



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

NUMERO : 429

DATA : 10/12/2012

# A P P U N T I

STUDENTE : Margaria

MATERIA : Tecnologia dei Materiali Metallici

Prof. Firrao

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

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

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

RETICOLO PERFETTO = un reticolo cristallino in cui tutte le posizioni risultano occupate. In realtà, un materiale completamente cristallino con un reticolo perfetto non esiste: tutti contengono un grande n° di difetti e imperfezioni.

(NB) Le proprietà dei metalli sono profondamente sensibili alle deviazioni dalla perfezione cristallina. L'influenza non è sempre negativa e spesso si ottengono determinate caratteristiche introducendo deliberatamente particolari difetti.

I DIFETTI possono essere:

1. PUNTI FORMI
2. DI LINEA
3. DI SUPERFICIE

VACANZA = difetto puntiforme che consiste in un sito vacante del reticolo, in un posto normalmente occupato vuoto.

Deriva da spostamenti degli atomi terminali del reticolo su un altro piano inizialmente non occupato.

L'atomo che era inizialmente nella posizione A si è spostato fuori dal reticolo: nella posizione A si è formata una vacanza. Tutti gli altri atomi si spostano progressivamente e la vacanza si sposta verso l'interno del reticolo.

METODI DI DIFFUSIONE:

1. PER VACANZE
2. PER ROTAZIONE DEGLI ATOMI: a temperature differenti dallo zero assoluto gli atomi sono dotati di una loro mobilità.

La velocità dei movimenti di diffusione è collegata a:

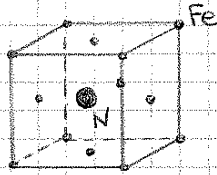
- CONCENTRAZIONE DI VACANZE
- N° DI MOVIMENTI DI ROTAZIONE di un insieme di atomi nell'unità di tempo

$$\frac{n_v}{N} \propto e^{-\frac{Q}{RT}}$$

$n_v = \text{n° di vacanze}$   
 $N = \text{n° di posizioni reticolari}$

⇒ La concentrazione delle vacanze aumenta esponenzialmente con

(ES)  $Fe_4N$



(ES)  $Fe_3C$  : cementite  
Percentuale di C ?

$$C : A = 12$$

$$Fe : A = 56 \quad \Rightarrow \frac{12}{12+56} \cdot 100 = 6.67\%$$

$\Rightarrow$  posso esprimere una percentuale x che il rapporto e' fisso e costante

(ES)  $Fe_{2.3}N$  : soluzione solida

RAPPORTO ELETTRONICO = rapporto tra n° di elettroni di valenza e n° di atomi che vi contribuiscono.

(ES) CuZn

• Cu :  $Z = 29 \rightarrow 1 e^-$

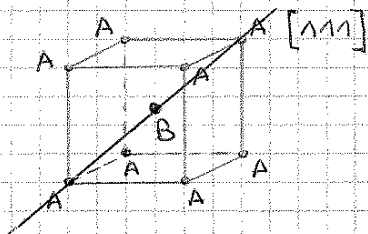
• Zn :  $Z = 30 \rightarrow 2 e^-$

$$R.E. = \frac{1+2}{2} = \frac{3}{2}$$

Esistono 3 tipi di rapporti elettronici:

- $3/2$  \*
- $7/4$
- $21/13$

\* Tutti i composti intermetallici con  $R.E. = 3/2$  hanno una struttura c.c.c. con una ripetizione degli atomi di tipo ABAB...

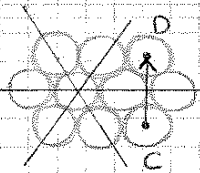


Se si traccia una direzione  $[111]$  prolungandola all'infinito (direzione di max impacchettamento) troviamo una sequenza ABABAB...

Quando troveremo BB saremo di fronte a un difetto non piu' puntuiforme, ma di superficie detto DIFETTO DI ANTIFASE

L'energia associata a una dislocazione e' proporzionale al quadrato del vettore di Burger, quindi l'energia minima di una dislocazione si ha x vettori di Burger i piu' piccoli possibili.

La max possibilita' di trovare dislocazioni si ha nelle direzioni di max impacchettamento. (Sistemi di scorrimento: cap. 7)



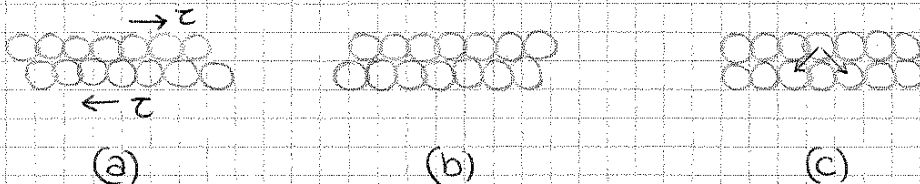
Si possono avere dislocazioni anche nella direzione  $cp$ , ma il relativo vettore di Burger e' nettamente superiore a quello lungo la direzione di max impacchettamento, quindi anche l'energia e' superiore.

Dato che la materia tende al minimo di energia, se ha una certa q.ta' di energia a disposizione, si distribuirà su dislocazioni che hanno vettore di Burger che giace nel piano  $\{111\}$

### SCORRIMENTO :

Applicando un sistema di forze tangenziali, il reticolo si deforma. Quando il reticolo e' deformato di una distanza intratomica, la situazione tensionale locale e' la stessa di quella di prima: e' un fenomeno ciclico e, quindi, va descritto con una funzione periodica.

Per passare dalla posizione (a) alla posizione (b), si deve passare x la posizione (c), in cui gli atomi del piano piu' alto sono nella stessa posizione di quelli del piano piu' basso: gli atomi di un piano sono, quindi, ugualmente attratti dagli atomi del piano successivo.

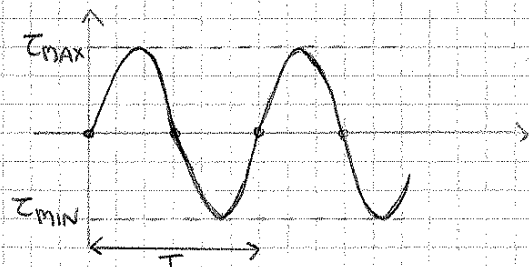


Le funzioni adottate x descrivere il fenomeno sono seno e coseno, x che x piccoli spostamenti si puo' dire  $\sin x = x$

$$\tau = \tau_{max} \sin \frac{2\pi}{T} x$$

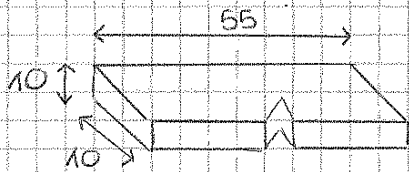
dove T e' la distanza intratomica

TENSIONE TEORICA DI DEFORMAZIONE (troppo grande)



RESILIENZA = capacità di un metallo di assorbire urti.

