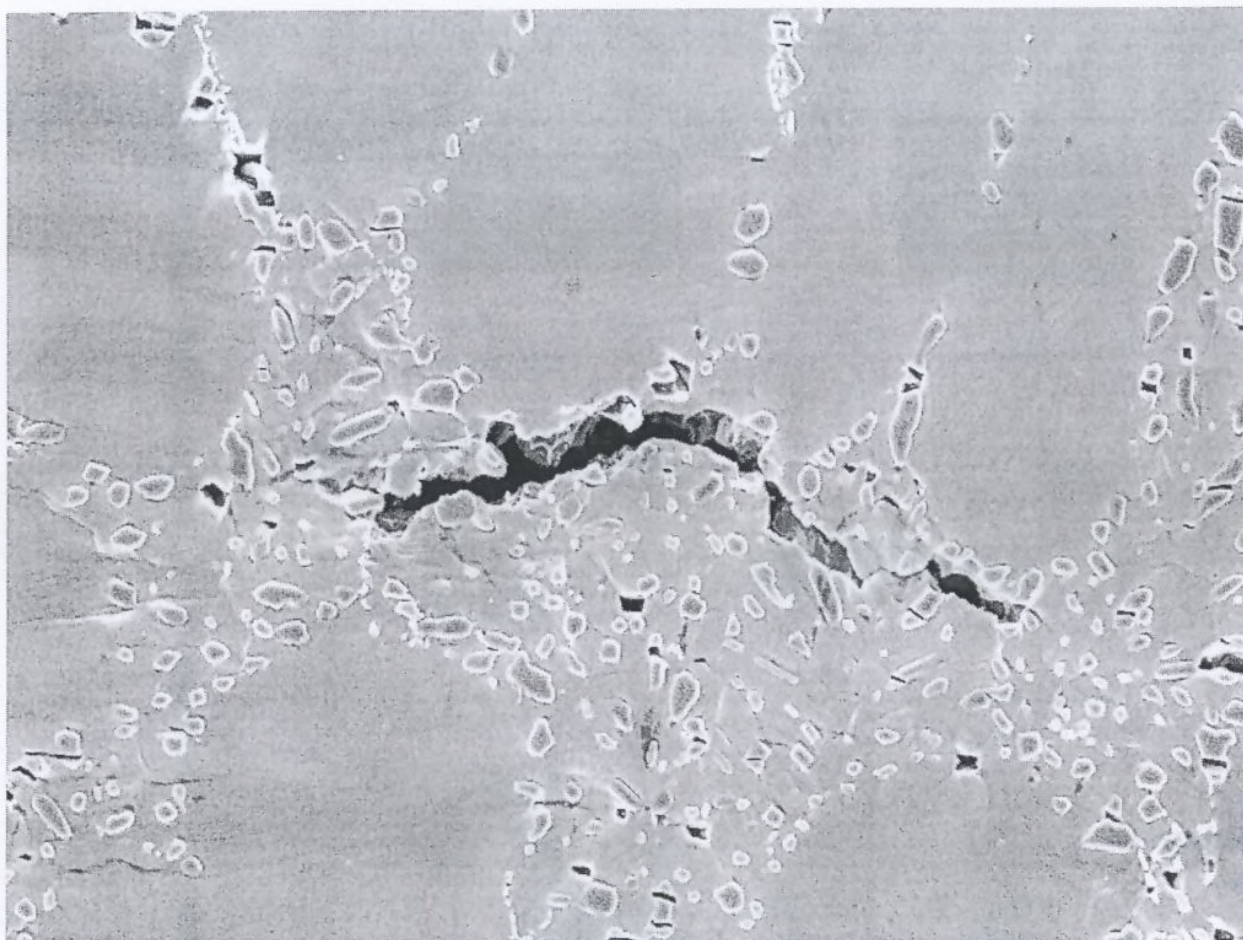
Porosità derivante dall'idrogeno



Previsione da un sovrappioppo a caldo

SCHEDA

2



SCHEDA

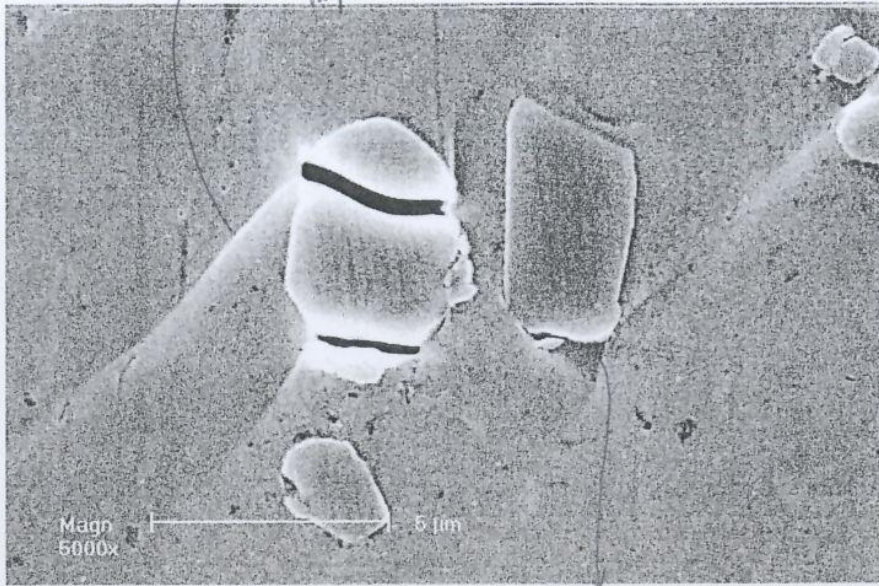
4

Prova in situ: faccio una prova con la lente del microscopio

Bande di dislocazioni che ripartono sulla particella

SVILUPPO DEL DANNO MICROSTRUTTURALE IN TRAZIONE DI UNA LEGA BIFASICA Al-Si

Le ceramiche si deformano solo in maniera elastica; non esiste la plasticità

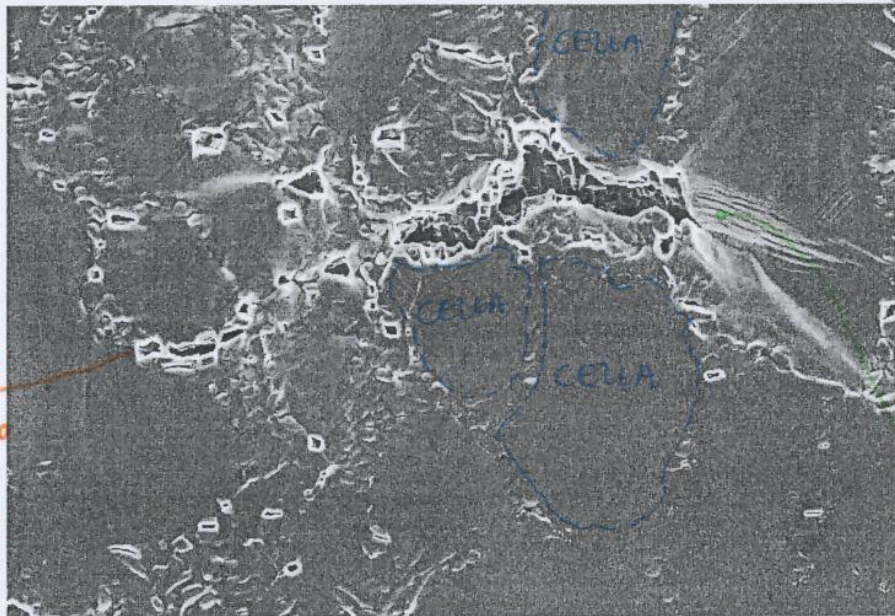


Prima della rottura le dislocazioni migrano fino ad accumularsi lungo una certa linea. Gli atomi sono legati da legami covalenti ⇒ le dislocazioni non riescono a superare la dislocazione porta a stress di tipo elastico ⇒ si accumulano ⇒ la particella si spacca perché le tensioni raggiungono valori di 1000 MPa; la frattura è fragile

DECOESIONE INTERFACCIALE

CRACKA DI ALCUNE DECINE DI μm

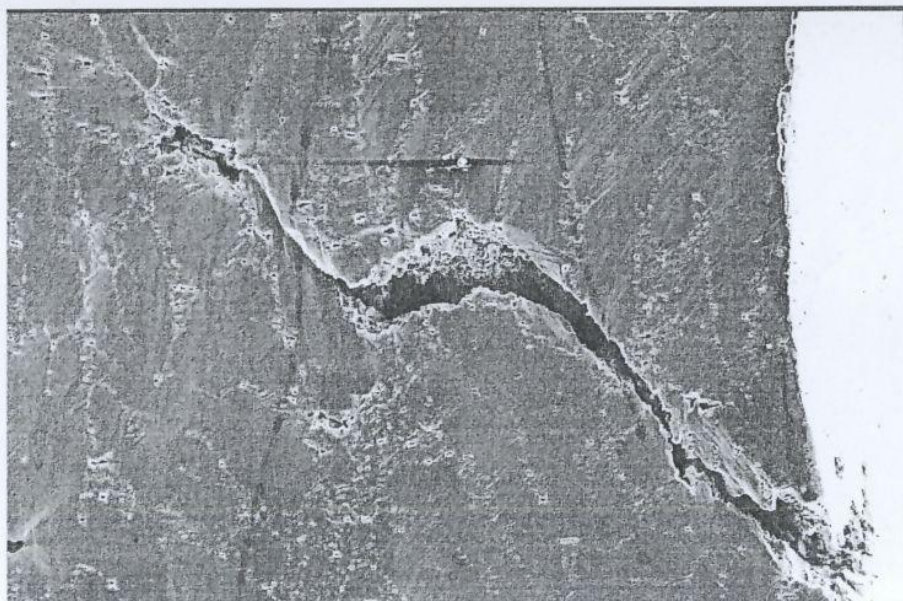
INCIPIENTE PROPAGAZIONE DELLA CRACKA LUNGO IL BANDO DELLA CELLA



STADIO SUCCESSIVO DEL DANNEGGIAMENTO ⇒ le fratture si sono collegate tra loro e hanno formato una cracka

