



**Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino**

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

NUMERO: 1419A -

ANNO: 2015

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

STUDENTE: Rinaldi

MATERIA: Tecnologia dei Materiali Metallici, Prof.Firrao

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

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

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

# Tecnologia dei Materiali Metallici

Prof. Donato Firrao

2014

Maria e Peppe

#### 2014\_Lezione 25

del 28/03/2014

- [Rafforzamento per precipitazione](#)
- [Applicazione alle leghe di Al](#)

#### 2014\_Lezione 26

del 28/03/2014

- [Trattamenti termici e termomeccanici delle leghe di Al](#)

#### 2014\_Lezione 27

del 31/03/2014

- [Classificazione delle leghe di Al e dei relativi trattamenti termici](#)
- [Leghe di Al per impieghi aeronautici](#)
- [Effetto di elementi leganti su massa volumica e modulo elastico delle leghe di Al](#)

#### 2014\_Lezione 31

del 04/04/2014

- [Leghe Al per fonderia](#)

#### 2014\_Lezione 32

del 04/04/2014

- [Diagramma di stato Fe-C metastabile](#)

#### 2014\_Lezione 38

del 11/04/2014

- [Diagramma di stato Fe-C stabile](#)

#### 2014\_Lezione 39

del 11/04/2014

- [Trasformazione perlitica](#)

#### 2014\_Lezione 50

del 05/05/2014

- [Elementi di Fonderia](#)
- [Leghe di Mg](#)

#### 2014\_Lezione 53

del 09/05/2014

- [Caratteristiche del rame puro](#)

#### 2014\_Lezione 54

del 09/05/2014

- [Rinvenimento degli acciai](#)
- [Cicli di bonifica](#)

2014\_Lezione 78  
del 06/06/2014

- [Designazione degli acciai - norma europea](#)

2014\_Lezione 79  
del 06/06/2014

- [Acciai per utensili](#)
- [Cricche di tempratura](#)

2014\_Lezione 80  
del 09/06/2014

- [Ricottura, normalizzazione, atmosfere protettive, cementazione](#)

2014\_Lezione 83  
del 13/06/2014

- [Nitrurazione, tempratura superficiale](#)

2014\_Lezione 84  
del 13/06/2014

- [Saldatura degli acciai](#)
- [Corrosione](#)
- [Acciai inossidabili](#)

vello d'oro narrava che nell'attuale Sochi vendevano le pelli che si ricoprivano di pagliucole d'oro.

Nel 2000 a.C. nell'attuale Turchia gli Ittiti cominciarono a produrre ferro. **Il vantaggio del ferro rispetto al bronzo era la maggiore durezza.** Nel corso dei secoli, dalla Turchia, la scoperta del ferro giunse fino al Medio Oriente nella mezzaluna fertile (Libano, Palestina, Siria Settentrionale Mesopotamia, Tigri ed Eufrate) e poi arrivò in Egitto in mano però a un popolo invasore.

Avviene in questo momento il primo scontro tra armi in bronzo e armi in ferro. Non potendo esserci possibilità di resistenza per le armi in bronzo i faraoni intorno al 1300 a.C. dal basso Egitto si ritirarono nell'alto Egitto. Qui vi rimasero per circa 100 anni, fino a quando acquisirono la conoscenza delle armi in ferro. Dopo il 1200 a.C. vi fu una rivitalizzazione delle città egiziane.

Ciò che risuona strano è che la guerra di Troia 1250-1194 a.C. sia stata combattuta con armi in bronzo.

In Omero si dice che il Fe era conosciuto dai troiani e dai greci perché, quando questi ultimi imprigionavano qualcuno di ricco, lo restituivano dietro riscatto e tra le cose scambiate vi erano proprio oro e ferro.

*Oro e argento si ossidano, il ferro si arrugginisce.*

Tuttavia il ferro era prezioso perché permetteva di costruire un *assale della biga* molto resistente anche al galoppo del cavallo ad alta velocità. Se il cavallo andava veloce per sfuggire alle frecce e le strade non erano asfaltate, la rottura dell'assale poteva provocare la caduta e quindi la morte del fantino.

Dal 2000 a.C. fino al 1300/1200 a.C., la produzione del ferro venne migliorata progressivamente finché in Germania, costruendo bassifondi sempre più alti e raggiungendo temperature sempre maggiori, si ricavò il *ferro allo stato fuso (massello fuso)* il quale carburava tutto il carbone di legno. Era la **ghisa fragile** chiamata dai tedeschi "ferro merda".

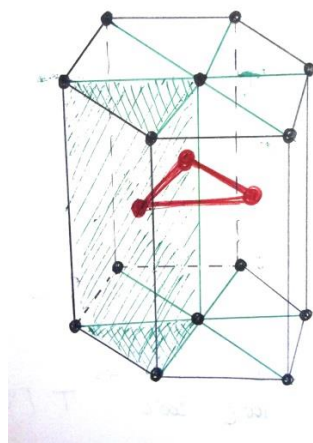
Solo verso la fine dell'800 la Ghisa è stata utilizzata industrialmente per la fabbricazione dell'**Acciaio**.

A Roma lo perfezionarono e realizzarono *il gladio romano*.

## Reticoli Cristallini

I reticoli cristallini possono essere di vario genere. Possono esserci 13 sistemi differenti, ma **i metalli cristallizzano in 3 sistemi** differenti:

- **Cubico a corpo centrato CCC (BCC);**
- **Cubico a facce Centrate CFC (FCC);**
- **Esagonale compatto.**



L'esagonale compatto presenta 7 atomi nei 2 piani esagonali e 3 atomi organizzati in maniera da trovarsi al centro dei triangoli di base ma a

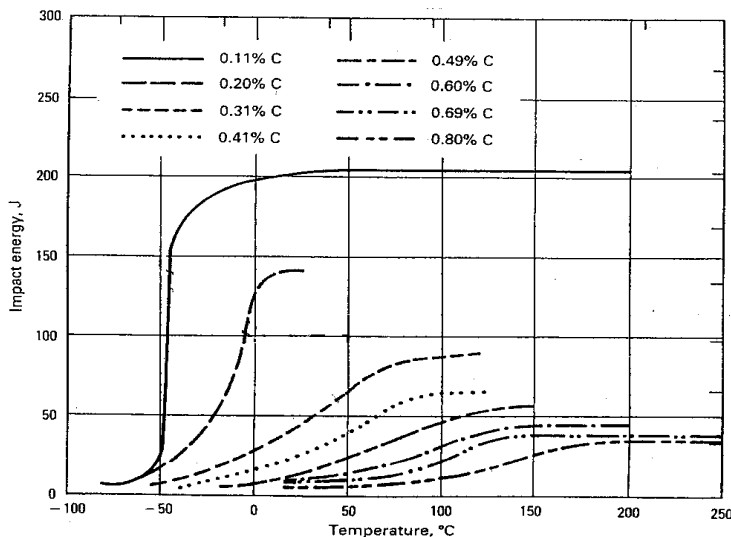
deformazione e infatti l'area di un materiale duttile è maggiore rispetto a uno fragile.

- Se prendo un metallo che presenta una **struttura cristallina cubica a facce centrate** e lo proviamo a differenti temperature, tra  $-200^{\circ}\text{C}$  e  $+200^{\circ}\text{C}$ , i risultati si disporranno su una *linea leggermente in discesa ma con sempre un elevato assorbimento di energia*.
- Se provo un metallo con **struttura esagonale compatta**, l'assorbimento di energia è sempre basso.
- **Cubico a corpo centrato**, abbiamo che *ad alte temperature l'assorbimento di energia è elevato e a basse temperature l'assorbimento di energia è basso. Abbiamo un intervallo di temperatura di transizione fra rottura duttile e rottura fragile*.

Esempi: Il bronzo ha una rottura fragile; il rame è un materiale CFC ma una lega rame-stagno è molto più dura del rame, ovvero più resistente a trazione, ma molto più fragile. Il ferro cristallizza nel sistema CCC.

**Il ferro in sé per sé non esiste:** esiste l'acciaio se il contenuto di carbonio è inferiore al 2,1% o esiste la ghisa se il contenuto di carbonio è superiore al 2,11%.

L'acciaio cristallizza nel sistema CCC e a temperatura superiore a  $20^{\circ}\text{C}$  -  $25^{\circ}\text{C}$  l'acciaio ha un'elevata resilienza, mentre intorno allo  $0^{\circ}\text{C}$  inizia a scendere e nelle condizioni di bassa temperatura è molto poco resiliente, cioè ha una resilienza molto bassa.

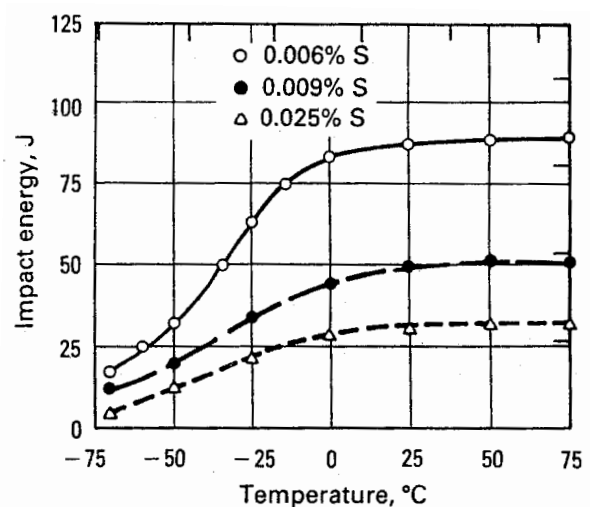


Variation in Charpy V-notch impact energy with temperature for normalized plain carbon steels of varying carbon content. Source: Ref 4

Il grafico rappresenta una serie di curve di resilienza per una serie di acciai con differenti valori di carbonio. Possiamo notare come a **basso tenore di carbonio** (0,11%) la **curva** risulta essere piuttosto **netta** come divisione **tra zona di rottura duttile e zona di rottura fragile** mentre **umentando la percentuale di carbonio, le curve diventano un po' simili alla figura precedente**.

In questa figura invece, *a seconda della percentuale di zolfo, il pianerottolo superiore della curva si sposta verso valori progressivamente decrescenti e anche le curve tendono a spostarsi verso destra*.

Agli inizi del '900 le curve dell'acciaio erano più basse come pianerottolo superiore, perché non si riusciva a desolfurare per bene e l'intervallo di transizione era fra  $25^{\circ}\text{C}$  e  $40^{\circ}\text{C}$ . *Si è cercato poi di spostare quanto più possibile la curva verso sinistra e quanto più verso l'alto il pianerottolo superiore, in modo che alla temperatura di  $-10^{\circ}\text{C}$  l'altezza di tale curva fosse sufficiente a garantire una discreta resilienza nel caso di urto*.



del 75 % e verso il centro una maggiore quantità di argento. (Il lingotto ha una sezione trapezoidale per non avere problemi di “sfornamento” durante la fabbricazione).

Quando dal lingotto d’oro il gioielliere deve fare una lamina d’oro, se lui parte da un lingotto che ha più oro all’esterno e più argento all’interno si troverà dei pezzi di lamina con più oro e dei pezzi con più Ag.

Le normative Internazionali impongono però che la variazione di percentuale di oro tra un punto e l’altro non sia superiore all’1%. Devo riuscire quindi ad innescare all’interno di tale solido un meccanismo che mi porti l’oro verso l’interno e l’argento verso l’esterno. Quello che faccio è di *scaldare questo lingotto ad una temperatura molto prossima alla temperatura di fusione dell’elemento che fonde più in basso (Argento)*, ovvero aumento la produzione di vacanze generando un meccanismo di diffusione.



1. Suppongo che tutti siano atomi di oro e uno solo di Ag che deve andare nella direzione rappresentata in rosso. Tale atomo troverà una vacanza al suo fianco. Metto quindi tutto in vibrazione. L’argento troverà una vacanza di fianco e si sposterà nel punto di tale vacanza scambiandosi reciprocamente di posto. Un atomo di oro può spostarsi di conseguenza occupando la posizione della vacanza e l’argento può migrare lungo direzioni vuote e così via. Avremo una **migrazione per vacanze**. Questo non è l’unico metodo di diffusione



ma anche quello centrale ruota.

2. Gli atomi, all’aumento di temperatura, possono muoversi anche per una **rotazione coordinata** di 4 atomi o ancora meglio per una rotazione coordinata di 9 atomi. Una rotazione di 9 atomi corrisponde alla rotazione di 8 atomi intorno ad una posizione centrale. Quest’ultima può essere paragonata alla rotazione con la quale noi spostiamo il cubetto del cubo di Rubik: si spostano i cubetti con la rotazione contemporanea di 8 cubetti intorno ad uno centrale,

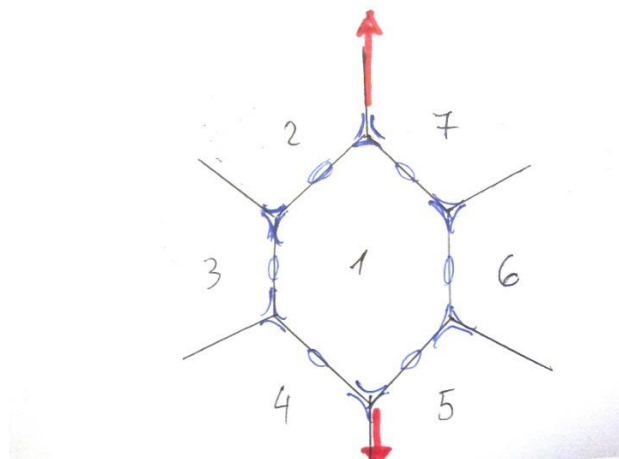
**Quanto più è elevata la temperatura tanto più gli atomi sono lontani gli uni dagli altri perché sono aumentate le distanze reticolari.** Inoltre la vibrazione sarà maggiore e *potrò avere movimenti coordinati che non saranno più casuali* se mi trovo nella necessità di ripristinare un’omogeneità di composizione nell’ambito di un lingotto di Ag e Au in cui l’argento è prevalente all’interno e l’oro invece all’esterno.

Abbiamo finora parlato di difetti reticolari come l’inserimento di un atomo piccolo in una lacuna ottaedrica e di formazione di vacanze, ovvero di posizioni non occupate.

Nella lega di lingotto (argento + oro), *l’argento e l’oro cristallizzano nel sistema cubico a facce centrate e i due atomi sono leggermente differenti di dimensioni* e occupano vari punti del reticolo. Ci saranno atomi

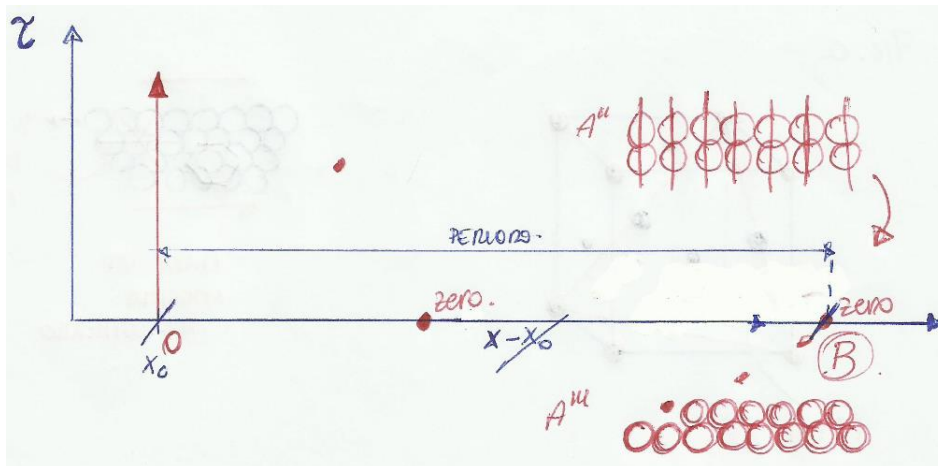
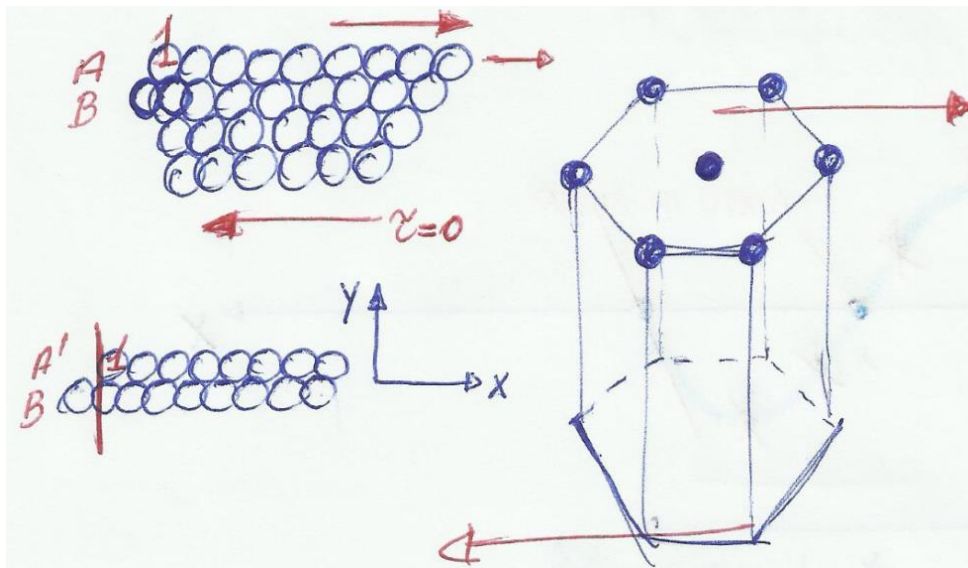


Nelle posizioni dove più facilmente si creano le vacanze e dove più facilmente queste tendono a riunirsi. **Tendono più facilmente a riunirsi all'incrocio di 3 cristalli e poi aumentando la temperatura anche sui bordi** come rappresentato in figura. Ma a questo punto, *se io applico una forza i bordi dei cristalli cominceranno a scivolare gli uni sugli altri e avremo delle variazioni di lunghezza* dovuti ad un fenomeno chiamato **SCORRIMENTO VISCOSO A CALDO (CREEP)**.



Questo è un problema estremamente importante nei *motori a reazioni degli aerei* dove abbiamo alte temperature e abbiamo le palette delle turbine messe in rotazione → avremo un'applicazione costante (se naturalmente la velocità angolare risulta essere costante) di una forza centrifuga e le palette tenderanno ad allungarsi anche se la forza è effettivamente bassa per provocare un distacco degli atomi gli uni dagli altri, ma invece è sufficiente per provocare uno scivolamento dei bordi dei cristalli.

Se io applico una forza, ottengo in questo specifico caso una **tensione tangenziale**  $\tau = \frac{F}{A}$ .



All'inizio l'atomo era in una posizione  $x_0$ , ma mi conviene dimenticarmi di una lunghezza iniziale  $x_0$  che è sempre costante, che considererò uguale a zero, e ragionare in termini di spostamento dell'origine cioè di  $\tau$  rispetto a  $x$ .

Il reticolo all'inizio era in posizione di quiete; non dovevo quindi applicare alcuna tensione tangenziale ( $\tau=0$ ) perché i due piani fossero uno sopra all'altro con gli atomi della fila A incastrati con gli atomi della fila B. Invece, nella posizione 1 della fila A', ho dovuto esercitare una forza e quindi una tensione per spostarmi dal punto  $x_0$ , incrementando di conseguenza la deformazione fino a portare gli atomi in posizione esattamente sovrapposta (A''). Ma in tal caso gli atomi sono ugualmente attirati dagli atomi circostanti: ci si trova in una sorta di equilibrio instabile. Quindi la tensione necessaria per mantenerli in quella posizione è nuovamente zero. Quando gli atomi si spostano ancora verso destra, il sistema delle forze di tali atomi tende a riportarli in una posizione di equilibrio che sarà nuovamente zero. Ma tra A'' e A''' sono io che mi devo opporre alle forze di attrazione degli atomi per mantenere questi in una posizione prima di quest'ultima. Quindi tutti quanti i punti nella parte B sono tutti i punti con una  $\tau$  negativa, perché sono io che devo frenare ed invertire la direzione della forza e poi di nuovo ci troveremo a zero.

Cosa abbiamo ricavato?

Per  $x=0$  (ovvero per  $x_0$  che poi abbiamo considerato pari a zero)  $\tau=0$ ; quando gli atomi erano in posizione uno esattamente sopra l'altro eravamo di nuovo in una posizione di zero; quando gli atomi vanno a

$$(3) \quad \tau = \tau_{\max} \cdot \sin\left(\frac{2\pi}{\lambda}\right) \cdot x$$

Lavorare con una sinusoidale mi serve perchè *per piccoli valori di x*, posso riscrivere la (3) come:

$$(4) \quad \tau = \tau_{\max} \cdot \frac{2\pi}{d} \cdot x$$

ovvero *mi sto restringendo a lavorare nell'intorno della posizione di equilibrio*.

La curva mi dice che:

- 1) **se riesco a superare  $\tau_{\max}$  riesco a deformare il reticolo** (ma non conosco  $\tau_{\max}$ );
- 2) so anche che **per piccoli spostamenti mi trovo nell'intorno dell'origine** e **se rilasciassi la forza applicata dalla posizione C, il reticolo ritornerebbe indietro e si ristabilirebbe in una posizione iniziale indeformata**. Tali deformazioni sono **deformazioni di tipo elastico**.
- 3) Quando invece sposto di un'intera distanza interatomica la fila A rispetto alla fila B avrò delle **deformazioni plastiche**.

