



**Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino**

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

**NUMERO : 226**

**DATA : 05/03/2012**

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

**STUDENTE : Pitruzzella**

**MATERIA : Tecnologia dei Materiali Metallici Teoria + Esercizi**

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.**

I materiali si dividono in due grandi categorie:

- MATERIALI STRUTTURALI
- MATERIALI FUNZIONALI

I materiali metallici vengono in massima parte utilizzati per le loro caratteristiche strutturali.

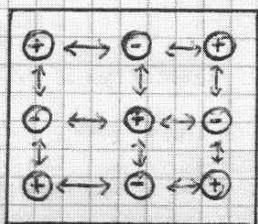
Non c'è sulla terra da nessuna parte un metallo allo stato elementare (tranne in qualche posto dove è caduto un meteorite). I metalli hanno una notevole tendenza a reagire con l'ambiente quindi noi troviamo i metalli sotto forme di minerali (ossidi, ma anche solfuri dipende da dove si trovano i giacimenti). Per estrarre i metalli dagli ossidi e dai solfuri bisogna utilizzare il fuoco eventualmente accompagnato da legna o carbone di legna, dato che la legna serve per fare il fuoco e per il punto di partenza, nell'antichità, per la condotta RIDUZIONE DEGLI OSSIDI per fare i metalli.

STRUTTURA DEI METALLI

Mentre nei liquidi e nei solidi amorfi, che possono essere riguardati come liquidi sottoraffreddati ad altissima viscosità, le particelle che li costituiscono sono disposte nello spazio, almeno in linea generale, senza un ordine prestabilito, in un solido cristallino le particelle costituenti il reticolo occupano nello spazio posizioni ben definite e la regolarità periodica della disposizione si manifesta, anche macroscopicamente.

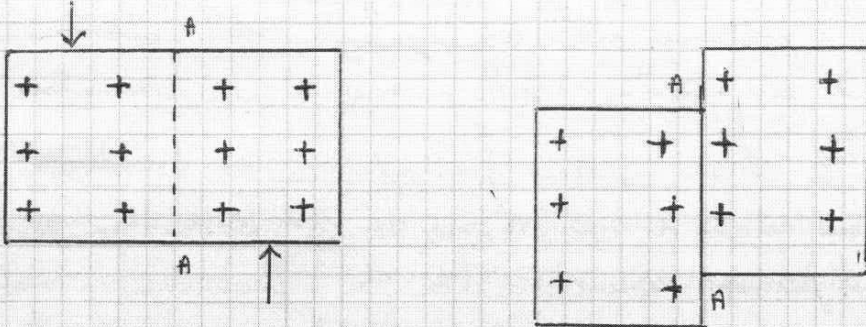
Si definiscono solidi cristallini (o veri solidi), quelli nei quali gli atomi costituenti il reticolo sono disposti nelle tre direzioni dello spazio con un ordine regolarmente periodico. La struttura e le proprietà che ne derivano variano ovviamente da solido a solido. Tali variazioni dipendono anche dalla differente natura dei legami esistenti tra gli atomi. Come è noto i principali legami chimici sono:

- Legame ionico o eteropolare. Esso si esplica per mezzo di forze di natura elettrostatica fra ioni che sono sedi di cariche elettriche eteronome. L'edificio cristallino dei composti a legame eteropolare è mantenuto in condizioni di stabilità in quanto gli ioni positivi si attraggono agli ioni negativi, reciprocamente attrattori con forze di tipo coulombiano. Classico esempio del reticolo ionico è quello del cloruro di sodio (NaCl)



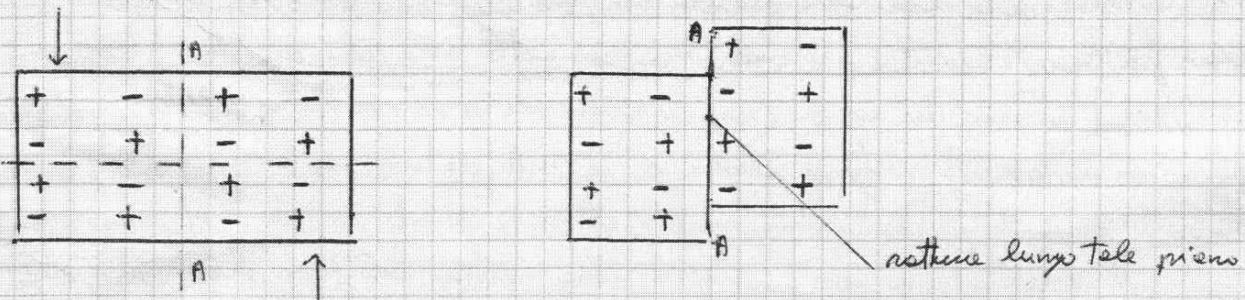
- Legame omopolare o covalente. Il legame omopolare si stabilisce fra atomi di analoghe valenze, tramite elettroni di valenza messi in comune, in modo che per ciascun atomo si venga a completare l'orbitale di valenza. Il completamento delle orbite di valenza per mezzo in comune di coppie di elettroni richiede ovviamente che

Quindi tutti i punti sono equivalenti: gli uni agli altri e quindi se spostiamo una parte rispetto ad un'altra per dare origine ad un solido deformato, lungo il piano A-A si affiancano ioni dello stesso segno dando origine ad una situazione analoghe alla precedente  $\Rightarrow$  non vi è una tendenza ad una repulsione tra gli ioni che sono affiancati lungo il piano di scorrimento di una parte del pezzo rispetto all'altra.



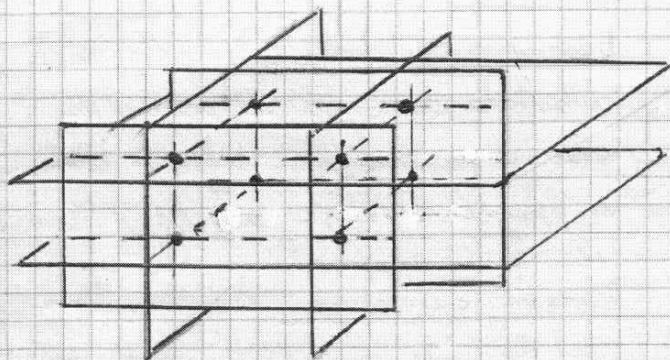
Quindi l'equivalenza dei punti del reticolo (tutti occupati da ioni positivi) e la mobilità degli elettroni di valenza rende molto conto del fatto che il reticolo possa sopportare facilmente uno sforzo di trazione, deformandosi plasticamente: in seguito a fenomeni di scorrimento di piani reticolari, gli ioni possono ritrovarsi immediatamente in nuove posizioni di equilibrio.

Esisterebbe la situazione in cui (come nel caso dei materiali ceramici) si ha una rappresentazione bidimensionale dove è presente un legame dovuto all'attrazione tra ioni di segno opposto che si trovano affiancati lungo la maggior parte dei piani. Se si applica lo stesso tipo di sforzo fatto sui solidi con legami metallici che porta ad una deformazione simile alla precedente avremo ioni dello stesso segno affiancati che si respingono provocando la rottura lungo il piano A-A.

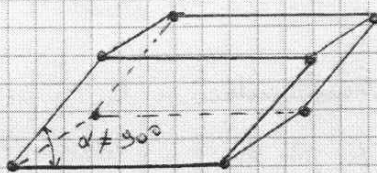
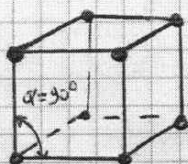


Vi sono però delle direzioni lungo le quali anche i solidi di tipo ceramico (costituiti da legami ionici) si deformano senza rompersi. Ad esempio lungo il piano B-B facendo scorrere le due parti si ottiene una situazione locale identica a quella pre-deformazione, quindi lungo tale piano è possibile deformare senza creare la rottura.

orizzontale con un fascio di piani verticali otteniamo una serie di rette parallele. Quindi l'intersezione di due fasci di piani uno con direzione orizzontale e uno con direzione verticale mi genera una serie di rette parallele fra di loro (fascio improprio di rette). Se faccio un'intersezione con un ulteriore piano avente una direzione differente dalle prime due serie di piani, con le rette (generate con i precedenti fasci di piani) ottengo un reticolo di punti che non ha necessariamente una simmetria cubica.



Il nucleo di questo reticolo di punti non è necessariamente di tipo cubico ma può essere di un altro tipo secondo l'inclinazione dei piani.



L'ordine atomico presente nelle strutture cristalline deriva dalla presenza di gruppi di atomi che si dispongono secondo una disposizione geometrica ripetitiva. Pertanto risulta molto conveniente descrivere le strutture cristalline come la ripetizione della più piccola unità ordinata ripetitiva che viene chiamata CELLA UNITARIA.

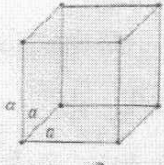
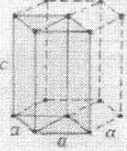
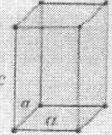

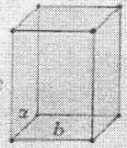
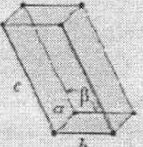
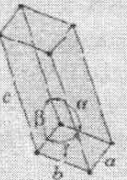
La cella unitaria descrive il tipo di simmetria presente nel cristallo, dal momento che tutte le porzioni atomiche del cristallo stesso possono essere individuate traslando la cella unitaria lungo le direzioni individuate dai suoi spigoli, di distanza discrete.

Tutti i reticoli possono essere ricostruiti mediante una ripetizione nello spazio delle celle elementari.

Pertanto la cella unitaria può essere considerata l'unità strutturale di base per la costruzione del reticolo cristallino, che viene individuato in base alla geometria della cella ed alla disposizione degli atomi al suo interno.

Le strutture cristalline possibili sono molto numerose, per cui è utile e conveniente suddividerle in gruppi, basandosi sulle celle unitarie e/o su configurazioni

**Tabella 3.2 Relazioni tra i parametri reticolari e le figure geometriche delle celle unitarie per i sette sistemi cristallini**

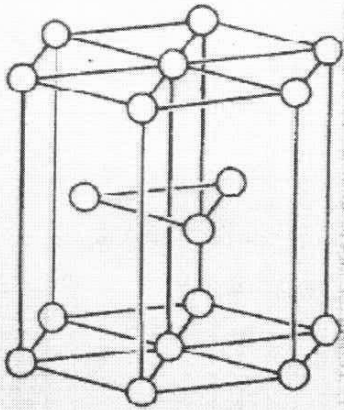
| Sistema cristallino     | Relazione fra gli assi | Angoli fra gli assi                             | Geometria della cella unitaria  |
|-------------------------|------------------------|---|---|
| Cubica                  | $a = b = c$            | $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$            |    |
| Esagonale               | $a = b \neq c$         | $\alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$ |    |
| Tetragonale             | $a = b \neq c$         | $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$            |    |
| Romboedrico (trigonale) | $a = b = c$            | $\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$         |    |
| Ortorombico             | $a \neq b \neq c$      | $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$            |  |
| Monoclino               | $a \neq b \neq c$      | $\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$         |  |
| Triclino                | $a \neq b \neq c$      | $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$   |  |

Questi reticoli che sono stati illustrati sono reticoli che hanno un atomo per ogni vertice e si chiamano RETICOLI SEMPLICI. La natura molto raramente utilizza un'occupazione degli atomi di questo genere perché è estremamente poco economica da un punto di vista dello spazio. Se infatti consideriamo una rappresentazione mediante sfere rigide l'occupazione dello spazio è solo il 52%. Tutto il resto è vuoto, per questo vengono utilizzati reticoli cubici più complessi;

→ RETICOLO CUBICO CORPO CENTRATO (C.C.C.)

Dove la cella base presenta quattro atomi posti ai vertici ed uno al centro. Si ha un'occupazione dello spazio pari al 68%.

terzo strato; nel c.f.c. il terzo strato viene posto sugli interstizi del primo strato, mentre nel es.c il terzo strato viene posto sugli interstizi del secondo strato.



Se indichiamo con A, B, C gli strati che danno luogo ad un'identica posizione sul piano octagonale delle direzioni di accrescimento:

nel caso di (es.c) si ha un'ordine ABAB...

nel caso di (c.f.c) si ha un'ordine ABCABC....

## 2<sup>a</sup> LEZIONE

13/10/2010

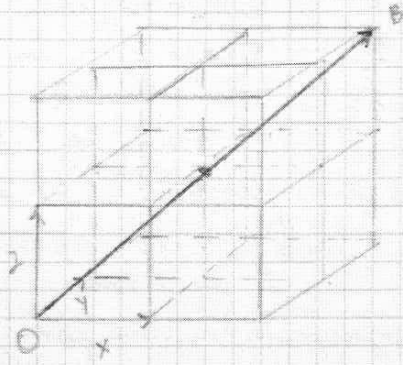
### PUNTI, DIREZIONI E PIANI CRISTALLOGRAFICI

Nel trattare i materiali cristallini, risulta necessario specificare un particolare punto all'interno del reticolo, una certa direzione cristallografica, o alcuni piani cristallografici degli atomi. Al riguardo si sono stabilite alcune convenzioni per la loro descrizione, in base alle quali si usano tre numeri, od indici per individuare le posizioni del punto, la direzione ed i piani. La base per individuare i valori degli indici è la cella unitaria, con un sistema di coordinate cartesiane costituito dai tre assi (x, y, z) originati da uno dei vertici e coincidenti con gli spigoli della cella unitaria. Per alcuni sistemi cristallini - in particolare l'esagonale, il rombico, il monoclinico ed il triclino - i tre assi non sono tra loro perpendicolari, come avviene nell'usuale modello in coordinate cartesiane.

#### → INDICIZZAZIONE DEI PUNTI

ci poniamo il problema di individuare un punto all'interno di un reticolo cristallino. A tal proposito viene scelto un origine dei punti, tale scelta è arbitraria ma una volta scelto l'origine essa deve essere mantenuta per tutti gli strati successivi. Consideriamo (nel nostro esempio in figura) il vettore  $\vec{OA}$  che individua la distanza tra l'origine O ed il punto A che si vuole indicare. La distanza unitaria lungo le tre direzioni è quella delle grandezze (a, b, c) della cella unitaria, quindi il punto A sarà caratterizzato da una grandezza unitaria lungo x e y e da una grandezza non unitaria lungo z che sarà tre volte più grande della grandezza unitaria rispetto a z (distanza c della cella unitaria). I tre indici che caratterizzano il punto A vengono rappresentati tra parentesi tonde e nel nostro caso sono:

sotto come origine di riferimento il punto O). lungo la direzione si incontra il punto B di coordinate (2,2,2). Dividendo tali coordinate per il fattore comune e si ha il più piccolo valore intero e si ottiene l'indicazione della direzione:

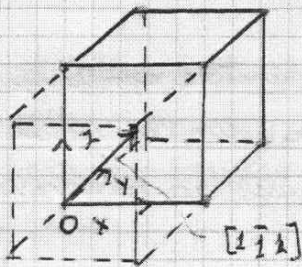


$$[111]$$

Per ciascuno dei tre assi si possono avere coordinate sia positive che negative. Di conseguenza è possibile avere anche indici negativi, che sono rappresentati mediante una barra sopra l'indice stesso. Per esempio, la direzione  $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$  avrebbe una componente nella direzione  $-y$ .

Ancora cambiando i segni di tutti gli indici si ottiene una direzione antiparallela: così  $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$  è direttamente opposta a  $[111]$ .

Se per una particolare struttura cristallina si deve specificare più di una direzione, è assolutamente necessario, che la convenzione positivo-negativo, una volta stabilita, non venga più cambiata.



Si consideri un sistema cubico corpo centrato e si scelga O come origine di riferimento. La direzione della diagonale principale OA sarà  $[111]$  tale direzione incontra sia l'atomo al vertice (1,1,1) sia l'atomo al centro della cella.

La stessa frequenza di atomi per unità di lunghezza si riscontra tracciando la diagonale CD. Per indicare rispetto all'origine quest'ultima direzione consideriamo la parallela OB' che sarà individuata dagli indici  $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ , poiché mantenendo il parallelismo ogni vettore può essere tralato lungo il reticolo e ha da la diagonale CD come indice:  $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ .

Osserviamo che tutte e quattro le diagonali, nel reticolo cubico corpo centrato hanno la stessa frequenza di atomi.



→ INDICIZZAZIONE DEI PIANI

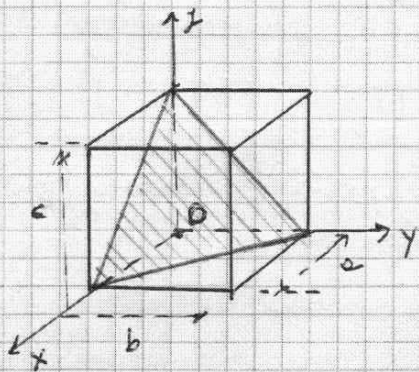
Gli orientamenti dei piani appartenenti ad una struttura cristallina sono rappresentati in un modo del tutto simile a quello impiegato per le direzioni. Anche in questo caso si ricorre ad una cella unitaria, con il sistema di coordinate e tre assi.

In tutti i sistemi cristallini, ad eccezione dell'esagonale, i piani cristallografici sono specificati per mezzo di tre indici detti di MILLER del tipo  $(hkl)$ .

Piani tra loro paralleli sono equivalenti ed hanno indici identici.

I tre indici si ottengono volutando le intersezioni dei piani con gli assi cristallografici, effettuando il reciproco dei tre numeri trovati, e trasformando, se del caso, i tre numeri nella più piccola terna di numeri interi.

Si voglia ad esempio indicare il seguente piano:



Si stabilisce un sistema di riferimento di origine arbitraria O e indiciamo gli assi  $x, y, z$ .

Un qualsiasi piano una volta individuato origine e assi di riferimento può essere individuato mediante gli interatti con gli assi di riferimento.