DEFORMAZIONE PLASTICA

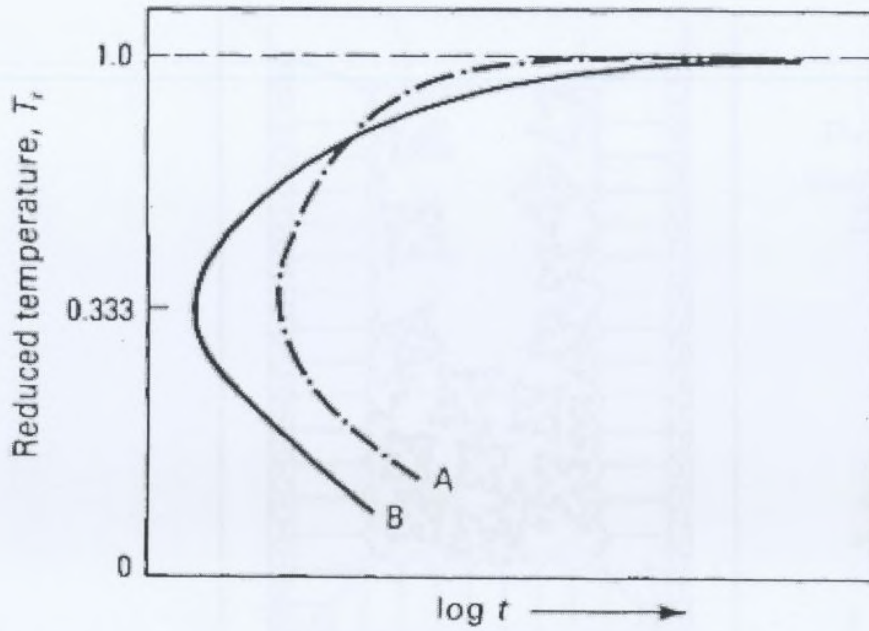
SCHEDA 6



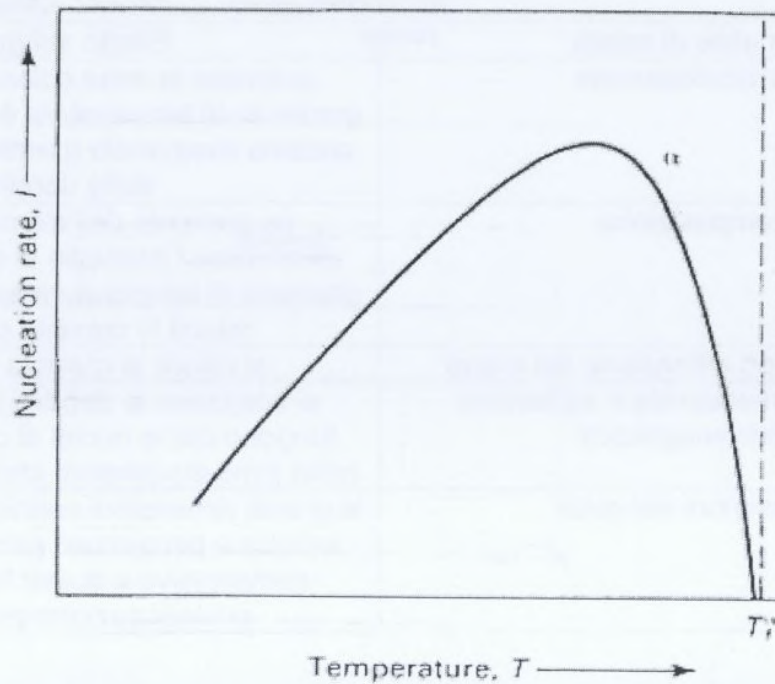
Stato di incipiente rottura

5 MACROCRACK (dell'ordine di 1mm)





Curve di nucleazione dei cristalli (nucleazione omogenea in curva continua, nucleazione eterogenea in curva tratteggiata). In ordinate vi è la temperatura ridotta  $T_r = T/T_s$ , dove  $T_s$  è la temperatura di solidificazione.



Curva della velocità di nucleazione eterogenea al di sotto della temperatura di fusione  $T_s$ .

SCHEDA

8

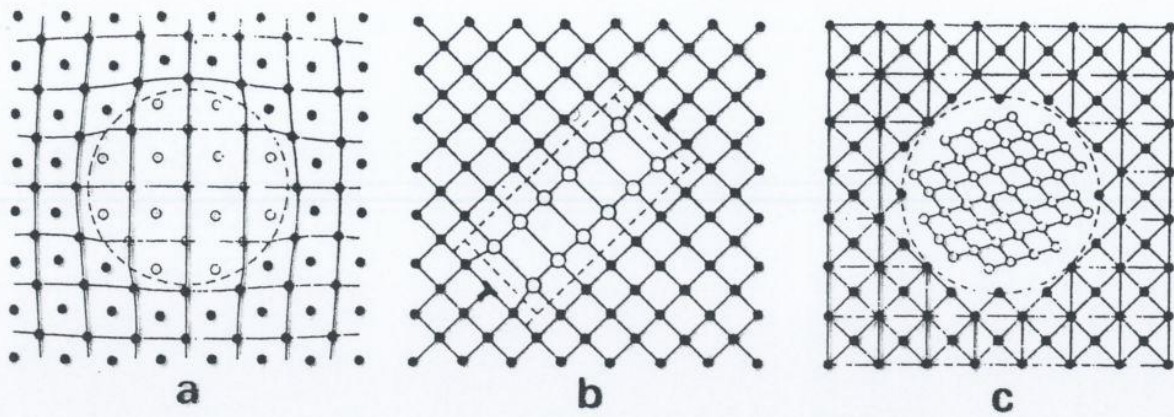


Fig. 2. Coherency of a precipitate: (a) quasi-coherent or coherent with positive misfit; (b) semi-coherent; (c) non-coherent. (From MARTIN [1980]).

### $\tau$ CRITICA PER IL TAGLIO DEI PRECIPITATI

$$\tau_c = \alpha \cdot \gamma_{apb}^{\frac{3}{2}} \cdot f^{\frac{1}{3}} \cdot r^{\frac{1}{2}}$$

### $\tau$ CRITICA PER L'AGGIRAMENTO DEI PRECIPITATI

$$\tau_c = \beta \cdot \frac{2G \cdot b}{r}$$

SCHEDA

10

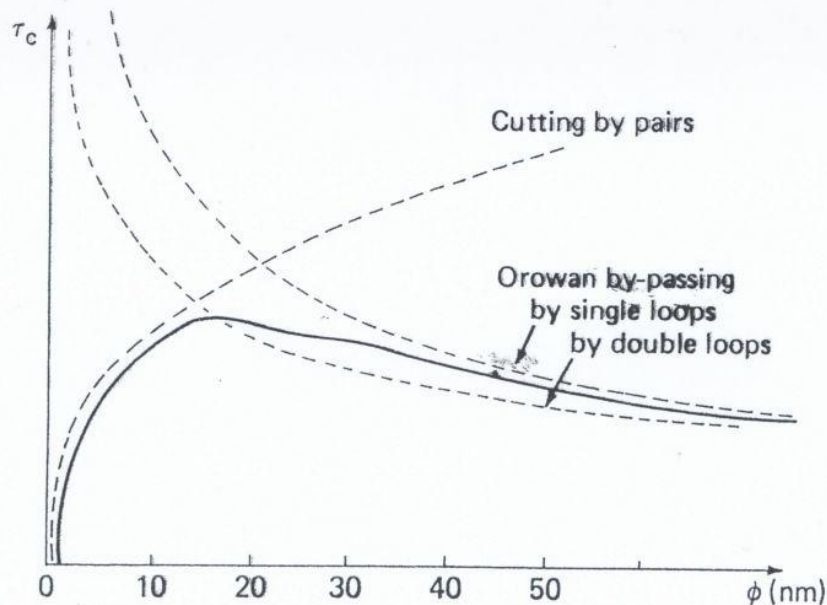


Fig. 39. Schematic representation of the transition from cutting to by-passing of ordered precipitates as a function of particle diameter  $\phi$ . The solid line is a schematic experimental curve. (After STOLOFF [1972].)

*campi sul Reno*

### Composizione chimica di leghe primarie Rheinfelden

lega	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Sr	altri
Silafont-13 non standard	12	0,15	0,02	0,05	0,05	0,07	0,15	0,02	0,2
Castasil-37 non standard	9,5	0,15	0,05	0,5 (1)	0,06	0,07	0,15	0,025	Mo0,3, Zr0,3 (2)
Magsimal-59 equivalente EN 51100	2,2	0,2	0,05	0,65 (1)	5-6	0,07	0,2	-	Be0,004 (3)

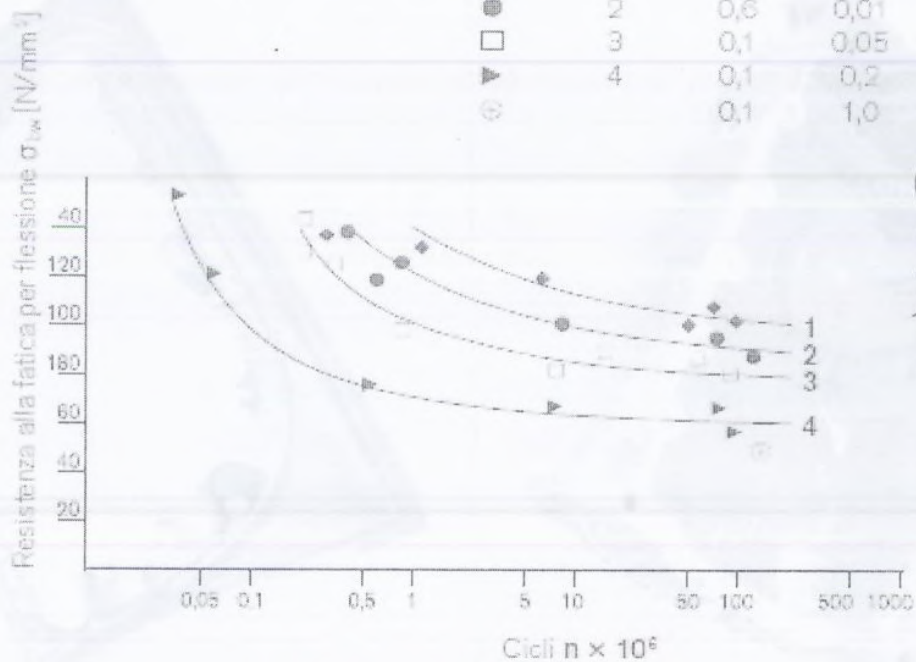
1. rafforzante per dispersione di  $Al_6Mn$
2. rafforzanti per dispersione di  $Al_3Zr$  e  $Al_3Mo$
3. elimina il Fe come inclusione globulare  $Al_4Be_5Fe_2$