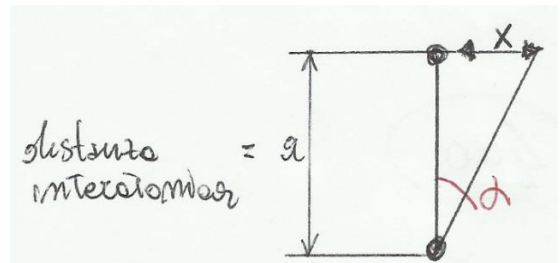
*Nell'intorno dell'origine tali deformazioni rimangono elastiche*. Allora posso invocare le proprietà elastiche del materiale e so che in tal caso  $\tau$  è uguale a:

$$(5) \quad \tau = G \cdot \gamma$$

$G$  viene chiamato **modulo di elasticità tangenziale**, (il quale mi dice che: come  $\sigma = E \cdot y$ ,  $\tau = G \cdot \gamma$ .)

Alla fine facendo dei calcoli riesco a determinare il valore di  $\tau_{\max}$

$$\gamma = \text{tga} \\ x = a \cdot \text{tga} = a\gamma \rightarrow \gamma = \frac{x}{a}$$



Sostituendo alla (5) quest'ultimo valore trovato e uguagliando la (4) con la (5) ricavo:

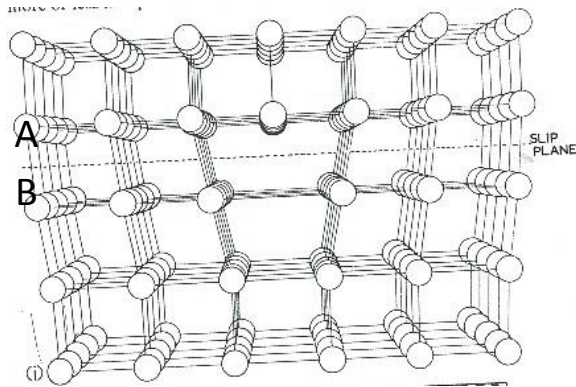
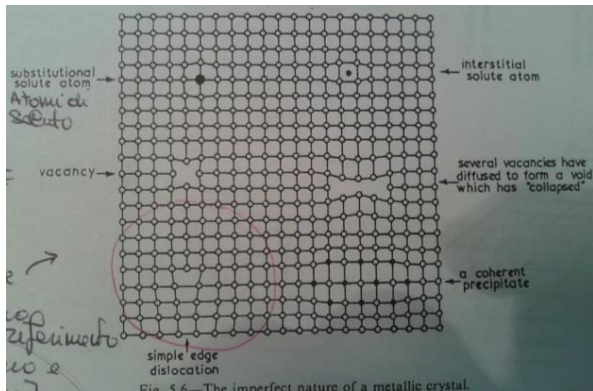
$$\tau = G \cdot \frac{x}{a} = \tau_{\max} \cdot \frac{2\pi}{d} \cdot x \rightarrow \tau_{\max} = \frac{G}{2\pi} \cdot \frac{d}{a}$$

Facendo le cose con grande approssimazione considero  $\frac{d}{a} \approx 1$ . Ciò non risulta essere vero ma posso considerare le due grandezze rapportate dello *stesso ordine di grandezza*.

$$\tau_{\max} = \frac{G}{2\pi}$$

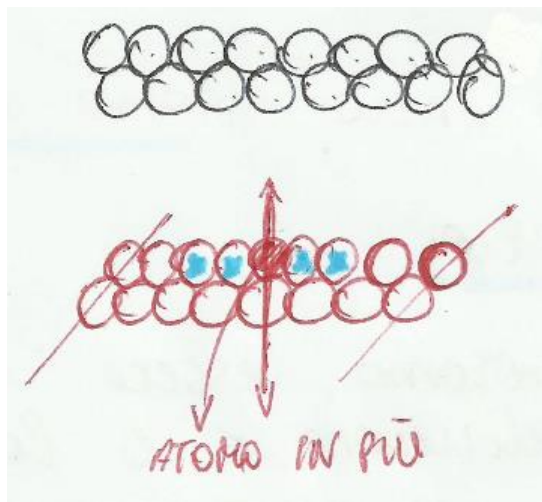
Questi due termini risultano essere la distanza degli atomi in direzione x o la distanza degli atomi in direzione y.

Come sono fatte le dislocazioni?

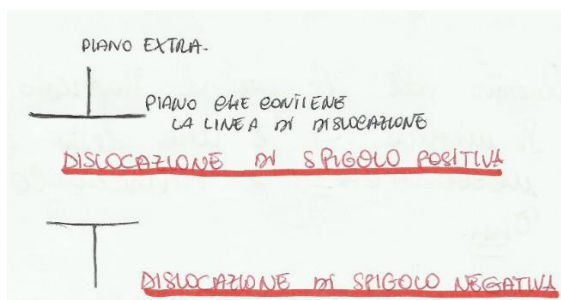


L'immagine rappresentata è una porzione di reticolo in cui nella parte inferiore utilizzo una **rappresentazione a maglia quadrata** (rappresentazione estremamente semplificata), mentre nella parte superiore abbiamo un **semipiano in più**. Se io in un reticolo perfetto faccio un *circuito di 3 spostamenti equivalenti ad una distanza interatomica in direzione y, 3 in direzione x e 3 in direzione y in senso inverso e 3 in direzione -x*, in un reticolo perfetto chiudo tale circuito, mentre in un reticolo con una dislocazione, non chiudo tale circuito e devo applicare un ulteriore tratto per chiudere. Ciò prende il nome di **Vettore di Burgers**.

Perché le dislocazioni mi sconvolgono il reticolo al punto di causarmi una diminuzione di 4000 volte della tensione che io debbo applicare per riuscire a deformare il reticolo?



Considero un reticolo perfetto con 8 atomi nella fila A e 8 nella fila B. In un reticolo con dislocazione, mi trovo di fronte con 9 atomi nella fila A e 8 nella fila B se vado a considerare come fila A e come fila B quella della figura soprastante. Se vado a disegnare 9 atomi nella fila A e 8 nella fila B, mi ritrovo con un atomo in più nella posizione di equilibrio instabile a cui facevo riferimento nel momento in cui mettevo il punto di zero precedente nella figura 5. L'atomo a destra e quello a sinistra, si trovano un po' spostati nella curva a destra e a sinistra. *La somma delle due  $\tau$  che debbo applicare è zero*. In pratica per mantenere questo atomo in più in tale posizione devo applicare una  $\tau = 0$  ma anche la somma delle  $\tau$  per gli atomi adiacenti è uguale a zero e così via per tutti gli altri atomi. *Quindi è veramente facile spostare se ho delle dislocazioni un piano rispetto all'altro*. Questo tipo di dislocazioni prende il nome di **dislocazione di spigolo** e si disegna con il simbolo di figura.



Nelle **dislocazioni ad elica**, qualunque sia il tipo di dislocazioni sotto un sistema di forze tangenziali che

in solid solutions (7.4) and the fact mentioned above, namely, that the practical value obtained for the critical shear stress of a metal is several orders of magnitude less than that deduced from theoretical considerations based on instantaneous 'block' slip.

The suggestion that atoms in a metallic crystal are arranged in a rigid pattern from which there is no deviation has long since been rejected as evidence to the contrary has accumulated over the years. Currently the metallurgist thinks of a metallic crystal as having atoms arranged according to some general overall pattern, but in which all manner of local faults and deficiencies can exist causing distortions and irregularities in the surrounding crystal lattice (Fig. 5.6). Whilst X-ray investigations (3.4) will reveal the general crystal pattern of a metal they cannot detect single lattice faults and the existence of many of these is still largely a matter of hypothesis.

5.3.1 One of the most important of these lattice faults was postulated more or less independently in 1934 by Taylor, Polanyi and Orowan. In its

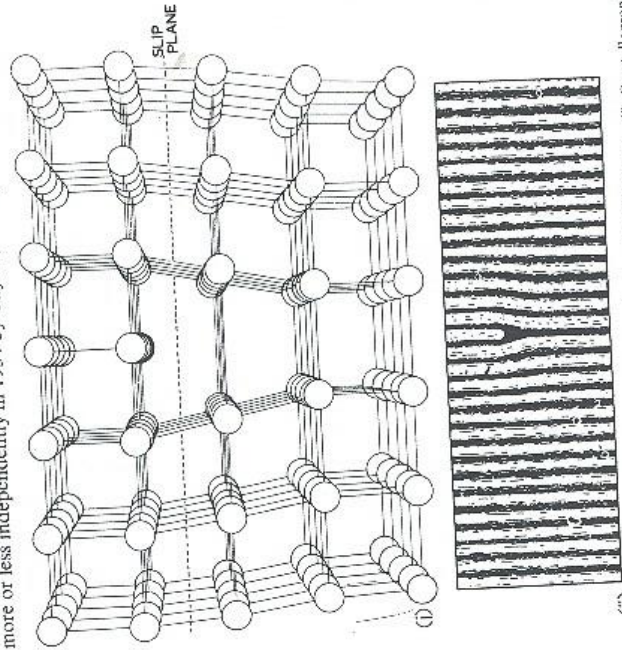


Fig. 5.7—(i) A 'ball-and-wire' model of a simple edge dislocation. (ii) Crystallographic planes containing an edge dislocation as they appear in aluminium at a magnification of several millions.

The Properties of Engineering Materials

In different single crystals of the same material values of  $\alpha$  and  $\beta$  will vary, that is crystallographic planes will be differently orientated with respect to the axis of the test piece from one specimen to the next. Thus single crystals of the same material will slip at different angles to the axis and consequently at different values of  $\gamma$ , but when the stress is resolved along the slip plane all crystals of the same material slip at the same critical resolved shear stress.

It is possible to calculate theoretically this critical resolved shear stress from a knowledge of the forces which act between fundamental particles within the metallic bond. If we do this we find that the 'theoretical strength' of a metal is generally one thousand times or more the value obtained experimentally as outlined above. Obviously, therefore, slip is not a simple process in which all of the atoms in an adjoining plane, rather simultaneously with reference to the atoms in its neighbour. Moreover, the assumption that slip takes place in this simple manner does not explain why metals work harden progressively during a cold-working operation. Only in recent years has the low strength of a metal relative to its 'theoretical strength' been successfully explained.

5.3 Imperfections in crystals During the early days of this century a great deal of investigation into the crystal structures of metals took place and there was a tendency for the metallurgists to regard metallic crystals as being relatively perfect in form. Such a concept, however, made it difficult to explain some of the properties of metals and alloys, particularly such phenomena as diffusion

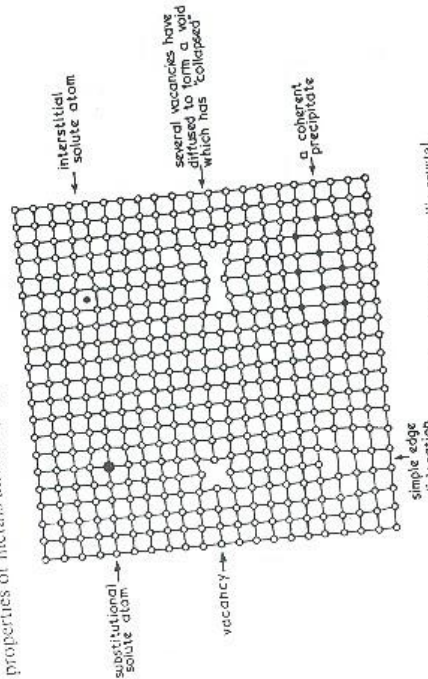
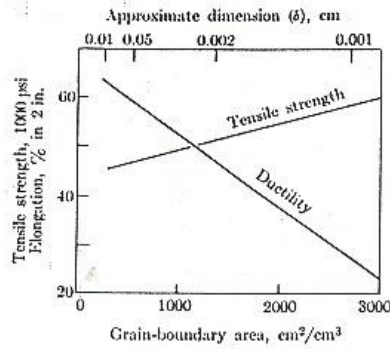


Fig. 5.6—The imperfect nature of a metallic crystal.





11-24 Mechanical properties versus grain-boundary area (annealed 70-30 brass).

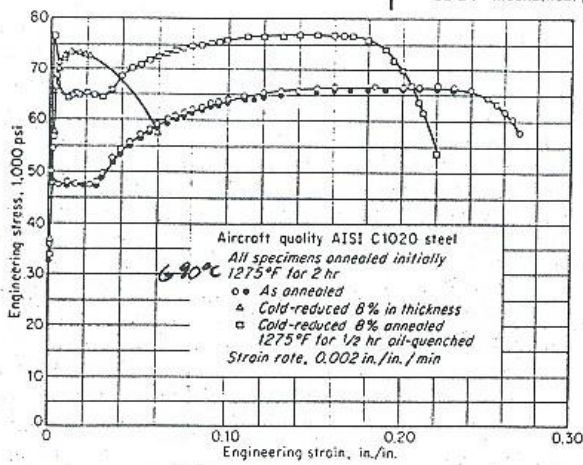


Fig. 5-7. Effect of a substructure of low-angle grain boundaries on the stress-strain curve of SAE 1020 steel. (E. R. Parker and J. Washburn, "Impurities and Imperfections," p. 155, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1955.)

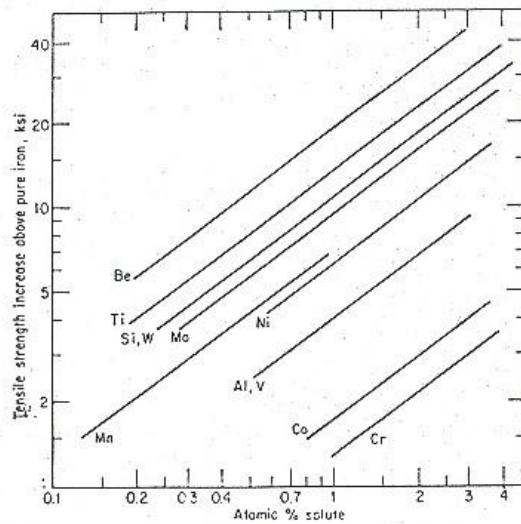


Fig. 5-9. Increase in tensile strength of iron due to solid-solution alloy additions vs. atomic per cent of alloy added. (C. E. Lacy and M. Gensamer, *Trans. ASM*, vol. 32, p. 88, 1944.)

The law of the critical resolved shear stress, also known as Schmid's law, is best demonstrated with hcp metals, where the limited number of slip systems allows large differences in orientation between the slip plane and the tensile axis (see Prob. 4-8). In fcc metals the high symmetry results in so many equivalent slip systems that it is possible to get a

TABLE 4-4  
ROOM-TEMPERATURE SLIP SYSTEMS AND CRITICAL RESOLVED SHEAR STRESS FOR METAL SINGLE CRYSTALS

Metal	Crystal structure	Purity, %	Slip plane	Slip direction	Critical shear stress, $\tau$ /dynes	Ref.
Zn	hcp	99.999	(0001)	[1120]	18	1
Mg	hcp	99.996	(0001)	[1120]	77	2
Cd	hcp	99.996	(0001)	[1120]	88	4
Tl	hcp	99.99	(1010)	[1120]	1,400	4
Ag	fcc	99.99	(111)	[110]	9,190	4
		99.97	(111)	[110]	48	5
		99.93	(111)	[110]	73	5
Cu	fcc	99.999	(111)	[110]	131	5
		99.98	(111)	[110]	65	5
Ni	fcc	99.8	(111)	[110]	91	5
Fe	bcc	99.96	(110)	[111]	580	7
			(112)	[111]	2,800	7
Mo	bcc	.....	(110)	[111]	5,000	8

1 D. C. Jilison, *Trans. AIME*, vol. 188, p. 1129, 1950.  
 2 E. C. Burke and W. R. Hibbard, Jr., *Trans. AIME*, vol. 194, p. 295, 1952.  
 3 E. Schmid, "International Conference on Physics," vol. 2, Physical Society, London, 1935.  
 4 A. T. Churchman, *Proc. Roy. Soc. (London)*, vol. 236A, p. 216, 1954.  
 5 F. D. Rossi, *Trans. AIME*, vol. 200, p. 1009, 1954.  
 6 J. J. Cox, R. F. Mehl, and G. T. Horne, *Trans. AIME*, vol. 40, p. 118, 1957.  
 7 T. Maddin and N. K. Chen, *Trans. AIME*, vol. 191, p. 937, 1951.

variation in the yield stress of only about a factor of 2 because of differences in the orientation of the slip plane with the tensile axis. The demonstration of the resolved-shear-stress law is even less favorable in bcc metals owing to the large number of available slip systems. However, available data indicate that Schmid's law is obeyed for cubic metals as well as hcp metals.

Table 4-4 gives values of critical resolved shear stress for a number of metals. The importance of small amounts of impurities in increasing the critical resolved shear stress is shown by the data for silver and copper.

Alloying-element additions have even a greater effect, as shown by the data for gold-silver alloys in Fig. 4-19. Note that a large increase in the resistance to slip is produced by alloying gold and silver even though these atoms are very much alike in size and electronegativity, and hence

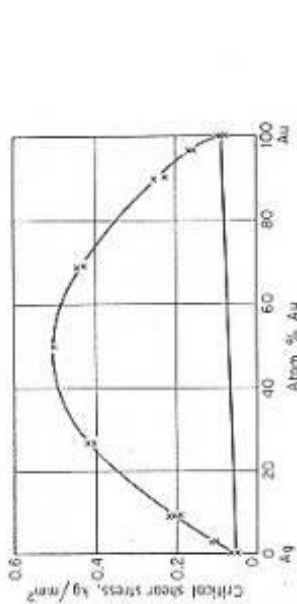


Fig. 4-19. Variation of critical resolved shear stress with composition in silver-gold alloy single crystals. (G. Sachs and J. Weertli, *Z. Physik*, vol. 62, p. 473, 1930.)

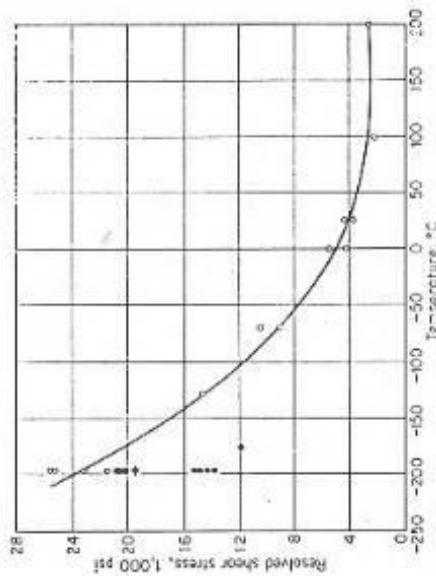


Fig. 4-20. Variation of critical resolved shear stress with temperature for iron single crystals. (J. J. Cox, R. F. Mehl, and G. T. Horne, *Trans. AIME*, vol. 40, p. 123, 1957.)

they form a solid solution over the complete range of composition. In solid solutions, where the solute atoms differ considerably in size from the solvent atoms, an even greater increase in critical-resolved shear stress would be observed.



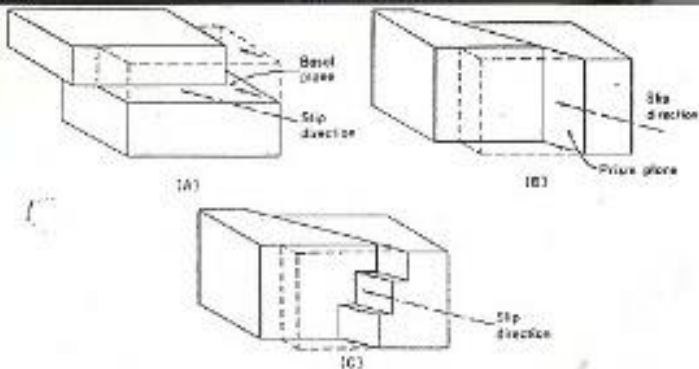


Fig. 5.1 Schematic representation of cross-slip in a hexagonal metal: (A) Slip on basal plane, (B) Slip on prism plane, and (C) Cross-slip on basal and prism planes.