Se  $p, q, r$  sono le intersezioni rispettivamente con gli assi  $x, y, z$ , l'identificazione del piano è data dall'equazione:

$$\frac{x}{p} + \frac{y}{q} + \frac{z}{r} = 1$$

considerando gli inversi degli interatti.

$$h = \frac{1}{p} ; k = \frac{1}{q} ; l = \frac{1}{r} \Rightarrow \text{indici di Miller}$$

che che l'equazione del piano diventa:

$$hx + ky + lz = 1$$

Nel nostro esempio:

$$p=1a ; q=1b ; r=1c$$

quindi l'eq. del piano diventa:

$$\frac{x}{1a} + \frac{y}{1b} + \frac{z}{1c} = 1$$

essendo una cella cubica  $a=b=c$  quindi:

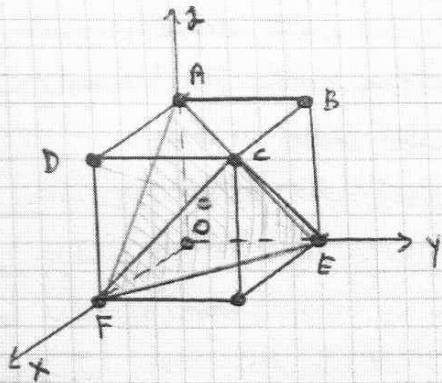
$$x + y + z = a$$

quindi gli indici di Miller saranno:

$$h = \frac{1}{1} = 1 ; k = \frac{1}{1} = 1 ; l = \frac{1}{1} = 1$$

indici che sono contenute in parentesi grasse.

Ad esempio consideriamo la cella cubica corpo centrato ed i piani:

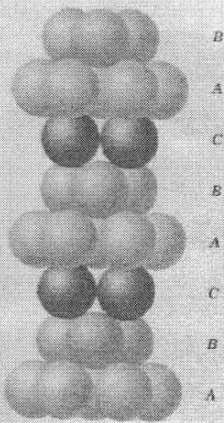


FEA (111)  
 FCE (111) → creata la stessa base nel piano xy ma intercetta in -1 l'asse z.

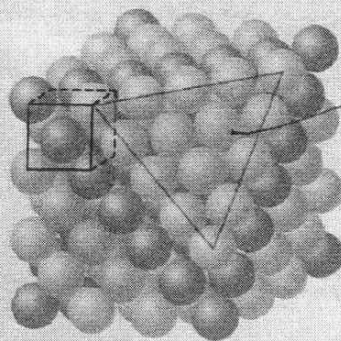
Anche i piani passanti per D ed B avranno le indici di Miller differenti ma contengono lo stesso numero di atomi e quindi sono equivalenti.

Tale famiglia di piani si indica col simbolo:  $\{111\}$

Se consideriamo la cella elementare cubica faccia centrata cfc e un reticolo cristallino da esse composto, riferendoci ad una rappresentazione a sfere la sequenza della struttura cristallina si ottiene situando i centri del terzo strato sopra le posizioni C del primo strato ⇒ ciò dà luogo ad una sequenza d'impilaggio ABCABC... cioè l'elemento atomico si ripete ogni tre piani. I piani compatti (massimo impacchettamento) in un reticolo così fatto sono quelli della famiglia  $\{111\}$  come è possibile evidenziare rimuovendo un vertice della struttura cristallina e tracciando il piano (111).



↓  
 Sequenza di impilaggio per una struttura cfc.



Il triangolo delinea un piano (111)

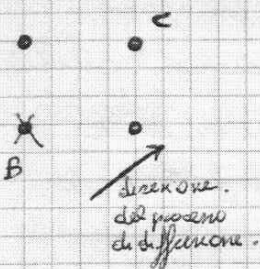
↓  
 È stato rimosso un vertice per evidenziare il piano con il massimo impacchettamento di atomi (numero di atomi presenti per unità di lunghezza).

quindici dove vi è un quadrato con 16 posizioni in cui una è libera, grazie a tale posizione libera riesce a far muovere i vari quadratini. Il movimento delle vacanze è identico a questo tipo di processo con il gioco del quindici.

Questo è anche detto METODO DI DIFFUSIONE.

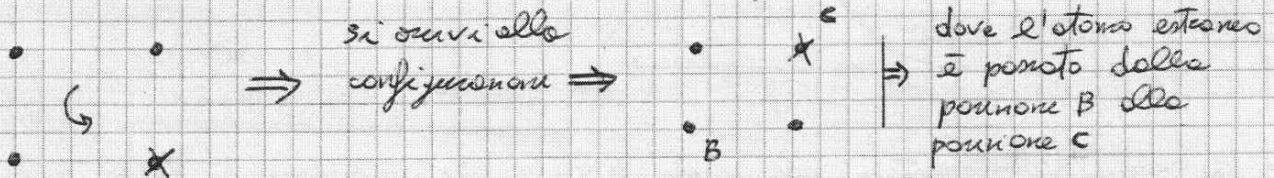
Non esiste che si abbia un componente completamente puro, anzi certe volte si mescolano insieme due atomi di tipo diverso; a lungo andare questi due tipi di atomi si mescolano insieme costituendo un solido con la stessa composizione, la mescolanza tra due tipi di atomi avviene utilizzando le vacanze.

C'è un altro metodo che è alla base dei processi di diffusione.



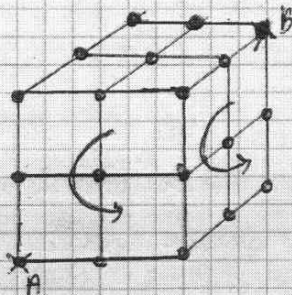
Supponiamo che l'atomo indicato con la X sia un atomo differente dagli altri tre e supponiamo che la spinta del processo di diffusione sia nella direzione indicata. Non ci sono vacanze che permettano movimenti che facciano spostare l'atomo differente dalla posizione B alla posizione c.

Poiché a temperature differenti dallo zero assoluto gli atomi sono dotati di una loro mobilità è possibile che questi quattro atomi si mettano in rotazione e ponendo attraverso lo stato intermedio mostrato nel seguente schema:



Una volta che l'atomo esterno è arrivato nella posizione c non c'è più la spinta e tornare indietro. Si ottiene negli altri atomi successivi un altro movimento di rotazione.

Ci può essere un movimento di rotazione che coinvolge 3 atomi o un numero di atomi superiore, quindi si può immaginare che le rotazioni generano dei movimenti simili e quelli che si ottengono



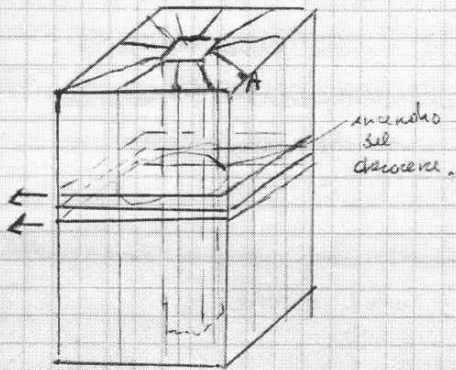
col cubo di Rubik che propriamente mi porta a spostare un atomo dalla posizione A alla posizione B.

Quindi alla base del movimento di diffusione vi è o la presenza di vacanze o la presenza di movimenti di rotazione degli atomi.

Se aumenta il numero di vacanze e gli atomi si allontanano gli uni dagli altri, vi sono delle proprietà che variano come il modulo di Young; gli atomi sono meno legati gli uni agli altri quindi il materiale è più facilmente deformabile. Aumentando la temperatura aumenta la deformabilità del materiale diminuendo il modulo di Young.

### ESEMPIO

Attentato 11 Settembre 2001. I due aerei sono stati portati a colpire le Torri Gemelle ad una certa altezza dal suolo. L'incendio del cherosene e bordo degli aerei ha creato nella Torre un aumento della temperatura in tutte le zone che comprendeva due o tre piani e circa 1/3 della cima. Questa è una struttura metallica con una serie di grandi travi esterne, una serie di travi verticali verticali e per ogni piano delle travi trasversali che tengono insieme la struttura orizzondale. La dilatazione (dovuta al calore) ha portato nelle zone superiori a



lo sganciamento delle travi trasverse, ciascuna delle travi verticali è rimasta come una trave nelle sottoposte a carico verticale. Siamo nella situazione di carico di punta a cui si riveste attraverso una resistenza verticale e una rigidità del sistema: nell'attentato da una parte la resistenza è diminuita in quanto con l'aumentare della temperatura lo  $\sigma$  di movimento diminuisce, dall'altra parte la rigidità è diminuita a causa della diminuzione del modulo di Young quindi

le travi sono andate a carico di punta e la parte superiore è crollata su quella inferiore. Il possibile metodo di prevenzione di fronte ad una situazione di tal genere (evitabile anche ad un incendio che sopprime in una determinata porzione) è quello di cimbedora le colonne verticali dell'entata via dall'esterno che dall'interno in maniera di omogenea il tempo di sopravvivenza della struttura portante per lasciare il tempo alle persone dei piani superiori di scendere.

### → FASI METALLICHE

La fase è un sistema chimicamente e finemente omogeneo, ovvero cioè in ogni suo punto le medesime proprietà e la medesima composizione, prendiamo adesso un esempio vari tipi di fasi che si incontrano nello studio della metallurgia.

Quando tutti i punti del reticolo cristallino sono occupati da atomi del medesimo tipo ci troviamo di fronte ad un metallo allo stato puro.

Quando sono presenti dei difetti puntiformi dovuti alla presenza di atomi estranei che possono essere più grandi o più piccoli degli atomi del reticolo originale si parla

otto numero  $y$  di grammostomi di B:

$$A_x ; B_y$$

se siamo in un composto

$$\frac{y}{x} = \frac{\text{fisso}}{\text{costante}}$$

esistono anche composti ai quali si attribuiscono la formula  $\frac{y_1}{x_1} \neq \frac{y}{x}$  ma ciascuno di questi rapporti è fisso e costante nel tempo

- se invece il rapporto  $y/x$  varia con continuità all'interno di due limiti definiti che possono essere anche zero e uno si avrà una soluzione solida:

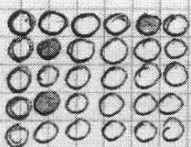
$$\frac{y_1}{x_1} \leq \frac{y}{x} \leq \frac{y_0}{x_0}$$

Se prendiamo A come solvente e B come soluto (B è l'elemento in quantità minore rispetto ad A) gli atomi di B possono essere di dimensioni comparabili con gli atomi del solvente o di dimensioni molto più piccole.

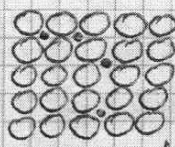
Se consideriamo la Tavola periodica degli elementi se ci spostiamo da numeri atomici bassi a numeri atomici alti aumentano le dimensioni degli atomi. Gli atomi che si trovano nel primo piccolo periodo che va dal Litio al Neon sono particolarmente piccoli mentre gli atomi che si trovano nel primo grande periodo e quelli successivi hanno dimensioni particolarmente importanti.

Nel primo grande periodo abbiamo col numero 26 il Ferro (Fe), 27 il Cobalto (Co), 28 Nichel (Ni), 25 Manganese (Mn), 24 Cromo (Cr): questi atomi sono posizionati reciprocamente gli uni agli altri nella tavola periodica degli elementi.  $\Rightarrow$  questi atomi possono sostituire gli uni agli altri nel senso che possono andare ad occupare una posizione reticolare senza provocare grosse deformazioni locali  $\Rightarrow$  questi sono gli atomi che possono essere considerati SOSTITUZIONALI gli uni rispetto agli altri.

Nel primo piccolo periodo sono presenti atomi piccoli. (Le dimensioni degli atomi diminuiscono spostandosi da sinistra verso destra nella tavola periodica degli elementi), quindi carbonio (C), azoto (N), ossigeno (O), fluoro (F), sono particolarmente piccoli; il carbonio inoltre ha un numero di valenze relativamente basso e facilmente si inserisce nel reticolo cristallino andando ad occupare una posizione INTERSTIZIALE. Lo stesso vale per l'azoto. L'azoto e il carbonio sono elementi interstiziali.



Modello bidimensionale sostituzionale.



modello bidimensionale interstiziale.

Una formula del genere mette in evidenza che siamo di fronte ad una soluzione solida per sostituzione.

ESEMPIO - (Composti intermetallici)

Consideriamo un elemento con tutti atomi di tipo A e un altro elemento con atomi di tipo B. Supponiamo che:

A sia rame Cu  
B sia zinco Zn

Lo zinco si scioglie nel rame formando gli atomi. Ma mentre gli atomi del primo titolo sono soluzioni solide, gli atomi del secondo titolo comprendono un composto intermetallico al quale poniamo come la formula chimica  $CuZn$

Il rame ha numero atomico 29, lo zinco 30. Lo zinco ha due elettroni nel guscio atomico esterno, il rame 1 nel guscio atomico esterno, il numero degli elettroni di valenza di  $CuZn$  è quindi 3. IL RAPPORTO ELETTROMICO (rapporto tra il numero di elettroni di valenza e numero degli atomi che contribuiscono e questi elettroni di valenza) nel caso del  $CuZn$  è  $3/2$ .

Esistono tre tipi di rapporti elettromici che possono essere presi in considerazione:

$3/2$  ;  $7/4$  ;  $21/13$

Consideriamo il rapporto  $3/2$ . Si dice che tutti i composti intermetallici che hanno rapporto  $3/2$  hanno una struttura c.c.c. con una ripetizione degli atomi di tipo A e di tipo B regolare.

Se abbiamo 8 atomi distribuiti nei vertici della cella ciascuno dei quali contribuisce per  $1/8$ . Supponiamo che gli atomi al centro siano di tipo B e gli atomi sulle periferie di tipo A.

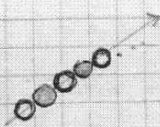
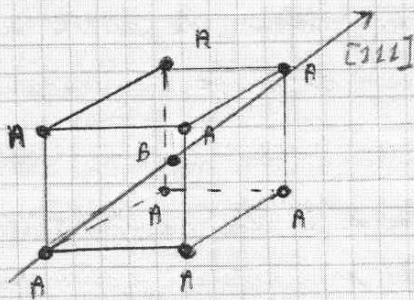
Si ha un rapporto  $1/2$  degli atomi di tipo A e di tipo B per la singola cella elementare e quindi la formula stechiometrica diventa



se si traccia una direzione  $[111]$  prolungandola all'infinito (direzione di minimo impaccamento) si trovano di fronte ad una sequenza di atomi in cui la ripetizione è  $ABABAB \dots$

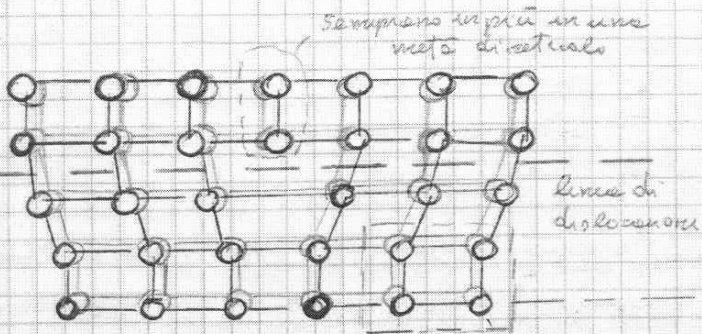
Quindi se si può ricattare il reticolo con una serie di rette  $[111]$  abbiamo che in tutte c'è una ripetizione costante  $ABAB \dots$

Ci saranno dei difetti quando ci troviamo in una situazione  $BB$  e poi ricomincia la sequenza  $ABA \dots$ ; in tal caso saremo di fronte ad un difetto non più puntuiforme ma ad un difetto di superficie detto di estirpazione.



## DISLOCAZIONI

La dislocazione è un difetto lineare con un'infinità alle estremità e corrisponde alla presenza di un semipiano in più in una metà di un reticolo.



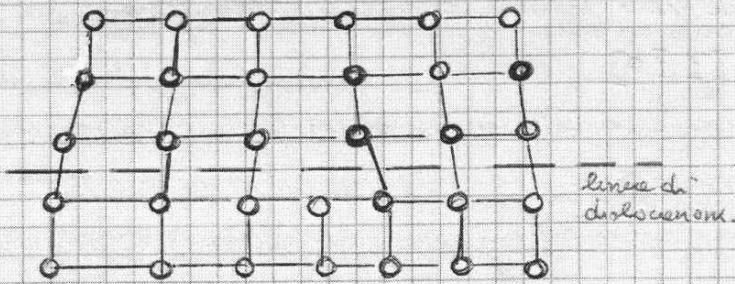
DISLOCAZIONE DI SPIGOLO POSITIVA

La rappresentazione mostra un reticolo non più bidimensionale ma tridimensionale. Teniamo presente che questa è una rappresentazione molto schematica di un reticolo perché andrebbe considerato una zona nella quale il reticolo è un reticolo perfetto senza difetti, il reticolo che viene rappresentato è un reticolo a celle elementari cubiche semplici.

e abbiamo detto che per i metalli non esistono alle elementari cubiche semplici, o si hanno alle elementari cubiche corpo centrato o alle cubiche facce centrate o alle esagonali compatte che si differenziano da quelle cubiche facce centrate solo per una questione di impaccamento dei piani di massima densità.

Quella rappresentata è una DISLOCAZIONE DI SPIGOLO detta POSITIVA perché l'extra semipiano è nella parte superiore del reticolo rappresentato.

Facendo una rotazione di  $180^\circ$  abbiamo una rappresentazione di una dislocazione di spigolo negativa con l'extra piano posizionato in basso rispetto alla regione del reticolo.



DISLOCAZIONE DI SPIGOLO NEGATIVA

Una dislocazione di spigolo negativa è solo formalmente distinta da quella di spigolo positiva ma è sostanzialmente la stessa cosa.