Si valuta con il pendolo di Charpy o di Izod

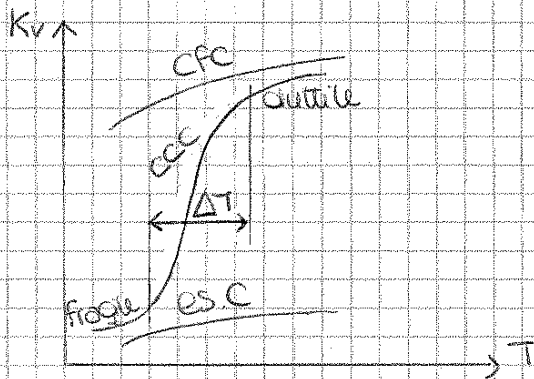


Se il materiale è   
 FRAGILE: il pendolo è poco rallentato:  $\alpha_2 \approx \alpha_1$    
 DUTTILE: assorbe molta energia:  $\alpha_2 \ll \alpha_1$

$K_v$  è   
 alta quando  $\alpha_2$  è piccolo (mat. duttile)   
 bassa " " " grande (mat. fragile)

Si misura in [J]

Si fanno prove a diverse T



→ sono i materiali che vanno meglio e che bisogna cercare di usare

→ da non usare

$\Delta T$ : intervallo di temperatura della TRANSIZIONE DUTTILE-FRAGILE

A metà di  $\Delta T$  è la temperatura di " " "

che si cerca di portare più a sx possibile (intorno a 0°C)

ES. Titanic: iceberg 0-1-2°C, in quegli anni la T di transizione era intorno ai 15°C → rottura fragile

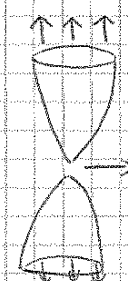
Ora la T di transizione è -10°C

COMPORTAMENTO DUTTILE

→ Cristallo cfc

→ Prova di trazione

STRIZIONE



$$S = \frac{A_0 - A}{A_0} \cdot 100$$

sezione infinitesima - molto duttile (rame molto puro)

La DEFORMAZIONE PLASTICA avviene solo x movimento delle dislocazioni (a spigolo o a vite) → pag. 177

Prendo un MONOCRISTALLO → pag. 181-2

$\tau_R = \sigma \cos\phi \cos\lambda$  → indotta

al max vale  $\frac{1}{2}$  quando  $\phi$  e  $\lambda$  valgono  $(45^\circ \Rightarrow) \frac{1}{2}$

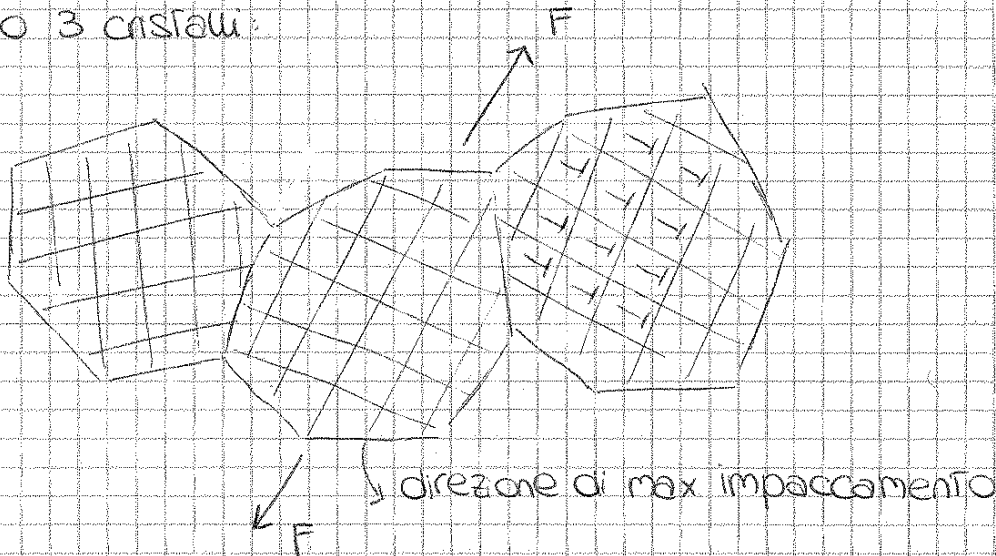
$\Rightarrow \sigma_{min} = \frac{\tau_R}{1/2} = 2\tau_{cr}$

Questa e' la componente // al piano di scorrimento: ora' il movimento delle dislocazioni.

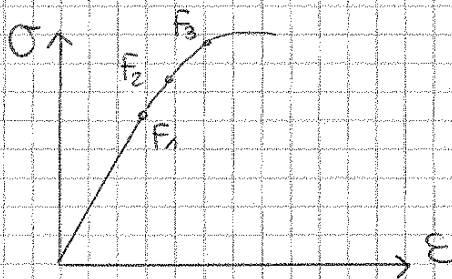
FATTORE DI SCHMIDT ↑

$\cos\phi \cos\lambda$  : un angolo e quello della scomposizione per essere // al piano, l'altro // alla direzione

Prendo 3 cristalli:

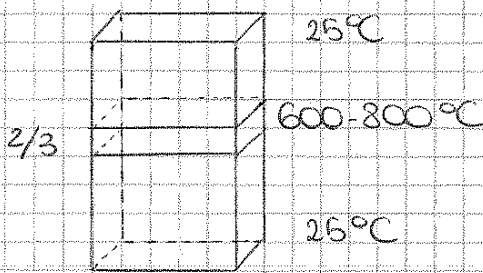


La componente critica x la deformazione aumenta (x che' bisogna deformare + cristalli)



In fase di forgiatura, voglio  $\sigma_s$  basso. (deve essere facile deformarlo)  
 Quando uso il materiale, "  $\sigma_s$  alto (non si deve deformare)

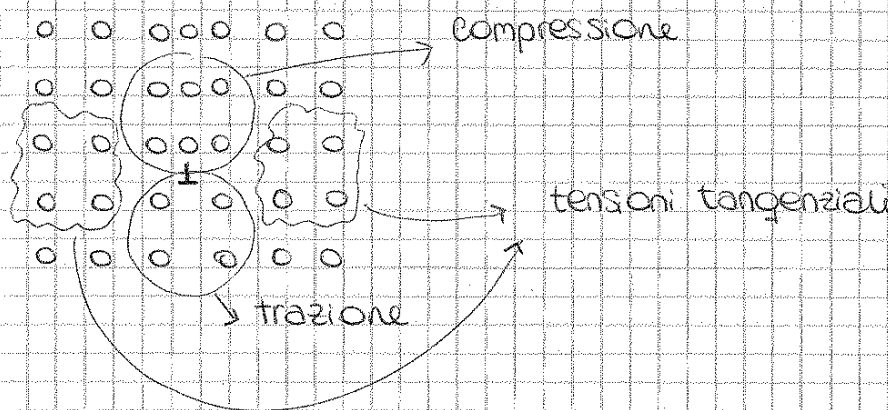
## ES. Tori Gemelle



$\sigma_s$  e  $E$  (modulo elastico) sono diminuiti  
 $\Rightarrow$  INSTABILITÀ PLASTICA ( $\rightarrow$  ha perso rigidità)

La zona colpita ha iniziato ad allargarsi, finché si è "aperta" e la parte sopra è crollata su quella sotto.

Bisognava cercare di ritardare il collasso il + possibile, ricorrendo alla zona a 2/3



La somma delle tensioni tangenziali dev'essere 0, se no le dislocazioni vanno a spasso x conto loro

Se aggiungo 1 atomo sostituzionale:

- + grosso (stex gruppo, sotto), andrà nella zona di trazione (sotto)
- + piccolo (stex periodo, a s.x), andrà nella zona di compressione (sopra)

Se aggiungo 1 atomo interstiziale, andrà nella zona di trazione, xché' gli interstizi sono + grandi

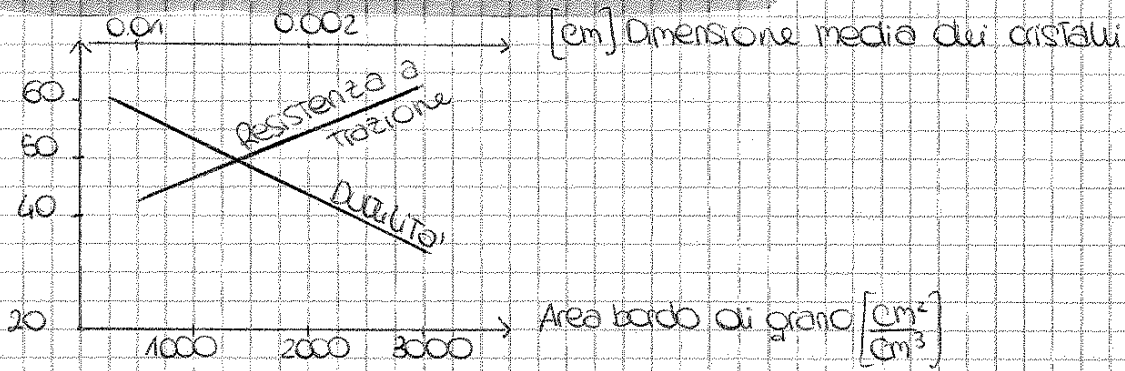
$\Rightarrow$  Se aggiungo atomi di impurezze, si sistemano intorno alle dislocazioni, formando le **ATMOSFERE DI COTTRELL** = zone di max concentrazione di atomi di soluto