### Caratteristiche meccaniche tipiche di leghe primarie Rheinfelden

lega	stato di fornitura	$R_{0,2}$ [MPa]	R [MPa]	A%	resistenza a fatica a $10^7$ cicli
Silafont-13	sabbia F	100	180	10	60
	conchiglia F	120	200	12	80
Castasil-37	pressocolata F	130	280	12	90
Magsimal-59	pressocolata F	190	320	13	80
AISI9Cu3(Fe)~A380	pressocolata F	140	240	2	60

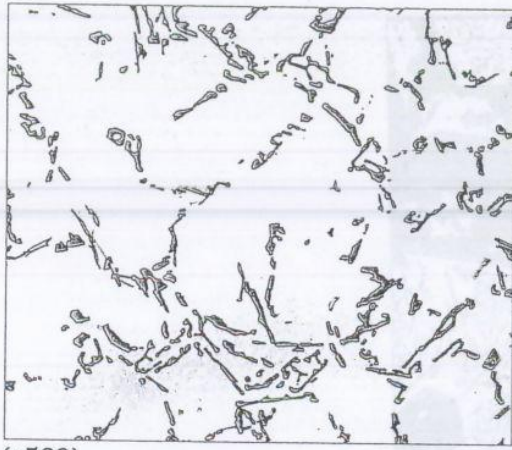
*SCHEDA 12*

Simbolo	Curva	Fe[%]	Cu[%]
◆	1	0,1	0,01
●	2	0,6	0,01
□	3	0,1	0,05
▼	4	0,1	0,2
⊙		0,1	1,0

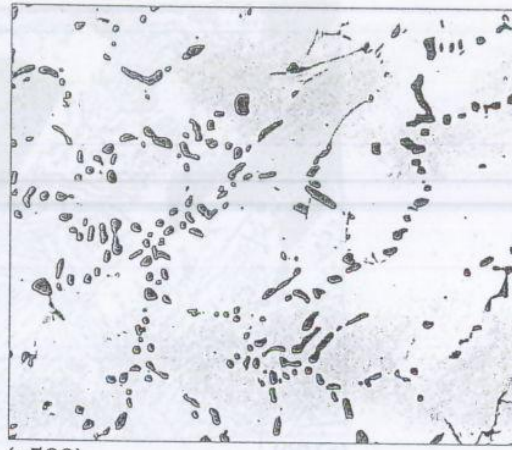


*Per Fe bano 2) alla curva di resistenza a trazione*

*SCHEDA 12*



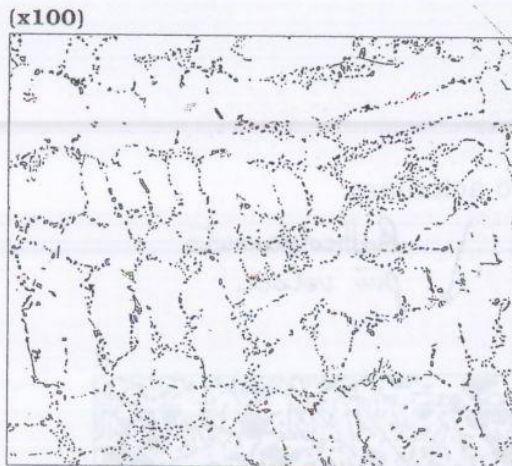
(x500)



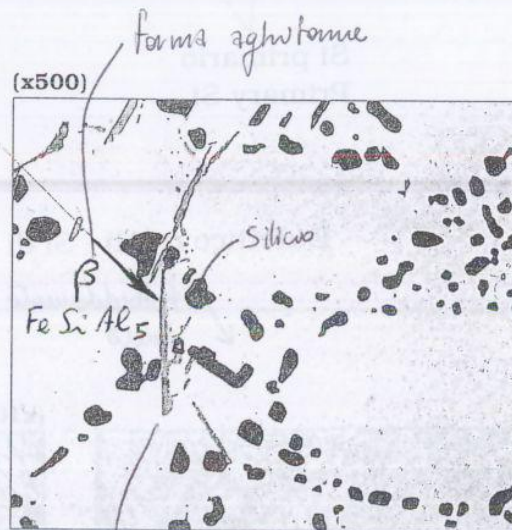
(x500)



bracci delle dendrite di fase  $\alpha$  in serbatoio



(x100)

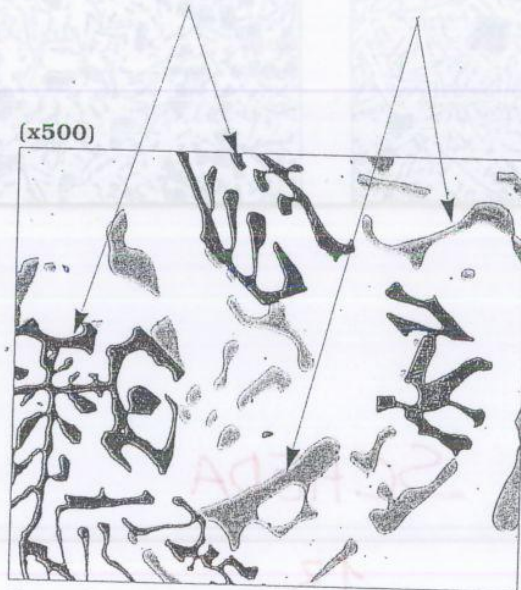


(x500)

con aggiunta di manganese ottenuto  $\alpha$  (Al Fe Mn Si)

frappositi e crescita veloce Si

$FeSiAl_5 + Mn$   
 $\alpha - (AlFeMnSi)$



(x500)

SCHEDA  
14

## COMPOSIZIONE CHIMICA ED APPLICAZIONI DI LEGHE DA GETTO DI ALLUMINIO SELEZIONATE

A.A.	processo	Si	Fe max	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn max	Ti	altro
201.0	sabbia e conchiglia	0,1	0,15	4,5	0,4	0,4	-	-	-	0,25	Ag 0,7
impieghi	elementi strutturali, alloggiamenti pressurizzati aeronautici, scatole d'ingranaggi e alberi aeronautici, teste cilindri motori, giranti di compressori e tutti i casi dove è richiesta grande resistenza										
242.0	sabbia e conchiglia	0,7	1	4	0,35	0,25	0,25	2	0,35	0,35	-
impieghi	pistoncini, teste cilindri, e tutti i casi dove è richiesta resistenza ad alta temperatura										
319.0	sabbia e conchiglia	6	1	3,5	0,5	0,1	-	0,35	1	0,25	-
impieghi	teste cilindri, basamento motore, è molto versatile perchè ha caratteristiche medie ed è facilmente colabile										
A332.0	conchiglia	12	1	1	0,35	1		2	0,35	0,25	-
impieghi	pistoncini, pulegge, tutti gli usi dove sono richiesti elevata resistenza ad usura, basso coefficiente di dilatazione termica, resistenza ad alta temperatura										
355.0	sabbia e conchiglia	5	0,6	1,3	0,5	0,5	0,24	-	0,35	0,25	-
impieghi	corpi di pompe di combustibile, carcasse di surriscaldatori aeronautici, pistoncini per compressori ad aria, teste cilindri raffreddate ad acqua, basamento motore, e tutti i casi dove è richiesta resistenza, facile colabilità e tenuta a pressione										
A356.0	sabbia e conchiglia	7	0,2	0,2	0,1	0,3			0,1	0,25	-
impieghi	parti di pompe aeronautiche, scatole ingranaggi e trasmissione, supporti motore, alternatore e ausiliari, elementi strutturali aeronautici, blocchi cilindro raffreddati ad acqua, tutti gli usi dove è richiesta la migliore combinazione di proprietà possibile, esclusa la resistenza a caldo										
A357.0	sabbia e conchiglia	7	0,15	0,05	0,03	0,55			0,05	0,25	-
impieghi	componenti strutturali aeronautici, supporti, e tutti gli usi dove è richiesta la migliore combinazione di proprietà possibile con particolare riguardo alla resistenza, esclusa quella a caldo										
360.0	pressocolata	9,5	2	0,6	0,35	0,5		0,5	0,5		-
impieghi	lega di uso generale dove è richiesta grande colabilità, tipicamente carcasse e contenitori di strumentazione										