Le dislocazioni di spigolo sono caratterizzate da alcuni valori caratteristici:

→ La linea di dislocazione - è l'ultima linea completa di atomi dell'extra piano. Se consideriamo un reticolo reale per essere da questa linea non sia retta ma spostandosi lungo il reticolo abbia delle variazioni per la presenza di volumi nell'ambito di tale retta.

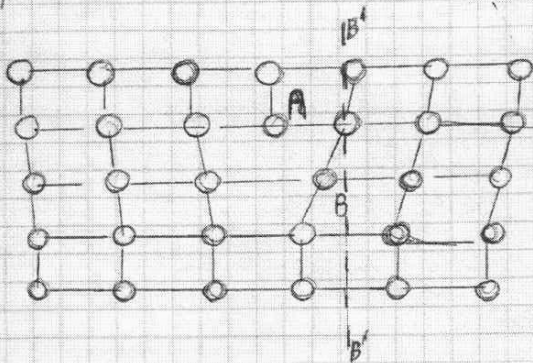
→ Il vettore di Burgers

consideriamo la rappresentazione di una dislocazione. Si vede che spostandosi dalla dislocazione il reticolo riprende il suo andamento originale, se esiste il disordine collegato con una dislocazione.

di energia e disposizione sono in distribuzione nei dislocazioni che fanno vettore di Burger che giace nel piano della famiglia  $\{111\}$  e fa parte della famiglia di direzioni  $[1\bar{1}0]$ .

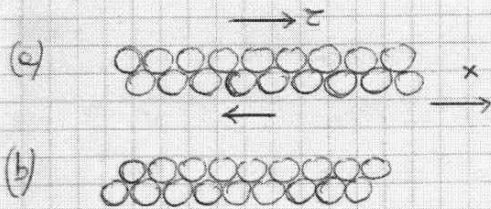
Il vettore di Burger è lo lunghezza compresa tra il segmento che un chiude un circuito di Burger.

Una dislocazione di spigolo positive o negative tende a muoversi nella direzione perpendicolare alle linee di dislocazione.



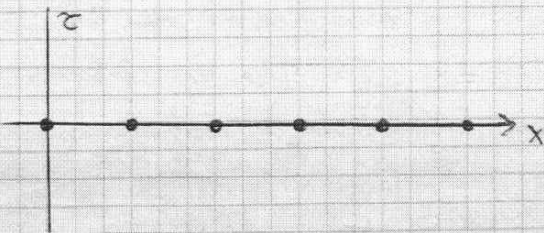
Muovendosi lungo la direzione della linea di dislocazione l'atomo A si trova al di sopra dell'atomo B e la dislocazione si è spostata di un vettore di burger. La dislocazione si muove quindi nel piano B'B'.

Rappresentiamo due direzioni di un reticolo perfetto, facenti parte di un piano di massimo impacchettamento di una struttura c.f.c.



Se si applica un sistema di forze tangenziali si viene ad ottenere uno spostamento della porzione (a) alla posizione (b); si è spostato di tutto di una distanza interatomica, applicando un determinato valore della tensione tangenziale.

Quando il reticolo è stato deformato per uno spostamento della parte superiore rispetto alla parte inferiore di una distanza interatomica, dato che ci troviamo di fronte a dei metalli la situazione tensionale locale è la stessa di quella di prima. Se spostiamo ancora una volta, dopo uno spostato di un'altra distanza interatomica, la situazione tensionale locale sarà ancora una volta la stessa di quella iniziale. Ciò indica che in tutto di fronte ad un fenomeno di natura ciclica rappresentabile con una funzione periodica.



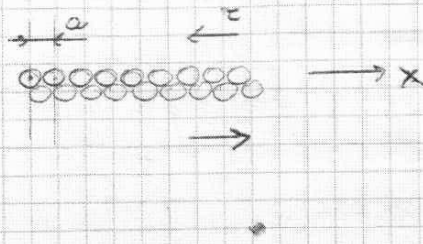
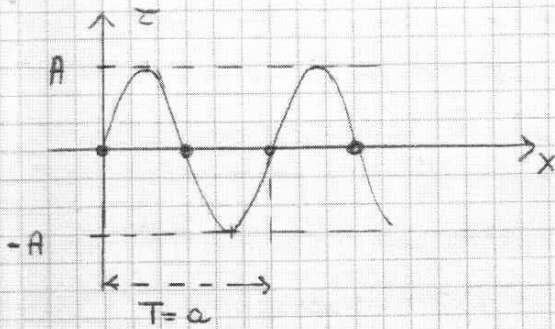
Dopo uno spostamento intero un terzo e così, dopo un altro spostamento di un'altra distanza interatomica un quarto di mezzo e così via.

Non conosco però questo fenomeno, rappresentabile solo che è periodico.



$A = z_{max}$   
 $\omega = 2\pi/T$

dove  $T$  è il periodo



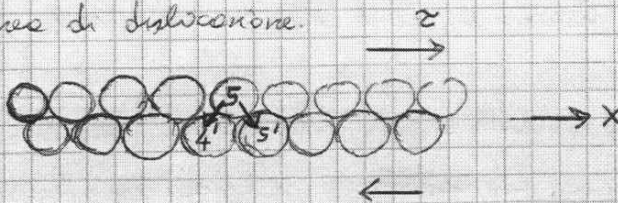
Il periodo del fenomeno è la distanza interatomica (è la distanza tra due punti non nel diagramma) quindi:

$\omega = \frac{2\pi}{a}$  dove  $a$  è la distanza interatomica

Lavorando con il modulo di elasticità tangenziale misuro e teorico il valore di  $z_{max}$ . Questo è il valore di  $z_{max}$  teorico.

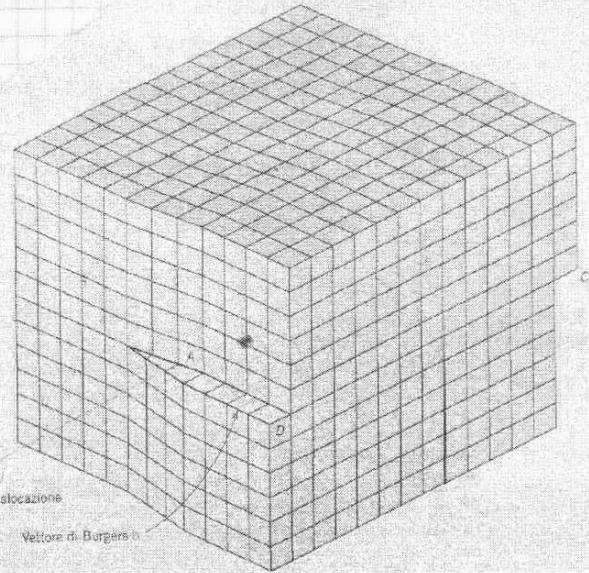
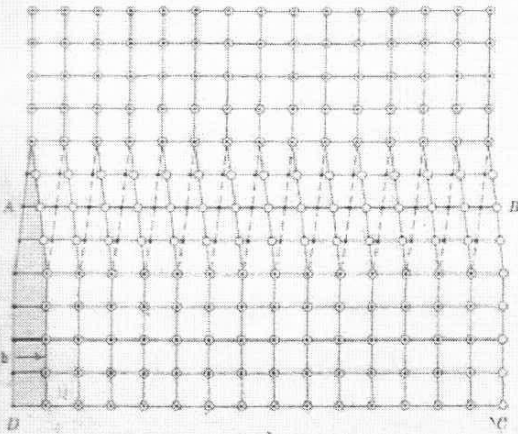
Per il magnesio, che è un metallo che non cristallizza nel sistema cubico facce centrate ma cristallizza nel sistema esagonale compatto (ma si finge di questa rappresentazione è la stessa cosa in quanto non stiamo parlando di impilamento di piani ma di spostamento di atomi all'interno dei piani) vale  $17500 \text{ MPa}$ , se puoi vedo e misurare il valore vero dello  $\sigma$  di movimento del magnesio (in realtà è  $z$  tramite i calcoli di Hahn) pure è  $97 \text{ MPa}$ . Quindi da una parte per il reticolo perfetto calcolo  $17500 \text{ MPa}$ , dall'altra scrivero che ho  $97 \text{ MPa}$ ; c'è qualcosa che non va nell'ipotesi di partenza. Quello che non va nell'ipotesi di partenza è che ho fatto il calcolo per un reticolo perfetto, mentre il reticolo non è perfetto. Anche nelle interazioni migliori ho una densità delle dislocazioni molto elevata (l'ordine è  $10^8$  dislocazioni per  $\text{mm}^3$ ), allora la rappresentazione che si è fatta è sbagliata.

Infatti si sono rappresentate due file sovrapposte come se non ci fossero dislocazioni; invece si devono rappresentare due file sovrapposte in cui nelle file di sopra ci sono 9 atomi, nelle file di sotto ci sono 8 atomi in quanto devo andare a considerare l'ultima parte della dislocazione, cioè quello che succede in corrispondenza della linea di dislocazione.



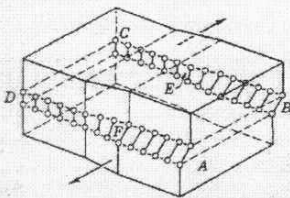
Immaginiamo che l'atomo 5 sia quello terminale, cioè quello che rappresenta la linea di dislocazione.

Intorno all'asse delle dislocazioni.



L'asse di dislocazione si intende

lungo la retta AB dove si genera una non perfetta sovrapposizione di atomi in una zona piuttosto ristretta. Le posizioni degli atomi al di sopra del piano di scorrimento sono disposti a cerchi bianchi, quelli al di sotto a cerchi scuri.



L'asse ABCD rappresenta la zona del piano di scorrimento che è stata spostata. Le dislocazioni e vite si muovono non da destra a sinistra o da sinistra a destra come le dislocazioni a spigolo, ma dal davanti al dietro (dislocazione a vite levogira) o dal dietro al davanti (dislocazione a vite destrorsa).

Quindi le dislocazioni e vite si distinguono in destrorse e levogire e ricorda che i piani reticolari avvolgono e spirale le linee di dislocazione con senso destrorso o levogiro.

Si hanno quindi 4 tipi di dislocazioni:

- di spigolo positivo  $\perp$
- di spigolo negativo  $\top$
- a vite destra  $\S$
- a vite sinistra  $\P$

Una dislocazione a vite è parallela al suo vettore di Burgers e si muove nel suo piano di scorrimento, in una direzione perpendicolare al vettore di B. In ogni caso un piano di scorrimento è quello che contiene sia la dislocazione che il suo vettore di Burgers.

Qualsiasi sia il tipo di dislocazione, sotto lo stesso sistema di forze, si ha lo stesso risultato.

A tal proposito si considerino le seguenti sequenze:

(c) si consideri la seguente sequenza che si riferisce al movimento progressivo di una linea di dislocazione di spigolo positivo. Si parte dal primo spostamento della linea di dislocazione, all'impulimento della dislocazione, la dislocazione esce dal solido, il solido torna ad essere un solido perfetto con un gradino sulle sinistra.

Quando su il cristallo viene applicato un sufficiente carico di taglio una

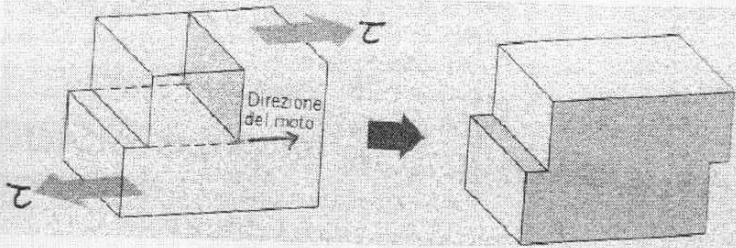
più alte possibili insieme a quelle di tenacità.

Giudicare la presenza delle dislocazioni diminuisce l'energia che deve essere immessa in un solido per deformarlo, una volta che l'oggetto è in opera deve vedere come aumentare la resistenza e quindi la tenacità in quanto nelle applicazioni meccaniche è necessario che le sollecitazioni che mi sono dato in sede di progetto convergano, infatti se sotto un sistema di forze l'oggetto si deforma plasticamente non è più garantito il corretto funzionamento di un complesso meccanico (in panni dell'accoppiamento albero-foro).

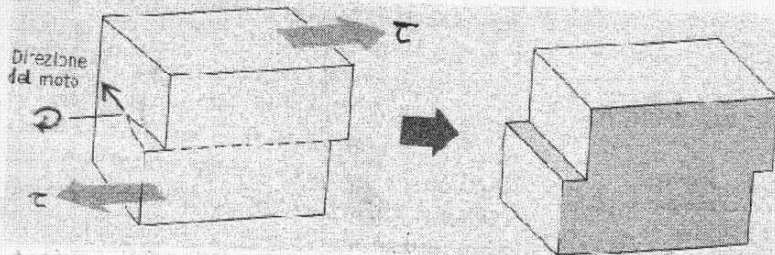
L'aumento della resistenza viene effettuato mediante meccanismi di rafforzamento.

## 5<sup>a</sup> LEZIONE

Nella lezione precedente abbiamo visto il movimento delle dislocazioni osservando che per la dislocazione a spigolo l'asse della dislocazione si muove nella direzione dello sforzo di taglio applicato  $\tau$ , mentre per una dislocazione a vite il moto dell'asse della dislocazione è perpendicolare alla direzione dello sforzo.



⇒ Dislocazione a spigolo



⇒ Dislocazione a vite

## SISTEMI DI SCORRIMENTO

Le dislocazioni non si muovono con la stessa facilità in tutti i piani cristallografici ed in tutte le direzioni. Normalmente esiste un piano preferenziale, ed in quel piano in sono specifiche direzioni, lungo le quali si verifica il moto delle dislocazioni. Questo piano viene chiamato piano di scorrimento. Esso regge la direzione del movimento che è chiamata direzione di scorrimento. Questa combinazione del piano di movimento e della direzione di scorrimento viene chiamata sistema di scorrimento. Il sistema di scorrimento dipende dalla struttura cristallina del metallo ed è tale che la dislocazione dovuta al moto di una dislocazione si muove

Si hanno solo 3 sistemi di slittamento perché c'è un unico piano basale e 3 direzioni. Quando ci troviamo di fronte ad un oggetto policristallino fatto di cristalli a struttura cubica facce centrate è facile ottenere una deformazione per slittamento dei piani uno rispetto all'altro. Nel caso del sistema eragonale compatto le facce dell'esterno invece di causare uno slittamento può portare facilmente ad un distacco dei piani cristallini e quindi alla creazione di una superficie di rottura.

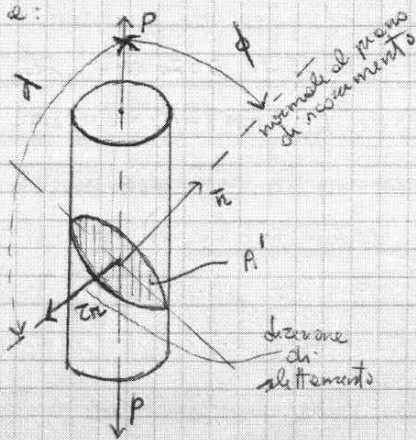


cerchiamo di chiarire meglio quanto detto

Supponiamo di avere un oggetto policristallino, la deformazione interamente perché ci sono delle tensioni tangenziali che provocano uno slittamento di un piano rispetto ad un altro andando a considerare le direzioni di massimo ampieccamento.

Le sollecitazioni che vengono applicate sono quelle applicate dall'esterno e operano di questi cristalli; ma non sarà l'intera forza quella che riesce ad utilizzare ma solo la sua componente nella direzione dello slittamento lungo la quale ci potrà essere la deformazione plastica.

Per evidenziare questo fenomeno immaginiamo di avere un monocristallo cilindrico e di sottoporlo ad un carico P; mediante la diffrazione dei raggi X riusciamo a individuare la direzione del piano di massimo ampieccamento e anche la direzione delle linee di massimo ampieccamento. Supponiamo di aver identificato, quindi, il piano di slittamento A' e che questo piano non sia perpendicolare all'asse di applicazione della forza, di conseguenza la forza non si distribuirà sull'asse di un cerchio corrispondente alla sezione perpendicolare ma su un'ellisse che è inclinata. La stessa forza non si distribuirà sulla sezione retta A del cilindro ma su un'asse più grande che è pari a:



$$A' = \frac{A}{\cos \phi}$$

dove  $\phi$  è l'angolo tra l'asse del cilindro e la normale al piano di scorrimento.

Inoltre la forza che provoca una sollecitazione tangenziale sarà data dalla sua componente parallela alla direzione di slittamento

$$F = P \cos \lambda$$

dove  $\lambda$  è l'angolo tra l'asse verticale e la direzione di slittamento

Quindi gli sforzi tangenziali indotti sono dati da:

$$\tau_{rz} = \frac{F}{A'} = \frac{P \cos \lambda}{\frac{A}{\cos \phi}} = \frac{P}{A} \cos \lambda \cos \phi \quad \text{LEGGE DI SMITH}$$

si numerano le leghe a struttura cubica corpo centato. Nelle celle a struttura cubica corpo centato non esiste un piano di massimo impacchimento ma esistono solo delle direzioni di massimo impacchimento e sono le direzioni che corrispondono alle quattro diagonali del cubo. Infatti queste direzioni non fanno parte di un solo piano ma di un certo numero di piani al punto che abbiamo 48 sistemi di slittamento, ma per il fatto che questi 48 sistemi di slittamento non fanno parte di piani di massima densità si ha che ad alte temperature è facile la deformazione plastica e bassa temperatura è difficile la deformazione plastica e infatti la resilienza di strutture cubiche corpo centato è alta ad alte temperature e bassa a basse temperature. Quindi da una parte dobbiamo lavorare con metalli a struttura cubica corpo centato o a temperatura relativamente alta con strutture cubiche corpo centato, ed inoltre nelle applicazioni industriali quando un componente fa parte di un sistema complesso vogliamo che la resistenza allo scorrimento sia la più alta possibile e che quindi intervenissero i MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO.