Per far muovere una dislocazione, devo apportare energia dall'esterno. Se metto un atomo sostituzionale, l'energia connessa alle dislocazioni diminuisce (+ ordine), quindi devo apportare + energia ( $\rightarrow$  meccanismo di rafforzamento). Questo succede solo quando le Atmosfere di Cottrell sono concentrate intorno alle dislocazioni

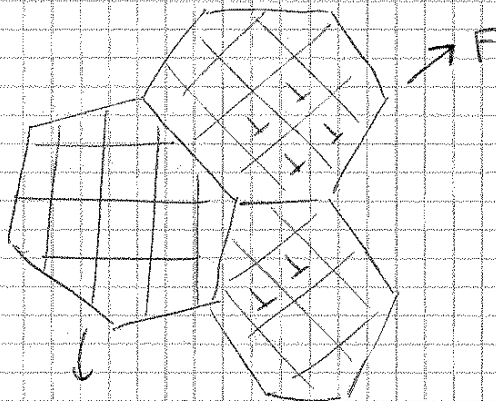


- Be non si usa: tossico ad alte T
- Ti, Mn, Ni: crescita elevata  
 sex crescita, ma si usa molto di più il Mn, xche' il Ni viene prodotto x raffinazione elettrolitica (costo elevato)
- Cr: poca crescita, non si usa

② RAFFORZAMENTO PER BORDO DI GRANO



Al diminuire delle dimensioni del cristallo  $\left\{ \begin{array}{l} \text{la resistenza a trazione aumenta} \\ \text{la duttilità diminuisce} \end{array} \right.$



$\cos\phi \cos\lambda$  (legge di Schmidt)

=> Il bordo di grano funziona come elemento rafforzante

Se le dimensioni del grano sono piccole, ci sono tanti grani: > resistenza

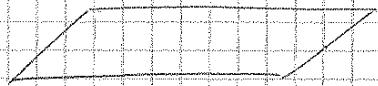
LEGGE DI HALL-PETCH:  $\sigma_s = A + \frac{B}{\sqrt{d}}$

Forza di Peierls-Nabarro

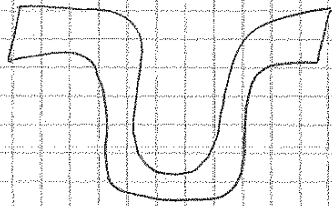
tensione di ATTRITO INTERNO

dimensione cristalli

La deformazione plastica e' uno dei metodi fondamentali di FORMATURA



← lamiera



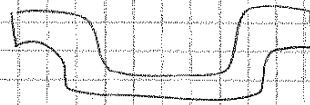
← voglio ottenere  $\epsilon = 60\%$

La legge fondamentale della deformazione e' quella della COSTANZA DEL VOLUME:  $\Delta V = 0$

Se sono in campo  $\left\{ \begin{array}{l} \text{ELASTICO: allontanano gli atomi} \\ \text{PLASTICO: sposta i difetti, ma le distanze tra} \\ \text{gli atomi non cambiano} \end{array} \right.$

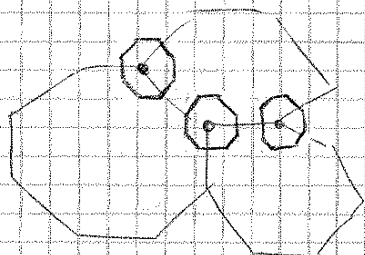
Se il materiale ha  $E_f = 40\% \frac{m}{m}$ , come faccio?

Mi fermo al  $35\%$ , rilascio (così ho di nuovo il  $40\%$  di  $E_f$ ) e mi fermo a  $\epsilon = 25\%$



RICRISTALLIZZAZIONE = prendo pezzo semideformato e aumento T (così aumenta la mobilità degli atomi). Gli atomi all'intersezione di + cristalli sono + mobili e possono diventare germi di nucleazione di nuovi cristalli.

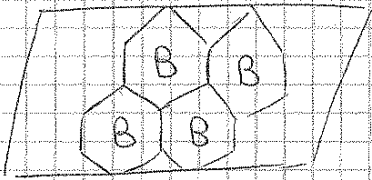
Negli spigoli gli atomi tendono a riarrangiarsi attorno a un nuovo nucleo e aumentano di dimensioni. Cio' va avanti finché i cristalli si incontrano. Ma siccome si sono formati ad alte T, i nuovi cristalli sono privi di difetti dopo la deformazione.



$10^{18} \frac{m}{m^3}$  (concentrazione di difetti)

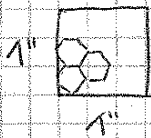
I nuovi cristalli avranno di nuovo  $10^8 - 10^{11} \frac{m}{m^3}$  difetti: altro di nuovo

$E_f = 40\%$



Lungo i bordi di grano vedo scuro

La normativa ASTM dice di osservare la fotografia a 100x e di prendere in considerazione 1 quadrato di lato = 1" (pollice) e contare i cristalli: N



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

n = # ASTM della dimensione dei grani

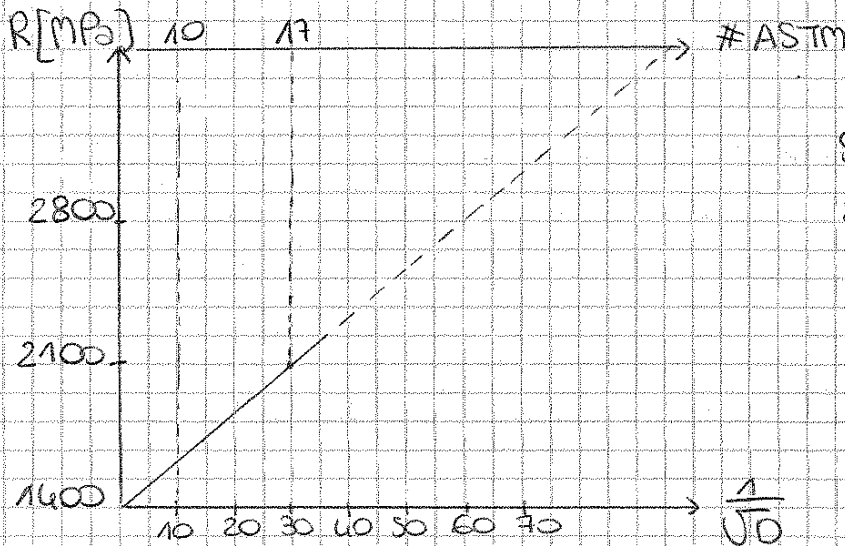
Se #ASTM = 0  $\Rightarrow$   $N = 2^{-1} = \frac{1}{2}$  cristallo  $\Rightarrow$  D = 0.35 mm (si vede a occhio nudo)

Se #ASTM = -3  $\Rightarrow$   $N = 2^{-4} = \frac{1}{16}$  cristalli  $\Rightarrow$  D = 1 mm