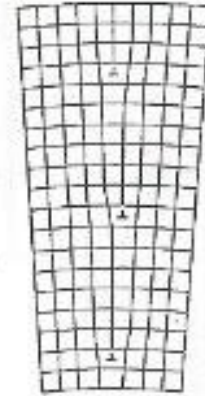
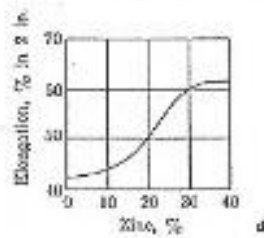
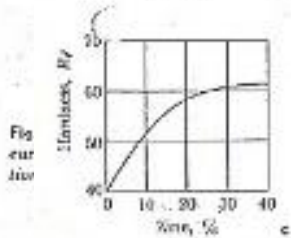
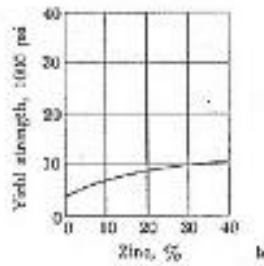
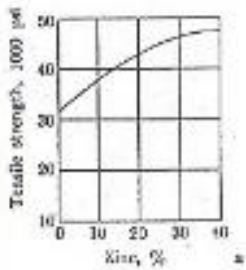
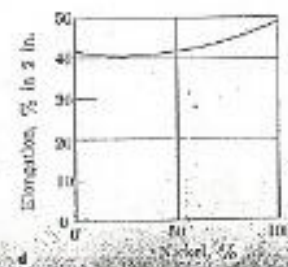
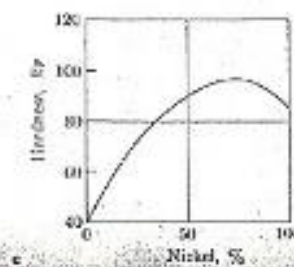
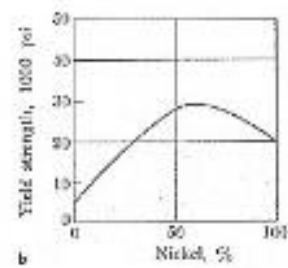
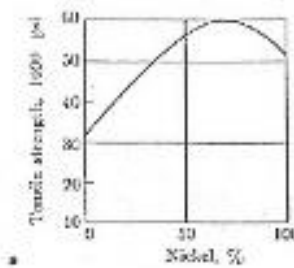


Fig. 2.23 - Impiombamento di dislocazioni ai bordi delle

superfici di separazione dei grani.  
(da W. T. Read)

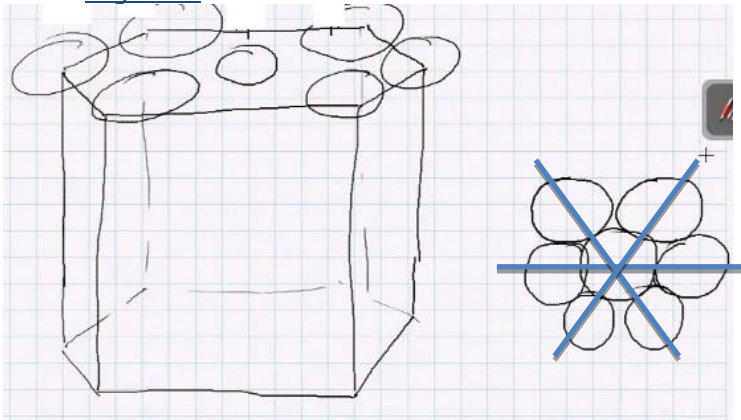


11-21 Mechanical properties of annealed brasses. (Adapted from ASM data.)



11-22 Mechanical properties of annealed copper-nickel alloys. (Adapted from ASM data.)

Se noi andiamo a considerare un cristallo di tipo esagonale compatto, i piani di massimo impacchettamento sono quelli corrispondenti ai piani basali con una disposizione nel piano nel modo seguente.

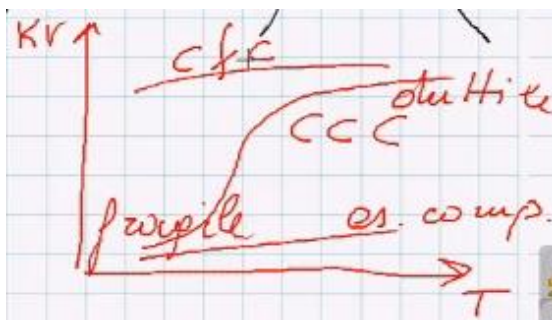


31

Gli atomi a contatto sono nelle direzioni evidenziate con la linea blu.

Se la densità delle dislocazioni è massima nei piani di massimo impacchettamento con il vettore di B. orientato nelle direzioni di massimo impacchettamento, noi abbiamo che la deformazione plastica dei cristalli, conseguente ad uno scostamento ad esempio di una fila di atomi in direzione verso destra rispetto alla fila di atomi immediatamente sottostante, produce uno slittamento nella direzione di massimo impacchettamento, corrispondente ad un piano di massimo impacchettamento. Tutto ciò serve ad individuare uno slittamento di dislocazioni più frequente e probabile nelle direzioni di massimo impacchettamento che giacciono sui piani di massimo impacchettamento.

*Nel sistema esagonale compatto, i piani di massimo impacchettamento sono solo i piani basali e le direzioni di massimo impacchettamento in tali piani basali sono 3. Di conseguenza abbiamo solo 3 sistemi di slittamento (sono relativamente pochi). Ciò giustifica il fatto che la deformabilità plastica dei metalli che cristallizzano nel sistema esagonale compatto è ridotta.*



Ricordiamo il grafico di Resilienza - Temperatura che individuava nel **sistema esagonale compatto** il sistema che portava al **minimo assorbimento di energia** a tutte quante le temperature. Questo perché non si deforma o si **deforma molto poco** e **raggiungiamo facilmente la condizione di rottura con un basso assorbimento di energia**.

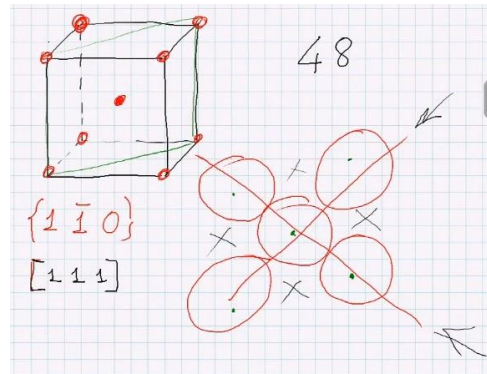
Nel sistema cubico a facce centrate invece, avevamo sempre un assorbimento di energia elevato, mentre nel caso di sistema di cristallizzazione cubico a corpo centrato, avevamo la presenza di una temperatura di transizione tra rottura duttile alle temperature superiori e rottura fragile alle temperature inferiori.

Come mai abbiamo nel sistema CFC un alto assorbimento di energia nella conduzione a rottura di un campione Charpy, fabbricato con un metallo che cristallizzi in quel sistema?

Considero come origine del sistema di riferimento per le 3 direzioni fondamentali (x, y, z) il punto O.

Non esiste un piano di max impaccamento come visto in precedenza. C'è un piano con una densità di atomi superiore, ma non è così denso di atomi come i piani di max impaccamento del sistema esagonale compatto e cubico a facce centrate.

Analizzo questo piano usando il modello a sfere rigide. In tale modello ci rendiamo conto che abbiamo solo delle direzioni di max impaccamento ma non abbiamo veri e propri piani di max impaccamento. Queste direzioni di max impaccamento fanno parte non solo dei piani disegnati ma ci sono altri piani che comprendono queste direzioni per un totale di 48 sistemi di slittamento!

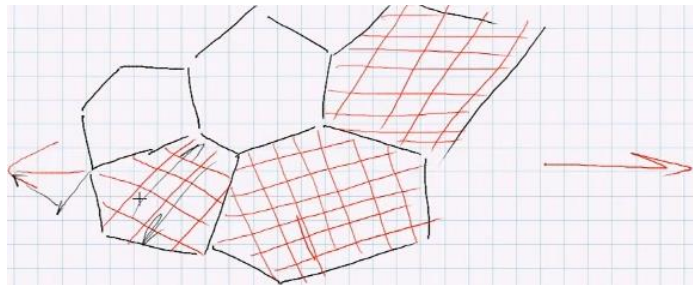


Nel sistema cubico a corpo centrato abbiamo direzioni di max impaccamento ma non abbiamo piani di max impaccamento in quanto abbiamo degli spazi che corrispondono al centro di lacune ottaedriche. Per questa ragione noi abbiamo questo comportamento duttile ad alta temperatura laddove i movimenti dei piani reticolari sono più facili e fragile a bassa temperatura dove i movimenti dei piani reticolari sono più difficili.

Questi discorsi ci servono perché in generale ci troveremo sempre di fronte ad aggregati policristallini e l'orientamento dei vari cristalli è indipendente da un cristallo all'altro.

Se considero il cristallo nel quale le direzioni nei piani sono orientate come in figura gli orientamenti dei cristalli rispetto ad un unico sistema di riferimento esterno sono molteplici e completamente casuali.

Se applico una forza dall'esterno e sono obbligato a far slittare i cristalli in direzioni ben definite dovrò, per ogni cristallo, andare a considerare non l'intera forza ma la componente di quella forza che mi provoca uno slittamento. Se quelle sono le direzioni di slittamento, di questa forza dovrò fare la scomposizione una in direzione normale e l'altra in direzione parallela. La componente utile alla deformazione di questo cristallo è la componente di direzione parallela alla linea di max impaccamento perché è lungo tale direzione che la dislocazione può muoversi.

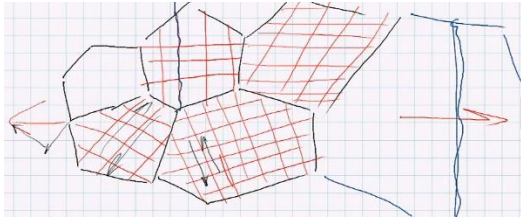


Riporto di seguito tutti i ragionamenti fatti:

- 1- Abbiamo introdotto le **dislocazioni**, senza le quali la resistenza del reticolo è estremamente elevata e non potremmo fare alcuna deformazione;
- 2- Siamo andati a vedere come si muovono queste dislocazioni e dove si trovano e quindi abbiamo introdotto i **piani di massimo impaccamento e direzioni di massimo impaccamento**;

E' evidente che ci saranno dei casi in cui la  $\sigma$  applicata andrà a zero quando il coseno va a zero. Quindi non si riuscirà a deformare completamente il cristallo. Sarà più probabile questa situazione se di sistemi di slittamento ne abbiamo pochi.

Ad esempio nel sistema esagonale compatto abbiamo solo 3 sistemi di slittamento e se per questi ad esempio il  $\cos \phi$  va a zero, non si avrà deformazione!



Ciò che succede è che la mia forza non ha alcuna componente nella direzione favorevole ad uno slittamento, ma l'unica componente è nella direzione perpendicolare. Tale forza tende ad allontanare un piano di atomi dall'altro e mi provoca la rottura. Quindi

se ho pochi sistemi di slittamento ed ho un aggregato policristallino, poiché l'orientazione dei cristalli rispetto ad un sistema è totalmente casuale, io avrò vari cristalli che sotto l'azione di una forza orientata nella seguente direzione tenderanno a rompersi e una volta che mi si verificano queste rotture, tutto l'aggregato cristallino è destinato a rompersi sotto l'azione di una forza relativamente bassa.

Se invece di sistemi di slittamento ne ho 12 e non solo 3, come nel caso del sistema di cristallizzazione cubico a facce centrate, a quel punto, se non è un sistema di slittamento che prende piede sarà un altro sistema di slittamento per cui il valore di  $\lambda$  o il valore di  $\phi$  sarà simile e a poco a poco tutto l'aggregato cristallino andrà a deformarsi. Questo significa che si ha un'applicazione progressiva di forza per spostamento, una necessità di lavoro compiuto dalle forze il cui punto di applicazione si sposta per svariate distanze reticolari, e quindi che l'energia assorbita nel processo di deformazione è alta e prima che si arrivi a rottura io avrò una necessità di elevata energia a disposizione.

Finora abbiamo individuato le dislocazioni come elemento dei cristalli che ne facilitano la deformazione plastica.

Abbiamo fatto tutto un discorso di scomposizione delle forze sui piani di max impaccamento e con la legge di Schmid abbiamo calcolato la componente critica di taglio della tensione applicata (in inglese: critical resolved shear stress).

Più bassa è questa componente critica, più bassa sarà la deformazione.

Le dislocazioni ci fanno comodo perché altrimenti non riusciremmo a fare alcuna deformazione plastica.

potrà essere circa 1/3 o 1/2 della tensione di snervamento).

Quindi non solo mi interessa aumentare l'allungamento a rottura ma mi interessa aumentare la tensione di snervamento.

Se il materiale si deforma facilmente, la tensione di snervamento sarà molto bassa.

Adesso parleremo dei meccanismi di rafforzamento di un reticolo per poter aumentare le tensioni di snervamento e di conseguenza le tensioni di rottura. Ci sono casi nei quali applico il rafforzamento dopo aver fatto la deformazione plastica. Ciò però non è sempre applicabile.

4 and 5, 3 and 6, etc., located symmetrically on opposite sides of the center of the dislocation. They encounter forces which are equal and opposite. As a result, if the atoms near the center of the dislocation are displaced by equal distances, one-half will encounter forces opposing the motion and one-half will encounter forces which assist the motion. Therefore, to a first approximation, the net work required to produce

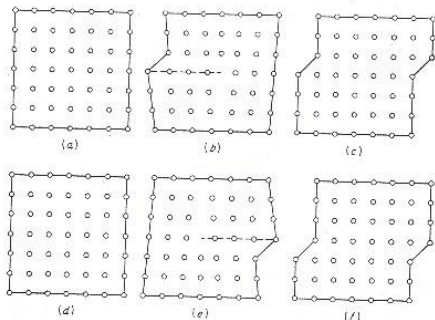


Fig. 4-17. Movement of edge dislocation in a simple cubic lattice. (G. I. Taylor, Proc. Roy. Soc. (London), vol. 145A, p. 369, 1934.)

the displacement is zero, and the stress required to move the dislocation one atomic distance is very small.

The lattice offers essentially no resistance to the motion of a dislocation *only* when the dislocation lies at a position of symmetry with respect to the atoms in the slip plane. In general, a small force, the Peierls-Nabarro force, is needed to drive a dislocation through the lattice. While it is well established that the value of the Peierls-Nabarro force is much smaller than the theoretical shear stress for a perfect lattice, the accurate calculation of this force is difficult because it depends strongly on the relatively uncertain atomic arrangement at the center of a dislocation.

Figure 4-17, based on the original work by Taylor,<sup>1</sup> illustrates that the movement of a dislocation results in a surface step, or slip band. The top series of sketches shows a positive edge dislocation moving to the right in a simple cubic lattice. The slip plane is shown dashed. When the dislocation reaches the right side of the crystal, assumed to be a free surface,

<sup>1</sup> G. I. Taylor, Proc. Roy. Soc. (London), vol. 145A, p. 362, 1934.

DEC. 4-11

PLASTIC DEFORMATION OF SINGLE CRYSTALS 77

it produces a shift with respect to the planes on each side of the slip plane of one Burgers vector, or one atomic distance for the simple cubic lattice. The bottom series of sketches shows that the same surface step is produced by the movement of a negative edge dislocation to the left.

4-7. Critical Resolved Shear Stress for Slip

*Componente critica della tensione massima*

The extent of slip in a single crystal depends on the magnitude of the shearing stress produced by external loads, the geometry of the crystal structure, and the orientation of the active slip planes with respect to the shearing stresses. Slip begins when the shearing stress on the slip plane in the slip direction reaches a threshold value called the critical resolved shear stress. This value<sup>1</sup> is really the single-crystal equivalent of the yield stress of an ordinary stress-strain curve. The value of the critical resolved shear stress depends chiefly on composition and temperature.

The fact that different tensile loads are required to produce slip in single crystals of different orientation can be rationalized by a critical resolved shear stress; this was first recognized by Schmid.<sup>2</sup> To calculate the critical resolved shear stress from a single crystal tested in tension, it is necessary to know, from X-ray diffraction, the orientation with respect to the tensile axis of the plane on which slip first appears and the slip direction. Consider a cylindrical single crystal with cross-sectional area  $A$  (Fig. 4-18). The angle between the *normal* to the slip plane and the tensile axis is  $\phi$ , and the angle which the slip direction makes with the tensile axis is  $\lambda$ . The area of the slip plane inclined at the angle  $\phi$  will be  $A/\cos \phi$ , and the component of the axial load acting in the slip plane in the slip direction is  $P \cos \lambda$ . Therefore, the critical resolved shear stress is given by

$$\tau_R = \frac{P \cos \lambda}{A / (\cos \phi)} = \frac{P}{A} \cos \phi \cos \lambda \quad (4-7)$$

<sup>1</sup> In practice it is very difficult to determine the stress at which the first slip bands are produced. In most cases, the critical shear stress is obtained by the intersection of the extrapolated elastic and plastic regions of the stress-strain curve.

<sup>2</sup> E. Schmid, Z. Elektrochem., vol. 37, p. 447, 1931.

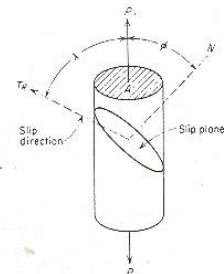


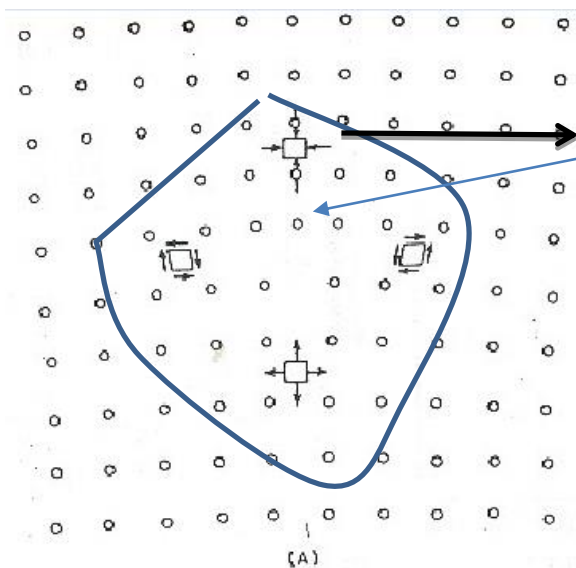
Fig. 4-18. Diagram for calculating critical resolved shear stress.

Vediamo che se partiamo dal 100% di oro, abbiamo una tensione inferiore a  $0,1 \text{ g/mm}^2$  ma bastano poche % di argento, inferiori al 10% per elevare questa componente critica a valori di circa 3 volte e a valori di circa 5 volte con una sostituzione del 70%. Stessa cosa se dalla parte dell'argento andiamo ad aumentare la % di oro con progressiva sostituzione di atomi di argento con atomi di oro.

Bastano veramente piccole percentuali per ottenere un aumento della componente critica.

Ad esempio per l'argento puro al 99,99 ha  $48 \text{ g/mm}^2$  come componente critica mentre l'argento al 99,93 abbiamo un aumento di circa 3 volte. Quindi effettivamente se è relativamente facile spostare una dislocazione quando ci troviamo di fronte ad un reticolo formato da atomi tutti dello stesso tipo, questa componente critica diminuisce nel momento in cui alcuni atomi si vengono a sostituire al posto degli atomi della matrice, cioè gli atomi del solvente.

Intorno ad una dislocazione, noi ci troviamo dei campi di tensione.

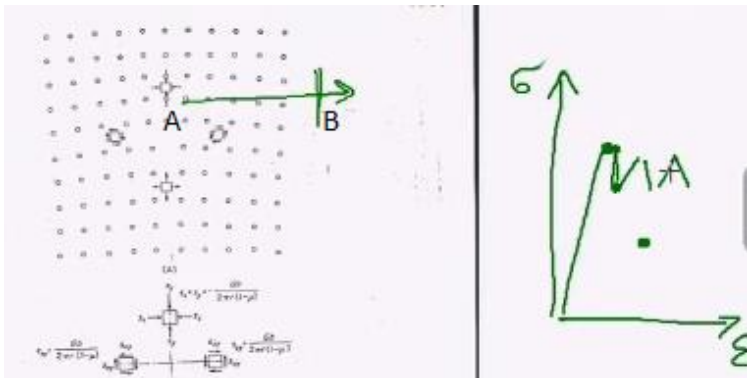


Considero ad esempio la seguente dislocazione di spigolo positivo e noto che c'è un semipiano in più al di sopra della linea di dislocazione. Dato che gli atomi sono più affollati noi abbiamo al di sopra una situazione di compressione e al di sotto una situazione di trazione. Di fianco invece, abbiamo delle distorsioni reticolari dovuti all'azione di tensioni tangenziali.

Supponiamo di lavorare solo su atomi sostituzionali. Questi possono avere una dimensione propria inferiore agli atomi della matrice (ovvero del solvente) o possono avere una dimensione superiore agli atomi del solvente.

Se hanno una dimensione inferiore, tendono a raggrupparsi intorno alla dislocazione ma nella parte di compressione, perché in questa maniera diminuiscono lo stato di tensione di compressione (Se al posto di un atomo ne metto uno più piccolo, gli atomi sono meno affollati, quindi l'energia connessa alla dislocazione in conseguenza di questo campo di tensione di compressione diminuisce)

La situazione di tensione che abbiamo al di sotto può essere diminuita se un atomo di soluto di dimensioni più grandi va a posizionarsi al di sotto della linea di dislocazione.



Supponiamo di aver spostato la dislocazione dalla posizione A alla posizione B. Gli atomi di soluto rimangono dove prima era la dislocazione (mi sono fermati). Si innesca un meccanismo di diffusione degli atomi di soluto per andare a recuperare la dislocazione. Tale meccanismo è lento a bassa

temperatura ma se io lavoro temperatura relativamente alta i meccanismi di diffusione sono molto più frequenti e posso avere un fenomeno di rincorsa fra lo spostamento delle dislocazioni e il riappropriarsi delle dislocazioni da parte delle atmosfere di Cottrell di atomi di soluto. Questo meccanismo di rafforzamento è uno dei 4 meccanismi di rafforzamento importanti.

41

I meccanismi di rafforzamento per soluzione solida sono attivi ugualmente in un monocristallo o in un aggregato policristallino, ma abbiamo detto che nel momento in cui noi utilizziamo dei componenti di fabbricazione industriale, nella massima parte dei casi ci troviamo di fronte ad aggregati policristallini.

Sto cercando di vedere cosa vedo al microscopio quando faccio una sezione di un componente formato da cristalli tutti dello stesso tipo.

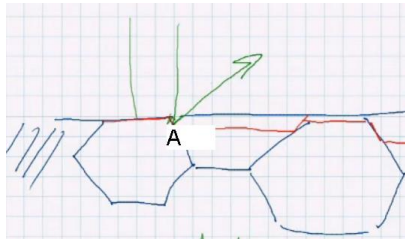
Le linee di max impaccamento in un cristallo e in quello vicino, non sono mai analoghe. L'orientazione di tali cristalli rispetto alle forze esterne sarà differente. Quindi la componente della tensione tangenziale che mi interessa sarà differente nei due casi. Supponiamo questa sia maggiore in 1 e minore in 2. Le dislocazioni si muovono in una delle direzioni di max impaccamento. Quando però queste dislocazioni arrivano in prossimità del bordo dei cristalli, si arrestano perché non riescono a passare nel cristallo vicino. Devo aumentare la tensione e quindi la forza applicata dall'esterno per poter attivare il passaggio delle dislocazioni nel cristallo 2. Qui però mi ritrovo nuovamente di fronte a dislocazioni bloccate dal bordo del nuovo cristallo finché non aumento ulteriormente la tensione applicata dall'esterno.