#### • MECCANISMO DI RAFFORZAMENTO PER SOLUZIONE SOLIDA

Una tecnica utile per aumentare la resistenza e la durezza dei metalli è quella di ALLIGARLI con atomi di impurezza in modo da formare soluzioni solide interstiziali o di sostituzione. Questo modo viene chiamato aumento della resistenza per soluzione solida. I metalli di elevata purezza sono quasi sempre più teneri e meno resistenti delle leghe formate dallo stesso metallo. Le leghe sono più forti dei metalli puri perché gli atomi di impurezza che entrano in soluzione solida in generale inducono deformazioni reticolari attorno ad ogni atomo esistente. Ne risulta una interazione del campo di deformazione reticolare tra le dislocazioni e questi atomi di lega e viene di conseguenza limitato il movimento delle dislocazioni.

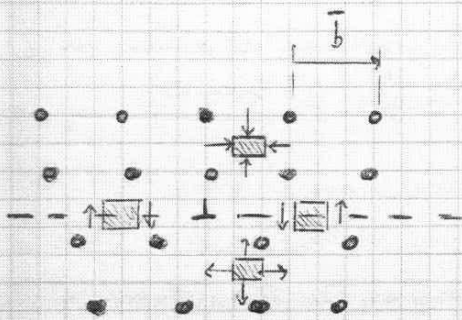
Se prendiamo una lamina di oro puro questa è estremamente deformabile (malleabile) ciò significa che se viene in un maglio e battuta si viene ad smaltirne facilmente ma a fine lavorazione rimane con una bassa resistenza allo scorrimento. Un esemplare di oro puro, con una semplice pressione si deforma e per questo che non si usava oro a 24 carati (100% oro) ma oro a 18 carati (in Italia si commercializza l'oro al 75% il restante è costituito da 8% di Argento e 17% di Rame  $\Rightarrow$  oro rosso) perché vogliono che ci siano altri elementi estranei i quali portano ad un aumento della resistenza allo scorrimento; per le leghe d'oro tale rafforzamento è ottenuto solo mediante alligazione (meccanismo di rafforzamento da comita nell'aggiungere elementi).

La legge di Smith ci dice che se non si raggiunge un certo limite non si ha la deformazione plastica, tale limite è rappresentato dalla tensione critica  $\tau_{crit}$ .

deformato plasticamente, e si giunge prima alle condizioni di rottura.

La presenza di elementi estranei porta ad un aumento della resistenza allo snervamento e della componente critica della tensione tangenziale.

La coppia di pechi in avvezza consideriamo una dislocazione di spigolo positiva.



Esiste una energia connessa con la dislocazione proporzionale al quadrato del vettore di Burgers rappresentabile nella dislocazione di spigolo da una distanza interplanare:

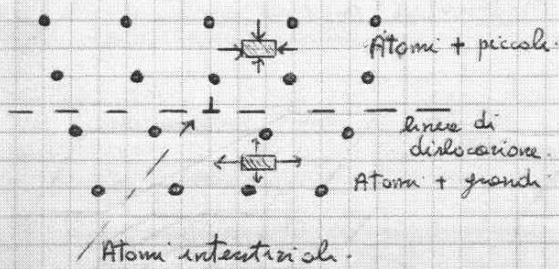
$$E \propto b^2$$

Nella parte superiore al di sopra della linea di dislocazione si ha una situazione locale di compressione, nella parte inferiore si ha invece una situazione di trazione, lateralmente ho una situazione di tensione tangenziale.

Se si considera un elemento di tipo sostituzionale, gli atomi di questo elemento non avranno mai le stesse dimensioni dell'atomo di solvente saranno o più grandi o più piccoli (nel caso dell'Argento-Oro, se considero la tavola periodica oro e argento sono promossi uno sopra l'altro con l'argento due  $\times$  più piccolo). Gli atomi più piccoli (Argento) in una matrice di atomi più grandi (Oro), poiché si tende ad un minimo di energia, si posizioneranno dove vanno ad allentare lo stato tensionale.

Si vede che sostituendo al di sopra della linea di dislocazione un atomo più grande con un atomo più piccolo diminuisce lo stato di compressione.

Quando atomi piccoli si posizioneranno vicino alla linea di dislocazione e al di sopra di essa; atomi più grandi allentano lo stato di trazione se si vanno a posizionare al di sotto della linea di dislocazione. Gli atomi estranei di natura interstiziale si andranno a posizionare dove c'è spazio, cioè appena al di sotto della linea di dislocazione.



Se si diminuisce lo stato di trazione da una parte o di compressione dall'altra si diminuisce l'energia connessa con una dislocazione.

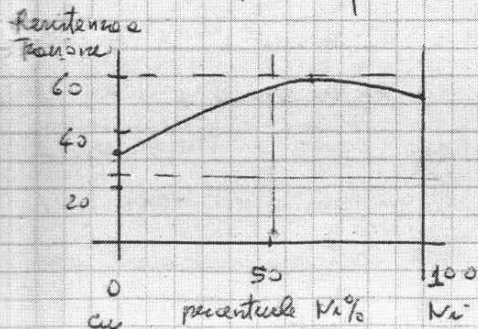
Quando se voglio provocare una deformazione plastica devo impiegare una quantità maggiore di lavoro dall'esterno e quindi aumenta la resistenza allo snervamento.

Di atomi estranei non è solamente uno. Se ho il 25% di Argento in una lega Argento-Oro, gli atomi di Argento sono più piccoli e si vanno a posizionare al

6° LEZIONE

Un sistema di forze esterne può dare delle componenti che sono variabili e dipende dall'orientazione del piano di massimo impaccamento e delle direzioni di massimo impaccamento lungo le quali si muovono le dislocazioni. Per mettere in moto le dislocazioni, in linea teorica, la tensione tangenziale necessaria è nulla ma in effetti c'è un valore limite della tensione tangenziale applicata che deve essere superato ed è evidente che è dipende dall'orientazione nell'ambito del monocristallo le sollecitazioni esterne applicabili possono essere differenti. Nella grande maggioranza dei casi si trova ad avere a che fare con un aggregato policristallino. Quindi se ho un aggregato policristallino sottoposto all'azione delle forze esterne, cristallo per cristallo dovrai avere a che fare l'analisi dei sistemi di slittamento che possono essere attivati e ci saranno cristalli più favorevolmente orientati e cristalli che sono sfavorevolmente orientati. Nel sistema c.f.c. ci sono 12 sistemi di slittamento ed è quindi abbastanza facile che la grande maggioranza dei cristalli si trovi in situazione di favorire il movimento delle dislocazioni, mentre nel sistema esagonale compatto il fatto che ci sono solo 3 sistemi di slittamento può far sì che ci siano pochi cristalli favorevolmente orientati e la maggior parte ne invece sfavorevolmente orientate, quindi in generale per poter mettere in movimento le dislocazioni si dovrà attivare dell'esterno un sistema di forze sufficiente a provocare la deformazione plastica in tutti questi cristalli che fanno parte di un aggregato policristallino. Le singole dislocazioni sono bloccate nel movimento dalla presenza di atomi estranei, se questo discorso si estende al complesso di cristalli che fanno parte di un aggregato policristallino si ha che da il sistema di forze limite per ottenere il movimento complessivo delle dislocazioni di tutti i cristalli sarà aumentato dalla presenza di atomi in soluzione solida; questo perché all'interno di ogni cristallo le dislocazioni sono bloccate nel loro movimento, come si è visto nella lega organica o nella lega in base ferro nelle quali si ha un aumento delle componenti critiche delle tensioni tangenziali per un solo cristallo, ma tale discorso è uguale quando parliamo degli aggregati policristallini.

Se andiamo a considerare la lega Rame-Michel si ha un aumento delle tensioni di movimento rispetto a quelle del Rame puro e del Michel puro. Si avrà anche un



aumento della resistenza a trazione, della durezza.

Quindi possiamo anche capire come l'influenza dei singoli elementi leganti è variabile e dipende e nella matrice mettiamo un elemento legante o un altro elemento legante, ciò perché gli elementi leganti hanno differenti dimensioni e la differenza di

considerazione +3 e non lo distinguemmo pastore e numero di conduttori zero per ottenere ferro elementare  $\Rightarrow$  processo di riduzione ottenuto in Alto forno), nel momento in cui viene fatto il processo di riduzione dei minerali di ferro fanno contemporaneamente un processo di riduzione dei minerali di manganese che è presente sotto forme di ossido di manganese (il manganese passa in soluzione nel bagno del ferro allo stato ferroso che contiene quindi quantitativi di manganese  $\Rightarrow$  dall'alto forno viene fuori ghisa, abbiamo altri tenori di carbonio, allo stato liquido che per lavoro segue decarburamento per ottenere acciaio).

Quindi fra Manganese e Nichel due hanno più o meno la stessa efficacia di rafforzamento ma è meglio il Manganese. Infatti nell'ambito degli acciai se non si supera il 1,6% di Manganese non si parla di acciai legati al manganese proprio perché il manganese è presente nell'ambito della ghisa liquida che esce fuori dal processo di alto forno.

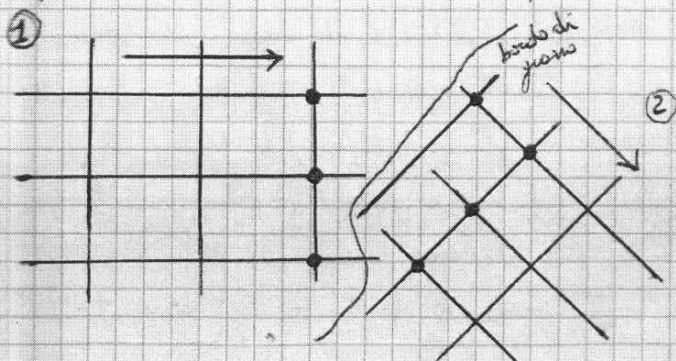
altro elemento utile dal punto di vista del rafforzamento: il Titanio.

Quindi elementi da prendere in considerazione per rafforzare le matrici degli acciai non in lega senza trattamenti termici sono il Manganese e il Titanio, non si utilizzano il berillio in quanto tossico e contaminato (bloccaggio nell'utilizzazione libere), il nichel per ragioni di costi, il cromo perché non ha nessuna efficacia.

Ma ciò si ha un'idea delle componenti degli acciai a basso tenore di carbonio che sono quelli maggiormente prodotti.

#### MECCANISMO DI RAFFORZAMENTO PER RIDUZIONE DELLE DIMENSIONI DEL GRANO

consideriamo quello che avviene fra cristallo e cristallo. Sotto un sistema di forze esterne le dislocazioni cominciano a muoversi nei cristalli favorevolmente orientati. Supponiamo che ci sia stato un movimento di dislocazioni e che nel cristallo adiacente a me un'orientazione completamente differente dei piani cristallini, come due crivelli di garofano. Se indiciamo con la faccia le due orientazioni di momento impaccamento nei due cristalli adiacenti, gli atomi in corrispondenza del bordo di grano saranno vicini legati agli atomi circostanti in quanto sono più lontani.



lungo la direzione (1) si muovono le dislocazioni; ma la tensione tangenziale che abbiamo applicato non è sufficiente per mettere in moto le dislocazioni nel cristallo immediatamente adiacente. Se devo mettere in deformazione il cristallo adiacente si deve aumentare la tensione applicata dall'esterno



$$\sigma_s = \sigma_0 + \frac{K_2}{\sqrt{d}}$$

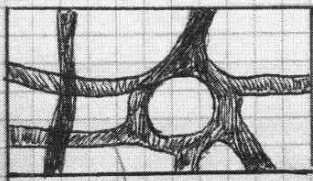
ove  $d$  è il diametro medio dei grani e  $\sigma_0$ ,  $K_2$  sono costanti per un dato materiale. Tale equazione non è valida per materiali policristallini con grani o molto grandi (case grani) o estremamente fini. Dalla relazione è evidente che aumentando il diametro la resistenza allo snervamento, mentre diminuendo il diametro  $\sigma_s$ . Questa legge prende in considerazione un termine dipendente dalle dimensioni dei cristalli, ed il primo termine  $\sigma_0$  che prende il nome di FORZA DI PEIERLS-NABARRO, quest'ultima è una forza di frizione che si oppone al movimento delle dislocazioni all'interno di un cristallo. Tale forza è quella che deve applicarsi dall'esterno per mantenere in movimento le dislocazioni in ogni caso dei cristalli. Il secondo termine prende in considerazione il blocco delle dislocazioni da cui ha il perno di un bordo di cristallo dell'alto.

### MECCANISMO DI RAFFORZAMENTO PER INCRUDIMENTO

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

Quando viene attivato il movimento delle dislocazioni si ha una moltiplicazione delle dislocazioni per ostacoli al loro interno in conseguenza di alcuni precipitati, ma si hanno fenomeni anche di slittamento associato con attivazione di slittamenti su piani che hanno in comune le linee di dislocazione (direzione di massimo impaccamento) ma sono differenzialmente orientati nello spazio. Se consideriamo la legge di Smith essa considera il coseno dell'angolo con la dislocazione, ma il coseno dell'angolo con la normale al piano; ne si deduce che sia il piano che la direzione di dislocazione hanno una loro importanza.

Man mano che si procede nella deformazione plastica in un aggregato policristallino (anche di un solo monocristallo) l'aumento della densità delle dislocazioni e del loro moltiplicarsi si manifesta non in tutto il cristallo ma in alcune zone particolari di esso. La densità delle dislocazioni in tali zone aumenta progressivamente.



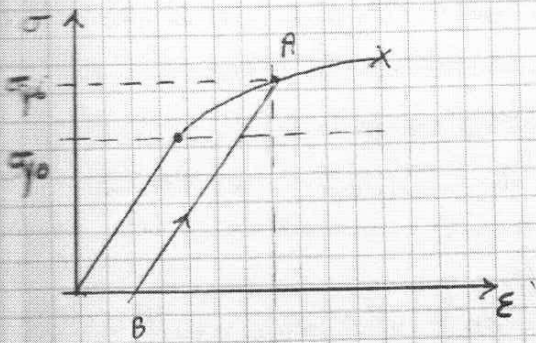
Se la densità delle dislocazioni è di circa  $10^6$  [cm. cm<sup>-2</sup>], rappresentativo dello stato in cui non sono applicate forze esterne. Quando si applica una buona tensione tangenziale la densità delle dislocazioni aumenta sensibilmente nella parte

in questione portandosi a  $10^8$ . Aumentando di molto la tensione tangenziale applicata all'esterno e quindi la componente critica della tensione tangenziale si creano a volte una densità delle dislocazioni, nelle zone interconnesse, dell'ordine di  $10^{11}$ .

Se andiamo a pensare che nelle zone in cui si addensano le dislocazioni non

Il tratto a rappresenta la deformazione plastica residua.

Analogo nel solido deformato applicando da nuovo una tensione crescente fino a raggiungere livelli  $\sigma$  simili a quelli di prima, non riusciamo a rinverire in tutto lo stato canonico.

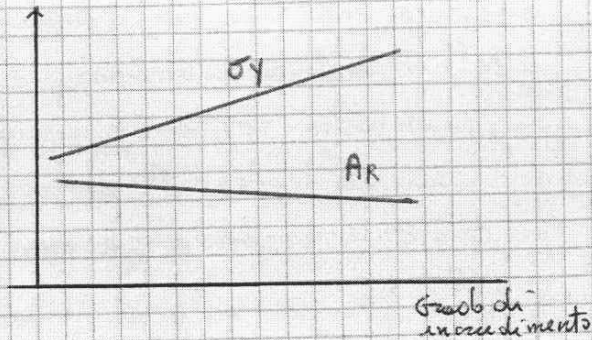


Il corso di snervamento iniziale viene indicato con  $\sigma_{y0}$ , mentre  $\sigma_{yi}$  è il nuovo corso di snervamento che risulta dopo aver ricollocato il corso dal punto A e poi ricaricato.

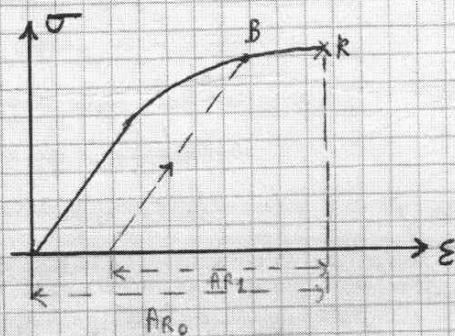
Si ha quindi un innalzamento del valore della tensione di snervamento per effetto dell'incrudimento.

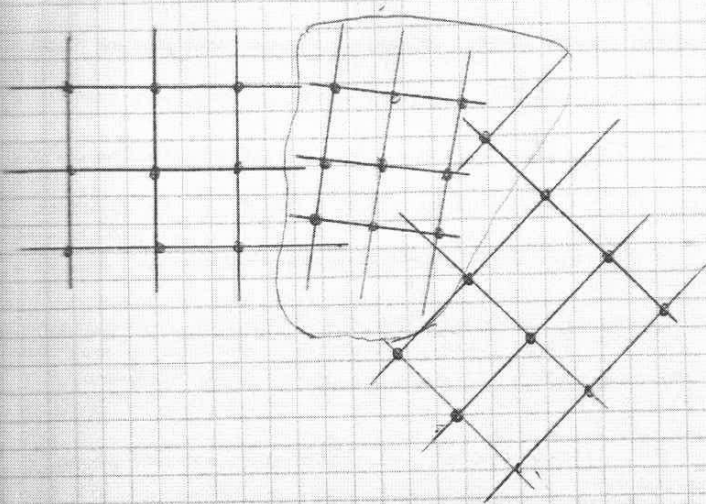
In questo solido deformato ricaricato il passaggio ad una continuazione della deformazione corrisponde al fatto di essere più vicini alla condizione di rottura.