SCHEDA 16

Uso del magnesio in campo automobilistico

componente	già installato	corto termine <5 anni	medio termine >5 anni	lungo termine >10 anni
scatola frizione	X	-	-	-
collettore di alimentazione	X	-	-	-
copertura cilindri	X	-	-	-
basamento motore	-	-	X	-
pompa olio	-	X	-	-
volante	X	-	-	-
sedile	-	X	-	-
portello posteriore	X	-	-	-
parte interna di porte	-	X	-	-
cruscotto	-	X	-	-
ruote	-	-	-	X
braccetti di sospensione	-	-	-	X

richiedono caratteristiche meccaniche elevate per resistere a fatica

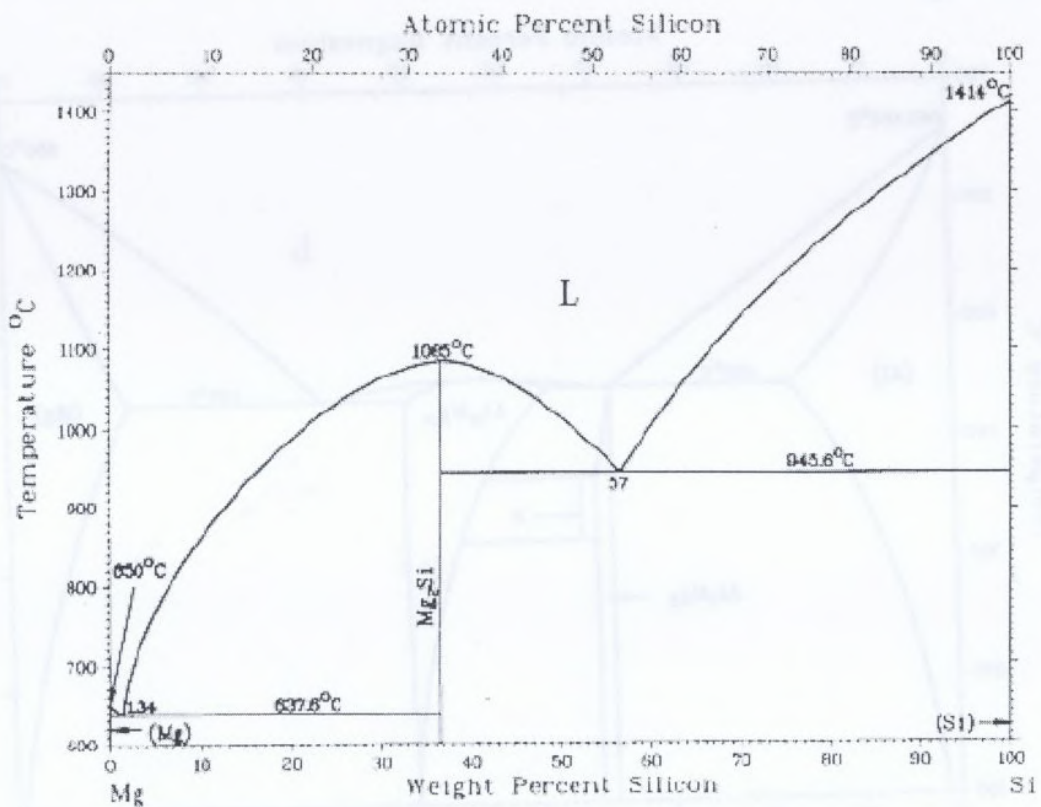
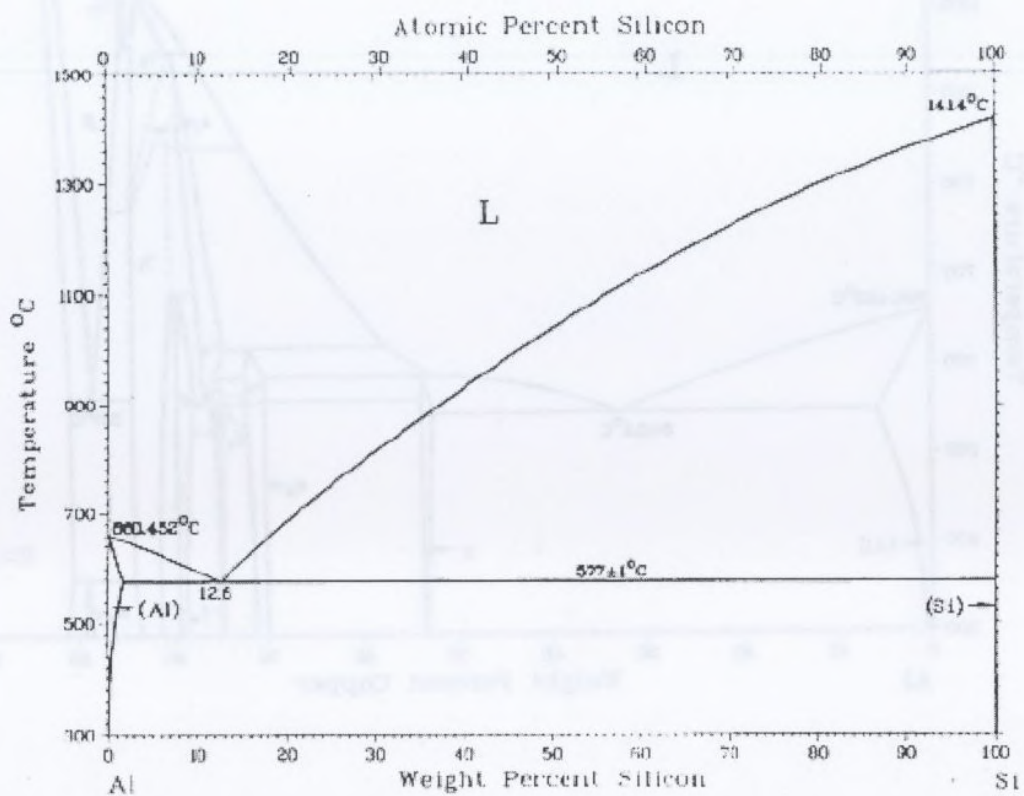
Caratteristiche generali

	Struttura	Massa atomica [amu]	Densità [kg/m <sup>3</sup> ]	Modulo Young [GPa]	T <sub>fus</sub> [°C]	Q <sub>fus</sub> [kJ/mol]	Conducibilità termica [W/mK]	Coefficiente dilatazione termica [10 <sup>-6</sup> °C <sup>-1</sup> ]
Mg	EX	24	1740	45	650	9	150	26
Al	CFC	27	2700	70	660	11	237	25
Zn	EX	65	7140	108	420	7	116	30
Mn	Complex CCC	55	7200	198	1245	14,5	8	23
Li	CCC	7	530 ± 0,5 g/cm <sup>3</sup>	5	181	3	85	46
Cu	CFC	64	8940	120	1083	13	401	16,5
Si	Tipo Diamante	28	2320	185	1410	46,5	149	7,5
Zr	EX	91	6490	88	1852	20,5	23	6
Ag	CFC	108	10500	83	961	12	429	20
Y	EX	89	4470	64	1526	11	17	10,5
Nd	EX	144	7000	41	1024	7	16,5	9,5
Ce	CFC	140	6760	34	799	5,5	11,5	6,5

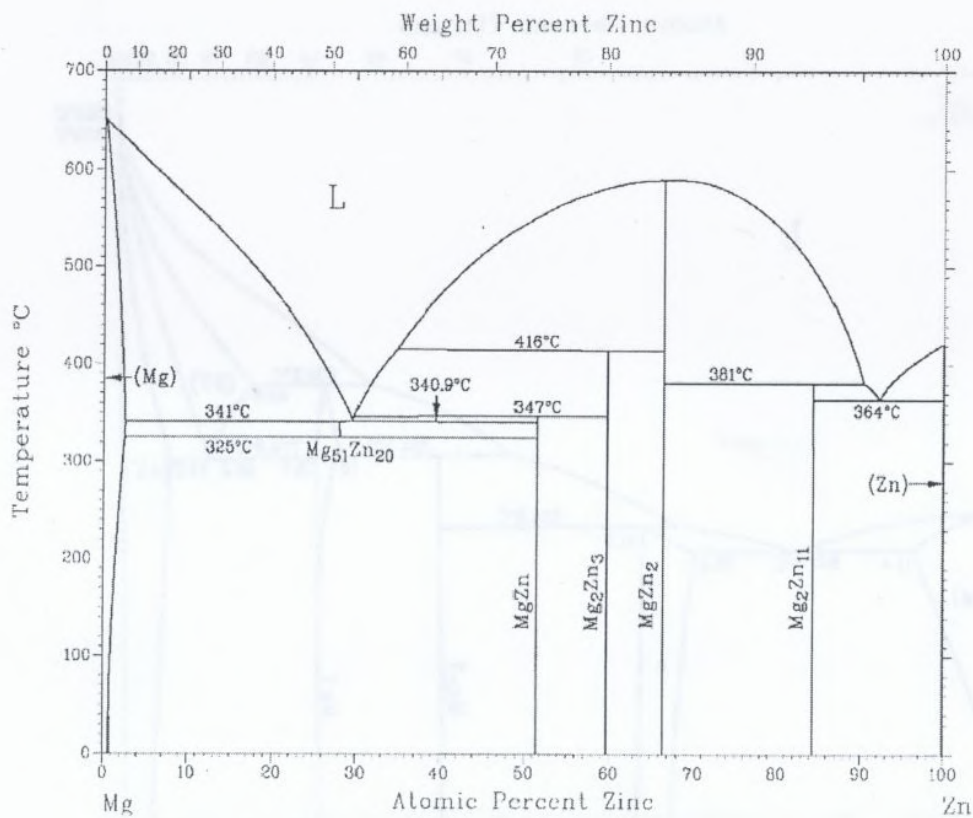
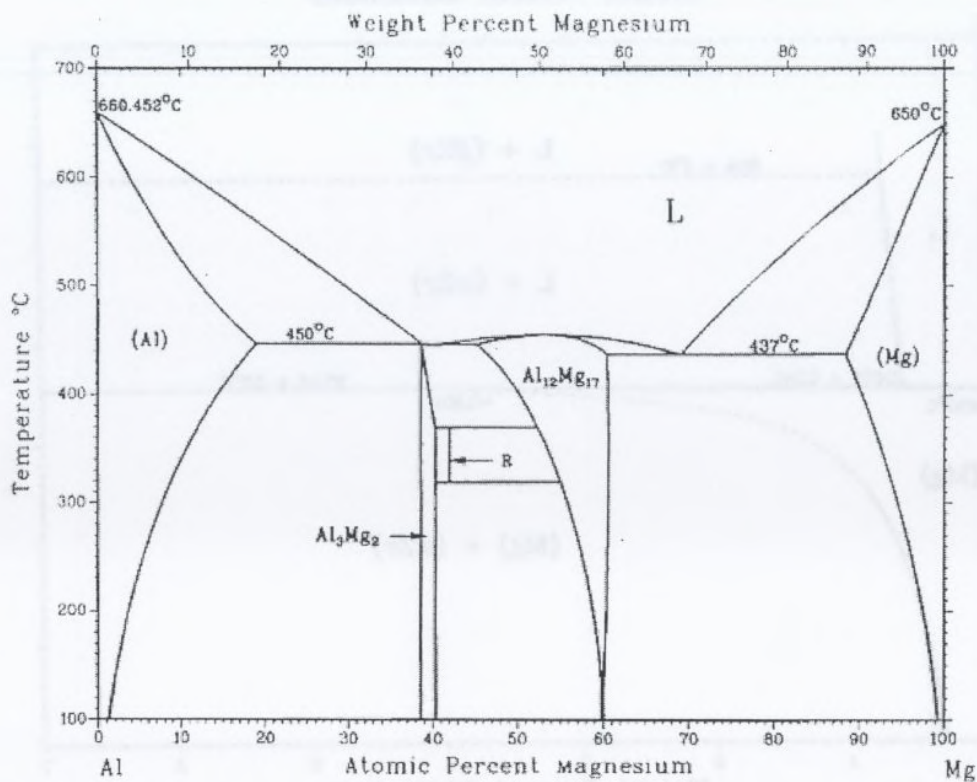
SOLIDO  
PIÙ  
ELEGANTE  
ESISTENTE  
IN  
MATERIA