Quindi la mia necessità di applicare una tensione elevata dipende:

- Dalla facilità di movimento delle dislocazioni all'interno dei singoli cristalli. Supponiamo che la composizione di un cristallo sia uguale alla composizione di un altro cristallo. Quindi se ci saranno degli atomi di soluto questi saranno presenti sia in 1 che in 2. Di conseguenza il movimento delle dislocazioni all'interno dei singoli cristalli necessita di un tensione pari a:

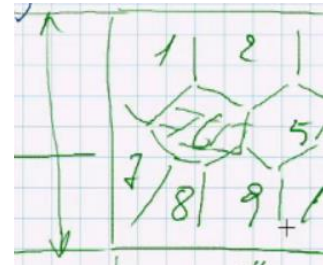
in maniera differente. Quindi una superficie che era liscia in partenza diventa una superficie scalinata.

Se io illumino una superficie liscia, la luce mi viene restituita in direzione perpendicolare ma se invece la luce mi viene restituita in direzione perpendicolare alla nuova superficie che è stata creata e quindi non ritorna indietro vedrò il punto A come nero.



Se Faccio una rotazione della superficie, tutte le zone nere corrispondono ai bordi dei cristalli. Facendo le **analisi cristallografiche** si riesce a stabilire qual è la dimensione media dei cristalli. Il metodo per misurare la dimensione dei materiali è il **METODO A.S.T.M. American Society for Testing and**

**Materials.** Consiste nel considerare una superficie a specchio, fare un attacco chimico metallografico, fare una fotografia a 100 x e considerare un quadrato di lato un pollice (25,4 mm) e contare materialmente quanti cristalli si vedono.



I test di corrosione vengono utilizzati per sottoporre i materiali al contatto con particolari agenti chimici e valutarne la loro resistenza alla corrosione. Ogni norma valuta fenomeni differenti: resistenza alla corrosione intergranulare, Pitting, Crevice, resistenza alla dezincificazione, ecc

Questo numero N di cristalli si trasforma in una potenza del 2 e l'esponente della potenza del 2 è n-1.

$$N = 2^{n-1}$$

Se la grana è piccola cioè se le dimensioni dei cristalli sono piccole, il numero dei cristalli che io vedo in un pollice quadrato ad un ingrandimento di 100x sarà elevato. Anche n sarà grande.

Viceversa, se ho grana grossa e numero dei cristalli piccolo, anche n sarà piccolo.

Quindi per definire le dimensioni dei cristalli si fa riferimento alla classificazione ASTM dove n assume valori -3, -2, -1, 0, 1, .... 17. 17 è la grana più piccola che riesco ad immaginare. La normativa internazionale per l'accettazione degli acciai per le carrozzerie delle macchine, prevede  $5 < n < 8$  con 5 ristretto a piccole zone. Di solito si lavora nell'intervallo fra 6 e 8.

Più mi sposto verso il 17 più è fine la struttura. Le strutture devono essere relativamente fine. Cosa succede se arrivo a 17? Le dimensioni dei cristalli sono talmente piccole che diventano non più dimensioni micrometriche ma dimensioni nanometriche. Nel campo dei nano cristalli le regole rappresentate dall'equazione (1) non valgono più.

La (1) può essere applicata fino a n=11.



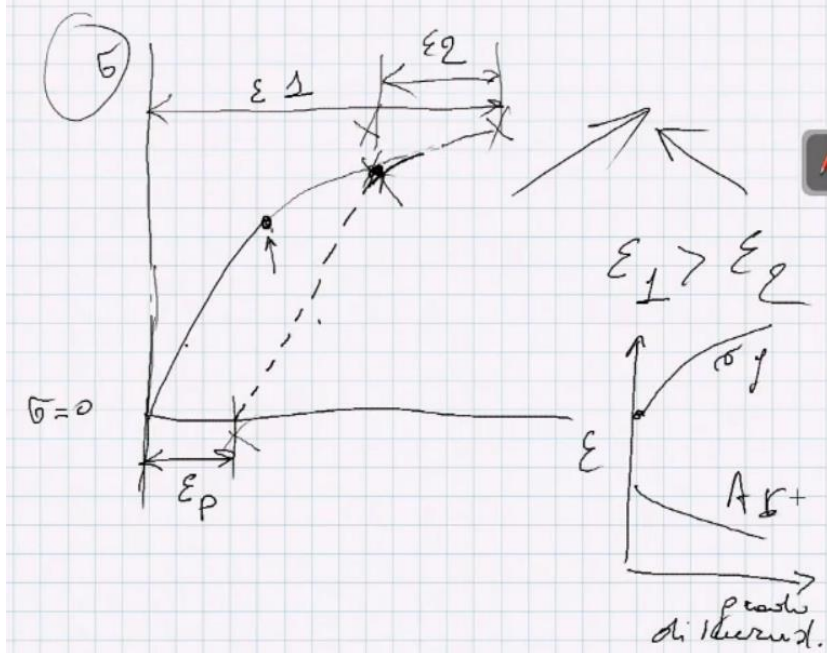
queste si spostano. Sotto l'azione di forze posso avere foreste di dislocazioni che si muovono lungo una direzione e foreste di dislocazioni che si muovono in una direzione differente.

L'incrocio di queste foreste di dislocazioni porta a delle variazioni di forma della linea di dislocazione e ad un ulteriore incremento della densità di dislocazioni.

Tali dislocazioni hanno una difficoltà di rimanere in movimento. Devo quindi aumentare la tensione applicata. Di conseguenza la tensione necessaria aumenta. Se arrivo al punto 2 e scarico, il materiale ritorna ad una situazione di  $\sigma=0$  e si ottiene una retta parallela alla deformazione elastica. Ottengo un allungamento residuo  $\epsilon_R$ . (deformazione plastica residua). Se io riprendo la deformazione, ritorno lungo la linea di deformazione elastica e la densità di dislocazione che avevo raggiunto in precedenza nel momento di scarico della forza è uguale a quella che raggiungo nel momento in cui ripercorro la linea di deformazione elastica.

Continuando la deformazione, il residuo di deformabilità plastica che io mi ritrovo è  $\epsilon_2$ , mentre con il materiale vergine il possibile campo delle deformazioni plastiche era  $\epsilon_1$  con  $\epsilon_1 > \epsilon_2$ .

Il residuo di allungamento che posso aspettarmi, l'allungamento a rottura che posso aspettarmi è diminuito.



Quindi l'incrudimento è un meccanismo di rafforzamento ma provoca una perdita di duttilità; ossia se io faccio una deformazione plastica, la deformazione plastica che mi resta è molto inferiore e quindi mi ritrovo di fronte a diagrammi in cui in funzione del grado di incrudimento la sigma di snervamento cresce ma l'allungamento a rottura diminuisce.

Se considero che Cu è il numero 29 della tavola periodica degli elementi e lo Zn il numero 30 (numero atomico), allora questi sono molto simili come caratteristiche di dimensioni e quindi la soluzione solida di Zn in Cu è una soluzione solida piuttosto estesa. Quando abbiamo a che fare con soluzioni solide è più facile la solubilità dell'elemento seguente nell'elemento precedente, nel nostro caso:

Solubilità Zn in Cu (ordine del 39%) > Solubilità del Cu nello Zn (inferiore al 10%)

Questo aumento dell'allungamento a rottura con l'aumentare della percentuale di Zn è particolarmente importante.

C'è una conseguenza che si verifica alcune volte:

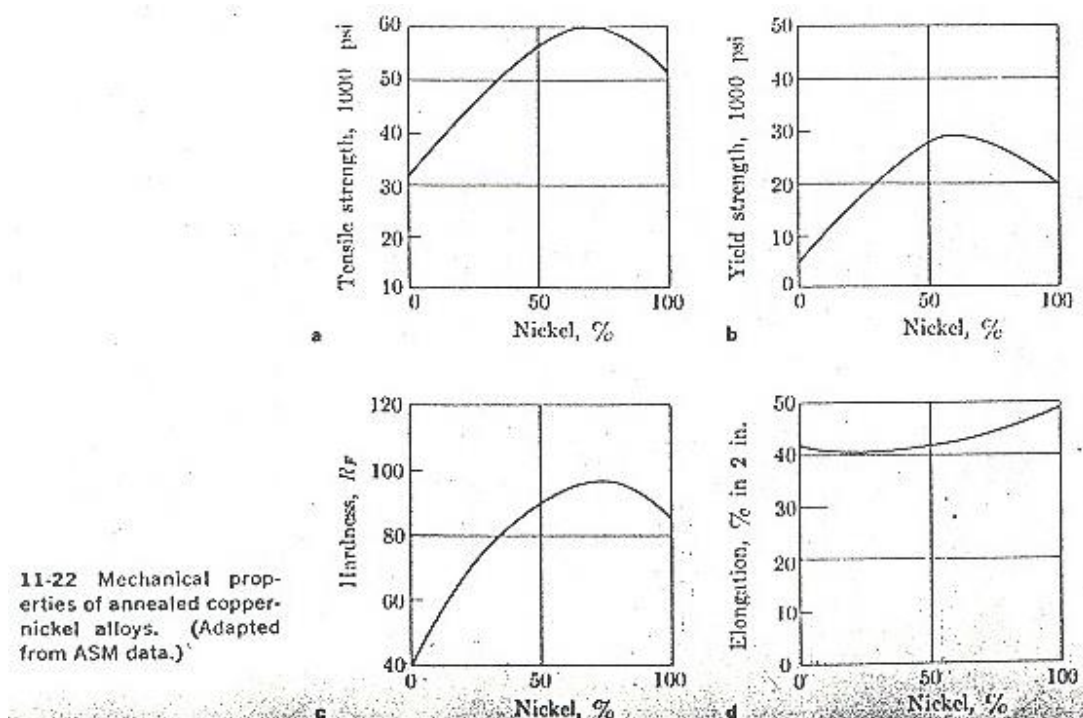
47

Gli ottone costituiscono i bossoli dei proiettili e sono particolarmente sensibili a una corrosione da ammoniaca, l'esposizione a vapori di tipo ammoniacale porta a un processo di dizincificazione ossia di diminuzione della quantità di zinco nell'Ottone. L'allungamento a rottura, diminuendo la percentuale di zinco nell'Ottone, porta ad una diminuzione dell'allungamento totale a rottura.

Guerra del Vietnam, depositi di munizioni: nella giungla vi è grande umidità e quindi sviluppo di vapori ammoniacali allora le pallottole perdevano zinco e si ritrovavano molto vicine alle condizioni di rottura quando volevano essere utilizzate e si rompevano nella canna del fucile o della pistola.

Anche Nichel e Rame si sciolgono l'uno nell'altro ma dato che cristallizzano nello stesso sistema cubico facce centrate abbiamo una solubilità completa del Nichel nel Rame e del Rame nel Nichel e quindi possiamo avere leghe con quasi il 100% di Cu e il resto Ni o viceversa.

Sia che partiamo da Ni allo stato puro (cioè da destra verso sinistra), sia se partiamo dal Cu allo stato puro (cioè da sinistra verso destra) in entrambi i casi abbiamo un:



- incremento della resistenza a rottura;
- incremento della resistenza allo snervamento;
- incremento della durezza con un massimo attorno al 66% di Nichel;
- L'aumento dell'allungamento a rottura abbastanza basso.

Osserviamo ora un altro fenomeno su un altro tipo di lega. L'aumento di resistenza a rottura di un acciaio a basso tenore di carbonio (nella descrizione della figura viene definito come iron cioè ferro senza carbonio) per l'aumento di vari elementi di lega. È una funzione doppia logaritmica (lo sono le scale sia in ascissa che in ordinata).

Se voglio rafforzare del ferro o dell'acciaio a basso tenore di carbonio ci sono degli elementi che hanno un effetto notevole, ad esempio il Berillio, e altri che non hanno alcun effetto o comunque hanno un effetto molto limitato tipo il Cromo.

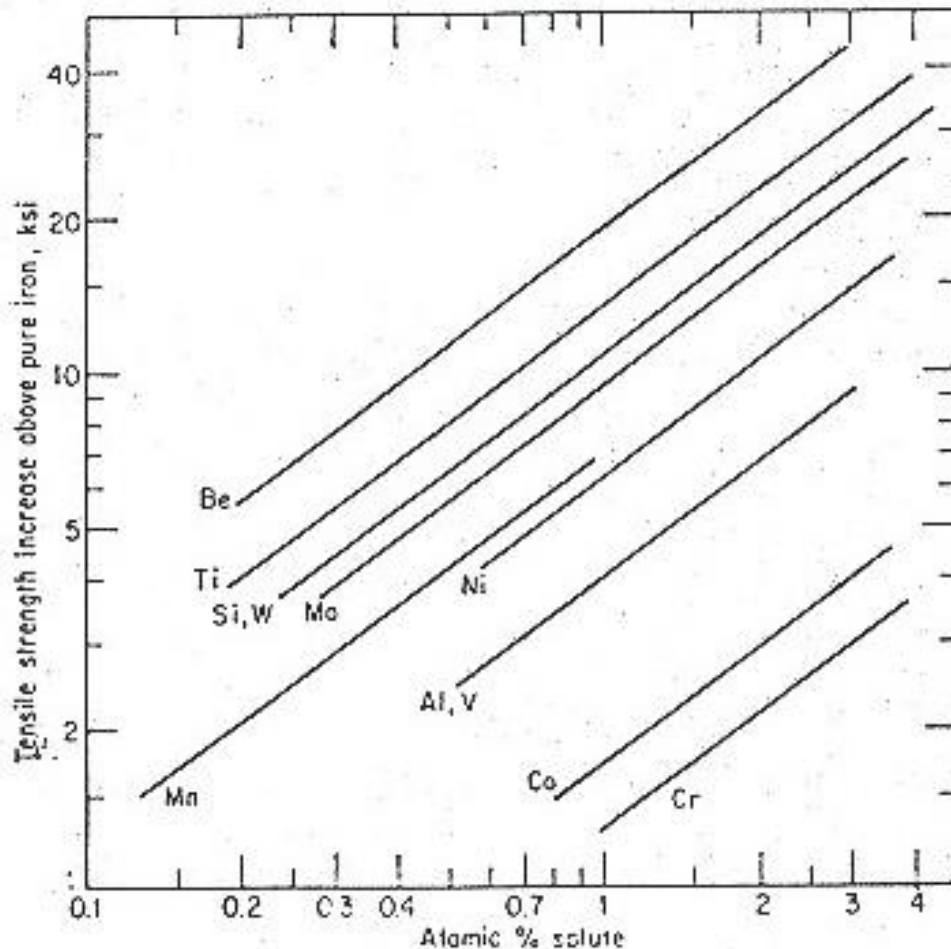
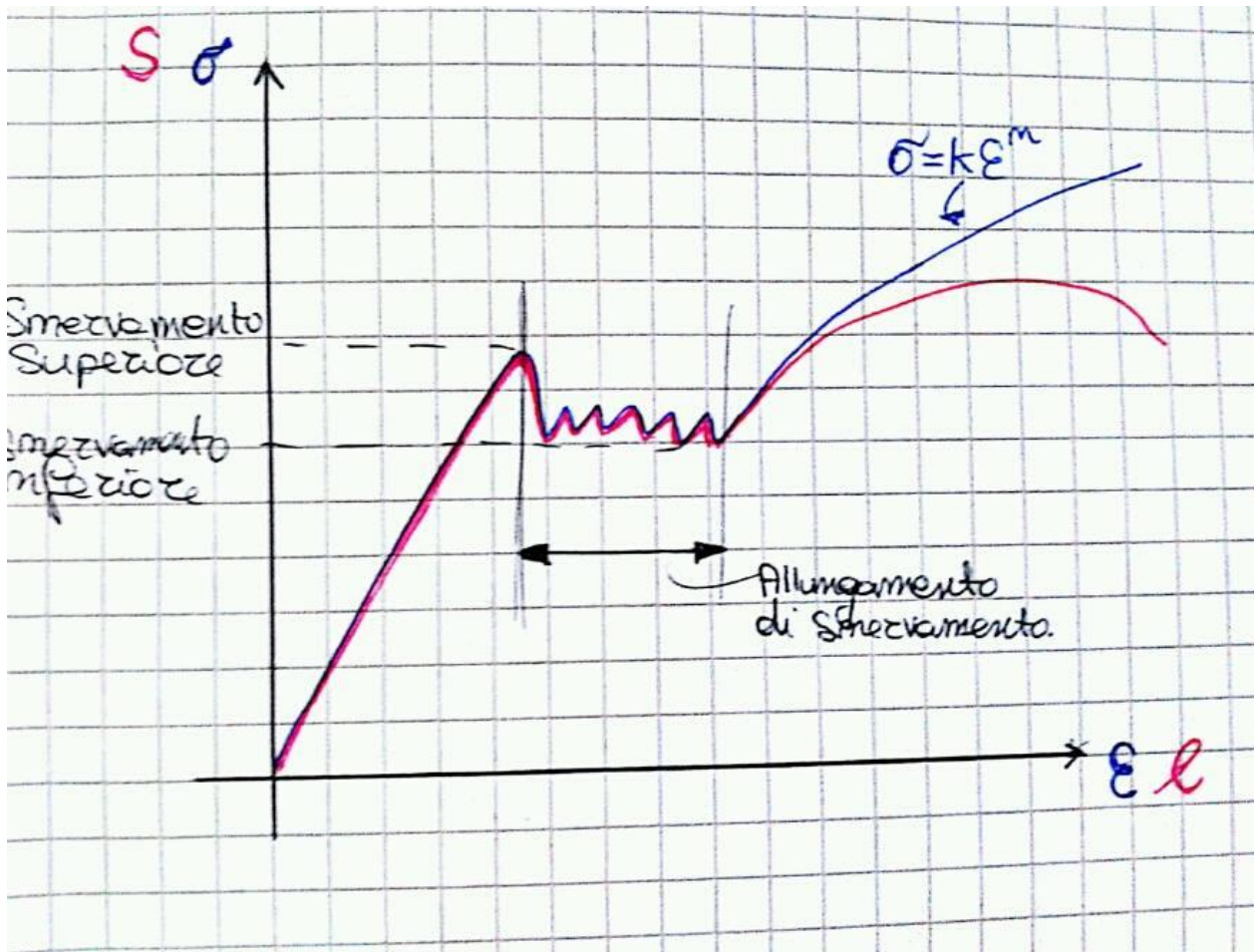


Fig. 5-9. Increase in tensile strength of iron due to solid-solution alloy additions vs. atomic per cent of alloy added. (C. E. Lucy and M. Gensamer, *Trans. ASM*, vol. 32, p. 88, 1944.)

Se pensiamo che il 90% dell'acciaio prodotto è a basso tenore di carbonio questo diagramma risulta molto importante. Ci dice infatti che su un acciaio per carrozzerie non devo fare assolutamente un'aggiunta di Cromo, il Berillio non si può mettere perché è tossico, ci va bene del Titanio, del Silicio, ma quello che dà il miglior compromesso tra efficacia di indurimento per aggiunte e costo relativamente basso è il Manganese. Osservo che il Manganese e il Nichel sono sulla stessa linea ma mentre il Nichel è il componente legante più costoso che ci sia perché può essere prodotto solo per via elettrolitica, il Manganese è quello che costa meno. Allora a parità di effetto non troveremo mai le lamiere di carrozzeria fatte di acciaio legato al Nichel ma saranno fatte di acciaio legato al Manganese.

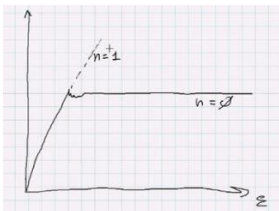
(Potremo trovare il Nichel negli acciai inossidabili ma è per una ragione diversa).



La curva che si ha in questa zona può essere approssimata dall'equazione in termini di sigma ed epsilon vere:

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (1)$$

Dove n prende il nome di esponente di incrudimento ed ha valori compresi fra 1 e 0.



Se fosse zero lo curva si presenterebbe dopo la zona di snervamento come completamente piatta e il comportamento si chiamerebbe comportamento elastico perfettamente plastico;

se invece fosse uguale a uno avremmo un comportamento simile al tratto elastico.

Torniamo a esaminare la curva tensioni deformazioni.

Parlando di acciai per carrozzerie ci interessa che lo snervamento sia basso e che il carico massimo sia alto allora vogliamo che n sia elevato tra 0,25 e 0,30, non vogliamo che sia zero perché vogliamo che in caso di urto ci sia un assorbimento di energia e quest'ultimo è tanto più alto quanto più l'aria che sottende la curva è elevata.

Quando ci interessa invece ottenere valori intorno all'1,8?

Prima i ladri per scassinare una cassaforte bullonavano creando una serie di fori in modo da tirare fuori la serratura. Allora già agli inizi del 900 hanno inventato acciai HADFIELD con l'1% di Carbonio e l'11% di Mn con n=0,8.