Quindi se da una parte la tensione di snervamento  $\sigma_y$  tende a crescere nel momento in cui ho un incrudimento, dall'altra parte l'allungamento e rottura  $A_R$  diminuisce non meno che si vada a prendere in considerazione un solido propriamente incrudito.

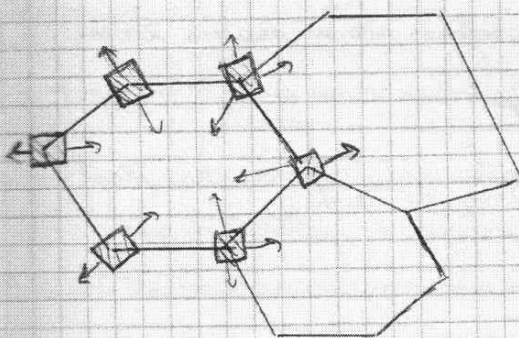


Se ho un solido non deformato e lo posto a rottura nel punto R ottengo l'allungamento e rottura originale  $A_{R0}$ . Se invece posto del solido deformato (condizione caratterizzata dal punto B) e lo posto a rottura uno ad R ottengo un allungamento e rottura  $A_{R1}$  minore di quello originale.





Questo è un nucleo di cristalli con una densità di difetti nettamente inferiore. Questo cristallo può aumentare le proprie dimensioni progressivamente. Il fenomeno si ripete in altre zone del solido metallico policristallino. Retracono nuovi cristalli in presenza dell'inocuo di più grani e questi si estenderanno progressivamente verso l'interno consumando le cristalle che c'erano prima.



Si ottiene un oggetto RICRISTALLIZZATO che può essere ulteriormente deformato (al 30%) perché il suo allungamento e rottura è di nuovo aumentato al 35%

Nella ricristallizzazione gli atomi, per effetto della maggiore temperatura hanno una maggiore mobilità che gli consente di ricomporsi in nuovi nuclei di ricristallizzazione con conseguente rinnovamento della struttura granulare, riduzione delle dislocazioni e conferimento di caratteristiche isotopie al materiale.

Quindi il pezzo deformato può essere sottoposto a ricristallizzazione, risaldandolo alle temperature di ricristallizzazione che è uguale alla metà della temperatura critica (gradi Kelvin) di fusione:

$$T_R = \frac{T_f}{2}$$

Ad esempio la temperatura di ricristallizzazione:

per l'alluminio è  $Al \cong 200^\circ C$

per il ferro è  $Fe \cong 600^\circ C$

La temperatura di ricristallizzazione segna il confine tra le deformazioni plastiche a freddo e le deformazioni plastiche a caldo.

Nelle deformazioni plastiche a caldo  $T > T_R$  e si ha la ricristallizzazione.

Nelle deformazioni plastiche a freddo abbiamo il limite dell'allungamento a rottura dovuto al moltiplicarsi delle dislocazioni.

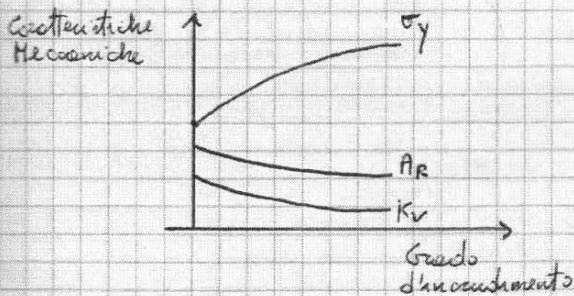
La temperatura di ricristallizzazione è compresa nell'intervallo:

$$\frac{1}{3} T_f < T_{acc} < \frac{1}{2} T_f$$

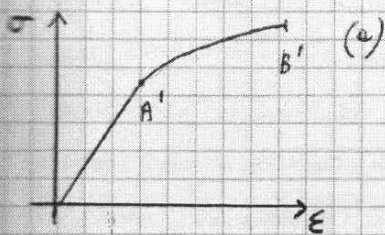
dove  $T_f$  è la temperatura di fusione.  
Le temperature sono espresse in gradi Kelvin.

QUANTIFICAZIONE DELL'INCUDIMENTO

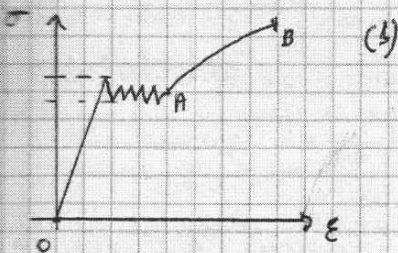
Le caratteristiche in funzione del grado d'incrudimento hanno gli andamenti riportati nel seguente grafico, con un aumento della tensione di snervamento  $\sigma_y$  e una diminuzione dell'allungamento e rottura  $A_R$  e della Resilienza all'aumentare del grado d'incrudimento.



Se andiamo a considerare le curve sforzo-deformazione lavorando con tensioni e deformazioni vere si possono avere l'andamento (a) o (b).



Nel caso (b) si ha un limite di snervamento superiore e inferiore con alcune oscillazioni e poi la ripresa della crescita con  $d\sigma/d\epsilon > 0$ .



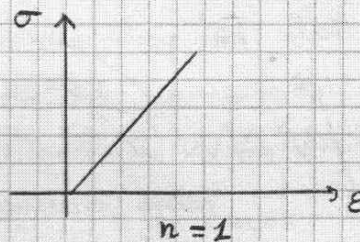
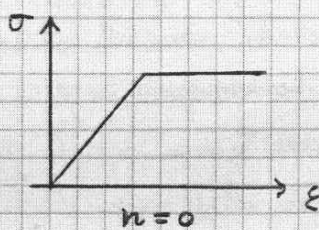
La curva (b) nel tratto AB ha un andamento elastico e quello della curva (a) nel tratto A'B'.

In entrambi i casi questi due tratti elastici sono rappresentati con un'equazione del tipo:

$$\sigma = K \epsilon^n$$

dove  $n$  è l'ESPOSANTE DI INCUDIMENTO

Se si ha un'andamento elastico perfettamente plastico si ha che l'esponente d'incrudimento vale zero; se si ha un comportamento simile al tratto elastico il valore di  $n$  assume valori prossimi ad uno.

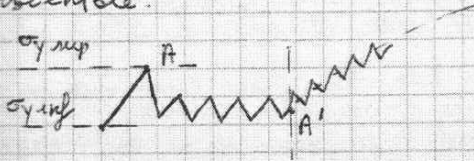


ci poniamo il problema di analizzare le seguenti problematiche:

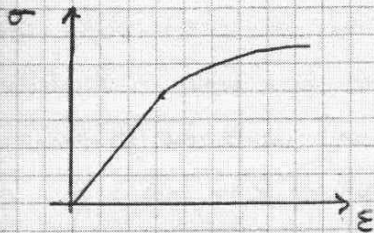
rende il nome di ALLUNGAMENTO DI SNERVAMENTO.

Quando il fenomeno dello stoccaggio delle dislocazioni si è esteso a tutta questa la sezione minima del componente si riprende l'allungamento  $\Delta B$  esattamente se  $d\sigma/d\varepsilon > 0$ .

Le strutture di Cottrell non sono solo formate da atomi interstiziali, ma anche da atomi sostituzionali che possono essere più grandi e vanno nelle zone di tensione o essere più piccoli e vanno nelle zone di compressione dell'intorno delle dislocazioni. La differenza tra atomi interstiziali e sostituzionali è che la mobilità degli atomi interstiziali è nettamente superiore a quella degli atomi sostituzionali. Se si aumenta di poco la temperatura la mobilità delle dislocazioni e la mobilità degli atomi interstiziali risultano dello stesso ordine di grandezza, le dislocazioni si spostano ed anche gli atomi interstiziali che creano una nuova struttura di Cottrell sulla dislocazione che si è appena portata avanti. In questo caso la curva di incrudimento invece di essere una curva dritta viene ad essere una curva con una serie di dentature. Ciò avviene a temperatura superiore a quella ambientale.

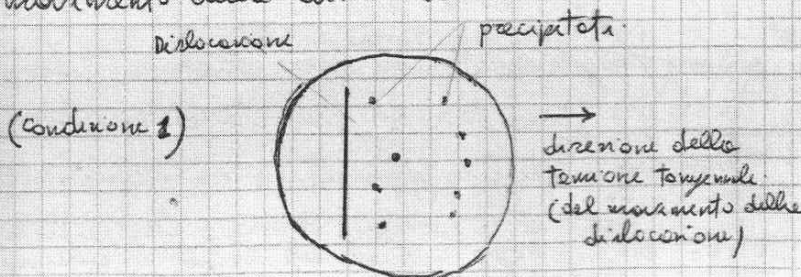


Consideriamo il caso che ci permette di avere la curva  $\sigma-\varepsilon$  senza limite di snervamento superiore e inferiore. Si ha un limitato numero di atomi che danno un rafforzamento per soluzione solida (atomi sostituzionali) ma all'interno della lega si hanno una serie di precipitati che si oppongono al movimento delle dislocazioni.

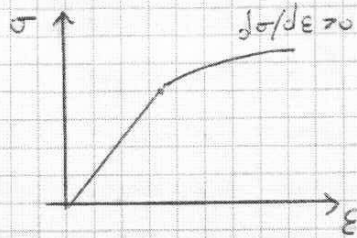


Consideriamo di guardare all'interno di un cristallo in cui la retta rappresenta la linea di dislocazione e nel suo intorno vi sia una serie di precipitati.

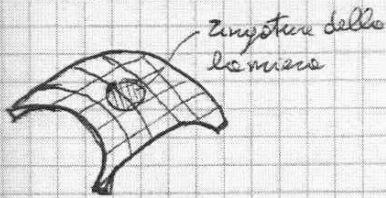
Sul piano lungo il quale si muove la dislocazione vi sono questi precipitati e una volta che la dislocazione ha raggiunto il precipitato si ferma si oppongono al movimento della dislocazione.



non si hanno più situazioni di caduta della tensione applicata ma le tendenze che portano sempre ad un  $d\sigma/d\varepsilon > 0$



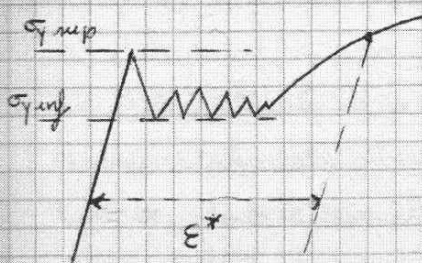
Da un punto di vista di applicazione industriale il fenomeno delle bande di Luder è un fenomeno negativo. Si pensi ad un passaggio di deformazione plastica a freddo (al di sotto della temperatura di ricristallizzazione) di un acciaio per la fabbricazione del tettuccio di una macchina. I punti di maggiore deformazione



si hanno nel montante delle macchine dove da un andamento orizzontale si passa ad un andamento inclinato. I punti di minore deformazione plastica sono al centro. Quindi nello stesso componente avrò valori di  $\sigma$  applicato relativamente grande e

relativamente piccoli; dove si hanno i valori più grandi si sono formate prima le bande di Luder una poi sono state tirate perché si è osservato ad una deformazione omogenea da perfetto. Nelle zone di minore deformazione plastica applicate sono invece nelle zone delle bande di Luder e quindi nelle zone centriche delle zingature della lamiera.

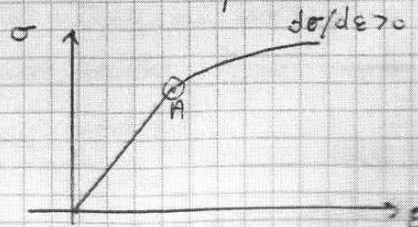
Si deve quindi andare ad evitare che nelle zone a minore deformazione plastica imparta un ritegno nelle zone delle bande di Luder. Questo viene ottenuto facendo prima della deformazione plastica finale una deformazione plastica complessiva di tutta la lamiera che mi porti al valore  $\varepsilon^*$  di deformazione voluta.



Così si prepara la lamiera imponendo un valore di deformazione plastica  $\varepsilon^*$  preventiva. Ciò lo ottengo prendendo la lamiera e sottoponendola ad un leggero passaggio di laminazione detto SKIN-PASS SKIN in quanto la deformazione è in massima parte limitata alle zone superficiali.

In ambito industriale si rende popolare di lamiera skin passate.

L'operazione di skin-pass viene fatta anche nelle situazioni in cui la curva  $\sigma-\varepsilon$  ha un andamento con  $d\sigma/d\varepsilon > 0$ . In quanto nel punto A si possono avere fenomeni di tensioni di snervamento superiore e inferiore.



se considero una punta di trapano posata sull'esterno questa va a toccare una lamella e sotto la deformazione plastica causata (ricordiamo che le lamiere vengono deformate plasticamente per compressione di trafilatura e quindi sono ottenute mediante deformazioni plastiche locali) in condizioni approssimate alla punta di trapano che viene deviate compendiosa (la punta di trapano è costituita da un acciaio estremamente duro ma anche estremamente fragile). L'unico modo per penetrare la parete delle canalette è fondere la parete mediante una lancia termica.

### 8° LEZIONE

#### IMBUTTIBILITA' O STAMPAGGIO PROFONDO E MISURA DELL'IMBUTTIBILITA' DELLE LAMIERE

Un metallo può essere utilizzato per operazioni di imbuttitura o stampaggio profondo se la legge ha un elevato valore dell'esponente di incrudimento n. L'imbuttitura è un processo tecnologico attraverso il quale una lamiera viene deformata plasticamente ed assume una forma sferica, cilindrica o a coppa.

L'esponente d'incrudimento non è l'unica caratteristica intrinseca del materiale che noi cerchiamo e valutiamo per un'efficiace adottabilità di una lamiera ad una operazione di stampaggio.

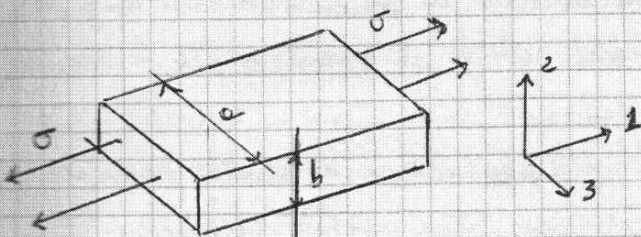
Supponiamo che nell'operazione di stampaggio sia prevista un'operazione di straramento. In conseguenza del sistema di forze applicato si avrà un  $\epsilon_1 > 0$  nella direzione 1 e contemporaneamente per la legge delle costanze del volume

in campo plastico:

$$\Delta V = 0$$

si avrà due  $\epsilon_2 < 0$  ed  $\epsilon_3 < 0$ .

In particolare considerando il sistema schematizzato:



$$\epsilon_2 = \ln \frac{b}{b_0} \quad ; \quad \epsilon_3 = \ln \frac{a}{a_0}$$

dove  $a_0$  e  $b_0$  sono le condizioni iniziali.

Si vuole che la lamiera diminuisca di lunghezza molto di più di quanto non si allarghi in quanto l'allungamento in parte a delle condizioni più vicine a quelle di rottura. Quindi si vuole che  $|\epsilon_3| > |\epsilon_2|$

Indicando con  $r_n$  il rapporto fra  $\epsilon_3$  ed  $\epsilon_2$  si vuole che:

$$r_n = \frac{\epsilon_3}{\epsilon_2} > 1 \quad \Rightarrow \quad \text{COEFFICIENTE DI ANISOTROPIA NORMALE}$$

esempio ogni 1/2 millimetro viene elastico il punzone e viene esaminato lo stato della lamina. Il fatto che durante la prova ad un determinato avvenimento meccanico viene sollevato il punzone per la verifica e poi la prova viene ripresa la rende non affidabile.

→ PROVA LUFIT-DIETRICH

Si tratta di una deformazione per strisciamento. Se si considera un punzone emisferico questo genera su tutta la superficie della calotta sferica una pressione omogenea, quindi una pressione idrostatica (eguale in tutte le direzioni dello spazio).

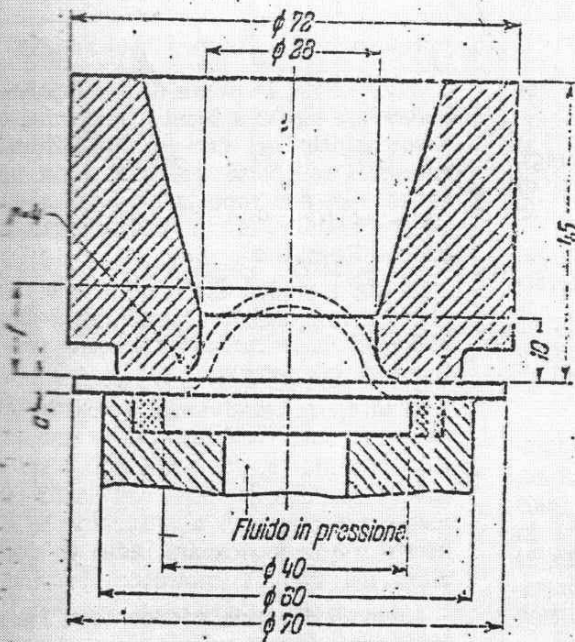


Fig. 2 - Schema dimensionale dell'attrezzatura per prove d'imbottitura Lufit-Dietrich. a = spessore; l = profondità di imbottitura.

Possiamo quindi sostituire il punzone con un fluido in pressione che agisce esattamente come il punzone emisferico e la prova si ferma automaticamente nel momento in cui la femmina diventa pesante in quanto si scarica la pressione del fluido. Quest'ultima metodologia restituisce una prova più affidabile e rapida. Una volta che si genera la femmina pesante diminuisce la pressione all'interno della camera e si può procedere alle misurazioni delle impurità.