litio  
Noduloso  
cerco

SCHEDA 18

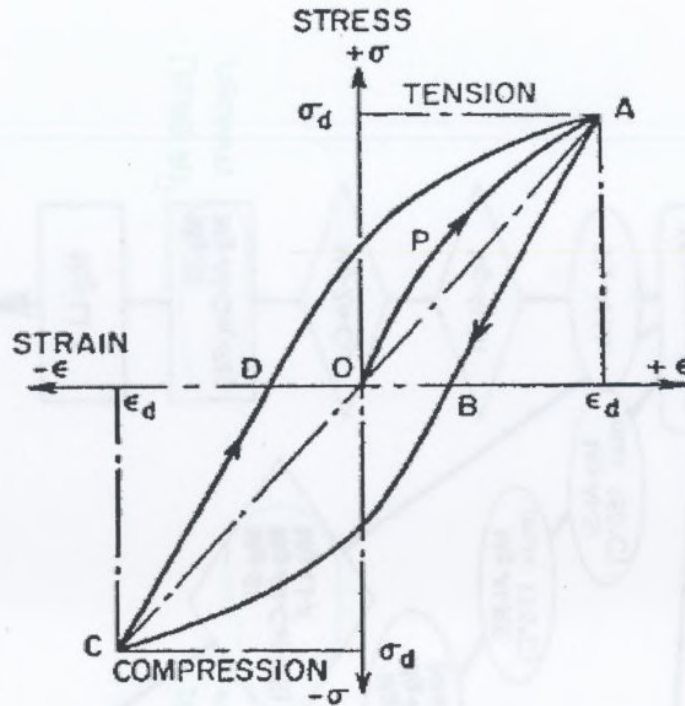


SCHEDA 20



SCHEDA 22





Capacità specifica di smorzamento meccanico di leghe di Mg

Legha	Stato di trattamento termico	Capacità % con ampiezza 14 MPa	Capacità % con ampiezza 35 MPa
Al-Mg AM60	F	13	52
Al-Si AS21	F	33	60
AS41	F	13	44
AZ91	F	5	29
EZ33	T5	5	22
ZE41	T5	2	2
Al356 $R_m \approx 240MPa$	T6	0,5	1,2
Ghisa grigia	F	5	17

Maggiore resistenza  
 ⇒ minore capacità di smorzamento

Ghisa lamellare

Lavorabilità di diversi materiali data come energia di taglio [kW/ms] (hd in dispendio di

Leghe metalliche	Tornitura	Foratura	Fresatura
Mg	2	2	2
Al	3	2	4
Cu	10	8	10
Ti	15	14	14
Acciaio dolce	30	25	24
Ghisa grigia	13	15	11
Inox 304	16	14	18

Costo non basso perché le cellule hanno un grande potere di integrazione (integrated systems)

Ad un numero storico il materiale plastico

SCHEDA  
24

Lavorabilità: è l'inverso di questo indice

Più è grande più il pezzo è lavorabile

EFFETTO DEGLI ELEMENTI LEGANTI

elemento	colabilità	tendenza a dare difetti	effetto sulla metallurgia fisica	proprietà meccaniche	resistenza a corrosione
Ag	-	-	-	resistenza a T elevate e creep con terre rare	sfavorevole
Al	migliorativo	microporosità	indurimento per soluzione solida e precipitazione a T < 120°C	- <i>fase dispersione ma più per soluzione solida</i>	-
Ca	-	-	affinamento grano	resistenza a creep	sfavorevole
Cu	migliorativo	-	-	-	molto sfavorevole
Fe	protegge Mg da reazione con crogiolo	-	-	-	molto sfavorevole
Li	evaporazione e incendio, necessari forni protetti <i>BRUCIA ED ESPLODE FACILMENTE</i>	-	1) indurimento soluzione solida 2) abbassa densità	aumenta duttilità <i>(è solubile)</i>	fortemente sfavorevole necessario strato ricoprente contro umidità
Mn	controlla Fe con precipitazione composti Fe-Mn	<i>Si formano composti di Fe-Mn non cattedolici ⇒ annulla l'effetto del Fe</i>	affina precipitati	resistenza creep	favorevole perchè abbassa Fe
terre rare (Nd, Pr, Ce, La, Gd)	migliorativo <i>Presodanno</i>	riduce microporosità	rafforza per soluzione solida e precipitazione	resistenza a elevata T e creep	favorevole
Si	sfavorevole	-	affina debolmente grano	resistenza creep	sfavorevole
Th	-	elimina microporosità	-	resistenza alte T, duttilità, creep	-
Y	-	-	affina grano	resistenza a elevata T e creep	favorevole
Zn	migliorativo	microporosità <i>fonde a dare strappi a caldo</i>	indurisce per precipitazione	fragilità e strappi a caldo senza Zr	<i>resistenza - INERTE RISPETTO ALLA CORROSIONE</i>
Zr	-	-	affina grano	resistenza a T ambiente poco superiore	-

*Formazione di fasi cattedolici il rame favorisce la corrosione*

*Limita l'effetto negativo al Fe*

*POSITIVE salvo per il costo*

*dato solo per le terre rare*

LEZIONE 3/12/13

SCHEDA 26

Materiale	Spessore	Resistenza a flessione	Rigidezza	massa
<b>a pari spessore</b>				
acciaio 1025 <small>acciaio % carbonio</small>	100	100	100	100
Al 6061-T6 estrusione	100	97	35	35
Mg AZ31 → lega Mg-Al-Zn estrusione	100	47	22	23
<b>a pari resistenza a flessione</b>				
acciaio 1025	100	100	100	100
Al 6061-T6 estrusione	101 <small>scarsa variazione</small>	100	36	35
Mg AZ31 estrusione	106 <small>di spessore</small>	100	27	24
<b>a pari rigidezza</b>				
acciaio 1025	100	100	100	100
Al 6061-T6 estrusione	143	199	100	49
Mg AZ31 estrusione	165	129	100	37
<b>a pari massa</b>				
acciaio 1025	100	100	100	100
Al 6061-T6 estrusione	290	817	841	100
Mg AZ31 estrusione	444	930	1962	100

*scarsa iduzione elastica iduzione*  
*spessore di massa grande pezzo*  
 CONDIZIONI PIÙ INTERESSANTI PER LA PROGETTAZIONE DEI PERI  
*avrei solo un problema di ingombro*

POTENZIALI STANDARD DI RIDUZIONE

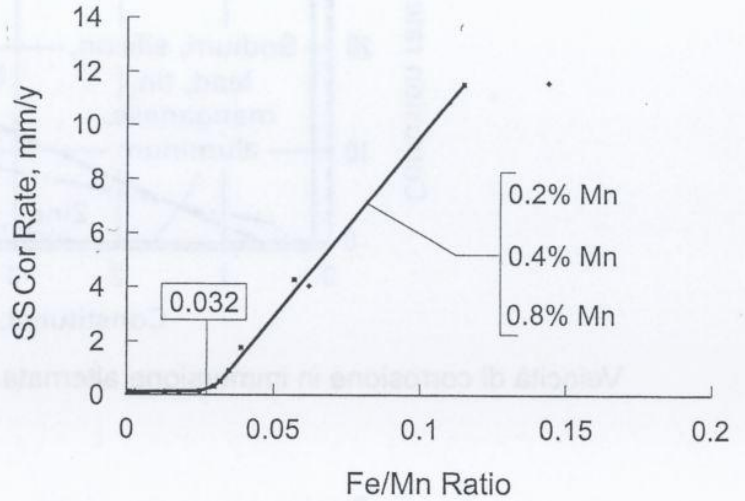
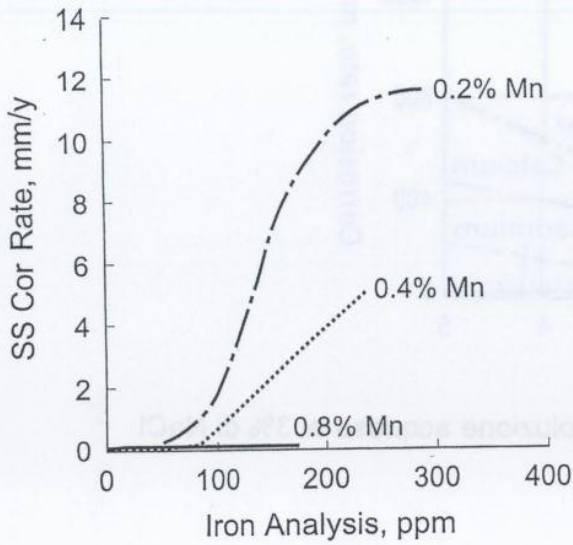
Reazione di riduzione	Potenziale normale di elettrodo E <sub>0</sub> [V]
Li <sup>+</sup> +e <sup>-</sup> →Li	-3,05
Ca <sup>++</sup> +2e <sup>-</sup> →Ca	-2,87
Mg <sup>++</sup> +2e <sup>-</sup> →Mg	-2,37
Al <sup>+++</sup> +3e <sup>-</sup> →Al	-1,66
Ti <sup>+++</sup> +2e <sup>-</sup> →Ti	-1,63
Zn <sup>++</sup> +2e <sup>-</sup> →Zn	-0,76
Cr <sup>+++</sup> +3e <sup>-</sup> →Cr	-0,74
Fe <sup>++</sup> +2e <sup>-</sup> →Fe	-0,44
2H <sup>+</sup> +2e <sup>-</sup> →H <sub>2</sub>	0
Cu <sup>++</sup> +2e <sup>-</sup> →Cu	+0,34
Ag <sup>+</sup> +e <sup>-</sup> →Ag	+0,80
Au <sup>+</sup> +e <sup>-</sup> →Au	+1,68