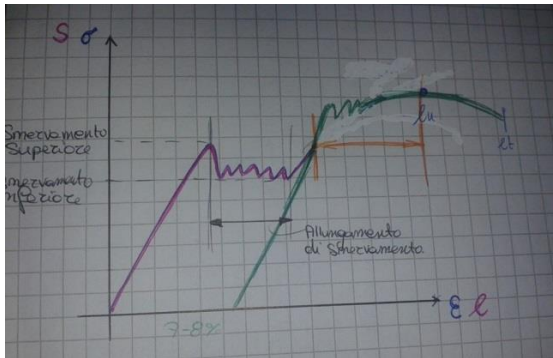
La natura tende al minimo di energia allora le atmosfere di Cottrell tendono a riappropriarsi delle dislocazioni.



Il tempo che intercorre tra l'operazione di skin-pass e quella di stampaggio deve essere limitato. Quindi non dobbiamo tenere le lamiere che sono state skin-passate per molto tempo infatti viene imposto un tempo inferiore a 3 mesi tra il tempo in cui viene fornita al momento in cui viene utilizzata.

Il fatto che durante il funzionamento della macchina le atmosfere di Cottrell si riappropriano delle loro posizioni al produttore dell'auto non interessa perché teoricamente non dovremmo avere un fenomeno di deformazione plastica (lo avrà in caso di incidente).

Se trascorre più tempo di quello appena descritto, nella ulteriore deformazione plastica, le atmosfere di Cottrell ricompaiono come nel grafico è evidente nella curva verde.



Inoltre, dato che interviene su una matrice che è già stata deformata, mi porta ad una diminuzione dell'allungamento a rottura  $\epsilon^t$ . Inoltre un altro punto importante della curva è il massimo  $\epsilon^u$  perché a questo corrisponde un allungamento uniforme cioè senza che vi sia il fenomeno della strizione.

Il campo delle deformazioni utile è quello compreso tra il campo dell'allungamento di skin-pass e l'allungamento uniforme (intervallo arancione) perché anche quando

raggiungo l'allungamento uniforme non posso più andare avanti perché anche se non rompo ho dei solchi dovuti alla strizione localizzata.

È possibile dimostrare che l'allungamento uniforme è numericamente uguale all'esponente di incrudimento  $\epsilon^u = n$  quindi l'aumento dell'esponente di incrudimento  $n$  provoca un aumento del carico massimo e un aumento dell'allungamento uniforme.

Allora la produzione dell'acciaio per carrozzeria è qualcosa di complesso.

L'acciaio si produce in acciaieria dove si producono delle bramme spesse che devono essere sottoposte a deformazione a caldo e solo nell'ultimo processo di deformazione devono essere ridotte allo spessore di pochi millimetri che poi verrà utilizzato per fare la carrozzeria dell'auto. Però è necessario che il posto dove si fanno le deformazioni finali a freddo e lo skin-pass deve essere vicino al luogo dove si effettua lo stampaggio per la fabbricazione della carrozzeria allora distanze oceaniche non sono raccomandate per l'esportazione di lamiere già pronte per lo stampaggio finale.

In Italia se l'acciaieria è a Taranto, la deformazione a caldo si fa a Genova, quella a freddo la si fa a Novi Ligure.

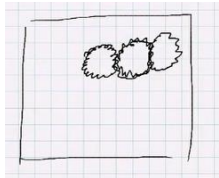
Se applico una deformazione plastica del 40% a un acciaio che ha un allungamento uniforme del 20% arrivo di sicuro alla strizione e poi alla rottura.

Nel tratto curvo della deformazione plastica vi è un aumento delle deformazioni allora il raggiungimento dello stadio finale corrisponde a una densità delle dislocazioni estremamente elevata. Per riuscire a ripristinare le condizioni di deformabilità mi devo fermare e fare un trattamento termico che mi riporti la lamiera nelle condizioni precedenti. Questo di solito si cerca di non fare. Il trattamento termico è molto importante e prende il nome di ricottura di ricristallizzazione, ricristallizzazione perché vado a formare nuovi cristalli.

Generalmente preferisco utilizzare gli estensimetri con provette cilindriche perché misuro solo quello che avviene nel campione, nella misura della traversa mobile sto incorporando tutto il recupero di gioco che posso avere nei sistemi di afferraggio del campione. Ancora peggiore è la situazione con campioni di tipo piatto soprattutto perché, se trattati termodinamicamente, possono non essere completamente piani e quindi la prima parte della curva corrispondente al recupero della curvatura del campione e non a un sua effettiva deformazione elastica e plastica.

Torniamo alla domanda principale: cosa sta avvenendo nella zona di incrudimento?

Il fenomeno dell'incrudimento è legato a un aumento delle densità delle dislocazioni: Man mano che aumento il valore della sigma applicata, aumenta di svariate potenze di dieci.



Abbiamo delle celle all'interno dei cristalli dove:

- all'esterno la densità delle dislocazioni è elevata;
- all'interno è relativamente più bassa.

55

Tornando alla definizione di difetto, il difetto è una variazione dell'ordine degli atomi che costituiscono il cristallo. Se i difetti aumentano a causa di un aumento delle densità delle dislocazioni, l'ordine che si immaginava perfetto diviene sempre più imperfetto.

Quando la densità delle dislocazioni si avvicina a  $10^{-14}$  m/m<sup>3</sup> o cm/cm<sup>3</sup> o mm/mm<sup>3</sup> non c'è più ordine, non c'è più una sostanziale differenza tra un reticolo di un solido relativamente perfetto e la distribuzione degli atomi in un liquido dove non abbiamo nessun ordinamento.

Quando entriamo nella zona con alta densità dislocazioni, che qualcuno aveva definito "Quarto stato della materia", questo è l'anticamera della rottura (siamo in prossimità della rottura).

Ritornando alla richiesta iniziale (deformazione plastica del 40% ed ho un acciaio con un allungamento a frattura del 25 %). Abbiamo detto che dobbiamo scindere la deformazione plastica in due susseguenti deformazioni del 20% però, prima di passare al secondo stadio della deformazione plastica, riporto la densità delle dislocazioni al valore originale del reticolo non deformato.

Devo provocare la formazione di nuovi cristalli. Per formare i nuovi cristalli devo far muovere gli atomi e posso far ciò solo innalzando la temperatura assoluta.

Il movimento degli atomi ha come temperatura di riferimento quella di fusione perché a quella temperatura si muovono così tanto da perdere il contatto gli uni con gli altri.

Mentre aumento la temperatura le proprietà del componente variano. Posso individuare tre zone:

1. Nella prima zona, a temperatura più bassa, parlo di **restaurazione** delle proprietà fisiche;
2. **Ricristallizzazione** cioè formazione di nuovi cristalli;
3. **Crescita dei cristalli.**

Individuo un limite inferiore e uno superiore della temperatura entro la quale mi devo muovere (linea con doppie frecce).

1. A temperature più basse elimino i difetti puntiformi, metto in movimento gli atomi, le vacanze possono sfuggire dai bordi dei cristalli. La conducibilità elettrica viene migliorata, questa era stata diminuita dalla deformazione plastica precedente. Fino a  $T_1$  non ho alterato la densità delle dislocazioni perché non mi sono portato alla formazione di nuovi cristalli.

Questo  $T_1$   $T_2$  è l'intervallo di temperatura nel quale faccio un trattamento termico di ricottura (annealing in inglese) per ottenere la formazione di nuovi cristalli.

Se aumento la temperatura e vado a  $700^\circ\text{C}$  ottengo un aumento delle dimensioni del cristallo e perdo una possibilità di rafforzamento che invece ho ottenuto, se vado al di sotto di  $T_1$  non faccio nulla.

Esempio 2:

Al (puro)  $T_f=660^\circ\text{C}=930\text{ K}$  circa allora

$$T_1 = 300\text{ K} = 25^\circ\text{C}$$

$$T_2 = 460\text{ K} = 190^\circ\text{C}$$

57

Se devo operare una ricristallizzazione delle leghe di alluminio devo lavorare intorno a  $T_2$ .

Se, mediante l'aggiunta di particolari elementi leganti, riesco a tirare su queste temperature, riesco a mantenermi in una situazione in cui non ottengo la ricristallizzazione pur lavorando attorno a  $T_2$ .

Esempio 3:

Pb  $T_f=323^\circ\text{C}=600\text{ K}$  circa allora

$$T_1 = 200\text{ K} = -73^\circ\text{C}$$

$$T_2 = 300\text{ K} = 25^\circ\text{C}$$

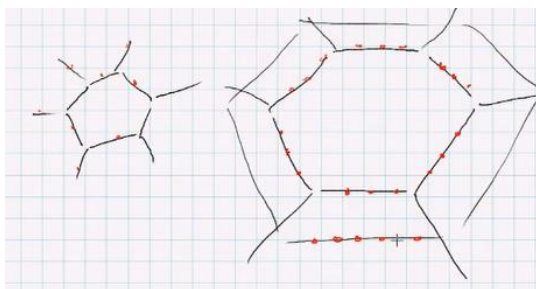
Il piombo ricristallizza a temperatura ambiente e quindi con il passare del tempo i cristalli del piombo tendono a ingrossarsi.

Quando passo da una struttura più piccola ad una più grande (come in figura) sto diminuendo l'estensione delle zone dei bordi di grano.

Se immagino come esempio di spezzare un gesso 4 volte, a parità di Volume complessivo, solo per la moltiplicazione aumento di molto la superficie laterale portando il numero di superfici piane cilindriche da 2 a 8. La superficie laterale dell'unico cristallo e quella dei 4 cristalli ottenuti è molto differente.

Allora le zone di bordo grano oltre ad essere le zone di separazione di cristalli (più sono, più si oppongono al movimento delle dislocazioni) sono anche zone in cui vanno a raccogliersi gli atomi degli elementi completamente insolubili nella matrice e quindi sono le zone in cui si vanno a concentrare le impurezze.

Una lega ha un certo numero di atomi estranei che si vanno a radunare nelle zone di bordo grano.



Se le superfici di bordo grano sono molte, il numero di atomi per unità di superficie di bordo grano è basso (Figura a sinistra);

se i grani sono grandi vi è un'alta concentrazione di impurezze cioè di atomi estranei per unità di superficie di bordo grano e queste superfici diventano man mano più deboli man mano che aumenta la dimensione dei cristalli (Figura a destra)

ottenere ampie deformazioni plastiche. È come se non avessimo limite, come si formano nuovi cristalli la densità delle dislocazioni ritorna al valore del materiale non deformato e noi possiamo continuare a deformato indefinitivamente.

Quindi:

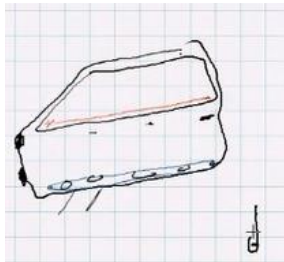
- Le **deformazioni plastiche a caldo** avvengono a una temperatura superiore alla  $T$  di ricristallizzazione:  
 $T > T_{\text{ricristallizzazione}}$
- Le **deformazioni plastiche a freddo** avvengono a una temperatura inferiore alla  $T$  di ricristallizzazione:  
 $T < T_{\text{ricristallizzazione}}$

Quando facciamo una deformazione plastica la massima parte del lavoro va in calore e la temperatura del componente si eleva.

Per esempio non possiamo toccare una lamiera che è stata appena deformata a freddo perché ha raggiunto una temperatura i 100-200 gradi.

Parte dell'energia è rimasta come energia di deformazione interna del materiale quindi le zone deformate sono quelle che hanno una maggiore energia interna. L'energia interna è disponibile per far avvenire nuove reazioni come le reazioni di corrosione.

Lo sportello di un'auto è caratterizzato da una lamiera con un rivestimento, in corrispondenza della linea rossa ci sono delle guarnizioni per impedire che l'acqua entri dentro, anche se comunque andrà a condensarsi



l'umidità allora in prossimità della zona blu potrebbe esserci dell'acqua che ristagna, che può poi evaporare quando la macchina al sole e di nuovo condensare, questa è la zona dove sono possibili i fenomeni di corrosione.

Non esiste il fenomeno di corrosione a umido senza la presenza di un liquido elettrolitico (acqua con le sostanze che sono nell'atmosfera che possono anche formare sostanze leggermente acide).

Il bordo inferiore è rivoltato a U, qui vi è il massimo della deformazione plastica e non c'è stato dopo alcuna ricottura, di conseguenza sono le zone in cui c'è la maggiore energia di deformazione contenuta nel reticolo disponibile per i fenomeni di corrosione.

Quindi una deformazione plastica a freddo porta a un aumento dell'energia di deformazione interna nel reticolo e favorisce le reazioni.

#### 4. Meccanismi di rafforzamento per precipitazione

Abbiamo detto che il fenomeno delle bande di Luders è negativo, che non vogliamo avere, che è dovuto alla presenza delle atmosfere di Cottrell e della presenza degli atomi di soluto interstiziali che mi ancorano tali atmosfere.

Per evitare le bande di Luders devo togliere dalla matrice metallica gli atomi della matrice di soluto interstiziale cioè gli atomi (di C, N) sufficientemente piccoli da essere ospitati nelle lacune ottaedriche. Togliendoli elimino il fenomeno dello snervamento superiore o inferiore e passo ad uno snervamento continuo.

Allora le dislocazioni non sono ancorate alle atmosfere di Cottrell ma sono relativamente libere di muoversi.



mi devono corrispondere degli  $\xi_{22} < 0$  e  $\xi_{33} < 0$  per soddisfare la legge di costanza del volume  $\Delta V = 0$ .

Se la lamiera fosse completamente isotropa cioè se avesse comportamento uguale in tutte quante le direzioni  $\xi_{22} = \xi_{33}$ .

Se vado a considerare quello che mi interessa ,cioè che non si assottigli troppo per garantire la rigidità alle superfici estese e le resistenze in caso di urto, voglio che  $|\xi_{22}| > |\xi_{33}|$ .

Se indico con  $b$  la larghezza e con  $c$  lo spessore, se indico le condizioni iniziali con  $b_0$  e  $c_0$  e con  $b$  e  $c$  le condizioni in deformazione:

$$\xi_{22} = \ln(b/b_0);$$

$$\xi_{33} = \ln(c/c_0).$$

Questi sono logaritmi di numeri inferiori ad uno e per questo sono valori negativi. Il rapporto di due numeri negativi è positivo. Volendo che  $|\xi_{22}| > |\xi_{33}|$ , voglio che il rapporto :

$$r = \frac{\ln\left(\frac{b}{b_0}\right)}{\ln\left(\frac{c}{c_0}\right)} > 1$$

questo rapporto prende il nome di **coefficiente di anisotropia normale r**. La lamiera sarà tanto migliore quanto maggiore è  $r$ .

Riassumendo:

le **proprietà intrinseche** del materiale sono:

1.  $n$  elevato perché porta a un aumento dell'allungamento uniforme (0,25-0,30) ;
2.  $r$  quanto più possibile  $> 1$  (1,2-1,4) .

Per  $r=1$ ,  $\xi_{22} = \xi_{33}$ .

#### Produzione delle lamiere (Acciai per carrozzerie):

1. impianto siderurgico:  
produzione di **bramme** (oggetti larghi e spessi);
2. processi di **deformazione a caldo** cioè a temperatura superiore alla temperatura di ricristallizzazione:  
*lamiere spesse*  $> 3\text{mm}$ .
3. Processo finale di **deformazione a freddo**:  
*lamiere più sottili*, più lunghe  $< 3\text{mm}$ .

Le prove di trazione per la determinazione di  $n$  ed  $r$  si possono fare solo in laboratorio allora sono state inventate le **prove tecnologiche** per verificare l'adattabilità delle lamiere alla deformazione plastica a freddo.

La prova principe effettuata da tutti i fabbricanti di automobili è la **prova Erichsen** la quale è una **deformazione per stiramento**:

questa considera l'applicazione di una deformazione mediante un punzone emisferico e una matrice di tipo circolare.

### Macchina per prove di imbutitura Erichsen:

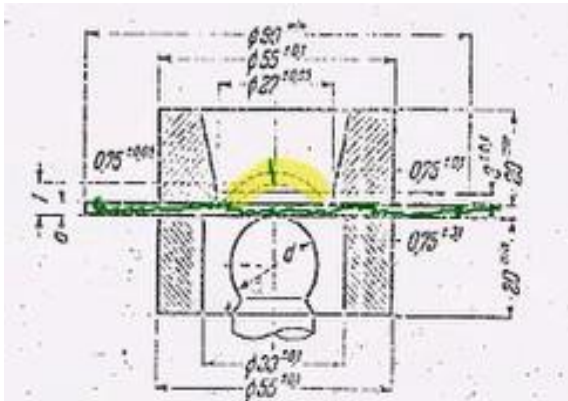


Fig. 1 - Schema dimensionale della macchina per prove di imbutitura Erichsen: a = spessore; f = profondità di imbutitura; d =  $20 \pm 0,05$  mm.

di profondità crescente fino alla comparsa della prima fessura.

La misura della profondità dell'impronta, rilevata al momento della rottura, viene assunta come indice dell'attitudine del materiale all'imbutitura per stiramento.

#### b) Imbutitura per costipamento

Le prove classificate in questo gruppo servono a determinare il comportamento dei laminati sotto l'azione di sollecitazioni biasiali di segno opposto e quindi in presenza di sensibili deformazioni dovute alla compressione (restraint).

I principali metodi di prova in uso sono i seguenti:

1) Metodi Sachs e Swift (Fig. 5); consistono essenzialmente nell'effettuare la «trafilatura» di una bandella di lamiera trapezoidale entro un'appropriata matrice, in modo da determinare una

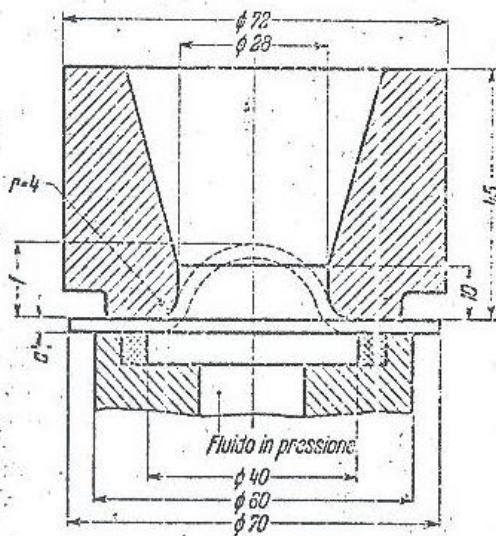


Fig. 2 - Schema dimensionale dell'attrezzatura per prove d'imbutitura Luft-Dietrich. a = spessore; f = profondità di imbutitura.

TRINCIATURA E STAMPAGGIO I.C. 1/10/53 1/218

Questa in figura è una lamiera (in verde) che viene inserita tra una matrice (grigia in basso) e un premi lamiera (grigio in alto), è bloccata, non può scorrere.

(Le dimensioni sono tutte unificate).

La deformazione (in giallo) viene impressa da un punzone emisferico sottostante e provoca la formazione di un'impronta.

La lamiera sarà tanto più adatta a sopportare operazioni di stampaggio profondo quanto più elevata sarà la deformazione. Dato che la calotta è sferica, unamigliore deformabilità corrisponderà a una maggiore altezza dell'impronta sulla lamiera deformata.

Il pistone è collegata a una vite micrometrica che ne provoca un avanzamento progressivamente maggiore. Ogni mezzo millimetro di avanzamento si toglie il punzone e si vede se si è creata una cricca passante.

Se vedo dall'alto, vedo una deformazione, fino a quando non vedo la formazione di cricche sto tranquillo, appena vedo la prima cricca inizio a fare l'analisi perché non è la prima cricca superficiale quella che costituisce il punto di arresto della prova ma quando si viene a creare una cricca passante e quindi l'intera lamiera è interessata da una rottura.



Quando tolgo il punzone, tutte le cricche tendono a richiudersi quindi per riuscire a determinare se la cricca è passante, al posto del punzone devo mettere una forte lampadina. Se da sopra vedo passare la luce allora la cricca è passante, la prova è finita e vado a registrare l'indice erichsen.

Per l'ultima parte può essere necessario troppo tempo allora è stata sostituita la la prova tradizionale erichsen con un altro tipo di prova.

Osservazione: il punzone emisferico sta applicando una tensione uniformemente distribuita con un unico fuoco ed è molto simile ad una pressione idrostatica.



Allora posso sostituire l'azione del punzone con l'azione di un fluido in pressione che nel momento in cui si forma una cricca passante il fluido viene fuori, la pressione immediatamente si abbassa e la deformazione si ferma. Abbiamo così la possibilità di fare direttamente la lettura dell'indice erichsen.

Questa è la **prova di imbutitura di Luft-Dietrich**.

Abbiamo parlato di **prove per stiramento**.

Questa tabella sostituisce la uni en 10130 del 1992 e norme quali la 80 e la 82. Queste sono lamiere in cui il materiale viene indicato con **Fe** perché sono leghe per carrozzerie a base di ferro. Stiamo cercando di valutare l'attitudine alla imbottibilità la quale viene specificata riportando la lettera **P**. Dopo ci sono due cifre che mi indicano una maggiore attitudine alla imbottibilità.

Esistono le FeP01, FeP03, FeP04, FeP05 e FeP06. È stata saltata la FeP02. Nell' '82 è stata saltata la FeP03.

Dell'acciaio FeP01 di cui:

- non si dice niente del grado di disossidazione,
- se l'assenza delle bande di scorrimento di luders è garantito per tre mesi,
- la resistenza allo snervamento è massima 280 ,
- la resistenza a trazione è compresa tra 270 e 410,
- L'allungamento percentuale a rottura arriva al 28%,
- Non è prescritto né il valore dell'esponente di incrudimento  $n$ , né il coefficiente di anisotropia normale  $r$ .