E' consigliato  $6 \leq \#ASTM \leq 8$

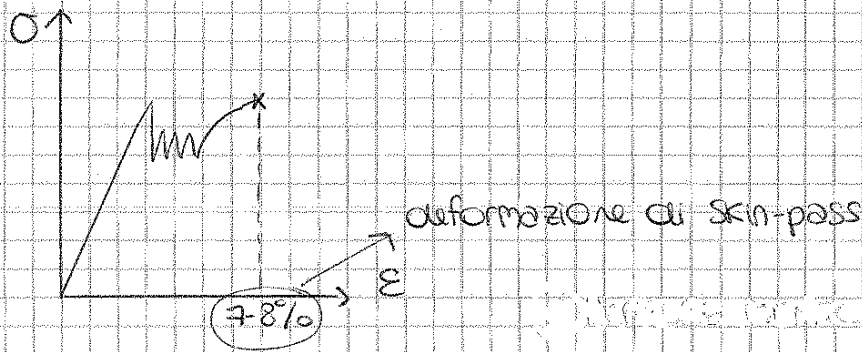
#ASTM =	5	: D = 0.062 mm	(rari)
	6	: D = 0.044 mm	
	7	: D = 0.032 mm	
	8	: D = 0.022 mm	
	9	: D = 0.016 mm	
	10	: D = 0.011 mm	

La tecnica moderna riesce a produrre leghe di queste dimensioni



Se riuscissimo ad arrivare a  $\frac{1}{d_0} = 70$ , si arriverebbe a R = 14000 MPa

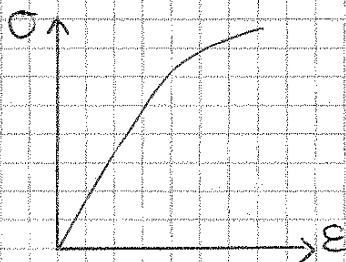
⇒ Per evitare la formazione delle bande di Luders, la lamiera deve essere usata entro 6 mesi: LAMIERA SKIN-PASSATA



In un acciaio con tanto C e Cr o Mn... , gli atomi di C non sono liberi, ma vengono legati da Cr, Mn... a formare piccoli precipitati.

La dislocazione riesce a passare oltre i precipitati, ma ne rimane ancorata. Quindi, se rilascio la tensione, la def. torna indietro: sono ancora in campo elastico.

A questo tipo di comportamento non corrisponde più  $\sigma_s$  superiore e inferiore, ma:

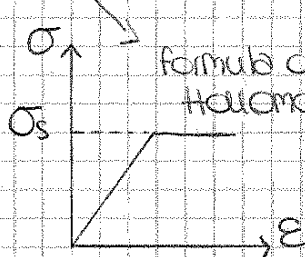


⇒ se un acciaio è legato, non ha le bande di Luders

### PROVE DI IMBUTIBILITÀ

INCRUDIMENTO = capacità di un materiale di aumentare la resistenza a snervamento mediante la moltiplicazione delle dislocazioni

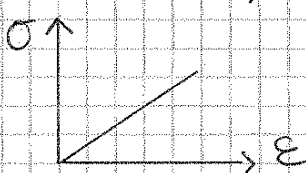
$\sigma_s = K \epsilon^n$        $n =$  esponente di incrudimento       $0 \leq n \leq 1$



$n=0$

Non subisce ulteriore incrudimento

Comportamento elastico-perfettamente plastico



$n=1$

Non si verifica mai

In condizioni normali  $E_a = E_b$ .

Ma vogliamo che:

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

→ coeff. di anisotropia normale → Proprietà intrinseca ②

Proprietà intrinseche che vogliamo:

- $n \uparrow$
- $r \uparrow$

PROVE TECNOLOGICHE x verificare:

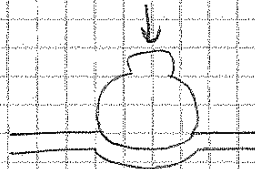
• la capacità dell'acciaio di resistere alla DEFORMAZIONE PER STIRAMENTO

- Prova Erichsen ①
- Prova Lufft-Dietrich ②

① punzone emisferico

Finché si ha rottura

(prima all'esterno, poi all'interno)



La prova si considera finita quando la cricca è passante: x vederlo, si sostituisce al punzone una lampadina → da fuori devo vedere la luce

L'indice di Erichsen è in mm. Se la lamiera è stata fatta 3-6 mesi prima, l'indice diminuisce

② pressione idrostatica (fluido in pressione).

Quando la cricca è passante, il fluido fuoriesce → - vecchia, + moderna

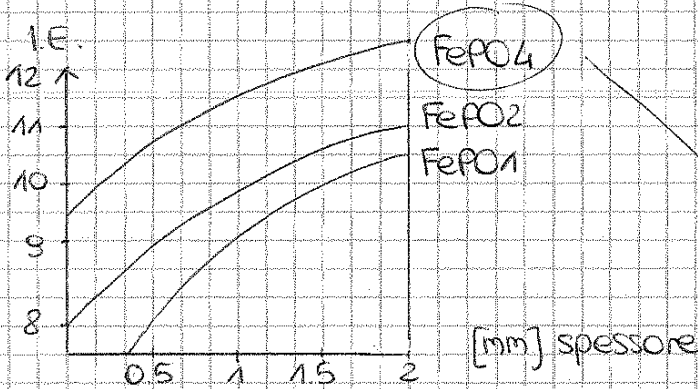
• la capacità dell'acciaio di DEFORMAZIONE PER COSTIPAMENTO

- Prova Swift: se  $D_1 \approx D$  punzone non ci sono pieghe x instabilità elastica;  $D_2 = D_1 + 1 \text{ mm}$  si formano le pieghe

$LDR = \frac{D_1}{D_0}$  indice della lamiera di acciaio

- Prova Fukui: non è il prelamiera

	R [MPa]	Allungamento a rottura %	r	w	I.E. [mm]			
FePO1	270+300	29-30	-	-	0.5	1	1.5	2
FePO2	270+370	34-35	>1.2	>0.21	↓	↓	↓	↓
FePO4	270+340	35-36	>1.6	>0.23	↓	↓	↓	↓



Au' aumentare dello spessore devo approfondire l'impronta x riuscire a ottenere una cricca passante

Ha proprietà anti-invecchianti: anche dopo 3-6 mesi I.E. non diminuisce

Nuova normativa: prevede 5 acciai

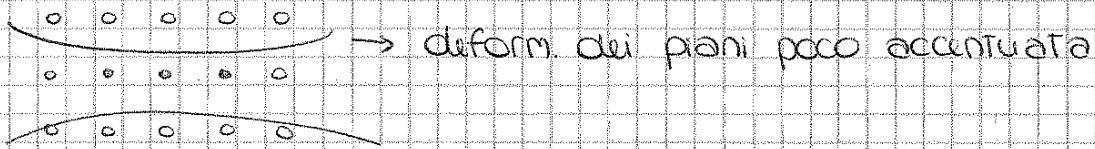
	Caratteristiche meccaniche garantite x	sternamento Re	rottura Rm	Allungam. a rottura %	r	w
FePO1	-					
FePO3	6 mesi					
FePO4	6 mesi			38		
FePO5	6 mesi			40	1.9	0.20
FePO6	illimitata			38	1.8	0.22