→ PROVA SWIFT

Si tratta di una prova per COSTIPAMENTO, cioè viene fatta un'imbottitura per costipamento. Le prove svolte in questo gruppo servono a determinare il comportamento dei laminati sotto l'onore di sollecitazioni biccuali di segno opposto e quindi in presenza di sensibili deformazioni dovute alle compressioni. Le prove Swift consistono essenzialmente nell'effettuare la "teofilatura" di una lamina entro un'apposita matrice.

Consistiamo due quando viene fatta una deformazione plastica a freddo non solo abbiamo deformazioni per strisciamento ma anche per costipamento. Supponiamo di avere una lamina e mediante l'onore di un punzone deformiamo la lamina costipandola o ponendo entro un foro rotondo se all'interno il diametro del disco da cui parte è poco più grande del diametro del foro, si ottiene uno scodellino con una calotta adotta.



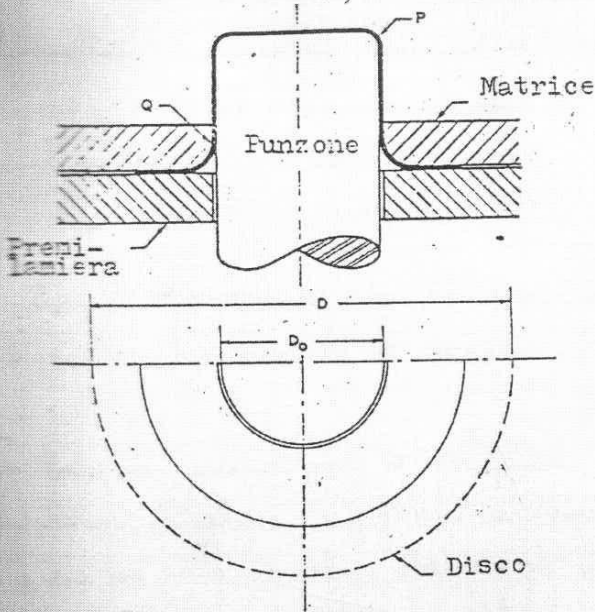


Fig. 1 - Prova di imbutitura secondo il metodo Swift.

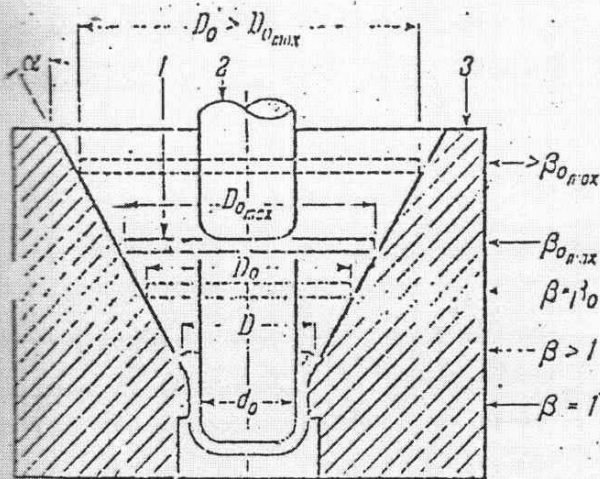


Fig. 8 - Schema della prova di imbutitura Fukui. 1, dischetto; 2, punzone; 3, corpo di formatura.

→ PROVA FUKUI

Si tratta di una prova con deformazione per contropressione, in cui si ottiene lo stesso risultato della prova Swift. La prova Fukui è analoga alla Swift ma il disco si punziona progressivamente più in alto nella rete tronco-conica e si procede con disco progressivamente di diametro maggiore. La prova si interrompe quando nei bordi avvengono difettose lacerazioni o fenomeni ondulatori.

Quindi la prova Fukui utilizza un punzone a testa piena e matrice conica ( $\alpha=60^\circ$ ) senza paleomica. Il fattore di giunzione è dato dal rapporto:

$$IF = \frac{D_0}{d_0} = \frac{D}{D_{rotazione}}$$

dove  $d_0$  è il diametro di lamiera che non presenta difettosità sui bordi e  $D_0$  è il diametro del foro che consente una rete tronco-conica.  $D_0$  può avere un valore minimo e  $D$  nella parte rettilinea.

□

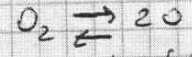
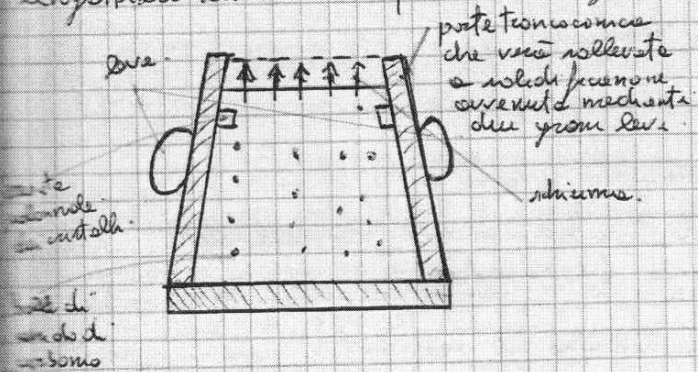
di acciai sono indicati con il metodo di attitudine all'impiego, quindi sappiamo che  
 un acciaio in questo esattezza della sigla Fe dove può la lettera importante è P  
 in questo indica l'attitudine allo stampaggio profondo. Nell'ambito di queste attitudini  
 allo stampaggio c'è il grado di attitudine allo stampaggio che è indicato con la sigla  
 01, 02, 04. Quindi la sigla:

**Fe P01**

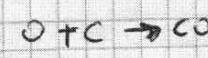
indica un acciaio adatto allo stampaggio profondo con attitudine 01.

I tre tipi di acciaio Fe P01, Fe P02, Fe P04 riportati nella Tabella UNI 8002 partono  
 da una migliore attitudine all'impiego man mano che il numero passa da 01 fino  
 a 04.

Mettiamo in evidenza ciò che significa Acciaio Fe P04 calmato all'alluminio:  
 come si sa è un acciaio colato tale acciaio è completamente desossidato mediante aggiunta  
 di alluminio. Nell'ambito della lavorazione dell'acciaio, prima della colata, si ha  
 un bagno metallico nel quale possono essere presenti dei quantitativi anche rilevanti  
 di ossigeno che sono accompagnati anche da quantitativi di azoto (negli anni '70 si  
 aveva anche acciai in situazione opposta). Il problema dell'utilizzo di  
 acciai da contenitori ossigeno può essere evitato supponendo di riempire una  
 lingottiera di acciaio liquido. L'ossigeno è sciolto nell'acciaio sotto forma di ossido



La solubilità dell'ossigeno nell'acciaio  
 diminuisce con la temperatura e  
 quindi man mano che si solidifica  
 l'ossigeno reagisce con il carbonio  
 presente nel bagno per dare ossido di  
 carbonio.



Lo sviluppo di bolle di ossido di carbonio disturba la crescita colonnare dei cristalli  
 nel fondo e forma una schiuma che porta l'acciaio liquido con tale schiuma al  
 bordo superiore della lingottiera. Questo acciaio è detto ACCIAIO EFFERVESCENTE.

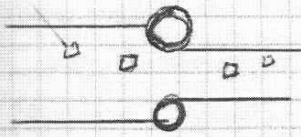
(in inglese rimmed steel; rimmed in quanto il bordo è detto rim).

Questo acciaio per stampaggio profondo potrebbe andare bene ma dato che non si fa più  
 la colata in lingottiera ma si fa la colata continua con lo sviluppo di ossido di  
 carbonio si rischia di formare alluminio in modo che si possa avere la  
 reazione con formazione di alluminio in fase liquida:



in questo caso l'acciaio non presenta lo sviluppo di ossido di carbonio e non è più  
 effervescente e non si ha la formazione di alluminio e solidificazione.

La lamina, essendo a quello descritto in precedenza, non avendo potenze come la Foyolite in questo fondo a 2040 °C rimane tale e quale dando meno problemi di un'incisione allungata o addirittura spalmata.



Ritornando alle tabella 31 della Norma UNI 8092 per tutti i tipi di acciaio vi è scritto sottoposto a skin-pass che si è fatta una leggera deformazione plastica di laminazione intorno al  $\pm 8\%$  per superare le bande di Luder. Per l'ambito dello stesso tipo di acciaio possiamo avere acciaio che ne stato solo skin-passato (esempio FeP01-1) oppure acciottato e skin-passato (esempio FeP02-2). Il migliore è FeP04 cioè viene valutato attraverso la tabella 4.1 dove sono riportati i valori intorno di rottura  $R$  in  $[N/mm^2]$ : si vede che man mano che migliora la qualità si riduce la fascia di caratteristiche meccaniche: mentre per FeP01 si ha un intervallo del carico di rottura  $R$  compreso tra  $270 \div 330 N/mm^2$ , per FeP04 si ha un intervallo più ristretto  $270 \div 340 N/mm^2$ .

L'acciaio FeP04 ha anche un valore prescritto di  $n$  cioè del coefficiente di snervamento normale che può essere superiore a 1,5  $\Rightarrow n \geq 1,5$ .

Viene anche prescritto l'esponente di inaccidimento  $\bar{m}$  che assume valori maggiori di 0,23  $\Rightarrow \bar{m} \geq 0,23$

ciò dà l'idea che gli acciai migliori hanno tutte queste delle caratteristiche meccaniche precise.

È anche prescritto l'andamento dell'indice Erichsen IE risultato della prova Erichsen, in Figura 1. Ricordiamo che nelle prove di imbottibilità Erichsen si misura l'attesa delle rotte sfere da si ottiene mediante l'utilizzazione di un punzone emisferico o di una punzone idraulica (acqua o olio particolare). Nel grafico di figura 1 viene riportato in ordine lo spessore e nell'ordinata l'indice Erichsen, si vede che aumentando lo spessore aumenta l'indice Erichsen perché il momento flessionale di rottura delle prove è quando si è formata una cricca pesante quindi maggiore è lo spessore delle lamine maggiore è la deformazione che deve essere imposta perché si vengono a formare cricche pesanti. Le curve evidenziate nel grafico di figura 1 hanno il medesimo andamento ma che a tratti di acciaio FeP01, FeP02 ed FeP04, l'acciaio colmato all'alluminio è quello che ha dei valori dell'indice Erichsen IE più elevati e tutti gli spessori.

rispetto agli altri acciai:

Nel processo di colaggio all'alluminio si fa precipitare oltre che alluminio anche carboni e carbonituri di alluminio, quindi il costo che rimane molto alto.

È importante osservare che il contenuto di carbonio  $C\%$  decresce di  $0,2\%$  per  $FePO_2$  e  $0,06\%$  per  $FePO_6$ .

Le tempie presentate dai forfori P e zolfo S corrispondente spaziale e quindi tenuti a valori percentuali bassi hanno valori minori rispetto a quelli riportati nello standard UNI EN 10130.  $\Rightarrow$  si hanno attualmente valori di  $P\% = 0,01$  e  $S\% = 0,01$ . Non esistono più lamiere con percentuali di  $P\% = 0,025$  e  $S\% = 0,025$  in quanto un produttore che produrrebbe con tali percentuali di forforo e zolfo la lamiera per imballatura sarebbe fuori mercato.

Decrescendo il quantitativo di carbonio dell'acciaio  $FePO_2$  all' $FePO_6$  decrescono anche le caratteristiche meccaniche.

Decresce anche il quantitativo di Mn presente da  $0,60\%$  per  $FePO_2$  a  $0,25\%$  per  $FePO_6$  in quanto è un raffinate della ferrite.

Diminuendo le caratteristiche meccaniche, passando da  $FePO_2$  all' $FePO_6$  aumenta l'allungamento e si riduce il modulo  $A_{50\%}$  min. diminuendo a ordini del  $40\%$  per  $FePO_5$  e corrispondentemente viene fatto crescere il coefficiente di dilatazione termica  $\alpha_{30\text{min}}$  (con valori  $2,3$  per  $FePO_3$  e valori  $1,9$  per  $FePO_5$ ). Cresce anche il coefficiente di riscaldamento  $n_{30\text{min}}$  prescritto per  $FePO_4$  ( $n_{30\text{min}} = 0,180$ ) e per  $FePO_5$  ( $n_{30\text{min}} = 0,200$ ).

L'acciaio che viene attualmente utilizzato è l' $FePO_6$  che è un acciaio legato col titanio o Niobio. La funzione del titanio o del Niobio è quella di togliere completamente il carbonio dalla ferrite quindi il fenomeno delle bande di Luder non si presenta e il fenomeno della riapprossimazione delle strisce di carbonio delle dislocazioni non si presenta neanche. Inoltre per  $FePO_6$  il tempo di validità delle caratteristiche meccaniche può essere più alto di 6 mesi. Inoltre l'ordine delle linee di momento è illimitato, l'allungamento e rottura  $A_{50\% \text{ min}} = 38\%$ . Il carbonio di partenza è di  $0,02\%$  che con il  $0,3\%$  di titanio viene completamente fissato sotto forma di carburo di titanio (o di Niobio) o carburo di titanio (o di Niobio).

È importante che la garanzia delle validità delle caratteristiche meccaniche sia di circa 6 mesi in quanto l'organizzazione delle moderne fabbriche si basa sul just in time.

Si ha produzione dell'acciaio a Trento e impianti di laminazione al più vicini agli stabilimenti di utilizzazione  $\Rightarrow$  dovendo essere una quantità che rimane in magazzino si deve osservare che le caratteristiche meccaniche non vanno decrescendo la garanzia. Sotto tale aspetto l' $FePO_6$  garantisce una validità di 6 mesi e un'ordine delle linee di momento illimitato.

□

3.2.2. In questo caso la designazione dell'acciaio deve essere completata con l'aggiunta finale delle lettere KP (esempio: Fe P 02-2 KP).

#### 4. Caratteristiche

##### 4.1. Caratteristiche meccaniche

##### 4.1.1. A nuovo

Le caratteristiche meccaniche a nuovo, indicate nel prospetto seguente, sono rilevate sul prodotto entro 8 giorni dalla ricottura o dal leggero passaggio di laminazione (skin-pass).

*Volte controllarsi*

Tabella 4.1

| Acciaio  | Prova di trazione<br>(vedere 8.2)                    |  | Indice di formabilità<br>(vedere 8.6) |                                  | Prova di durezza<br>Rockwell*<br>(vedere 8.4) |                           | Prova di piegamento<br>(v. 8.3)<br>$\alpha = 180^\circ$<br>D | Prova di imbutitura*<br>(vedere 8.5 e figura 1) |      |      |      |  |
|----------|--|--|---------------------------------------|----------------------------------|---|---------------------------|--|---|------|------|------|--|
|          | Carico unitario di rottura<br>R<br>N/mm <sup>2</sup> | Spessore<br>< 0,6   > 0,6                          |                                       | Anisotropia<br>$\bar{r}$<br>min. | Incrudimento<br>$\bar{n}$<br>min.             | Spessore<br>< 0,6   > 0,6 |  | Spessore  |      |      |      |  |
|          |  | Allungamento<br>A min.<br>L <sub>0</sub> = 80<br>% | HR30T                                 |                                  |   | HRB                       |  | 0,5   | 1    | 1,5  | 2    |  |
| Fe P 01  | 270 ÷ 390  | 29   | 30                                    | -                                |   | 40 ÷ 60                   | 37 ÷ 53  | IE<br>min.                                      |      |      |      |  |
| Fe P 02  | 270 ÷ 370  | 34   | 35                                    | ..                               |   | 40 ÷ 53                   | 37 ÷ 50  | A<br>blocco                                     |      |      |      |  |
| Fe P 04* | 270 ÷ 340  | 35   | 36                                    |                                  |   | 41 ÷ 50                   | 40 ÷ 48  | 9,7   | 11,1 | 11,9 | 12,5 |  |

\* Prove non determinante ai fini scarto: i valori sono indicativi.  
 \*\* Caratteristica da richiedere all'ordinazione per specifici impieghi particolarmente impegnativi (vedere la "Scheda identificazione laminato" in allegato). Per orientamento, i valori indicativi risultano:  
 Fe P 02 →  $\bar{r} > 1,2$ ;  $\bar{n} > 0,21$  - Fe P 04 →  $\bar{r} > 1,5$ ;  $\bar{n} > 0,23$ .  
 • Acciaio calmato all'alluminio per il quale le caratteristiche meccaniche sono praticamente costanti per almeno 6 mesi.