65

Vediamo che nel grado di disossidazione è completamente calmato sull' FeP03 fino all' FeP05 o FeP06. Questo vuol dire che in sede di fabbricazione dell'acciaio questo è stato disossidato con l'aggiunta di alluminio e questo non mi da ossidazione della lega, perché è calmato cioè non da più bolle (gli inglesi usano per calmato la parola "kill" per alludere al fatto che l'acciaio che fa le bolle è vivo a differenza di quello che non le fa che è morto).

Dopo l' FeP01 le caratteristiche meccaniche sono garantite per 6 mesi e l'assenza delle linee di scorrimento passa da tre mesi a sei mesi tranne per l'ultimo che è stato individuato (sulla linea apparte) illimitata.

La differenza tra i primi acciai e gli ultimi è che nell'ultimo c'è presenza di Titanio e quindi mi ha dato un fenomeno di precipitazione.

La nota 11 ci dice che il titanio può essere sostituito dal Niobio.

Osservo che passando da FeP01 a FeP06 il contenuto di carbonio è progressivamente diminuito da 0,12 allo 0,02.

Allora il FeP06, che è quello che si utilizza attualmente, è un acciaio che già parte da un basso tenore di carbonio, in più con il titanio abbiamo tolto tutti gli atomi di carbonio dalla matrice.

Il coefficiente di anisotropia arriva fino a 1,8 e l'esponente di incrudimento aumenta progressivamente.

2014\_Lezione 25

del 28/03/2014

- [Rafforzamento per precipitazione](#)
- [Applicazione alle leghe di Al](#)

2014\_Lezione 26

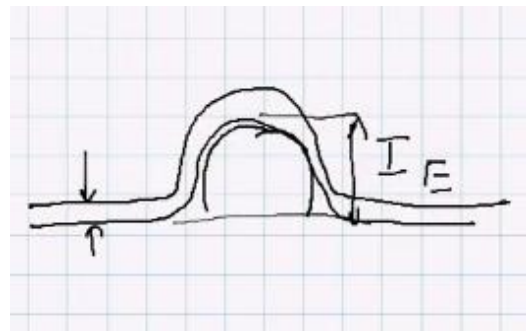
del 28/03/2014

- [Trattamenti termici e termomeccanici delle leghe di Al](#)

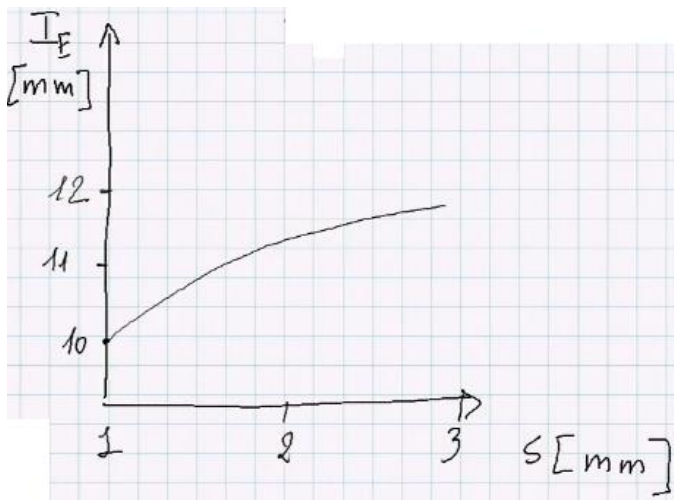
Abbiamo considerato il rafforzamento per incrudimento e abbiamo messo in evidenza che esistono varie norme che riguardano gli acciai per imbutitura o stampaggio profondo (per la fabbricazione di carrozzerie).

Abbiamo anche detto che oltre alle prove per la determinazione di  $n$  (*modulo di incrudimento o esponente di incrudimento*) e  $r$  (*coefficiente di anisotropia normale*), abbiamo visto che ci sono varie prove di tipo tecnologico, tipo la **prova Erichsen** e altre prove che sono o collegate a quest'ultima (prova di *stiramento*) o ad altre prove che vanno a considerare il *costipamento*.

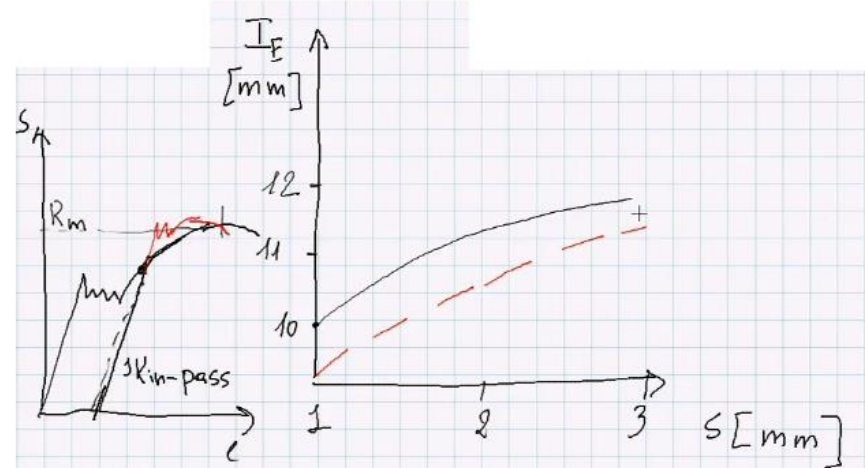
**La prova Erichsen** è una prova che porta la lamiera ad essere deformata sotto l'azione di un punzone emisferico e noi andiamo a misurare l'altezza della calotta. Ciò misurato in millimetri viene individuato come **indice Erichsen** ( $I_E$ ). Se la lamiera è progressivamente più spessa (indico con  $s$  lo



spessore misurato in mm), tale indice aumenta.

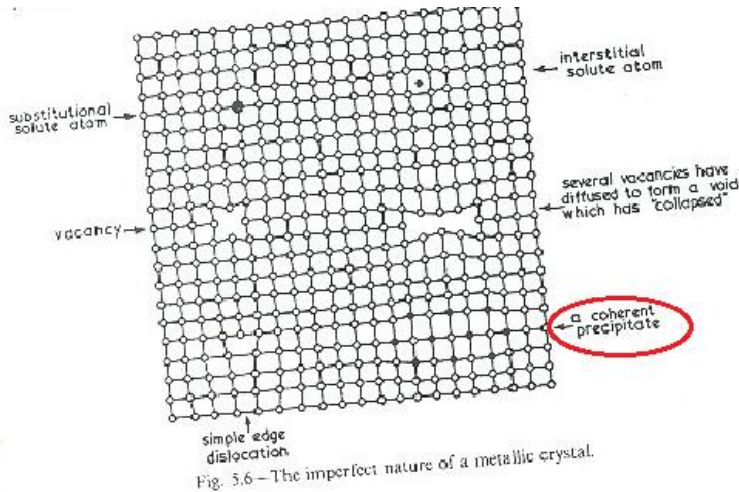


Se noi facciamo una leggera deformazione plastica a freddo in modo da superare l'allungamento di snervamento, distacciamo le dislocazioni dalle atmosfere di Cottrell e riusciamo ad ottenere una curva ingegneristica del deformato che è priva dello snervamento superiore, snervamento inferiore, della zona delle bande di Luders e quindi abbiamo che tutto quanto il tratto di curva fino al massimo che mi porta al valore della resistenza massima che indichiamo con  $R_m$  e un tratto utile per la deformazione. Abbiamo però anche detto



che se noi lasciamo per molto tempo le lamiere sottoposte a **Skin-pass** senza averle deformate per la formazione finale, le atmosfere di Cottrell (specialmente quelle formate da atomi di soluto interstiziali), si riappropriano delle dislocazioni e dopo un periodo di 3 mesi (per esempio) si vengono a riformare

Abbiamo visto che gli acciai, i quali sono stati progressivamente portati alla produzione, hanno fenomeni di invecchiamento progressivamente inferiori; ciò perché abbiamo sempre meno carbonio non legato e negli acciai FeP 06 non c'è carbonio libero perché tutto quanto impegnato sotto forma di precipitati di carburi di titanio o niobio (TiC - NbC). Ma il discorso del Just in Time, il discorso dello Skin-pass, il discorso di non tenere le lamiere impegnate senza utilizzarle, è rimasto anche se la migliona costante della tecnologia ha portato a possibilità di produzioni differenti.



Se considero i difetti che possiamo avere in un reticolo perfetto, e che da questo portano alla possibilità di formazione del reticolo che non essendo perfetto, ma

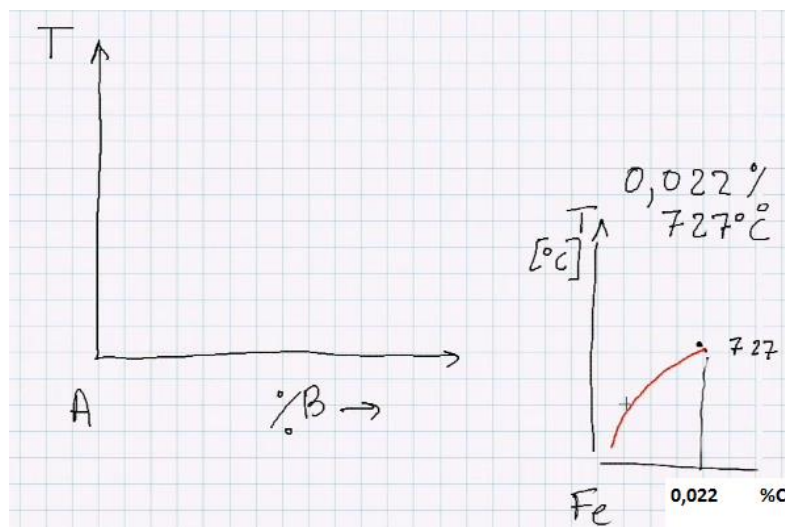
imperfetto contiene dislocazioni, notiamo una zona in basso con dislocazioni e in tale zona è presente qualcosa di differente chiamato **precipitato**.

Qualsiasi cosa che porta ad un blocco delle dislocazioni comporta un aumento della resistenza all'oservamento e successivamente un aumento della resistenza a rottura. Abbiamo visto inoltre diversi tipi di rafforzamento:

- rafforzamento per soluzione solida;
- rafforzamento per diminuzione delle dimensioni dei cristalli
- rafforzamento per incrudimento (per moltiplicazione delle dislocazioni/ dei bordi di grano)

4. Analizziamo adesso il **rafforzamento per precipitazione**.

Considero un carburo di titanio (TiC), composto di tipo interstiziale che si forma perché il titanio è molto affine al carbonio e quindi toglie via il carbonio dalla soluzione solida nel ferro e forma una nuova fase. Questo è un metodo per ottenere la precipitazione, ma in generale noi abbiamo che se si prende in considerazione un diagramma di stato, il quale ha una base di tipo composizionale (in ascissa le composizioni e in ordinata riporto le temperature), possiamo avere un caso in cui A e B sono talmente simili tra di loro che si sciolgono completamente l'uno con l'altro. Stesso discorso per le leghe oro-argento che si trovano uno sotto l'altro nella



serie periodica degli elementi; fanno quindi parte dello stesso gruppo, hanno dimensioni non molto differenti e proprietà chimiche molto simili. Per questo si sciolgono gli uni con gli altri. Ma se noi prendiamo due elementi molto differenti, che non hanno la stessa propensione a sciogliersi gli uni negli altri, la possibilità di soluzione completa non esiste. Un caso è il diagramma di stato Ferro-Carbonio.

La solubilità del carbonio nel ferro a temperature inferiori a 912 °C è molto

Alluminio-Litio, il volume, a parità di massa aumenta e la situazione è ancora più favorevole nel caso del magnesio che ha una massa volumica all'incirca di  $1,65 \text{ g/cm}^3$ . La lega metallica più leggera è la lega magnesio-litio.

Nei treni, a metà '800, si è iniziato ad usare acciaio. Negli aerei, per riuscire a farli volare, all'inizio c'era eccessivo uso di legno. Poi per aumentarne la resistenza strutturale si è passati all'alluminio e verso gli anni 1990 si è passati ad Al-Li e dopo, gli ultimi aerei hanno buona parte della fusoliera costruita non più con leghe di alluminio ma con materiale composit, principalmente a base di fibre di carbonio.

Siamo ad un esteso uso di lega di alluminio nei treni ad alta velocità; nelle auto invece, noi siamo ancora all'utilizzazione di acciai ma acciai sempre con resistenze a trazione più alte nei componenti di rinforzo.

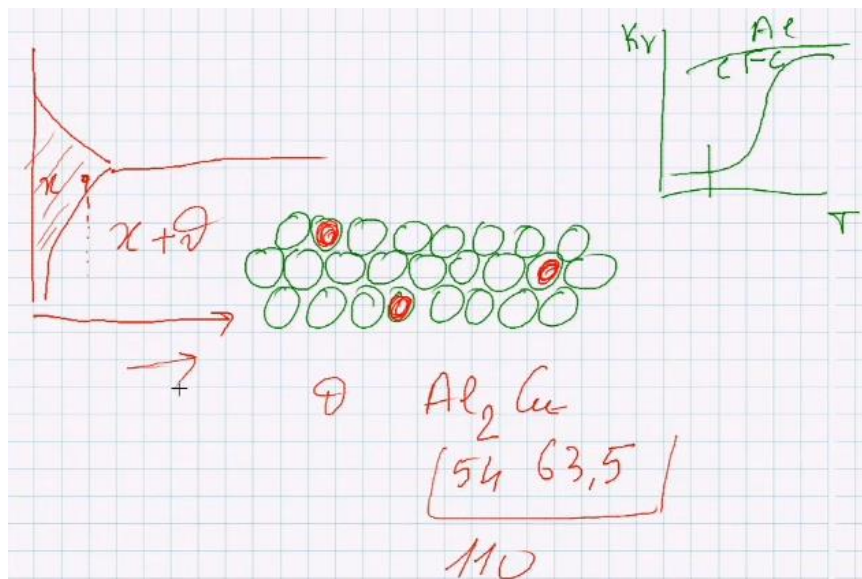
L'acciaio per la carrozzeria e le barre di rinforzo sono diversi; per le barre di rinforzo si utilizzano acciai che abbiano contemporaneamente elevate resistenze a trazione e un'accettabile deformabilità, ma principalmente un'elevata resistenza a snervamento e un'elevata resistenza a trazione.

Si fanno prove con leghe di alluminio perché noi abbiamo delle richieste di emissione di CO2 sempre inferiori e l'obiettivo è quello di ridurle notevolmente entro l'anno 2020. Bisogna che i motori siano ottimizzati come rapporto carburante-combustibile ma le potenze installate potranno essere inferiori se la massa trasportata sarà inferiore. Quindi se a parità di volume otteniamo una massa 3 volte inferiore come quella di Al per alcuni componenti, allora potremo ridurre la potenza installata e quindi le emissioni di CO2.

L'acciaio ha una resistenza a trazione intorno ai 500 MPa. L'alluminio per raggiungere resistenze a trazione comparabili deve essere rinforzato perché a parità di volume le cose vanno bene se le resistenze che mi vengono offerte sono uguali. Ciò per dire che io posso utilizzare il rame per rinforzare l'alluminio utilizzando la formazione di precipitati. Per avere la formazione di precipitati devo prendere una soluzione solida e far comparire in questa dei precipitati (ciò non è facile).

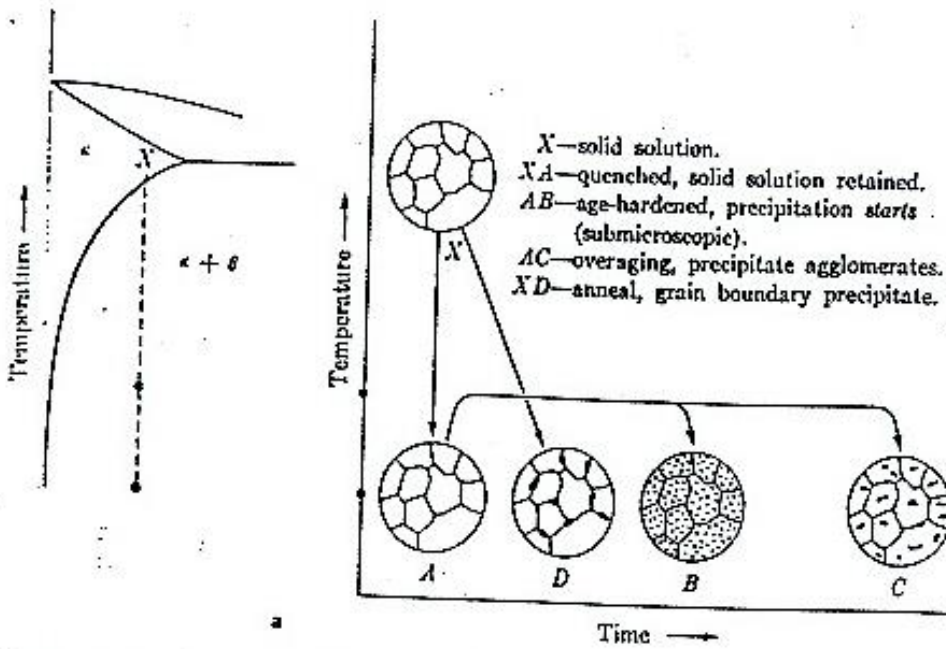
Supponiamo di prendere una lega con il 4,4% di rame e di portarla alle condizioni di temperatura intorno ai  $570 \text{ }^\circ\text{C}$ . Il diagramma di stato Alluminio - Rame o viceversa, prevede che al di sopra di questa temperatura ( $500^\circ\text{C}$ ) ma al di sotto di  $577 \text{ }^\circ\text{C}$  tutto il rame si scioglie nell'alluminio.

[L'alluminio cristallizza nel sistema cubico a facce centrate ed è una delle ragioni per il quale si usa in aeronautica; infatti un aereo che viaggia a quota 9000-10000 metri, va incontro ad una temperatura esterna di  $-60/-70 \text{ }^\circ\text{C}$  e le leghe a struttura cubica a facce centrate non hanno transizione fra rottura fragile e duttile. A quell'altezza siamo al massimo della differenza tra la pressione interna ed esterna e siamo al massimo della sollecitazione sulla fusoliera. Gli aerei civili possono avere dei difetti e sono progettati in maniera che siano tolleranti della presenza di difetti ma se ci fosse una

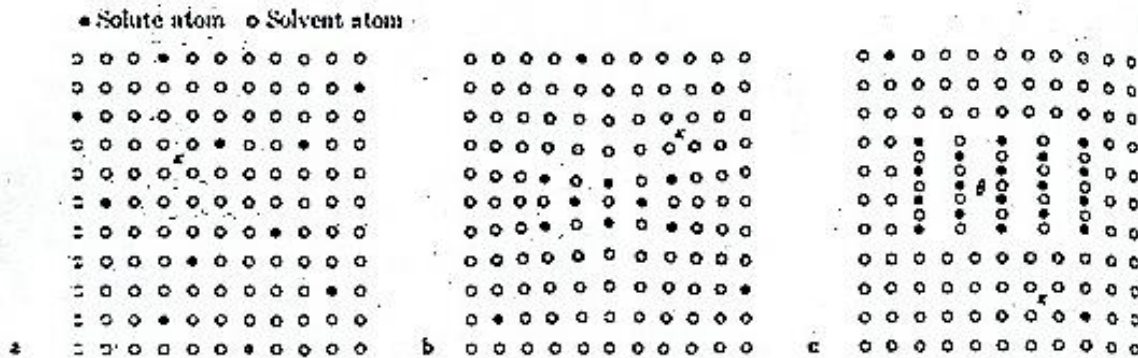


Se noi raffreddiamo lentamente oppure dopo qualsiasi operazione facciamo una ricottura a temperatura superiore di quella di ricristallizzazione, arriviamo alla situazione D che è quella che non ci interessa (precipitazione della fase  $\theta$  su bordo dei grani della preesistente fase K).

Nella figura "Solute atom" o "Solvent atom", nel caso a viene rappresentata la situazione di alta temperatura con una schematizzazione esagonale, mentre nel caso b ci troviamo di fronte a quello che può essere la prima formazione di precipitati. Qui gli atomi di rame sono raggruppati e nelle zone circostanti c'è qualche atomo di rame disperso ma ciò corrisponde alla situazione di bassa solubilità di rame nell'alluminio. Il caso c invece è la situazione che noi possiamo avere dopo che abbiamo fatto passare molto tempo. Mentre nel caso a le linee che mi rappresentano i piani cristallini sono continue con delle distorsioni reticolari nella zona di raggruppamento dei cristalli di rame, nel caso c abbiamo una completa mancanza di continuità in alcune zone, qualche continuità in altre ma la presenza di linee che rappresentano piani in più nella direzione orizzontale, questo precipitato è completamente incoerente rispetto al reticolo precedente. Poiché le zone centrali del caso a possano funzionare da ostacolo al movimento delle dislocazioni, noi dobbiamo avere una coerenza, ovvero una continuazione dei piani cristallini.

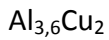


20-4 Age-hardening process (95.5Al-4.5Cu). Maximum hardness occurs when the clusters of  $\text{CuAl}_2$  which constitute the pre-precipitate are still submicroscopic.



20-5 Age-hardening mechanism. (a)  $\alpha$  solid solution. (b) Age-hardened; the  $\theta$  precipitation has been initiated. Since the two structures are coherent at this stage, there is a stress field around the precipitate. (c) Overaged. There are two distinct and noncoherent phases,  $\alpha$  and  $\theta$ . A limited number of solute atoms provide the greatest interference to dislocation movements in (b). (A. G. Guy, *Elements of Physical Metallurgy*. Reading, Mass.: Addison-Wesley, 1959, p. 448.)

arrivare ad un altro valore di durezza sempre piuttosto alto con la comparsa di veri e propri precipitati indicati con il simbolo  $\theta'$  ai quali corrisponde una formula chimica:



La quale non è molto differente da  $\text{Al}_4\text{Cu}_2$  ( $\theta$ ) che posso anche scrivere come  $\text{Al}_2\text{Cu}$ .