Composizione

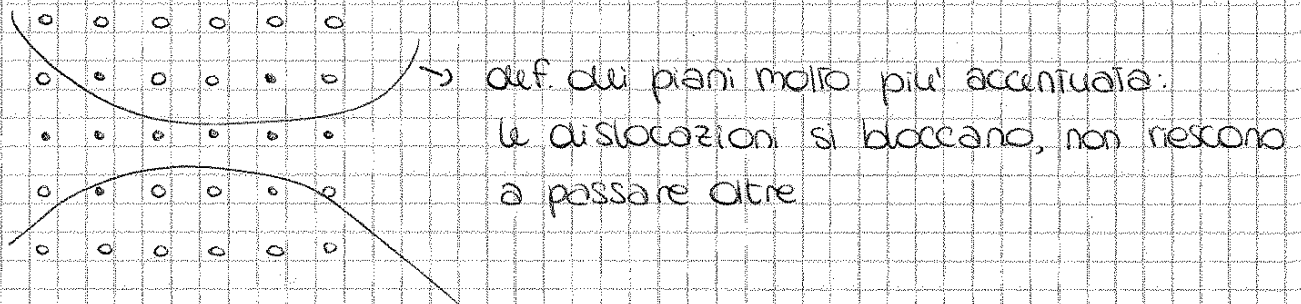
	C	P	S	Mn	Ti
FePO4	0.02	0.03	0.03	0.4	/
FePO5	0.06	0.025	0.025	0.35	/
FePO6	0.02	0.020	0.020	0.25	0.3

↓  
Non esistono più con tutto questo P

• zona di GUINIER-PRESTON I



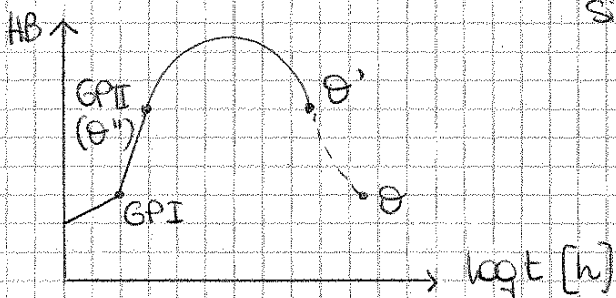
• zona di GUINIER-PRESTON II



=>  $\theta''$ : zone COMPLETAMENTE COERENTI = i piani cristallini sono tutti in continuazione coi piani della matrice. Sono dei dischi; non sono ancora precipitati xche' e' una sola fase

• =>  $\theta'$ : zone SEMICOERENTI = alcuni dei piani sono in continuazione coi piani della matrice, altri no. Hanno composizione  $Al_{3.6}Cu_2$ : vicina alla composizione di eq.  $Al_2Cu$

• =>  $\theta$ : zone INCOERENTI;  $Al_2Cu$ ; neanche dopo 30-40 anni si raggiunge



Perche' non mi fermo a  $\theta''$ ? Perche' voglio che nei prox 30 anni sia in condizioni stabili

=> Per ridurre i tempi, si puo' aumentare T (INVECCH. ARTIFICIALE)



=> Di solito: prima INVECCH. NATURALE, poi ARTIFICIALE

Limite delle leghe di Al : hanno E basso

Leghe a base Fe :  $E = 206/7 \text{ GPa}$

Leghe a base Al :  $E = 70 \text{ GPa}$

Se riesco a elevare E, aumento anche la resistenza a carichi verticali o longitudinali di compressione

→ Grafici

Voglio anche avere leggerezza.

⇒ lega Al-Li → aumenta E, diminuisce massa volumica

A parità di massa, volume crescente :

- Fe
- Al
- Al-Li
- Mg
- Mg-Li

### LEGHE DI AL PER FONDERIA

La fonderia serve a produrre manufatti con una forma complessa

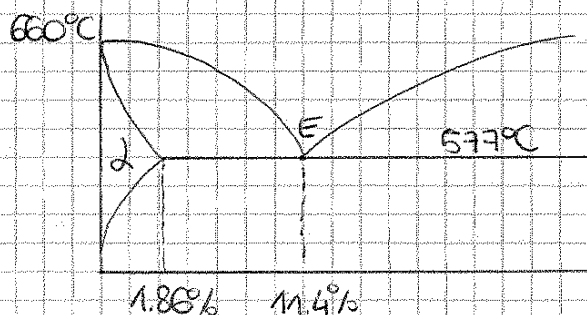
Es. un motore non si può produrre per

- def. plastica : x che la forma è troppo complessa
- asportazione di truciolo : x che costa troppo

Devo produrlo x fonderia

FONDERIA = fusione e getto in una forma (poi va ulteriormente lavorato  
→ x es. fori)

Sono utili soprattutto le leghe Al-Si



L'Al non si scioglie nel Si, che è un non metallo e ha legami covalenti (o 4 e di valenza o niente).  
Mentre Si si scioglie nell'Al x sostituzione



Se e' troppo Si non posso avere  $R_m$  Tanto alta

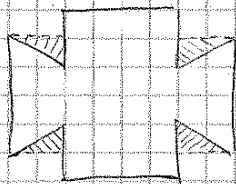
Composizione eutettica: cristalli alternati di Si e Al

→ Forno cilindrico rotante con bruciatore x scaldare

DEIDROGENAZIONE = trattamento x togliere H. Faccio fluire Cl, che e' acido di H e ha buona affinita' con H.

### TECNICHE DI COLATA

Il modello non deve avere angoli "sottosquadro": l'apertura di staffa e controstaffa non deve portare via delle cavita'



Bisogna anche tener conto della  $\neq$  densita' del solido e del liquido

Il solido e' + denso, quindi occupa meno spazio: "il materiale si ritira" => ho una zona non riempita

=> Devo aggiungere una MATEROZZA = un pezzo in piu' deputato a contenere i difetti di solidificazione (i pori sono motivo di rottura x fatica)

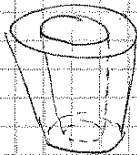


non va bene

### PROCESSO FOUCAST

→ vedi scheda

Voglio fare:



Preparo il modello in poliuretano espanso: sovrappongo dischi di poliuretano di diametro via via minore

Il modello viene verniciato con una vernice che mi da' in superficie una specie di buca porosa. Poi metto tutto in un bidone e riempio di sabbia esternamente e internamente.

Si fa arrivare del metallo fuso direttamente sul modello. Appena lo tocca, il poliuretano brucia dando origine a  $CO_2$  e  $H_2O$  gassosi.

Anche Zn da indurimento x precipitazione: si usano leghe Mg-Al-Zn ( $R_e = 240 \text{ MPa}$ ,  $R_m = 340 \text{ MPa}$ ) e Mg-Al-Zn-Mn

- Le leghe Mg-Al sono dette **ELEKTRON** e si dividono in:
  - 4-5% Al
  - 8-10% Al

Per aumentare ancora  $R_m$ , si può aggiungere Ag o Cd:

- Mg-Al + 8% Cd :  $R_m = 400 \text{ MPa}$
- Mg-Al + 4% Ag :  $R_m = 500 \text{ MPa}$

## LEGHE DI RAME

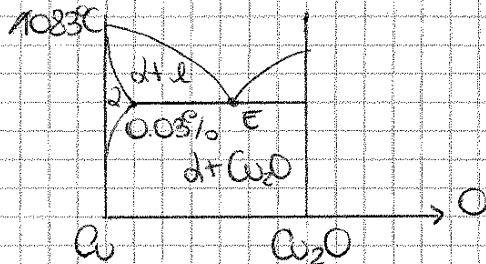
$\rho = 8.8 \text{ g/cm}^3 \rightarrow$  pesanti

- Sono importanti x:
  - duttilità
  - resistenza a corrosione

### RAME PURO

- usi elettrotecnici (conduttore elettrico)
- usi di scambiatore di calore (conduttore termico)

Deve essere privo di O: diminuisce la conducibilità

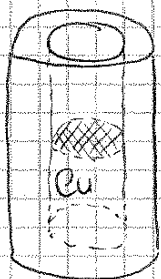


$\text{CuO}$

$\text{Cu}_2\text{O}$ : composto ionico  $\rightarrow$  gli  $e^-$  non si possono muovere  $\rightarrow$  diminuisce la conducibilità

Deve essere **OFHC copper** (privo di O)  
 oxygen  $\leftarrow$  free  $\rightarrow$  high  $\rightarrow$  conductivity

Come faccio a esser sicuro che non ce ne sia?