NON FACILE CORROSIONE IN CONDIZIONI ATM

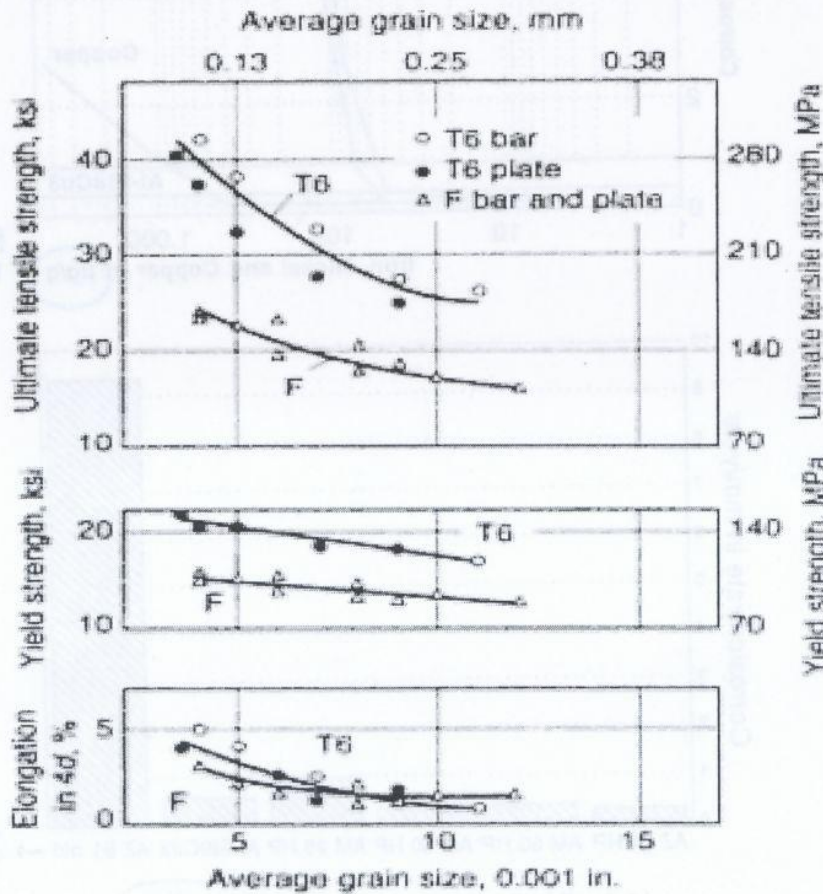
il più corrodibile o più elettroattivo (la conversione di segno è opportuna)  
 TENDONO A RESTARE IN SOLUZIONE  
 → NULLO PER CONVENZIONE  
 TENDONO A RIDURSI (SI DEPOSITANO SUL SOLIDO)

SCHEDA 28

I composti formati da Mn sono catodici. Tuttavia mettendo manganese nei composti questo reagisce nei meno catodici  $\Rightarrow$  previene la corrosione.  
 Dal grafico emerge che ~~al~~ aumentando la % Mn diminuisce il corrosion rate



Effetto del Fe e della combinazione Fe-Mn sulla velocità di corrosione della lega AZ91 in soluzione acquosa al 3% di NaCl



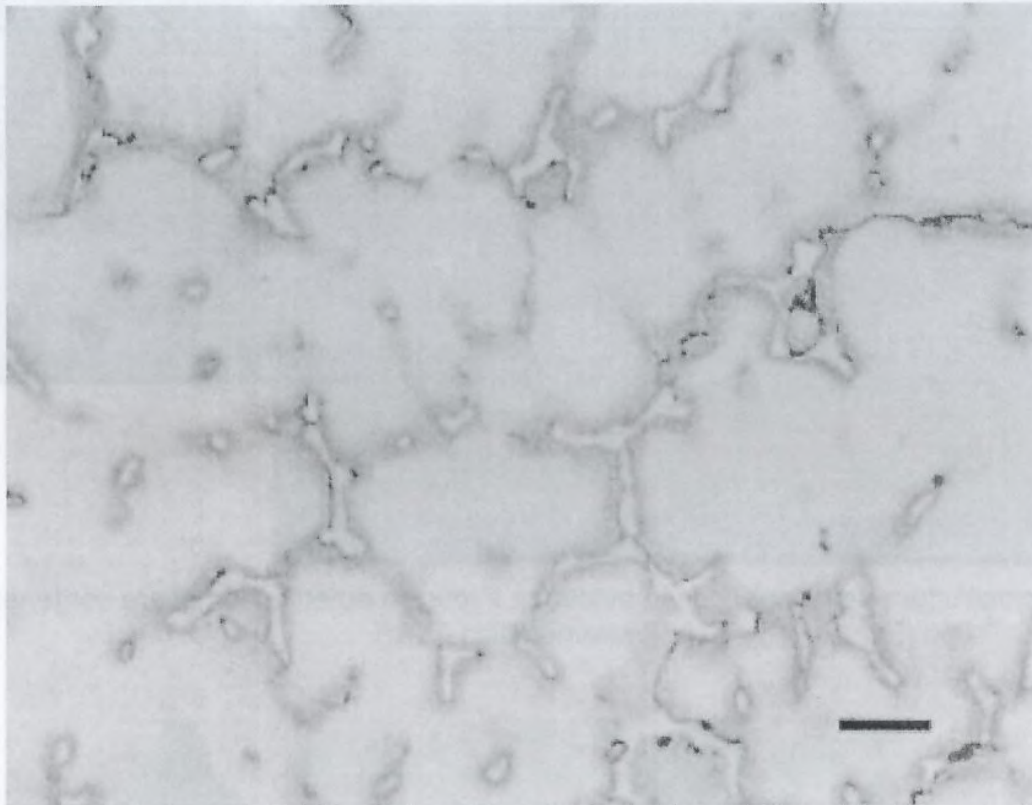
GRANDE PIÙ FINE  
 $\downarrow$   
 MAGGIORE RESISTENZA A TRAZIONE  
 $\downarrow$   
 PICCOLO INCREMENTI DI RESISTENZA A SMENTIAMENTO

SCHEDA

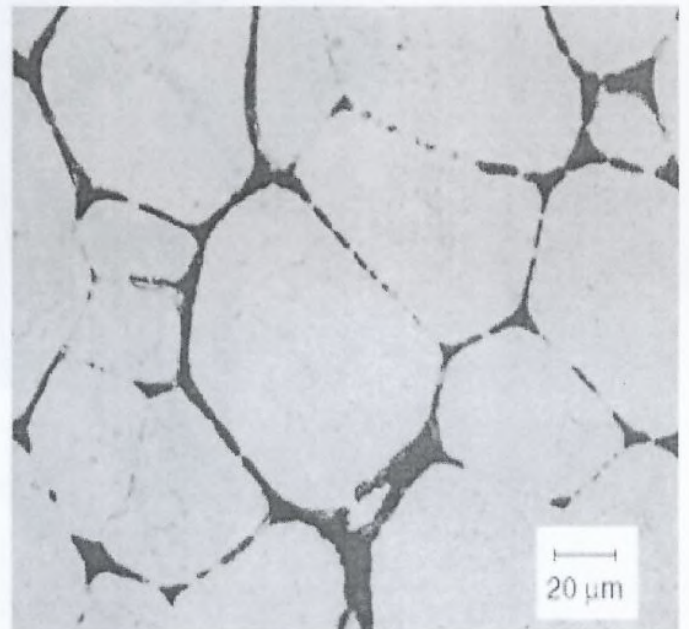
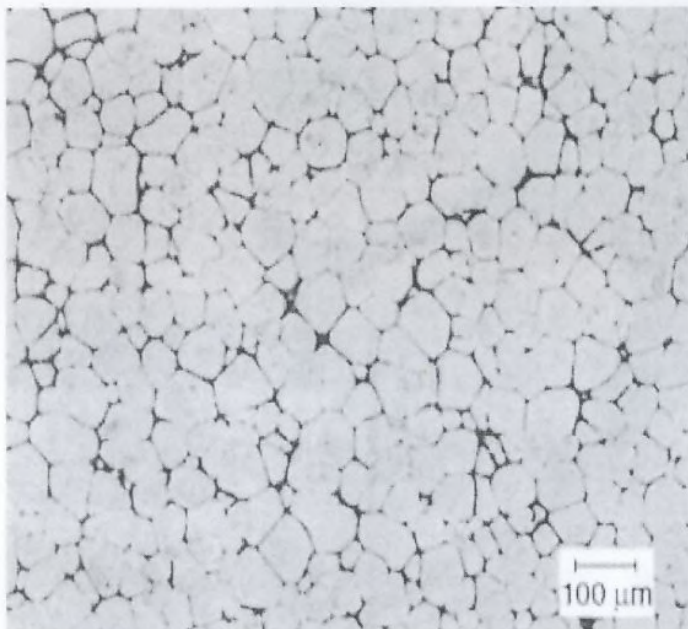
30

Influenza della finezza del grano sulla resistenza della lega AZ91

non è una lega molto pura  $\Rightarrow$  va bene per superelevi dove non ho particolari condizioni di corrosione