FIGURA 1

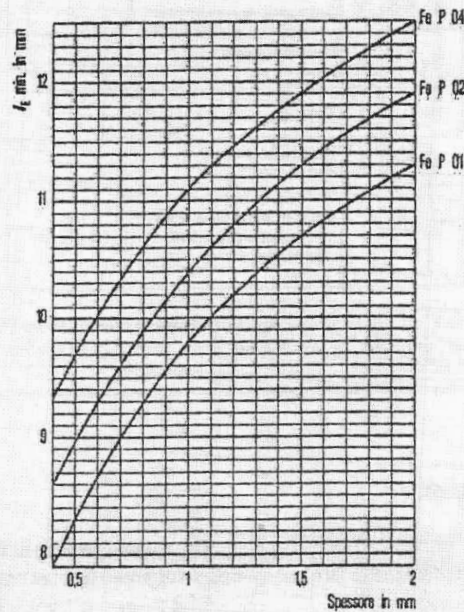


Fig. 1

UNI EN 10130

Prospetto II — Caratteristiche<sup>1)</sup>

| Qualità                 | Definizioni e classificazione secondo EN 10020 | Grado di disossidazione       | Validità delle caratteristiche meccaniche | Aspetto superficiale | Assenza delle linee di scorrimento | $R_e$<br>N/mm <sup>2</sup><br><sup>2)</sup> | $R_m$<br>N/mm <sup>2</sup> | $A_{90}$<br>%<br>min. <sup>3)</sup> | $r_{90}$<br>min.<br>4) e 5) | $r_{90}$<br>min.<br>4)       | Composizione chimica % max.<br>(analisi di colata) |       |       |      |                    |
|-------------------------|--|-------------------------------|---|----------------------|------------------------------------|---|----------------------------|-------------------------------------|-----------------------------|------------------------------|--|-------|-------|------|--------------------|
|                         |  |                               |   |                      |                                    |   |                            |                                     |                             |                              | C  | P     | S     | Mn   | Ti                 |
| Fe P01<br><sup>6)</sup> | Acciaio di qualità non legato <sup>7)</sup>    | A discrezione del fabbricante | —   | A                    | —                                  | - /280 <sup>10)</sup>                       | 270/410                    | 28                                  |                             |                              | 0,12   | 0,045 | 0,045 | 0,60 |                    |
| Fe P03                  | Acciaio di qualità non legato <sup>7)</sup>    | Completamente calmato         | 6 mesi<br>6 mesi                          | A<br>B               | 6 mesi<br>6 mesi                   | - /240                                      | 270/370                    | 34                                  | 1,3                         |                              | 0,10   | 0,035 | 0,035 | 0,45 |                    |
| Fe P04                  | Acciaio di qualità non legato <sup>7)</sup>    | Completamente calmato         | 6 mesi<br>6 mesi                          | A<br>B               | 6 mesi<br>6 mesi                   | - /210                                      | 270/350                    | 38                                  | 1,6                         | 0,180                        | 0,08   | 0,030 | 0,030 | 0,40 |                    |
| Fe P05                  | Acciaio di qualità non legato <sup>7)</sup>    | Completamente calmato         | 6 mesi<br>6 mesi                          | A<br>B               | 6 mesi<br>6 mesi                   | - /180                                      | 270/330                    | 40                                  | 1,9                         | 0,200                        | 0,06   | 0,025 | 0,025 | 0,35 |                    |
| Fe P06                  | Acciaio di qualità legato                      | Completamente calmato         | 6 mesi<br>6 mesi                          | A<br>B               | illimitata<br>illimitata           | - /180                                      | 270/350                    | 38                                  | 1,8                         | $\bar{r}$<br>min.<br>4) e 5) | 0,02   | 0,020 | 0,020 | 0,25 | 0,3 <sup>11)</sup> |

1) Le caratteristiche meccaniche valgono solo per prodotti sottoposti a leggero passaggio di laminazione a freddo (skippass).  
 2) I valori di carico unitario di snervamento sono quelli del carico unitario di scostamento dalla proporzionalità allo 0,2% per i prodotti che non presentano snervamento apparente o quelli del carico unitario di snervamento inferiore ( $R_{eL}$ ) per gli altri.  
 Quando lo spessore è minore o uguale a 0,7 mm e maggiore di 0,5 mm il limite massimo del carico unitario di snervamento è aumentato di 20 N/mm<sup>2</sup>. Per spessori minori o uguali a 0,5 mm tale limite viene aumentato di 40 N/mm<sup>2</sup>.  
 3) Quando lo spessore è minore o uguale a 0,7 mm e maggiore di 0,5 mm il valore minimo di allungamento percentuale dopo rottura viene ridotto di 2 unità. Per spessori minori o uguali a 0,5 mm il valore minimo si riduce di 4 unità.  
 4) I valori di  $r_{90}$  e  $n_{90}$  oppure di  $r$  e  $n$  (vedere appendici A e B) valgono soltanto per prodotti di spessore uguale o maggiore di 0,5 mm.  
 5) Se lo spessore è maggiore di 2 mm, il valore di  $r_{90}$  oppure di  $r$  viene ridotto di 0,2.  
 6) Si consiglia di procedere alla messa in opera dei prodotti di qualità Fe P01 entro 6 settimane dall'approntamento.  
 7) Salvo accordo contrario all'ordinazione le qualità Fe P01, Fe P03, Fe P04 e Fe P05 possono essere fornite come acciai legati (per esempio al boro o al titanio).  
 8) Per gli acciai della progettazione, il limite inferiore di  $R_e$  per le qualità Fe P01, Fe P03, Fe P04 ed Fe P05 può essere presunto pari a 140 N/mm<sup>2</sup>.  
 9) Per gli acciai della progettazione, si può presumere pari a 120 N/mm<sup>2</sup> il limite inferiore di  $R_m$  per la qualità Fe P05.  
 10) Il limite superiore di  $R_m$  pari a 280 N/mm<sup>2</sup> per la qualità Fe P01 vale solo per 8 giorni a partire dalla messa a disposizione del prodotto da parte del fabbricante.  
 11) Il titanio può essere sostituito dal niobio. Carbonio e azoto devono essere completamente fissati.

(segue)

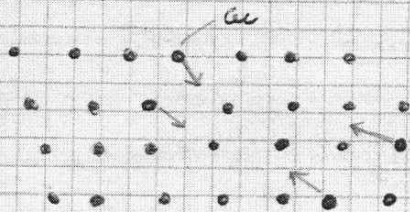
costabile e non c'è nulla da liberare

Se però si opera in un'altra maniera e dopo aver solubilizzato (per un'unità di tempo) nella linea di  $\alpha\beta$  e messo sempre con una lega col 4,5% di rame, cioè essere sempre in soluzione tutti gli atomi di rame e quindi essere raggiunto il massimo raggiungibile per un raffreddamento per soluzione solida noi raffredderemo velocemente senza lasciare il tempo alla mobilità degli atomi di ottenere i processi di precipitazione per parte e temperatura ambiente la situazione di alta temperatura mantenendo in soluzione tutti gli atomi di rame che sono ad alta temperatura  $\Rightarrow$  Non ho perso la possibilità di ottenere un meccanismo di dissoluzione solida.

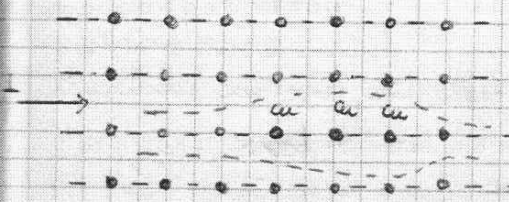
ZONE DI GUINIER-PRESTON

Se lasciamo la lega a temperatura ambiente questa è una lega in condizioni di metastabilità, non è più la situazione prevista dal diagramma di stato. Vi è dunque una spinta ad una modifica ulteriore della situazione. In conseguenza di questa spinta all'evoluzione, due in termini di dinamica-freccia vuol dire che si è un  $-AG > 0$  dove  $G$  è l'energia libera, che porta ad ottenere un composto di tutti atomi di rame, quest'ultima incominciano a muoversi secondo i meccanismi di diffusione e a raggrupparsi, mano alle dislocazioni.

Evento più grosso è l'atomo di rame rispetto a quello di alluminio si andrà a posizionare al di sotto della linea di dissoluzione. Gli atomi di rame iniziano quindi a stabilirsi non necessariamente ma attorno alle dislocazioni. Tendono a muoversi e a raggrupparsi perché devono poter dare appoggio agli atomi di alluminio il precipitato  $\text{CuAl}_2$ .



Se facciamo dei raggruppamenti di atomi di rame che entrano la forma di dischi di venti sotto forma tridimensionale sono cinque atomi, nel piano rappresentativo vedo tre ma nella direzione uscente del foglio dietro e avanti a questi atomi ce ne è un altro.

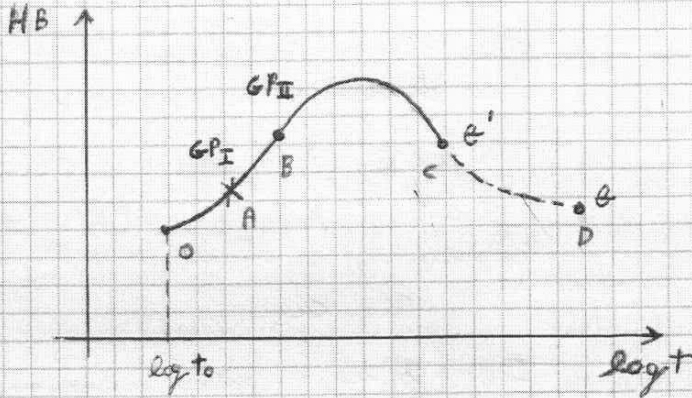


Se vi è una dislocazione che tende a muoversi nella direzione indicata perché gli atomi di rame sono più grossi di quelli di alluminio la resistenza dei piani cristallini è minore in

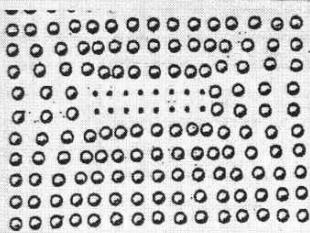
essi perché i piani adiacenti tendono ad essere distorti rispetto ai piani formati dai soli atomi di alluminio quindi la dislocazione tende a bloccarsi in prossimità dei precipitati  $\Rightarrow$  non riesce più a muoversi con la stessa facilità.

La presenza dei piani cristallini non è comunque variata anche se distorta  $\Rightarrow$  il numero di piani cristallini prima, durante e dopo il precipitato è sempre lo stesso  $\Rightarrow$

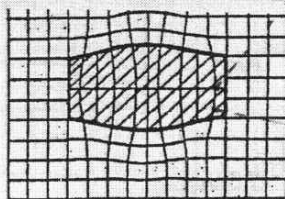
in continuazione con i piani delle zone) e cominciamo ad osservare il precipitato. Si forma un precipitato che prende il nome di  $\alpha'$ . Ad un certo punto, se si prolunga il tempo all'infinito, si potrebbe avere anche  $\alpha$ . Nel diagramma, il tratto CD è tracciato in quanto il fenomeno della formazione di  $\alpha$  non si è ancora verificato  $\Rightarrow$  ai nomi delle prove in corso da decenni, ma non si è mai verificato.



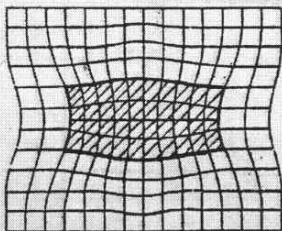
Ci sono varie rappresentazioni delle GP-I e delle GP-II. In figura (a) si ha una rappresentazione delle GP-I. In figura (b) si ha una rappresentazione delle GP-II che è fatta non più fatto atomicamente ma reticolatamente. Dalla figura si nota che le GP-I hanno, in ogni caso, un andamento maggiore in due dimensioni che nelle terze, hanno cioè una forma di disco. Per le GP-II si vede dalla figura (b) che è ancora ipotizzabile una coerenza completa, mentre quando si arriva a  $\alpha'$  (figura c) si vede che si è persa parzialmente la coerenza (ai nomi dei piani in continuazione e altri piani non più in continuazione), ciò significa che il movimento su alcuni piani è possibile mentre su altri piani il movimento delle dislocazioni è impossibile.



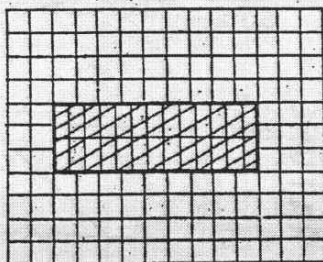
(a) GP-1 ZONES



(c) INTERMEDIATE STRUCTURE  $\alpha'$



(b) GP-2 ZONES



(d) EQUILIBRIUM STRUCTURE  $\alpha$

Sequenza delle strutture prodotte durante la precipitazione.



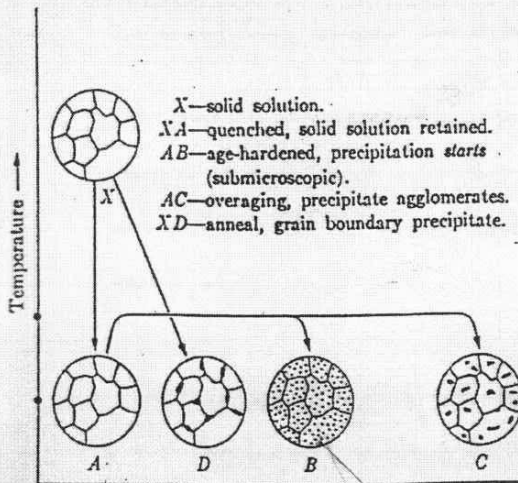
aggiungendo alla lega degli elementi antiocristallinanti; quindi la lega deve contenere anche qualche altro elemento. Osservando che questo viene fatto soprattutto nelle leghe alluminio-zinco.

Oltre al rafforzamento per precipitazione nelle leghe di alluminio si può utilizzare il rafforzamento per invecchiamento (multiples le dislocazioni). Quando viene fatto il trattamento di deformazione plastica che porta ad una combinazione di rafforzamento per invecchiamento e di quello per precipitazione?

Se hanno due determinative: forse prima della deformazione o dopo la deformazione.

Per poter fare un processo di deformazione plastica si deve avere un buon allungamento e rottura quindi il trattamento termomeccanico si fa subito dopo tempco e prima della deformazione.

In questo modo si è nella condizione A che risulta essere più vantaggiosa della B in quanto le dislocazioni sono più libere di muoversi.



X—solid solution.  
 XA—quenched, solid solution retained.  
 AB—age-hardened, precipitation starts (submicroscopic).  
 AC—overaging, precipitate agglomerates.  
 XD—anneal, grain boundary precipitate.

rappresenta una serie di precipitati.

11° LEZIONE

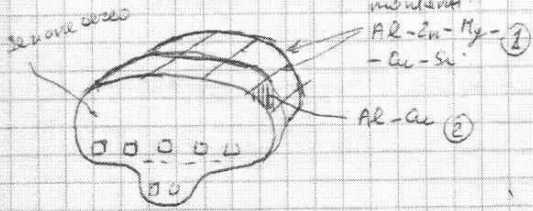
Il fenomeno dell'indurimento per precipitazione non è solo ristretto alle leghe di alluminio ma si ha anche per alcune leghe di rame e per alcune leghe di ferro-carbono (Fe-C) e ferro-nitro (Fe-N) che mi portano ad una precipitazione di carbonio o nitruro.

TABLE 11.1 Some Precipitation-Hardening Systems

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

Le leghe di alluminio precedentemente illustrate sono quelle alluminio-rame (Al-Cu) che mi danno la sequenza di precipitazione come sono; la GTU è anche indicata come  $\theta''$ , si ha quindi la sequenza  $\theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$  dove  $\theta$  è il precipitato completamente inascente (al quale non si osserva mai)  $\text{Al}_2\text{Cu}$ .

stare nelle leghe di alluminio indurate per precipitazione volge di resistenza a trazione dell'ordine di 500 MPa. Tale valore di resistenza è quello che si riesce ad ottenere con un buon acciaio a basso tenore di carbonio. Per resistenza dell'ordine di 2000 MPa la lega di alluminio non è più in grado di resistere: ad esempio per gli acciai civili che sono in massima parte in lega di alluminio i motori soranno un acciaio o lega base Ni-Al (ma i cementi e ordanate: sono in lega Al-Zn-Mg-Cu-Si (che sono un po' più resistenti delle



lega Al-Cu, si ha una resistenza dell'ordine dei 550 MPa e possono essere in 750-800 MPa se si usa un trattamento meccanico di deformazione plastica seguito da un tempra d'incollamento), la pelle costituita dai pannelli è di lega Al-Cu (con 500 MPa di resistenza ad un allungamento e rottura  $E_{17E_2}$ ) in questo l'incollamento

allungamento lega Al-Zn-Mg-Cu-Si  
allungamento lega Al-Cu

della fusione è quella che deve resistere all'urto e diminuire delle porzioni. (ogni attacco e decollo è un modo che presentano fenomeni di deformazione plastica local; nucleazione di onde di fatica)

CLASSIFICAZIONE LEGHE DI ALLUMINIO

Con riferimento alla normativa UNI 4227-75 consideriamo la classificazione delle leghe di alluminio.

Nelle leghe di alluminio, molto prima che in quelle in base ferro, si è addoverati alle tecniche americane di avere una classificazione di tipo numerica. Nel paragrafo si ha e mostra la classificazione di tipo europeo e a destra la classificazione di tecnica americana con le tabelle UNI di riferimento. La classificazione di tipo europeo riporta il P perché sono leghe per deformazione plastica. Le leghe Al-Cu riportano nelle denominazione la percentuale di rame e la sigla degli altri elementi leganti di cui non è ripetuta la percentuale presente nelle composizioni standard.

Osserviamo che l'alluminio è un elemento facilmente corrosibile. Il metodo per bloccare la corrosione è quello di avere una struttura completamente monofase in quanto in queste condizioni non si vengono a creare delle coppie galvaniche. Una struttura che presenta tanti precipitati è necessariamente una struttura corrosibile.

La placatura è una colaminazione fra la lega che deve resistere da un punto di vista strutturale e la pelle di alluminio che invece deve resistere alla corrosione. All'esterno si ha alluminio puro (più difficilmente corrosibile) e subito dopo non più la lega vera e propria. Quindi le leghe placcate sono quelle che partono con un trattamento.

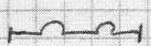
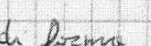

condizioni approssimate di  $\epsilon'$ , quindi non viene spinto l'ottenimento delle condurre  $\epsilon'$  in quello della condurre  $\epsilon'$ .

- T6 (Solution Heat Treated and then artificially aged), solubilizzato e poi invecchiato artificialmente.
- T7 (Solution Heat Treated, cold worked and then artificially aged), solubilizzato, temperato e deformato a freddo e poi invecchiato artificialmente.

Questi sono i principali trattamenti termici a cui vengono sottoposte le leghe di alluminio. Oltre a questi si incontrano i trattamenti da venno sotto le sigle:

- H ~ solo deformato plasticamente
- F ~ come proviene dalla fabbrica.