$\leftarrow$  crogido

Metto un elemento + acido di O del Cu: P  
 $2P + SO \rightarrow P_2O_5$  che sale e va a finire nella scoria

• Il composto intermetallico

Le leghe intorno al 50% Zn sono deformabili solo a  $T > 458^\circ\text{C}$   
(in  $\beta$ )

Gli ottoni si dividono in / DEL 1° TITOLO (fino a 38% Zn)  
 \ DEL 2° TITOLO (39% - 45%)

- DEL 1° TITOLO: sono deformabili sia a freddo che a caldo
- DEL 2° TITOLO: " " solo a caldo

$T_{\text{fus}}$  del Cu  $\approx 1000^\circ\text{C} = 1273\text{ K}$

$T_{\text{rice max}} = \frac{1}{2} T_{\text{fus}} \approx 640\text{ K} = 370^\circ\text{C}$

Le grosse def. plastiche le faccio a  $T > T_{\text{rice}}$   
 Le def. + precise a  $T_{\text{ambiente}}$

Gli ottoni del 1° titolo sono quelli + usati.

Fino al 32% Zn: liq  $\rightarrow$   $\alpha$

Se lavoro col 38% Zn: liq  $\rightarrow$   $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \beta'$

trasf. allo stato solido

E' una trasf. lunghissima  $\Rightarrow$  mi trovo ad avere contemporaneamente  $\alpha$  e  $\beta$ . Poi mi ritrovo a  $\beta'$ : fragile  $\rightarrow$  tende a rompersi.

OTTONI AU' AL

Cu-Zn-**Al**

tendenza a provocare saturazioni

ES. 85% Cu, 5% Al, 10% Zn

$$\text{TITOLO FITIZIO DI Zn} = \frac{10(\text{Zn}) + 5(\text{Al}) \cdot 6}{85 + 10 + 5 \cdot 6} \cdot 100 < 38\%$$

(Cu) (Zn) (Al)

$\Rightarrow$  e' di 1° TITOLO

Basta il 7% di Al x averne uno di 2° TITOLO

Gli ottoni sono molto preziosi xche' sono un'eccezione: quando aumenta  $R_m$  aumenta anche l'allungamento a rottura. \*



$R_m$  Cu = 140 MPa

$R_m$  Cu dopo trattamento termico = 180 MPa

○  $R_m$  ottoni = 300 MPa

A volte serve  $R_m$  + alta.

Negli ottoni ho rafforzamento x:

- sol solida
- bordo di grano
- incrudimento
- precipitazione

Arrivo quasi a  $R_m = 1000$  MPa con:

- • Cu - Cr : LEGHE MAWORY
- Cu - Be : troppo costosi e in + Be tossico

### DDS FE-C

Le leghe + importanti sono quelle 0 ÷ 0,77% C

100% C : GRAFITE, e' di impiego strutturale solo se viene tirato in fibra di C

DIAMANTE : tra acciai e ghise non ce n'è

⇒ 100% C non ci interessa, al max 10% C

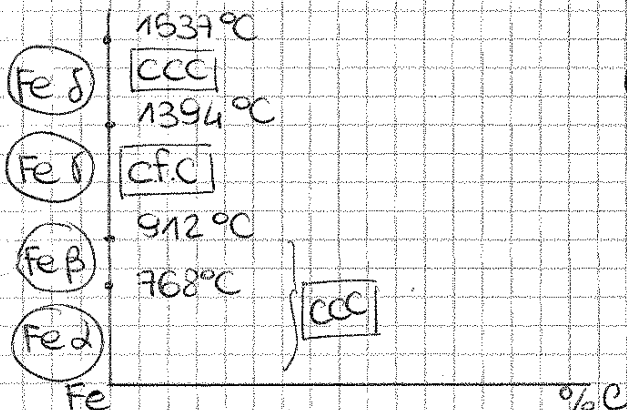
○ fonde +/- a 3500 °C

Il Fe fonde a 1537 °C

Abbiamo forme allotropiche del C :  $\alpha, \beta, \gamma, \delta$ . Di  $Fe\beta$  non si parla, xche' cambia solo il comportamento : da ferromagnetico a paramagnetico (768 °C)

↙  
= capacità di magnetizzarsi sotto l'azione di un campo magnetico esterno.  
Conservano la magnetizzazione

= quando togli campo magnetico esterno si smagnetizza



## GHISE

Oltre il 2.11% C.

Sono tipicamente fragili.

Sono usate come leghe da fonderia:

- Bassa T di fusione
- Intervallo di solidificazione ridotto  $\Rightarrow$  < probabilità di rottura
- Ritiro di solidificazione ridotto  $\Rightarrow$  < presenza di difetti
  - $\hookrightarrow$  x effetto della bassa  $\rho$  della grafite

$\Rightarrow$  Acciai: ritiro di solidif. grande  $\Rightarrow$  Ghise migliori degli acciai

Di solito, composizione intorno a eutettico  $\Rightarrow$  T relativamente alta  
 $\Rightarrow$  si considera DDS stabile (presenza di grafite) x la solidificazione.

○ Dopo la solidif. si torna al DDS meta-stabile.

Elemento di lega importante: Si  $\Rightarrow$  sposta eutettico

$$C_{EQ} = C + \frac{1}{3} Si$$

$\hookrightarrow$  faccio finta che  $\frac{Si}{3}$  sia C

Se  $C_{EQ} = 4.2 \Rightarrow$  lega eutettica

Si come avere tanto C non conviene, si sostituisce Si

Una volta anche P, da non più' xche' peggiora le propr. meccaniche

○ TIPI:

1. BIANCA: senza grafite  $\Rightarrow$  C  $\pm$  4% raffreddata molto veloce o legata con elementi che favoriscono la formazione di carburi  
 $\Rightarrow$  si segue DDS meta-stabile anche x la solidificazione  
 Si ottiene una miscela di austenite e ferrite che, raffreddata, diventa perlite e cementite (dura e fragile)

2. GRIGIA: con grafite ( $\Rightarrow$  propr. + scarse)

1. LAMELLARE: grafite sotto forma di lamelle ( $\Rightarrow$  proprietà mec. caniche scarse); migliore nella conduzione di calore

2. VERMICOLARE: via di mezzo

3. SFEROIDALE: propr. meccaniche ideali  $\Rightarrow$  la grafite non diminuisce così tanto  $R_m$  e ha anche un po' di duttilità

Ci sono 2 DDS Fe-C:

1. STABILE: Fe-grafite
2. METASTABILE: Fe-cementite

↳ Fe<sub>3</sub>C: composto interstiziale

$$\%m C = \frac{12}{12+56 \cdot 3} \cdot 100 = 6.67\%$$

DDS STABILE:

$$T_{fus} C = 3500^\circ C$$

$$727^\circ C \rightarrow 738^\circ C, \quad 0.77\% \rightarrow 0.68\%$$

$$1148^\circ C \rightarrow 1152^\circ C, \quad 2.11\% \rightarrow 2.1\%$$

$$4.3\% \rightarrow 4.2\%$$

La cementite non e' e' +

REGOLA DELLE FASI DI GIBBS:  $V = n + P - f$

n° elementi

fattori fisici attivi

(T, C, p)

Nel DDS e' costante  $\rightarrow p = 1 \text{ atm}$

3 linee orizzontali: 727°C, 1148°C, 1495°C

Per ognuna, 3 punti invarianti  $\rightarrow$  1 trasformazione invariante

• 1148°C: 3 fasi: 1 a alta T: L 4.3%

2 a bassa T: δ 2.11%

• Fe<sub>3</sub>C: 6.67%

$$V = 0$$

↳ n° parametri fisici e chimici che devo indicare x individuare tutte le fasi presenti

TRASFORMAZIONE EUTETTICA:  $L \xrightleftharpoons[\text{risc.}]{\text{raff.}} \delta + Fe_3C$