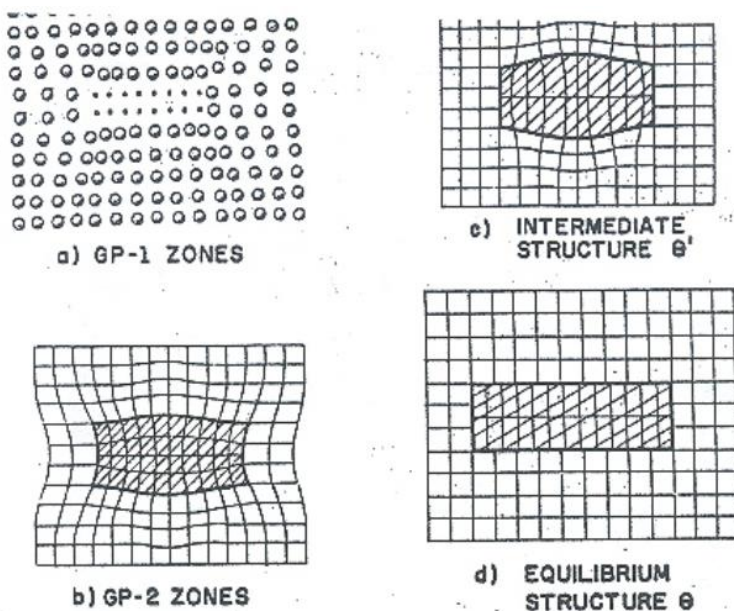
Il tempo necessario per arrivare alla formazione dei precipitati  $\theta'$  è un tempo, a temperatura ambiente, di circa 6 mesi. La spinta verso la diffusione di atomi di rame verso le zone e i precipitati già formati, si esaurisce perché non c'è quasi più presenza di atomi di rame nell'intorno di questi precipitati che si sono formati. Quindi l'ultimo tratto della curva (discesa pericolosa) che corrisponderebbe alla formazione di  $\theta$  non si è ancora verificato dopo prove che durano da 50 anni.

$\theta'$  è semicoerente;  $\text{GPI}$  e  $\text{GPII}$  sono coerenti,  $\theta$  è incoerente. Tra la situazione rappresentata come durezza da  $\theta''$  e la situazione rappresentata come durezza da  $\theta'$  non ci sono grosse differenze da un punto di vista di durezza. Mediamente però, resistenza a trazione in queste due situazioni rappresentati da questi due punti sono analoghe e sono, per le leghe di alluminio-rame, dell'ordine di 500 MPa. Le durezza sono elevate e  $R_m$  (resistenza a trazione) è dell'ordine appunto di 500 MPa.

Perché si tende a portarsi in questa situazione  $\theta'$ ? Perché in tale situazione non ci sono più ulteriori evoluzioni verificate mentre da  $\theta''$  a  $\theta'$  ci possono essere delle variazioni di dimensioni. Quindi dal punto di vista di fabbricazione di componenti che dovranno essere assemblati, la situazione rappresentata dalle leghe portate alla formazione dei precipitati semicoerenti  $\theta'$  è preferibile rispetto a  $\theta''$ .

Il processo prende il nome di invecchiamento (aging). Dato che tale termine ha un significato alcune volte negativo, è stato anche introdotto in italiano il termine maturazione.

Riassunto di quanto detto sopra:



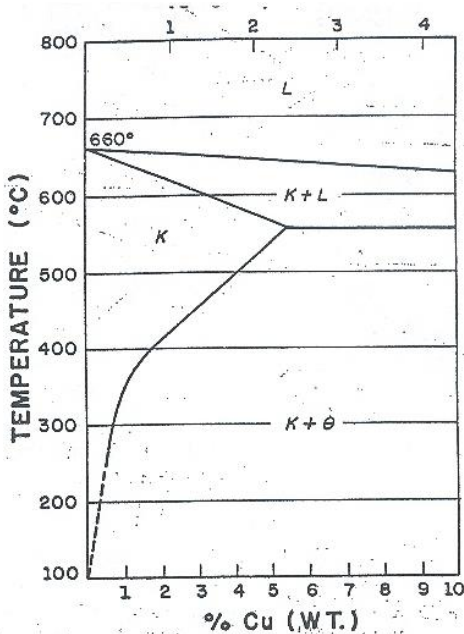
Nella figura a sinistra possiamo osservare le zone  $\text{GPI}$  (a) e  $\text{GPII}$  (b), nelle quali è mantenuta la totale coerenza. I precipitati intermedi di tipo  $\theta'$  invece, sono rappresentati nel caso c. Abbiamo tre differenti rappresentazioni, ma il concetto che c'è alla base è sempre lo stesso.

Zone  $\text{GPI}$ : raggruppamenti di atomi di rame (soluto) uno vicino all'altro;

maggiore raggruppamento di atomi di rame per le zone  $\text{GPII}$ , ma tutte le linee del reticolo sono in continuazione gli uni con gli altri e ci danno una distorsione notevole.



Le dislocazioni trovano un ostacolo nella formazione dei precipitati. La resistenza a trazione aumenta ma dato che limitiamo le possibilità di movimento delle dislocazioni, l'allungamento a rottura diminuisce.



Le leghe di Alluminio possono essere di vario tipo. Nell'immagine è riportato il diagramma di stato semi-completo che prevede la fase K con una rapida discesa di temperatura, una zona in cui sono contemporaneamente presenti K e  $\vartheta$  e una zona di liquido in cui sono presenti K e L (liquido).

A destra c'è la formazione di un **eutettico** e se questo è quanto si riferisce alle leghe alluminio-rame, gli elementi che possono funzionare come indurenti delle leghe di alluminio e darne analogamente dei fenomeni di rafforzamento sono molti.

77

TABLE 11.1. Some Precipitation-Hardening Systems

Base Metal	Alloy	Sequence of Precipitates
Al	Al-Ag	Zones (spheres) $\rightarrow$ $\gamma'$ (plates) $\rightarrow$ $\gamma(\text{Ag}_2\text{Al})$
	Al-Cu	Zones (disks) $\rightarrow$ $\theta''$ (disks) $\rightarrow$ $\theta'$ $\rightarrow$ $\theta(\text{CuAl}_2)$
	Al-Zn-Mg	Zones (spheres) $\rightarrow$ $M'$ (plates) $\rightarrow$ $(\text{MgZn}_2)$
	Al-Mg-Si	Zones (rods) $\rightarrow$ $\beta'$ $\rightarrow$ $(\text{Mg}_2\text{Si})$
	Al-Mg-Cu	Zones (rods or spheres) $\rightarrow$ $S'$ $\rightarrow$ $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$
Cu	Cu-Be	Zones (disks) $\rightarrow$ $\gamma'$ $\rightarrow$ $\gamma(\text{CuBe})$
	Cu-Co	Zones (spheres) $\rightarrow$ $\beta$
Fe	Fe-C	$\epsilon$ -Carbide (disks) $\rightarrow$ $\text{Fe}_3\text{C}$ ("laths")
	Fe-N	$\alpha''$ (disks) $\rightarrow$ $\text{Fe}_4\text{N}$
Ni	Ni-Cr-Ti-Al	$\gamma'$ (cubes) $\rightarrow$ $\gamma(\text{Ni}_3\text{Ti, Al})$

Nella tabella, per le leghe di rame abbiamo le zone e poi c'è la sequenza che da  $\theta''$  porta a  $\theta'$  e che poi ci porterebbe a  $\theta$ .

Non è detto però che ci siano 4 stadi. Se consideriamo l'argento, questo da fenomeni di aumento di durezza ma la sequenza è solo

formata da 3 invece che da 4 e quindi cercherà di fermarsi all'ultimo livello per non arrivare ai cosiddetti **precipitati di equilibrio**.

Zinco e Magnesio insieme danno una sequenza di 3 e nel primo caso si formano prima delle sfere e poi dei piatti; non sempre si vengono a formare dei dischi. Posso formarsi anche dei bastoncini, come nel caso delle leghe Al-Mg-Si o Al-Mg-Cu.

L'indurimento delle leghe di Al per precipitazione non è l'unico caso di indurimento per precipitazione, infatti danno fenomeni di indurimento per precipitazione anche alcune leghe di Rame, di Nickel e anche nel caso del Ferro abbiamo fenomeni di indurimento per precipitazione (sia col Carbonio, di meno, sia con l'Azoto).

Quindi Questo 4° meccanismo di rafforzamento è esteso a vari tipi di leghe e funziona sicuramente nelle leghe di Al, ma anche nelle leghe di Mg e di Zn.

Nelle leghe di alluminio, sfruttiamo principalmente i seguenti metodi di rafforzamento:

UNIMET

Alluminio e leghe di alluminio  
da lavorazione plastica  
Designazione numerica

UNI  
7426-75

Wrought aluminium and aluminium alloys - Designation numerical system

1. Oggetto

L'oggetto della presente norma è la definizione delle regole di designazione numerica delle qualità di alluminio e delle leghe di alluminio da lavorazione plastica, allo scopo di renderle facilmente confrontabili con leghe equivalenti in uso in altri Paesi che adottano le stesse regole di designazione.

2. Campo di applicazione

La designazione numerica oggetto della presente norma può essere applicata in sostituzione del contrassegno finora applicato (vedere UNI 3565, punto 7).

3. Regole di designazione

3.1. Numero delle cifre

L'alluminio e le sue leghe da lavorazione plastica vengono designati con un numero di 4 cifre.

3.2. Significato della prima cifra

La prima cifra indica se si tratta di alluminio oppure di leghe di alluminio caratterizzate dagli alliganti principali, secondo il seguente raggruppamento.

3.2.1. Alluminio a titolo  $\geq 99\%$  1 X X X

3.2.2. Leghe da lavorazione plastica, raggruppate secondo l'alligante principale

Rame	2 X X X
Manganese	3 X X X
Silicio	4 X X X
Magnesio	5 X X X
Magnesio e silicio	6 X X X
Zinco	7 X X X
Altri elementi	8 X X X

3.3. Designazione dell'alluminio

Nel caso dell'alluminio la terza e la quarta cifra indicano la percentuale di alluminio oltre il 99% (per esempio, per alluminio a titolo convenzionale 99,50% la designazione è 1X50).

La seconda cifra è zero (0) se le impurità dell'alluminio non sono oggetto di controllo speciale individuale, mentre è differente da zero se sono previsti limiti per una o più impurità particolari. A tale scopo, per la seconda cifra sono disponibili i numeri da 1 a 9.

3.4. Designazione delle leghe di alluminio

Nel caso delle leghe di alluminio la terza e la quarta cifra non hanno significato particolare e servono solo ad identificare la lega.

La seconda cifra è riservata alle modifiche di composizione (la cifra 0 corrisponde alla lega originale).

Le cifre da 1 a 9 sono attribuite consecutivamente e corrispondono a modifiche successive della composizione della lega.

3.5. Leghe sperimentali

Nel caso di leghe di composizione sperimentale e non ancora definitiva, dopo la designazione numerica della lega si aggiunge la lettera X.

Tale designazione non può essere mantenuta più di 4 anni.

3.6. Qualità di alluminio e leghe di alluminio d'interesse esclusivamente nazionale

Per qualità di alluminio e leghe di alluminio d'interesse esclusivamente nazionale, la cui composizione non sia strettamente comparabile con analoghi materiali esteri che già adottino una determinata designazione numerica, è prevista l'aggiunta a questa designazione di una lettera alfabetica (ad eccezione di I, O, Q ed X).

4. Registrazione della designazione numerica

La designazione numerica di una qualità di alluminio ovvero di una lega di alluminio da lavorazione plastica, approvata dall'ASSOMET, viene registrata unitamente alla composizione chimica a cura dell'Associazione medesima.

Riproduzione vietata - UNI - ENTE NAZIONALE ITALIANO DI UNIFICAZIONE - 20123 MILANO, PIAZZA A. DIAZ, 2

2014\_Lezione 27

del 31/03/2014

- [Classificazione delle leghe di Al e dei relativi trattamenti termici](#)
- [Leghe di Al per impieghi aeronautici](#)
- [Effetto di elementi leganti su massa volumica e modulo elastico delle leghe di Al](#)

Stavamo discutendo delle leghe di alluminio induribili per precipitazione che sono caratterizzate da una solubilità variabile con notevole intensità con la temperatura e avevamo detto che nel caso delle leghe alluminio-rame, in cui la solubilità massima alla temperatura di 548°C è di circa il 5,6% di Alluminio, si prendevano delle leghe con il 4,4% di Al, le si portavano nella condizione di monofasicità e quindi le si riscaldavano, e poi facendo un raffreddamento veloce (tempra), pervenivamo a portare a temperatura ambiente la situazione di alta temperatura, quindi di soluzione solida completa e dopo aver portato a temperatura ambiente la situazione di alta temperatura si otteneva una maturazione delle leghe ottenendo la formazione di zone di Guinier Preston, con addensamento di atomi di rame e successivamente ci si portava in una situazione di stabilità dove i precipitati di tipo  $\theta'$  raggiungevano una semi-coerenza con la matrice; sia le zone di G.P. di tipo 1, raggruppamento di atomi di rame uno vicino all'altro, sia le zone di G.P. 2, dove c'era un'alternanza di atomi di Cu e di atomi di Al ma una completa coerenza con il reticolo, sia infine le zone con precipitati di tipo  $\theta'$  a cui avevamo attribuito la formula chimica  $Al_{3,6}Cu_2$  simile ma non uguale a  $Al_2Cu$ , in tutti questi 3 casi una qualsiasi dislocazione che arrivava in prossimità del precipitato non riusciva a passarlo, altre dislocazioni si impilavano finché la tensione applicata in eccesso non riusciva ad arrivare ad una rottura del precipitato ed uno spostamento di una parte rispetto all'altra.

Il blocco c) delle dislocazioni lo abbiamo anche interpretato dal punto di vista delle caratteristiche meccaniche, con un aumento della durezza. Possono contribuire all'incremento di durezza sia precipitati di tipo  $Mg_2Si$  sia precipitati del tipo  $Al_2CuMg$ , sia ancora precipitati del tipo  $MgZn_2$ .

81

E' conveniente dividere le leghe di alluminio in due grandi gruppi: quelle da fonderia e quelle per deformazione plastica. La loro classificazione e designazione sono stabilite dalla normativa UNI; tuttavia, anche in Italia, si sta diffondendo la normativa americana. Essa prevede una designazione di tipo numerico di quattro cifre, in base alla composizione chimica. Di queste quattro cifre, la prima indica la famiglia di appartenenza della lega, la terza e la quarta contraddistinguono la composizione chimica di leghe originali e la seconda indica eventuali varianti alla composizione di base. Se la seconda cifra è zero, indica la lega originale, altrimenti, variando da 1 a 9 indica modifiche della lega originale.

Si hanno così le seguenti serie:

1000 Al nei vari titoli di purezza commerciali.

2000 leghe di Al-Cu fra le quali citiamo la 2014 di composizione Al 4.4%Cu 0.8%Si 0.8%Mn 0.5%Mg, conosciuta anche con il nome commerciale di Duralluminio e la 2030 di composizione Al 2.7%Cu 2.25%Li 0.11%Zr 0.1%Si.

3000 leghe di Al-Mn; le loro caratteristiche meccaniche non sono elevate ma in compenso presentano un'ottima saldabilità.

4000 leghe Al-Si tra le quali citiamo la 4032 di composizione Al 12.2%Si 1.1%Mg 0.9%Cu 0.9%Ni utilizzata nei pistoni dei motori alternativi a combustione interna in virtù della sua bassa dilatazione termica, leggerezza e conduttività termica.

5000 leghe Al-Mg; impiegate allo stato incrudito, presentano un'ottima saldabilità, resistenza a corrosione e tenacità alle basse temperature (per esempio la lega 5083 impiegata per serbatoi di gas liquefatti).

La 7075 ha una resistenza a trazione (sia Superduralluminio che Ergal) allo stato di tempra più maturazione, di circa 550 Mpa.

Se vado a considerare la serie elettrochimica degli elementi, il rame è uno degli elementi più nobili, meno facilmente corrodibile mentre lo zinco è uno degli elementi più facilmente corrodibile.

Ciò per dire che le leghe della serie 2000 sono più resistenti alla corrosione mentre le 7000 sono meno resistenti alla corrosione.

I fenomeni di corrosione sono legati alla presenza di ossigeno. In fondo al mare (3300 m) ad esempio, abbiamo una diffusione dell'ossigeno piuttosto lenta e ciò non permette fenomeni di corrosione.

Le leghe della serie 8000 sono non comuni e sono state classificate come leghe in cui il Litio era il legante principale.

Non ci sono leghe della serie 9000

tura delle varie leghe (Sistema Internazionale).	
Ricottura completa	O
Grezzo di lavorazione	F
Solubilizzato	W
<b>Leghe da trattamento termico</b>	
Tempra in aria e invecchiamento naturale	T1
Tempra in aria, incrudimento e invecchiamento	T2
Tempra, incrudimento e invecchiamento naturale	T3
Tempra e invecchiamento naturale	T4
Tempra in aria e invecchiamento artificiale	T5
Tempra e invecchiamento artificiale	T6
Tempra e stabilizzazione	T7
Tempra, incrudimento e invecchiamento artificiale	T8
Tempra, invecchiamento artificiale e incrudimento	T9
Tempra in aria, incrudimento e invecchiamento artificiale	T10
<b>Leghe da incrudimento</b>	
1/4 crudo per incrudimento	H12
1/2 crudo per incrudimento	H14
3/4 crudo per incrudimento	H16
4/4 crudo per incrudimento	H18
<b>Extracruo</b>	
1/4 crudo ottenuto per ricottura parziale finale	H22
1/2 crudo ottenuto per ricottura parziale finale	H24
3/4 crudo ottenuto per ricottura parziale finale	H26
Cruo con ricottura intermedia + distensione	H28
1/4 crudo e stabilizzato	H32
1/2 crudo e stabilizzato	H34
3/4 crudo e stabilizzato	H36
Cruo e stabilizzato	H38

Le leghe che vanno fra le leghe della serie 2000, 7000, o 8000 sono **leghe da trattamento termico.**

Il più semplice trattamento termico è quello di tempra, seguito da un invecchiamento naturale che viene identificato con la sequenza dei codici alfanumerici **T4**.

Anche sulla tempra ho varie possibilità:

UNIMET

Prospetto delle qualità normalizzate  
Wrought aluminium and aluminium alloys - Summary of standard qualities

UNI  
7427-75

Il prospetto riporta le qualità di alluminio e leghe di alluminio primarie da lavorazione plastica attualmente normalizzate. Per la composizione chimica delle qualità indicate, vedere le corrispondenti norme e il foglio di aggiornamento UNI FA 60.

Riproduzione vietata - UNI - ENTE NAZIONALE ITALIANO DI UNIFICAZIONE - 20123 MILANO, piazza A. Diaz, 2

Prodotto	Designazione convenzionale	Designazione numerica *	Riferimento della norma
Alluminio puro	P-ALP 99,0	1200	UNI 3567-66
	P-ALP 99,5	1050 A	UNI 4507
	P-ALP 99,7	1070 A	UNI 4508
	P-ALP 99,8	1080 A	UNI 4509
Leghe Al-Cu	P-Al Cu2,5 Mg Si	2117	UNI 3577
	P-Al Cu3,5 Fe Mg Ni	—	UNI 3578
	P-Al Cu4 Mg Mn	2017 A	UNI 3579
	P-Al Cu4 Mg Mn placcata	—	UNI 3580
	P-Al Cu4,4 Si Mn Mg	2014	UNI 3581
	P-Al Cu4,4 Si Mn Mg placcata	—	UNI 3582
	P-Al Cu4,5 Mg Mn	2024	UNI 3583
	P-Al Cu4,5 Mg Mn placcata	—	UNI 3584
Leghe Al-Mn	P-Al Mn1,2	3103	UNI 3568
	P-Al Mn1,2 Mg	3004	UNI 6361-68
	P-Al Mn1,2 Cu	3003	UNI.... (in preparazione)
Leghe Al-Si	P-Al Si12 Mg Cu Ni	—	UNI 3572
Leghe Al-Mg	P-Al Mg0,9	—	UNI 4510
	P-ALR Mg0,5	—	UNI 4512
	P-ALR Mg2	—	UNI 4511
	P-Al Mg0,9 Cu	—	UNI 6360-68
	P-Al Mg0,8	5005	UNI 5764-66
	P-Al Mg1,5	—	UNI 3573
	P-Al Mg2 Mn	5251	UNI.... (in preparazione)
	P-Al Mg2,5	5052	UNI 3574
	P-Al Mg2,7 Mn	5454	UNI.... (in preparazione)
	P-Al Mg3,5	—	UNI 3575
	P-Al Mg4,4	5086	UNI 5452-64
Leghe Al-Mg-Si	P-Al Mg Si	6060	UNI 3569-66
	P-Al Mg Si Cu	—	UNI 6359-68
	P-Al Si0,5 Mg	—	UNI 3570
	P-Al Si1 Mg Mn	6082	UNI 3571
	P-Al Mg1 Si Cu	6061	UNI 6170-68
Leghe Al-Zn	P-Al Zn5,8 Mg Cu	7075	UNI 3735
	P-Al Zn5,8 Mg Cu placcata	—	UNI 3736
	P-Al Zn7,8 Mg Cu	—	UNI 3737
	P-Al Zn7,8 Mg Cu placcata	—	UNI 3738
	P-Al Zn4,5 Mg	7020	UNI.... (in preparazione)

\* La designazione numerica sostituisce il contrassegno (facoltativo) ed è elaborata secondo quanto indicato nella UNI 7426-75.