Di solito nelle designazioni non si presenta una lega di alluminio senza il relativo trattamento termico.

Ad esempio la lega Alluminio - Rame (Al-Cu) utilizzata per i pannelli dei container e l'insoleno esterno degli aerei civili è una AA 2024-T6, viene usata anche la AA 2024-T3 (di solito è utilizzato il trattamento T6 in quanto si vuole mantenere solo il trattamento termico che un consente di avere un sufficiente allungamento e rottura, se penso che T3 e T6 è un trattamento termomeccanico con un allungamento e rottura più basso). La lega di alluminio per i correnti e ordinate degli aerei civili (leghe Al-Zn-Mg-Cu-Si) non è un AA 7075-T8 nei correnti e un AA 7075-T6 sulle ordinate (il corrente è un conduttore di molto sottile che viene rivettato  cioè non è dritto in quanto ci serve avere una maggiore rigidità - la sezione di forma  è più rigida di una ).

Il Boeing 747 costruito anche come Jumbo Jet progettato nel 1970 utilizza delle leghe di alluminio la cui designazione è quella che abbiamo appena descritto.

#### EVOLUZIONE DELLE LEGHE DI ALLUMINIO

Le caratteristiche fondamentali delle leghe di alluminio sono:

- la massa volumica
- il modulo elastico

Si sa che il modulo elastico varia al variare della composizione della lega.

L'influenza degli elementi leganti sulla massa volumica può essere descritte nel seguente grafico: vi sono elementi leganti come Rame (Cu), Zinco (Zn), piombo (Pb), ferro (Fe), cromo (Cr), tantalum (Ta) che lo aumentano, mentre vi sono elementi come il silicio (Si), Berillio (Be), Magnesio (Mg), litio (Li) che lo diminuiscono. L'elemento che mi dà il miglior risultato è il litio.

per componenti di elasticità e per i bordi di attacco dell'ala in alcuni casi.  
Le legge allungamento litico da un punto di vista di tensione e flessione risultano essere  
interamente.

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 della 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 riservata - UNI - ENTE NAZIONALE ITALIANO DI UNIFICAZIONE - 20123 MILANO, piazza A. Diaz, 2

Tutto quello che scorre come miscela di ritorno della fusione prende il nome di BACCAME (materiam, anche di colata) detti anche colatrice. Le forme devono avere un adeguato angolo di spoglia per tirare fuori il pezzo di alluminio. Tutti i colatrice sono lega che ha raggiunto lo stato finale e quindi può essere recuperata e riportata in forno, ma per riportarla in forno si deve essere sicuri di non andare ad inquinare il bagno. Quindi i rottami di fusione grossi vengono portati attraverso un MULINO FRANTUMATORE (per minimizzare i tempi di rifusione che dipendono dal rapporto superficie/volume: più il pezzo è piccolo più è alto il rapporto e quindi, se ad esempio si pezzi il pezzo si viene spezzato in due parti si è aumentato il rapporto complessivo superficie/volume per cui si è creata una nuova superficie) che riduce la lega in pezzi piccoli. In alcuni casi, nell'ambito delle forme, vengono messi dei pezzi di acciaio in modo da provocare una solidificazione prima dove vi sono tali inserti, che può possono rimanere nel boccame. Quindi quando viene recuperato il boccame si deve fare una SEPARAZIONE MAGNETICA tirando via tutti i pezzi di lega e boccame. Viene fatta anche una CERITA MANUALE per togliere le cose più grosse che sono sfuggite e poi il tutto va e fuso in forno. Seguendo tale tecnica viene spesso inserito anche del rottame misto che viene riportato in rifusione, questo viene portato in un mulino frantumatore e attraverso la separazione magnetica (ad esempio quando si fa una campagna di rottamazione di auto e si recuperano i rottami in questi vengono riportati le parti delle valvole) ad una cerita.

Attraverso una filtrazione e sbristatura si ottengono sempre in lega di alluminio degli sfughi di lavorazione meccanica (provenienti ad esempio dalle torniture). Per cui nelle lavorazioni meccaniche vengono usati dei liquidi di lubrificazione il tutto non può essere messo in forno (si ha un'azione di ballatura e il livello del bagno metallico del forno può essere tende e andare notevolmente) ma si deve fare prima il tutto da un ESSICCATORE. Anche per gli sfughi di lavorazione si possono avere dei loro rottami del metallo o boccame (che per l'alluminio rappresentano delle impurezze che danno problemi) e quindi il tutto viene fatto passare attraverso ad un SEPARATORE MAGNETICO.

Per riportare il tutto ad una composizione ottimale devo andare ad inserire dei pezzi di lega primaria (Al al 99%). Altre parti che vengono dalla fusione sono le pellicole, gli alligatori (che devono essere aggiunti per riportare il tutto a composizione), del sale (che serve per i trattamenti di modifica), scorie (che devono passare attraverso dei trattamenti di arricchimento).

Questo tutto è rappresentato in figura 1.

Il forno è rotante in modo da far ruotare le superfici per l'aerazione. del liquido del bagno

Una volta che il tutto ha raggiunto la fusione e ha raggiunto la composizione va nei FORMI DI ATTESA per la fase di coarctamento. Dopo lo stazionamento nei formi di attesa si ha una FASE DI SPILLAGGIO della lega di alluminio allo stato fuso in una recipiente. Si fanno

trasmette sforzo ed è quindi estremamente fragile. Quindi le caratteristiche meccaniche della lega crescono quanto più vi è una diminuzione del nichel.

Però se sono il 7% di nichel mi trovo in una situazione differente del caso in cui mi trovo nello stato umano dell'eutectico con un intervallo di solidificazione  $\Delta T$  del basso.

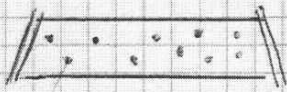
Per evitare di avere zone solidificate che bloccano la forma e per avere la possibilità di riempire completamente la forma prima che comincino le solidificazioni si usano delle forme metalliche con riempimento sotto pressione  $\Rightarrow$  si può bloccare PRESSO COLATA

Ad esempio nell'ambito degli settori degli aerei si utilizzano queste composizioni e poi fare un trattamento di HYPERUTECTA in modo da essere sicuri che all'interno non rimangano dei vuoti.

Supponiamo che si abbiano dei punti di raffigurazione in una gomma, se si riscalda

il manufatto, dopo che è stato colato e montato, ad una temperatura di  $500^{\circ}\text{C}$  e a pressioni molto alte

si ha che per migrazione dei vuoti le raffigurazioni all'interno vengono eliminate; ed essendo in una condizione di costante di volume i vuoti dell'interno sembrano che spiccano in superficie (anche se è semplicemente una migrazione di materiale). Viene quindi fatta una spianatura della superficie e quindi mediante esposizione della parte superficiale si ha un getto verso l'interno e all'esterno.



punti di raffigurazione



eliminazione di vuoti

osserviamo che ci troviamo di fronte a manufatti che hanno sempre un qualche difetto all'interno lo contengono.

Il processo di solidificazione provoca la formazione di dentate e la permanenza all'interno degli spazi tra i dentati di liquido che non viene più alimentato durante la solidificazione.

Poiché vi è una differenza tra le stesse volumi del liquido e del solido (il solido è più denso del liquido) rimangono delle raffigurazioni cioè dei buchi (por holes) all'interno del pezzo.

Questi buchi hanno un andamento tondeggiante della dimensione degli spalli e possono essere il punto di partenza di cricche di fatica.

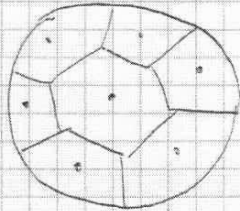
Si lavora con la lega Alluminio - Nichel perché essendo il Nichel un non metallo molto meno denso dell'Alluminio, durante la solidificazione la presenza del nichel all'interno comprime il resto delle fasi  $\alpha$ ; e la differenza di volume tra liquido e solido è molto ridotta, quindi vengono ridotti il numero e le dimensioni delle por holes.

#### MODIFICA EUTETTICA

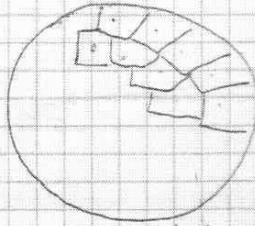
Consideriamo il diagramma di stato Alluminio - Nichel. Se si lavora nel settore di composizione vicino all'eutectico, alla temperatura di circa  $590^{\circ}\text{C}$  <sup>(punto A sul diagramma)</sup> cominciano a formarsi i primi nuclei di lega di Alluminio  $\alpha$  che costituiranno i nuclei dei quali partiranno dal  $577^{\circ}\text{C}$  la solidificazione completa della lega.

### $N \propto (T_e - T_m)$

quindi la presenza dell'eutettico modificato a temperatura di cune  $560^\circ\text{C}$  porta un aumento del numero di germi di nucleazione.



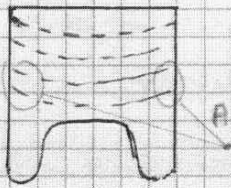
senza modifiche  
ho pochi germi



con modifiche  
ovvero più germi

Si hanno con la modifica dei cristalli estremamente più piccoli in quanto la dimensione dei cristalli è inversamente proporzionale al numero di germi (il cristallo smette di accrescersi quando va a trovare un altro cristallo che si va accrescendo in direzione opposta e nasce un bordo di grano). Ciò consente di elevare la resistenza a trazione al valore di circa  $280\text{ MPa}$  che è una resistenza notevole.

Ad esempio, ciò serve nella progettazione dei pistoni che pure non avendo delle grandi sollecitazioni presenta in fase di scoppio anche una compressione. Inoltre la

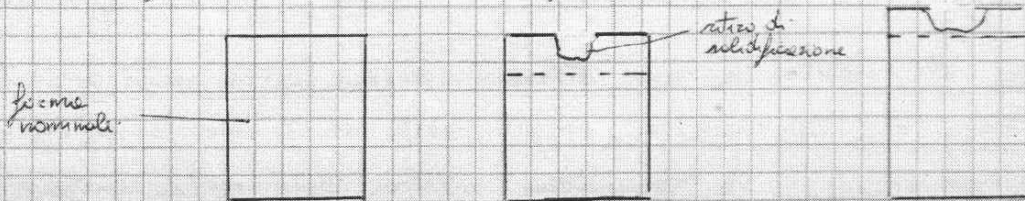


temperatura ha delle variazioni rappresentate in rosso e in nero delle sollecitazioni impattanti nelle zone A dove si vengono a trovare le sollecitazioni dovute all'oscillamento della quantità di moto. La temperatura in tali condizioni non deve essere superiore a  $200 \div 220^\circ\text{C}$  per evitare la ricristallizzazione di tali zone. Ma aumentando la temperatura si rende del valore di  $280\text{ MPa}$

Prementando la temperatura di una lega diminuisce la resistenza a trazione e la resistenza allo snervamento.

Ci sono alcune leghe di Alluminio - Rame per fondere ma sono meno utilizzate perché hanno un ritiro di solidificazione più impetuoso.

Supponiamo di voler fare un cilindro la cui forma nominale è la seguente:

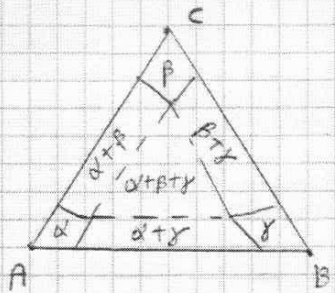


se si avesse una forma nelle quali invece il liquido si uguale a quella nominale il ritiro di solidificazione recente di dove talvolta una parte può essere il peso stesso con notevole spreco di materiale. Dovrei infatti avere un cilindro più grande per ottenere quello di forma desiderata mediante espansione della parte superiore.



Attraverso una sezione isoterma posso rappresentare

il caso con soluzione solida e se sono al di sotto dell'eutettico dovrà andare a guardare diagramma di stato per diagramma di stato per rendermi conto delle possibili composizioni.



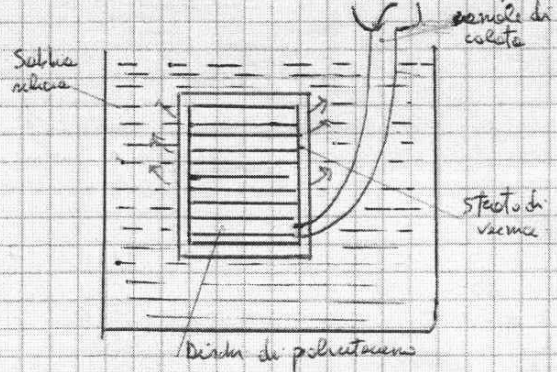
□

LEZIONE 13

PROCESSO POLICAST

Fino a pochi anni fa in fonderia si usava un metodo che prevedeva l'utilizzo di sabbia e nulla senza alcun legante. Il processo è chiamato POLICAST ed i modelli sono realizzati in polistirolo espanso, prodotti in stampi mediante scioglimento di sfere di polistirolo mediante l'iniezione di vapore surriscaldato. La viscosità della resina è spesso con vernice refrattaria e ricca in silice è un elemento fondamentale per la buona riuscita del processo. La colata della lega fusa con il conseguente scioglimento del polistirolo è rifilata contenuta nella forma grazie alla vernice refrattaria.

Ad esempio se si vuole fabbricare un cilindro si fabbrica un modello mediante una serie di dischi di polistirolo espanso verniciato, viene posto un canale di colata dritto e il tutto viene messo in un bidone riempito di sabbia costipata mediante un vibratore.



Venendo alluminio fuso il polistirolo brucia. La vernice è sufficientemente porosa per permettere la fuoriuscita dei fumi della combustione.

A poco a poco il tutto si riempie di alluminio fuso, ed il canale di colata ospita il corso di ritiro. Quindi per semplice svuotamento della sabbia si ottiene il pezzo di alluminio solidificato e con il residuo della vernice.

Quindi togliendo la vernice e rompendo il canale di colata si ottiene il pezzo in lega di alluminio desiderato.

Nella seguente tabella viene riassunto il confronto tra il processo Policast e il processo a verde (quello Tradizionale).

LEZIONE 12

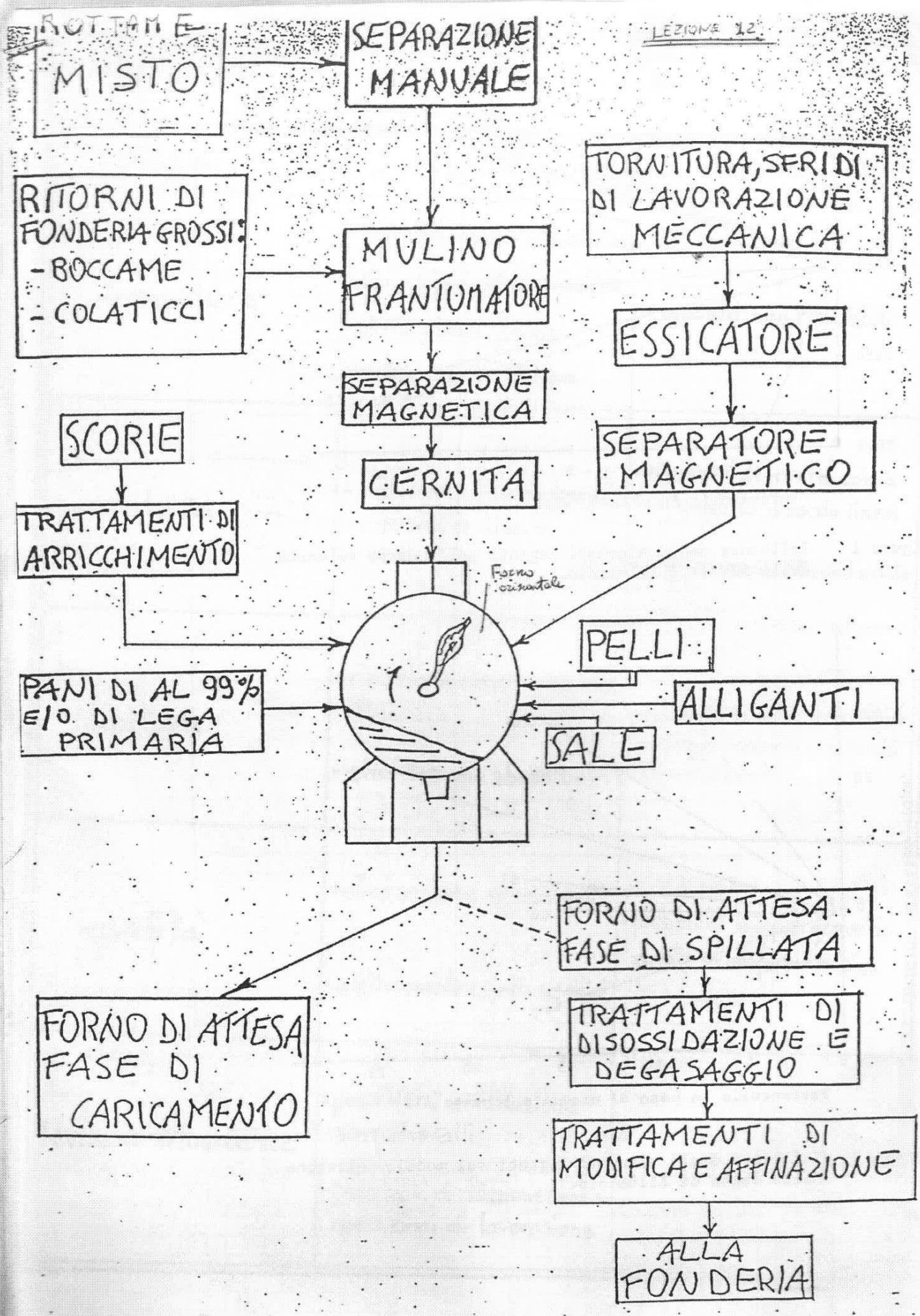


FIGURA 1