$\swarrow$   $\searrow$   $\swarrow$   $\searrow$   
 4.3%      2.11%      6.67%

• 1495°C: 3 fasi: 2 a alta T: L 0.51%

• δ 0.1%

1 a bassa T: δ 0.18%

$$V = 0$$

TRASFORMAZIONE PERITETTICA:  $\delta + L \xrightleftharpoons[\text{risc.}]{\text{raff.}} \delta$

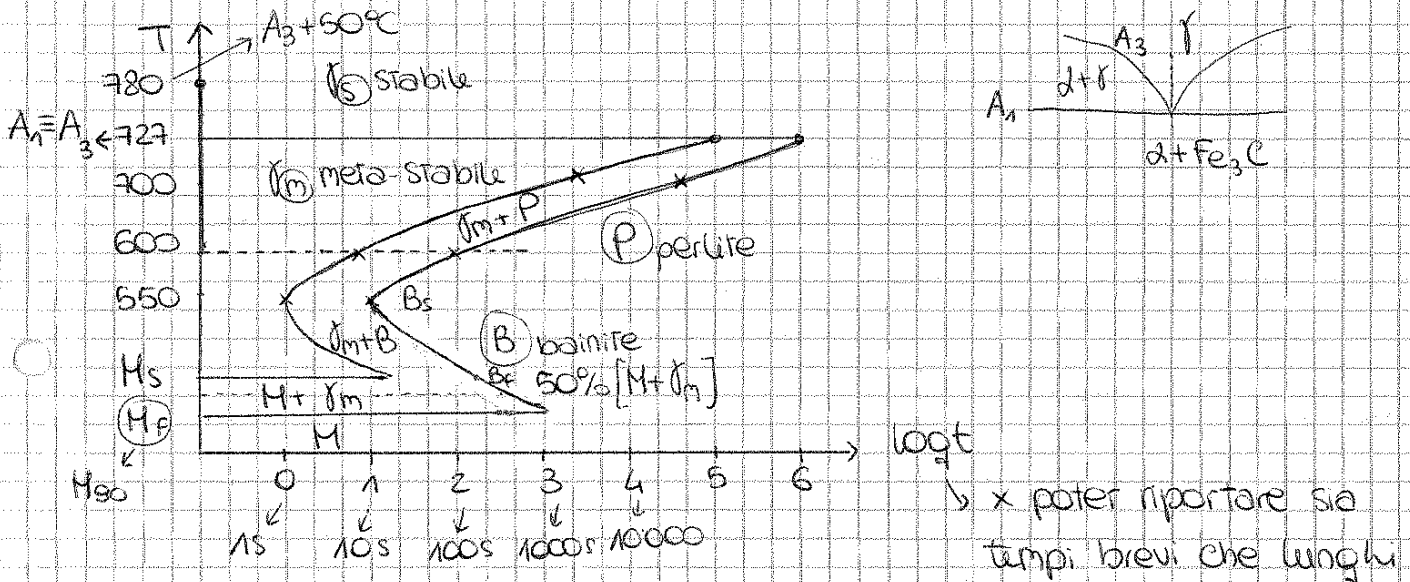
$\swarrow$   $\searrow$   $\swarrow$   
 0.1%      0.51%      0.18%

# CURVE DI BAIN / TTT (temperatura, trasformazione, tempo)

Prende una serie molto grande di campioni molto piccoli di acciaio di composizione eutettoidica : 0.77% C.

A 780°C sa che sono  $\gamma$ .

Li raffredda velocemente a una certa T, che poi mantiene costante e segna sul grafico l'inizio e la fine della nucleazione.

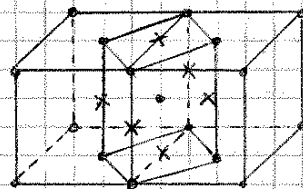


INCUBAZIONE = tempo che intercorre prima dell'inizio della nucleazione

Se raffreddo istantaneamente ( $t_s$  fino a  $M_s$ ), si forma una nuova fase: **MARTENSITE**, che finisce di formarsi completamente a  $M_f$ .

La **TRASFORMAZIONE MARTENSITICA** (= militare) interviene senza incubazione.

Fase  $\gamma$ : CFC



x: posizioni possibili di C

C'è una posizione possibile di atomi di C ogni atomo di Fe, ma non possono essere tutte occupate, se no:  $Fe-C \quad C\% = \frac{12}{56+12} \cdot 100 = 17\%$ , mentre noi abbiamo 0.77% C.

La TRASFORMAZIONE BAINITICA è simile a quella perlitica xche' ha un tempo di incubazione (che cresce ed diminuire di T, xche' gli atomi di C sono sempre - veloci), ma anche a quella martensitica xche' ha  $B_s$  = temperatura alla quale inizia la trasformazione e  $B_c$  = temperatura alla quale è completata

PERLITE ha proprietà meccaniche che dipendono dalla distanza tra le lamelle di  $Fe_3C$  + sono vicine, minore è il cammino libero lasciato alle dislocazioni.

⇒ se  $d \downarrow$ ,  $H_{RC} \uparrow$  xche' i cristalli sono più piccoli  
 $600 < R_m < 900$  MPa,  $A_r = 6\%$  (piccolo)

BAINITE: ha caratteristiche intermedie, quella inferiore è + dura  $R_m = 2200$  MPa e ha  $A_r = 7\%$

MARTENSITE:  $R_m = 2600$  MPa,  $A_r = 3\%$  (praticamente nullo)

Come aumento  $R_m$  della perlite?

Devo diminuire lo  $d$  tra le lamelle di  $Fe_3C$ .

La dimensione dei nuclei critici è piccolo vicino a  $550^\circ C$ , grande vicino a  $727^\circ C$

• Vicino a  $550^\circ C$ : prima parte  $I_s$ , poi  $I_m$

Ho un forte sottoraffreddamento rispetto alla trasformazione ⇒

la variazione di  $G$  è molto grande ⇒ il n° di nuclei è molto grande ⇒ i cristalli sono molto piccoli

→ PERLITE FINE

• Vicino a  $727^\circ C$ : ho un piccolo sottoraffreddamento ⇒  $\Delta G \approx 0$

⇒ pochi cristalli, ma grandi

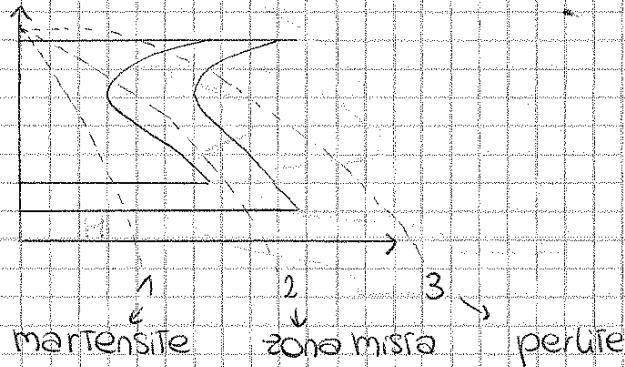
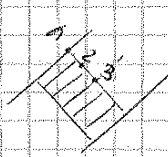
→ PERLITE GROSSOLANA

	$R_m$ [MPa]	$A_r$	
MARTENSITE	2600	3%	troppo basso: non si può mettere in opera una struttura di pieno tempo ↪
BAINITE INFERIORE	2200	7%	
BAINITE SUPERIORE	2000	6%	
PERLITE FINE	1000	6%	
PERLITE GROSSOLANA	600	8%	



Se voglio avere la stessa microstruttura sia al centro che alla periferia, devo usare acciai legati.