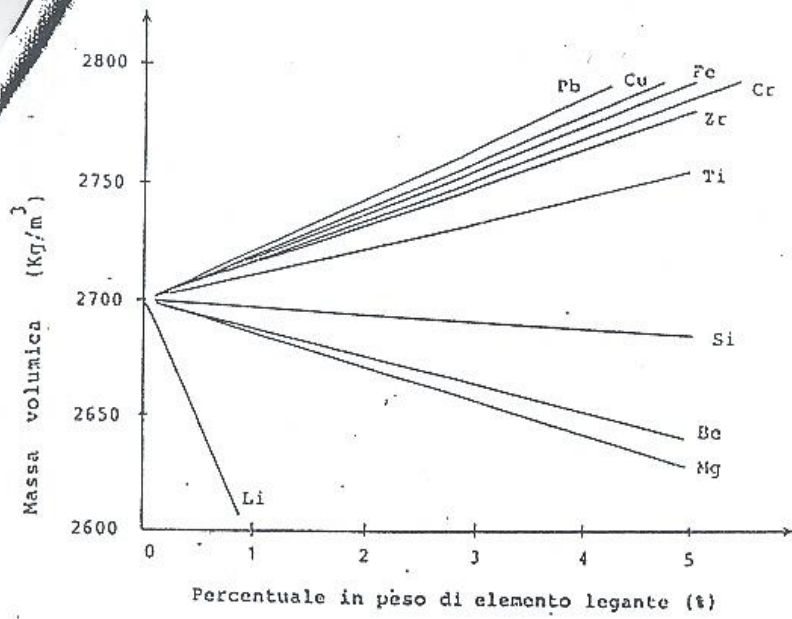


Figura 1 Influenza degli elementi leganti sulla massa volumica delle leghe di Alluminio.

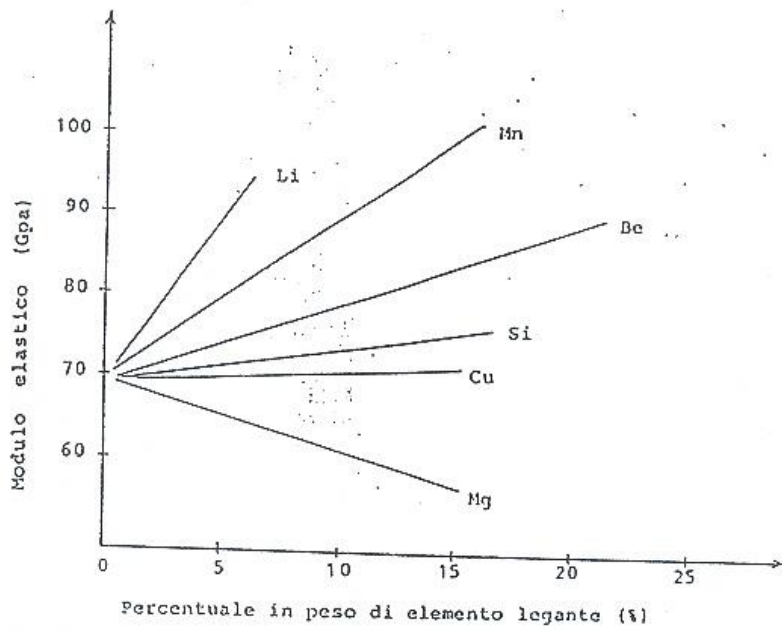


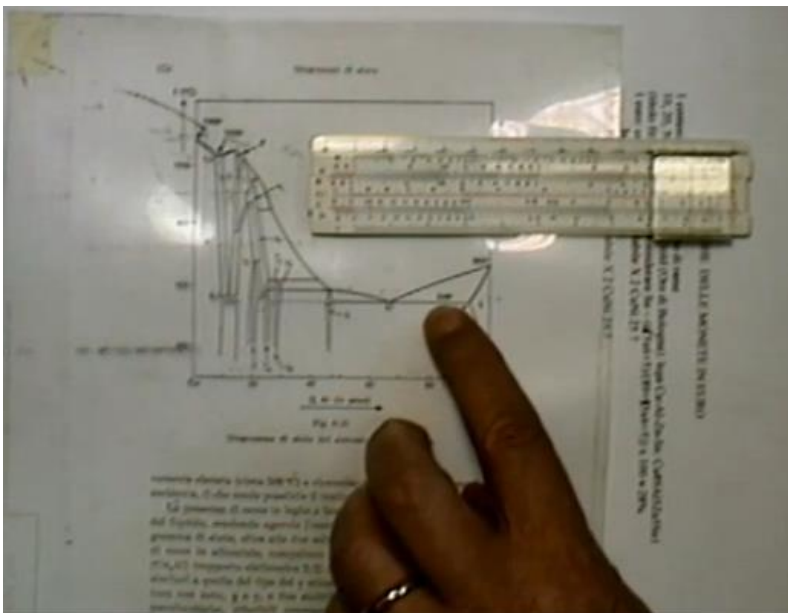
Figura 2 Influenza degli elementi leganti sul modulo elastico delle leghe di Alluminio.

**2014 Lezione 31**  
del 04/04/2014

- **Leghe Al per fonderia**

Il diagramma completo Al-Cu di cui abbiamo parlato solo per la zona che si trova dalla parte di Al. Come possiamo vedere, dalla parte di Cu abbiamo tutta una serie sia di eutettici sia di peritettici (diagramma molto complesso). La temperatura indicata nella figura, (temperatura dell'eutettico di cui abbiamo più volte parlato) è 548 °C e non 577 °C come più volte è stato detto.

577°C è un'altra temperatura di tipo eutettico: è la temperatura delle leghe Al-Si.



**Diagrammi binari e ternari :**

Quello che però noi dobbiamo considerare è che quando si parla di leghe di alluminio è molto raro che ci si venga a trovare di fronte a leghe binarie, cioè leghe con solo 2 componenti. Invece molto spesso ci si trova di fronte a leghe di tipo ternario.

Noi riusciamo a fare facilmente una rappresentazione binaria. Su un diagramma binario abbiamo già in partenza 4 differenti variabili e con vari artifici andiamo a rappresentare il diagramma in una visione bidimensionale.

Le quattro variabili sono:

- quantitativo del componente A;
- quantitativo del componente B;
- pressione;
- temperatura.

La pressione la eliminiamo facendo una sezione isobara alla pressione di 1 atm. Quindi tutti i diagrammi di stato che ci vengono rappresentati sono alla  $p = 1\text{atm}$ .

Per quanto concerne le fasi allo stato condensato (solidi e liquidi) l'influenza della pressione è limitata; di conseguenza possiamo utilizzare i diagrammi anche a pressioni leggermente differenti da quella di 1 atm a meno che non si vada a pressioni elevatissime. Il ghiaccio ad esempio assume differenti modi di cristallizzazione se noi andiamo a considerare il ghiaccio nell'antartico a profondità molto elevate ma nell'ambito delle applicazioni industriali usuali in cui non si utilizzano pressioni elevate.

Per la rappresentazione composizionale ci si orienta su un triangolo. Vediamo il triangolo di base nel quale vengono riportati i vertici come indicativi (vedi immagine) del 100% di A, 100% di B e 100% di C. Posizionandoci sulla faccia di questo solido ci poniamo sulla linea congiungente A e B. Se noi tracciamo una serie di linee parallele a questo segmento AB, spostandoci progressivamente verso C, noi stiamo aumentando progressivamente il contenuto di C e contemporaneamente diminuiamo il contenuto di A e di B. Tanto è vero che nel momento in cui arriviamo ad avere la linea che poi coincide nel punto C siamo al 100% di C. Analogo discorso tracciando delle linee parallele ad AC e ci avviciniamo a B; nel punto in cui troviamo B avremo il 100% di B.

Quindi con un triangolo alla base, caratterizzato da una serie di linee parallele ai 3 lati del triangolo stesso (che per facilità di rappresentazione viene disegnato equilatero) andando a leggere in maniera opportuna le distanze dai tre lati andiamo a determinare la percentuale di A, di B e potremmo anche leggere la percentuale di C ma questa sarà quella che verrà calcolata risolvendo l'equazione  $100 - \% \text{ di A} - \% \text{ di B}$ .

91

Spostiamoci adesso sulla temperatura e focalizziamo la parete di fondo del solido, la quale prevede due assi (perché la parete di fondo è un diagramma binario) sui quali non facciamo altro che riportare le temperature di fusione di A e di B. Quando noi tracciamo un diagramma di stato binario, la prima cosa che dobbiamo fare è quella di considerare cosa succede alle estremità del diagramma di stato binario, quando si ha A allo stato puro e B allo stato puro.

Nel più semplice caso abbiamo solo una temperatura di fusione. In altri casi invece dobbiamo riportare anche altre temperature di trasformazione, che sono le temperature di fusione che vanno da un metodo di cristallizzazione ad un altro metodo di cristallizzazione.

Nel caso del ferro abbiamo anche una temperatura di passaggio tra il ferro a struttura CCC al ferro a struttura CFC e poi di nuovo al ferro a struttura CCC ma nel caso più semplice quando non ho queste trasformazioni dette allotropiche, devo riportare le semplici temperature di fusione di A e B.

Quello in figura è un "semplice" diagramma ternario derivante da 3 diagrammi binari con solubilità completa allo stato liquido. Noi ci spostiamo senza soluzione di continuità dal punto che mi rappresenta il 100% di A per qualsiasi temperatura, al punto che mi rappresenta il 100% di B sempre per qualsiasi temperatura.

Non è sempre così! Se noi andiamo a considerare ad esempio acqua e olio questi non si mescolano allo stato liquido, danno un'emulsione.

Molto spesso nei diagrammi di stato che ci interessano, le leghe metalliche non hanno zone di immiscibilità tra liquidi.

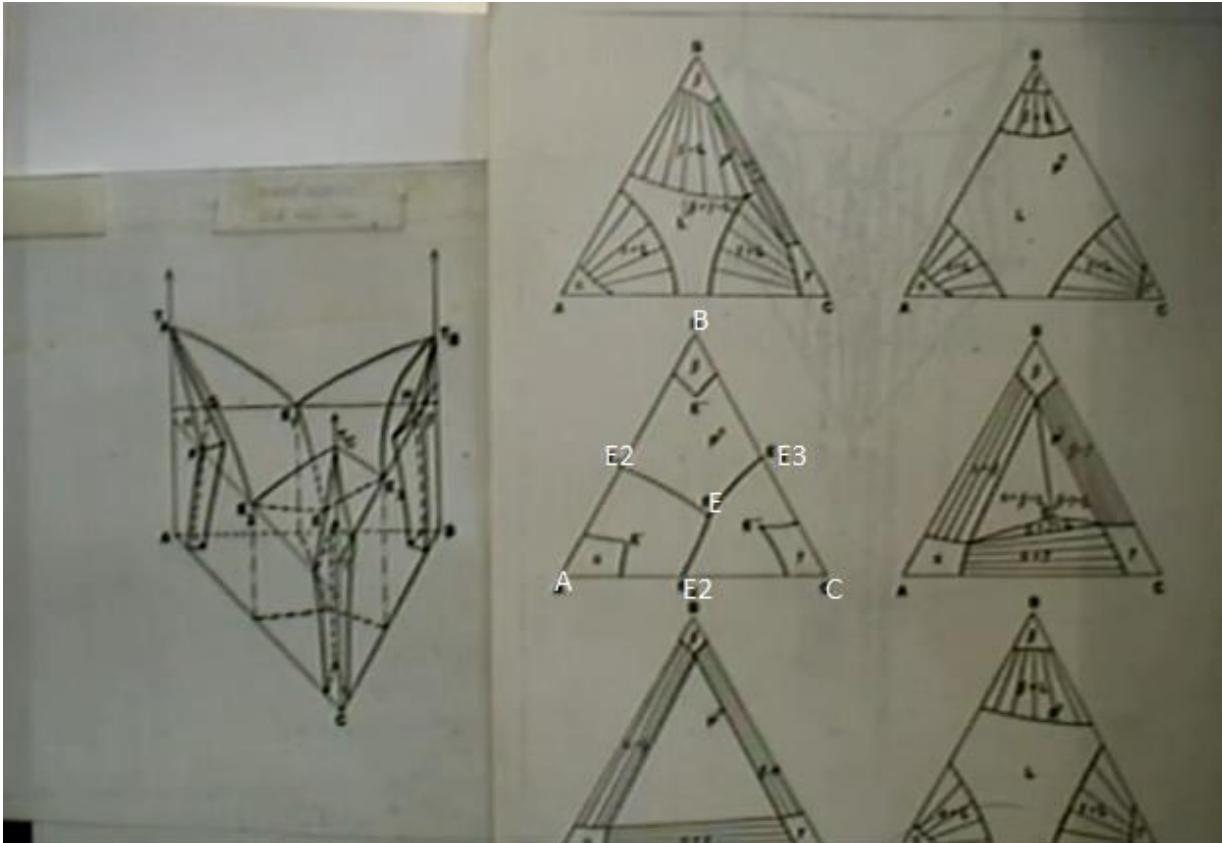
Queste zone invece si hanno quando le temperature di fusione sono molto differenti.

Se ci spostiamo più in basso di temperatura, osserviamo che entriamo in campi in cui accanto al liquido c'è una fase solida che di solito identifichiamo con il simbolo  $\alpha$ .

Analogamente se partendo dal 100% di B ci spostiamo sempre sul diagramma di stato AB verso l'interno, ovvero aumentiamo progressivamente la percentuale di EA e scendiamo di temperatura entriamo in un campo liquido +  $\beta$ . Questo viene così perché il diagramma di stato binario è un diagramma con eutettico e quando andiamo al di sotto dell'eutettico ci troviamo in uno stato in cui è presente non un'unica fase ma ben due ( $\alpha$  e  $\beta$ ). Questo insieme di fasi allo stato solido si chiama MISCUGLIO MECCANICO delle fasi allo stato solido  $\alpha$  e  $\beta$ .

In questa rappresentazione, il punto H, sempre sul diagramma di stato binario AB, mi rappresenta la massima solubilità di A in B e il punto G la massima solubilità di B in A allo stato solido. A temperature più basse la solubilità diminuisce: di B in A e di A in B.





Ovviamente il diagramma si complica se ho dei composti intermedi, sia sulle pareti laterali sia se ho dei composti intermedi formati da A, B e C in differenti percentuali l'uno con l'altro.

Il diagramma ossido di calcio, ossido di silicio e ossido di alluminio è interessante nella produzione di ghisa in alto forno, perché quando noi estraiamo il minerale abbiamo una ganga che comprende silice, allumina, e calce.

La ganga contiene allumina e silice e noi andiamo ad aggiungere della calce al fine di ottimizzare l'estrazione del ferro dai minerali di ferro (ossido ferrico principalmente). Di eutettici ce ne sono più di uno perché ci sono dei composti intermedi!

Supponiamo di avere una lega ternaria di alluminio che vogliamo trattare termicamente.

Per prima cosa supponiamo che A sia l'alluminio. Qual è il massimo contenuto di B e C che può essere presente nella lega di alluminio che io voglio sia induribile per precipitazione?

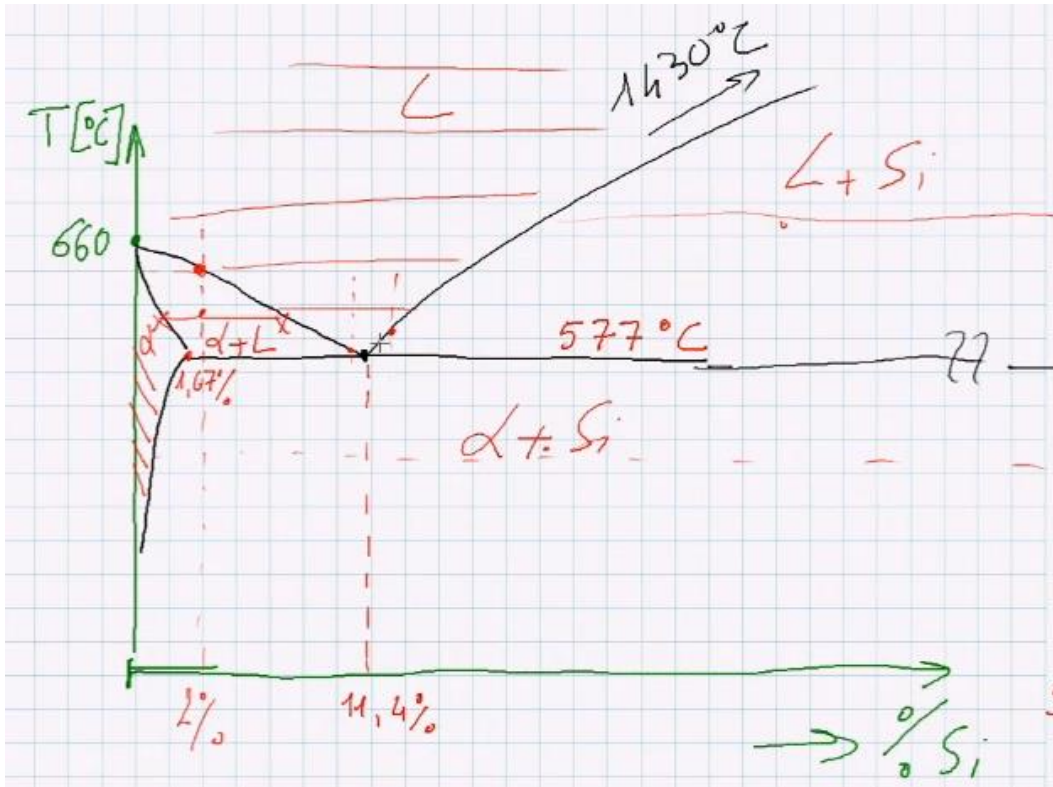
Se voglio avere una possibilità di solubilizzare tutto il B e tutto il C presente in A, io devo stare nella figura trapezoidale in bassa a sinistra del triangolo raffigurato nella figura sopra.

Questo perché, solo se io elevo la temperatura, da un punto di vista di quello che mi ritrovo ad alta temperatura posso avere una soluzione solida completa di B e C in A.

NON DOBBIAMO MAI SUPERARE IN TRATTAMENTO TERMICO LA TEMPERATURA DELL'EUTETTICO BINARIO ED IN QUESTO CASO QUELLA DELL'EUTETTICO TERNARIO. Mi possono interessare una serie di sezioni a varia temperatura raffigurate nei triangoli non cerchiati.

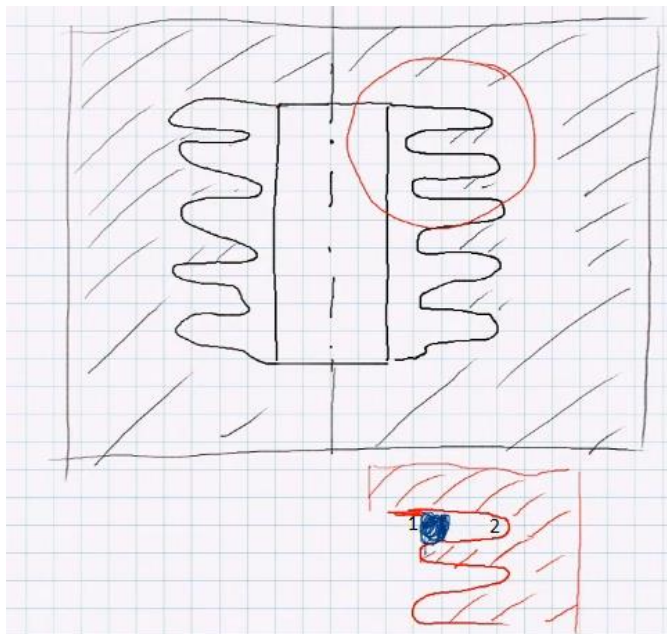
Se sto lavorando con delle leghe di alluminio mi interessa una rappresentazione esatta di quello che mi succede nella zona trapezoidale.

Nel Diagramma di stato Fe-C metastabile è possibile osservare le linee di livello alle varie temperature. In tale diagramma, posso associare l'alluminio al punto A sopra in figura.



Ricordo che la temperatura di questo eutettico è di 577 °C; ricordo anche che quella dell'alluminio - rame è di 548 °C.

L'eutettico è alla percentuale dell'11,4%.



Come detto in precedenza, se devo fare un'operazione di formatura mediante fabbricazione di getto, devo avere una forma nella quale faccio la colata del liquido. La forma riprende la complessità del componente che io voglio fabbricare.

Suppongo che io voglia fabbricare un cilindro o un motore bicilindrico di una motocicletta raffreddata ad aria (applicazioni motoveicolistiche). Limitandomi al disegno di un solo cilindro, la forma sarà costituita da due parti e quindi se andiamo a isolare la parte cerchiata della forma, ho in tale forma tutta una serie di cavità nelle quali si deve infilare il metallo fino in fondo.

Se io mi ritrovo che per una qualche ragione comincia a solidificare il liquido nella posizione 1 prima che tutto il resto della forma si sia riempito di liquido, il punto 2 mi rimane vuoto. Questo è un difetto del getto.

Per delle forme complesse allora bisogna che il liquido permanga liquido fino alle più basse temperature.

La massima solubilità del silicio nell'alluminio è del 1,67 % e notiamo che se si lavora al 2 % i primi cristalli di solido si formano ad una temperatura poco differente da 660 °C. Se invece io lavoro in prossimità dell'eutettico le temperature di inizio solidificazione sono molto più basse e molto più vicine a 577 °C.