Microstruttura della lega AZ91A, con in evidenza il reticolo eutettico del composto Al<sub>12</sub>Mg<sub>17</sub>



Microstruttura della lega EZ33 con in evidenza il reticolo eutettico di composti intermetallici contenenti Al-Nd-Zn (fasi scure in figura)

SCHEDA

32

*Le NE formano dendrite che bloccano lo scorrimento dei grani*

COMPOSIZIONE CHIMICA DI LEGHE DA GETTO DI MAGNESIO (%in massa)

ASTM	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Zr	RE (MM)	RE (Nd)	Altro	Y	Ag
AZ63	6	3	0,3	-	-	-	-	-	-	-	-
AZ91	9,5	0,5	0,3	-	-	-	-	-	-	-	-
AM50	5	-	0,3	-	-	-	-	-	-	-	-
AS41	4	-	0,3	1	-	-	-	-	-	-	-
AE42	4	-	0,3	-	-	-	2	-	-	-	-
AJ62	6	-	0,35	-	-	-	-	-	2 Sr	-	-
AM-SC1	-	0,5	-	-	-	0,5	2,7	-	-	-	-
ZE41	-	4,2	-	-	-	0,7	1,3	-	-	-	-
EZ33	-	2,7	-	-	-	0,7	3,2	-	-	-	-
QE22	-	-	-	-	-	0,7	-	2	-	-	2,4
WE43	-	-	-	-	-	0,5	-	3,3,	-	4	-
EV31	-	0,4	-	-	-	0,6	-	2,9	1,3 Gd	-	-

NON ANCA NEZ151MA

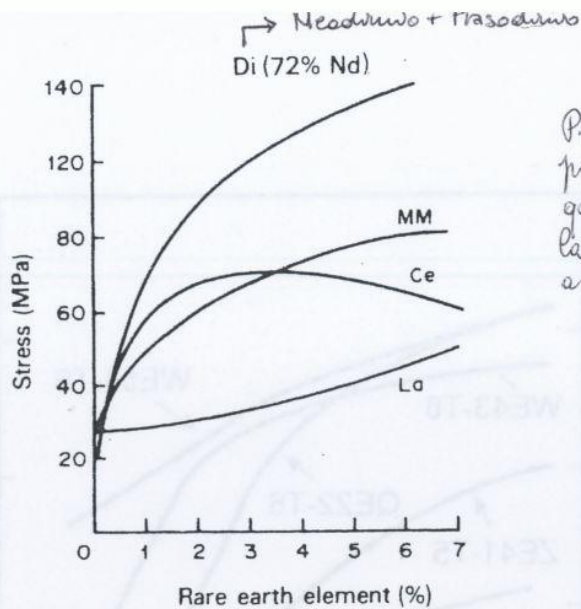
T6 (colata in conduglio con propr. meccaniche elastiche) F/T4 (trattamento per precolata)

CARATTERISTICHE MECCANICHE TIPICHE DI LEGHE DA GETTO DI MAGNESIO

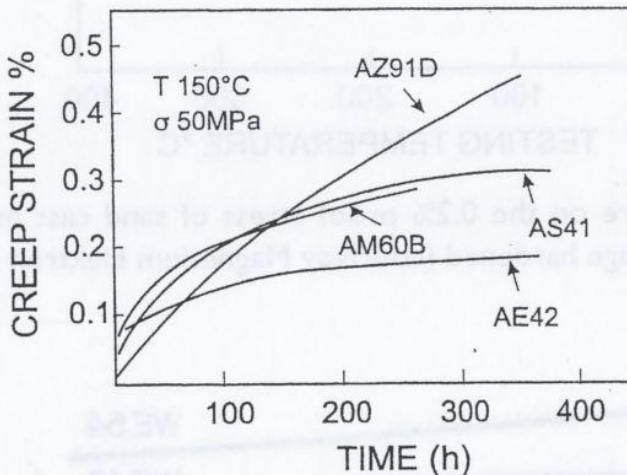
ASTM	T.T.	R <sub>0.2</sub> [MPa]	R [MPa]	A %	Messa in opera	Caratteristiche
AZ63	F/T6	80/110	180/230	5/4	sabbia o pressione	resistente e tenace a T ambiente
AZ91	T4/T6	125/160	185/220	4/6	sabbia o pressione	uso generale
AM50	F	125	230	12	pressione	duttilità a T ambiente
AS41	F	140	240	10	pressione	resistenza a T ambiente e a creep fino a 140°C
AE42	F	145	230	11	pressione	resistenza a creep fino a 165°C
AJ62	F	140	240	7	sabbia e pressione	Resistenza a creep fino a 175°C
AM-SC1	T6	130	205	4	sabbia e conchiglia	Resistenza a creep uguale o migliore della A380 almeno fino a 175°C
ZE41	T5	135	180	2	sabbia	resistente a T ambiente e fino a 150°C, colabilità migliorata
EZ33	T5	100	155	3	conchiglia, saldabile	buona colabilità e resistenza a creep fino a 250°C
QE22	T6	190	240	2	conchiglia, saldabile	alto R <sub>0.2</sub> fino a 250°C
WE43	T6	185	250	7	sabbia, saldabile	resistenza a T ambiente ed elevata, resistenza a corrosione
EV31	T6	170	280	5	sabbia e conchiglia, saldabile, poi ripetere T6	mantiene resistenza fino a 250°C, buona resistenza a creep fino a 200°C

bbona fluidità ⇒ colata a pressione

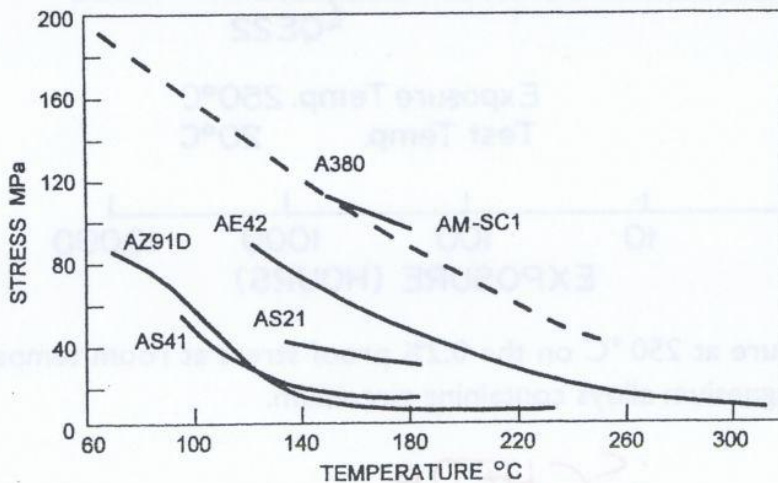
SCHEDA 34



**Fig. 5.17** Effect of various rare earth metals on the stress for 0.5% extension in 100 h at 205 °C. Fully heat-treated Mg-RE alloys (from Leontis, T. E. *TAIMME*, 35, 968, 1949).



**Fig. 5.15** Creep strain versus time for commercial magnesium die casting alloys based on the Mg-Al system. Tests at 150 °C and a stress of 50 MPa (from Han, Q. et al, *Phil. Mag.*, 84, No. 36, 3843, 2004).

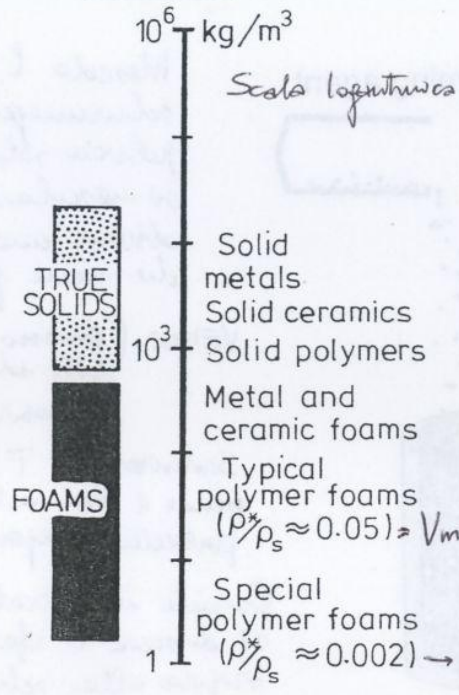


SCHEDA  
36

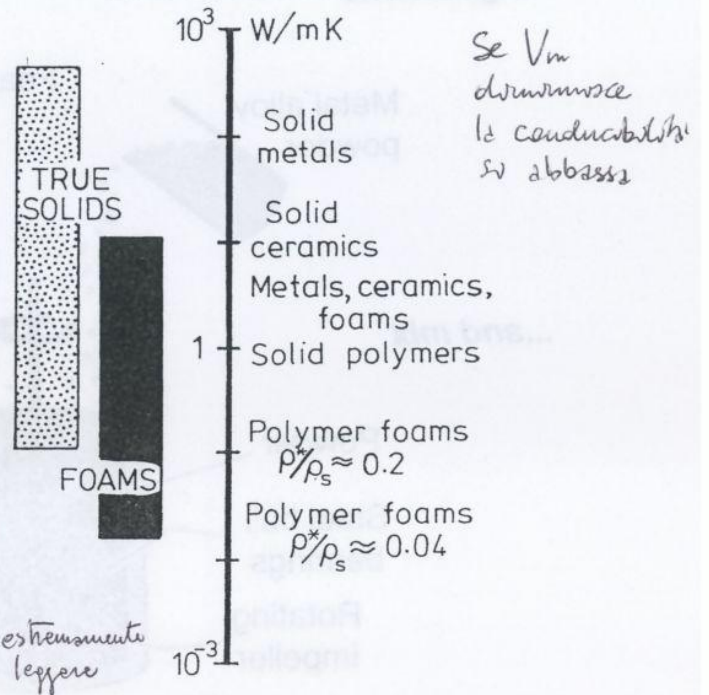
Emerge come AM-SC1

**Fig. 5.16** Stress for 0.1% creep strain in 100 h for commercial magnesium die casting alloys based on the Mg-Al system, the Mg-Zn-RE sand cast alloy designated AMC-SC1, and the aluminium die casting alloy 380 (from Waltrip, J.S., *Proc. 47<sup>th</sup> Ann. World Magnesium Conf.*,

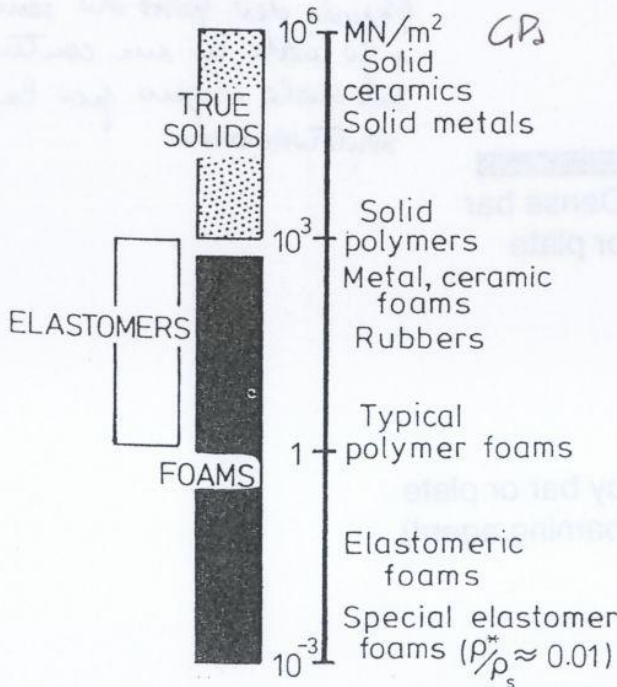
(a) DENSITY



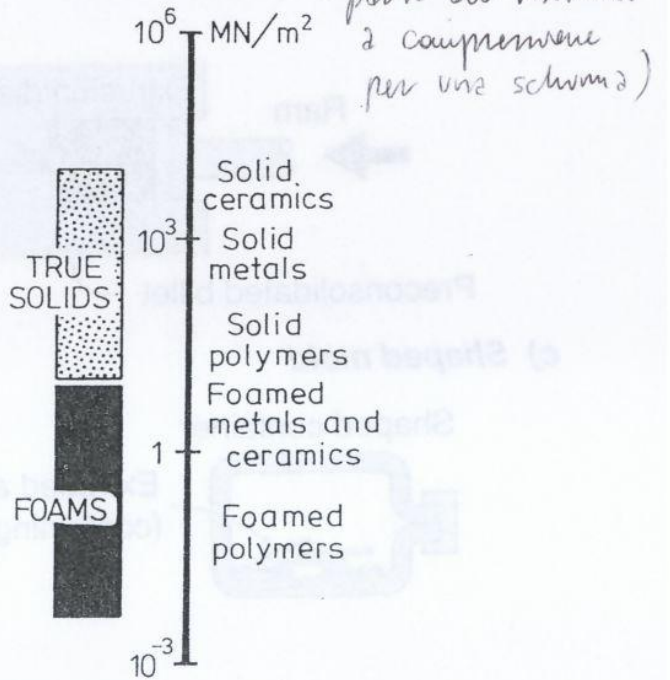
(b) CONDUCTIVITY



(c) YOUNG'S MODULUS



(d) STRENGTH



SCHEDA

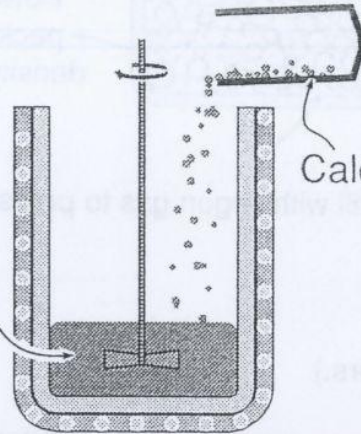
37-2



## PARTICLE DECOMPOSITION IN LIQUID

### a) Viscosity modification

Aluminum alloy  
+ 1-2% Calcium



Calcium

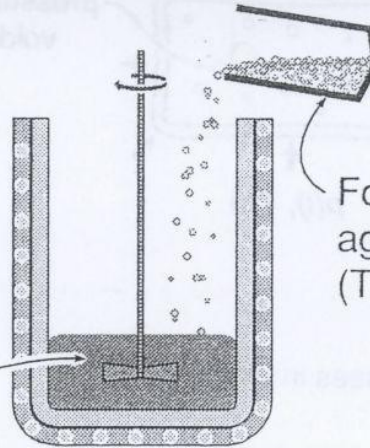
Uso un metallo a basso punto di fusione (alluminio) anche perché leggero.

L'alluminio fuso tuttavia è poco viscoso e sottandogli dentro le bolle vengono subito in superficie. Pertanto si mettono degli additivi come il calcio, l'allumina ( $Al_2O_3$ ), della zirconia ( $ZrO_2$ ) o del carburo di silicio (SiC).

Si soffiano all'interno aria,  $CO_2$ ,  $O_2$ , Argo, Vapore.

### b) Foaming agent addition

Thickened aluminum alloy  
+ 1-2%  $TiH_2$  (670 - 690 C)



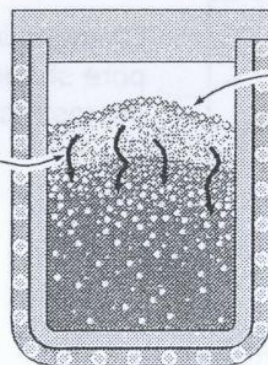
Foaming agent  
( $TiH_2$ )

Ioduro di Titanio (spente schiumogene) che si dissocia a  $650^\circ C$  formando bolle di idrogeno.

La schiuma si forma quasi la decomposizione dell'agente schiumogeno è completa.

### c) Isothermal foaming

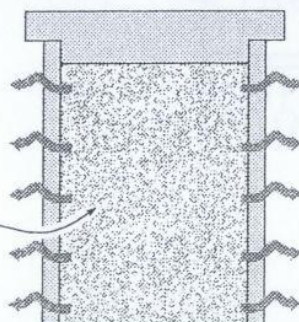
Metal drainage



Foaming aluminum

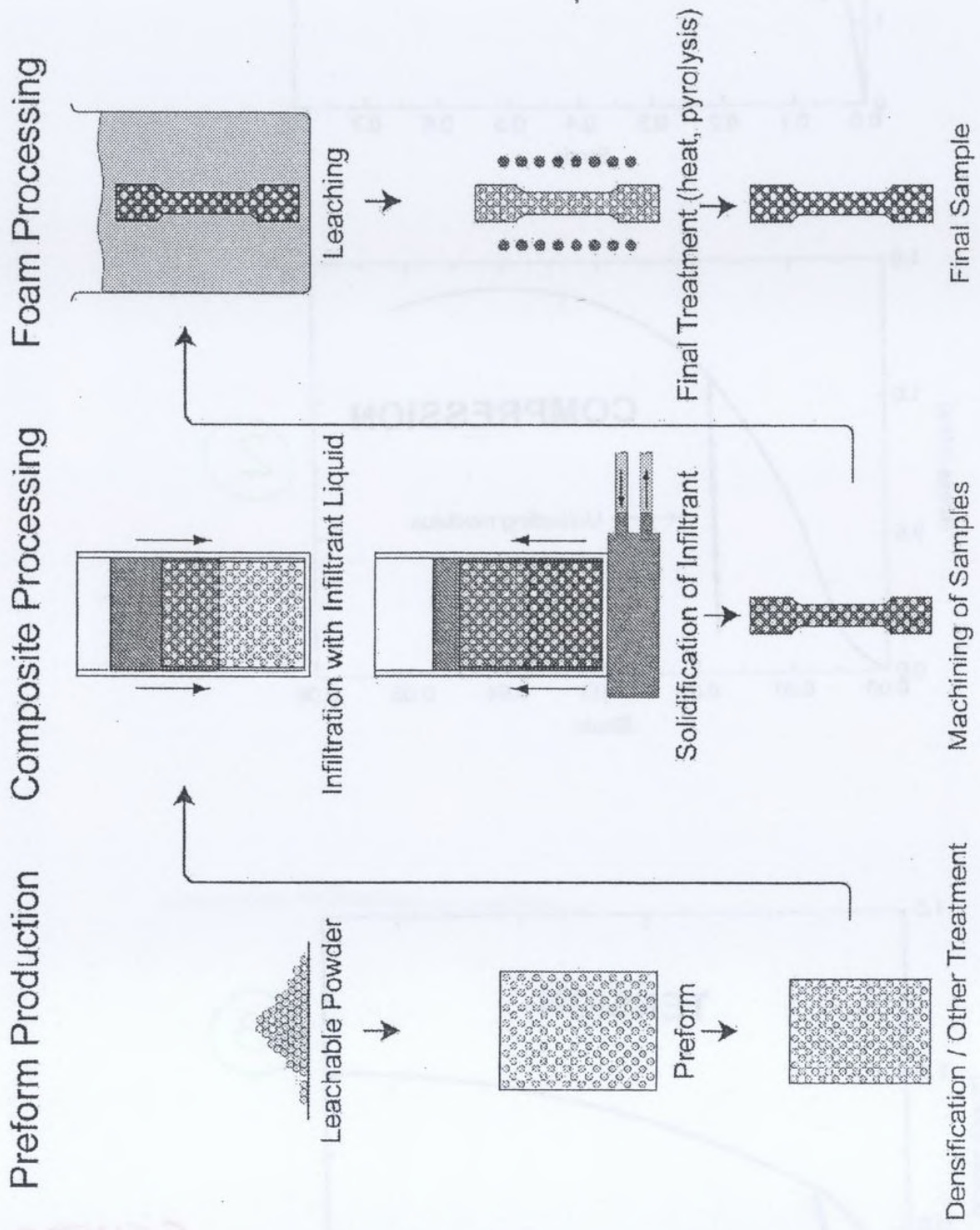
### d) Cooling of foamed aluminum

Foamed aluminum



SCHEDA

39



SCHEMA 41

SCHEMA 41