Altrimenti:



ELEMENTI LEGANTI DEGLI ACCIAI = tutti gli elementi oltre il C o il Mn (>1.6%)

Si dividono in:

AUSTENIZZANTI

Ni

Mn

N

C

Cu

Alfogeni

Cr

Mo (molibdeno)

V (vanadio)

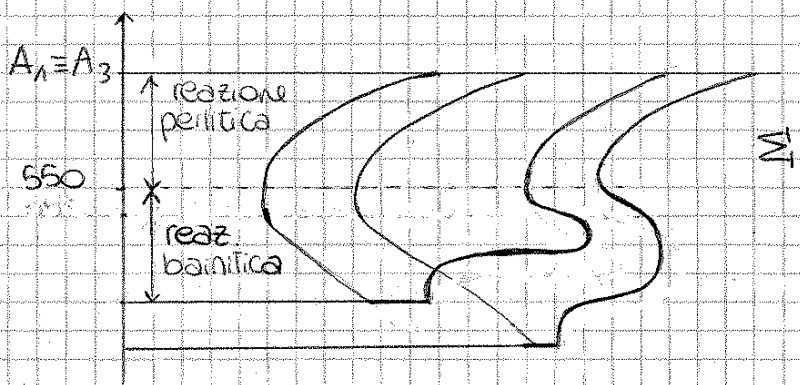
W (tungsteno)

Si

Neutri

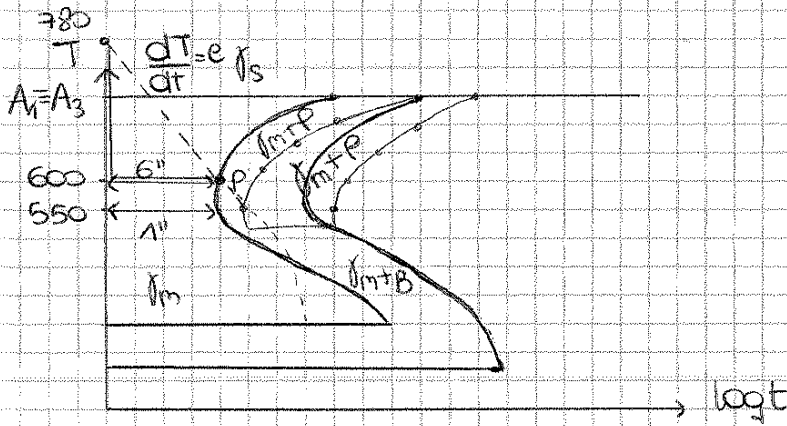
Co

Gli elementi leganti spostano verso t + lunghi sia l'inizio che la fine della formazione di perlite, mentre quelli della bainite sono molto meno influenzati. Acciaio di composizione euteroideico legato



La reazione perlitica non si sovrappone + fondendosi senza soluzione di continuità con la reazione bainitica e le 2 reazioni risultano distinte. Ciò consente di evitare la reazione perlitica e di avere quella bainitica solo x dimensioni molto grandi.

⇒ R<sub>m</sub> è praticamente uniforme (quasi 100% martensite)

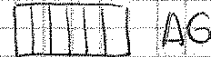


Posso arrivare in P con:

1. raffreddamento istantaneo fino a 600°C e mantenimento di 600°C
2. raffreddamento continuo

1. Dal 1° momento in cui sono a 600°C, sono in  $f_m \Rightarrow$  c'è una spinta termodinamica  $-\Delta G \propto \Delta T \Rightarrow |\Delta G^*| = k \cdot 127^\circ C$

↓  
127°C



2. Per 0.2 s sono in  $f_s \Rightarrow \Delta T = 0 \rightarrow |\Delta G| = 0$

Per 5.8 s sono in  $f_m \Rightarrow \Delta T \leq 127^\circ C \rightarrow |\Delta G^{**}| \ll |\Delta G^*|$

1.  $\Rightarrow$  Se dopo 6 sec, ha iniziato a formarsi l'1% di perlite



2.  $\Rightarrow$  Non si forma niente

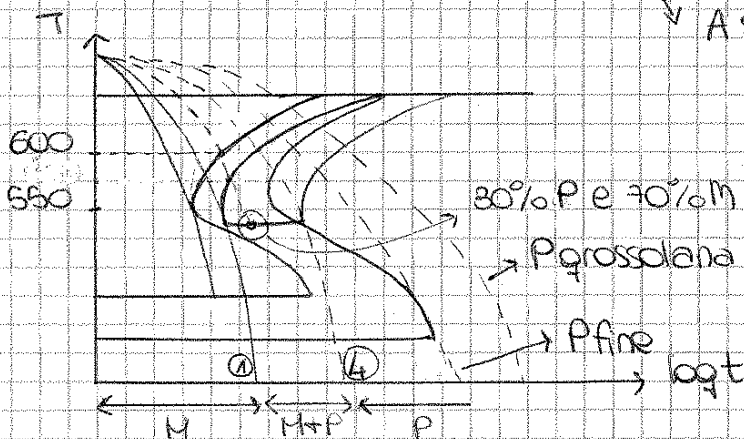
Ma se lascio passare + tempo, il campione sarà + freddo  $\Rightarrow$  le curve CCT sono + a destra e + in basso delle TTT e si chiudono

STRUTTURE MISTE  $\rightarrow$  una curva di raffreddamento

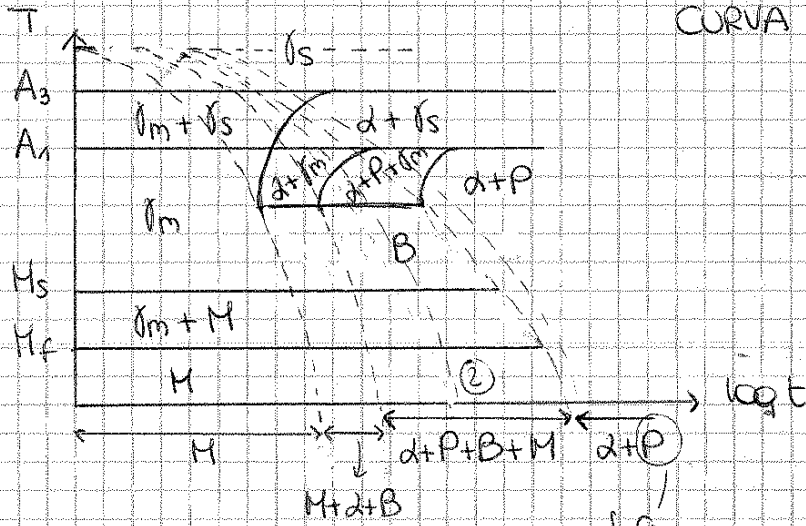
Considero  $\checkmark$  Tangente alla curva di inizio di formazione della perlite. Questa viaggia sempre in  $f_m$  e mi dà 100% M

La confronto con una tangente alla CTI

↓ A sx avrò 100% M



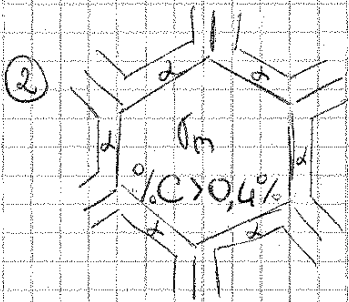
- ① velocità critica superiore o di tempera = velocità che devo superare x avere 100% M
- ② velocità critica inferiore = x velocità < 0% M



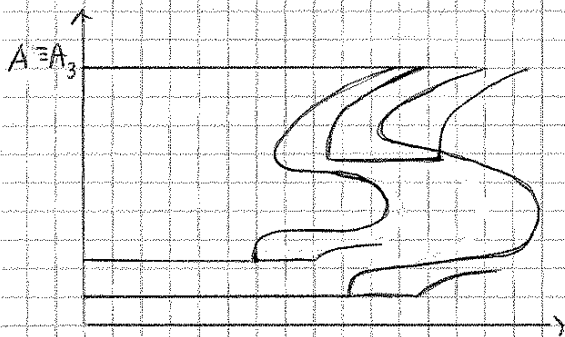
CURVA CTT - ACCIAIO IPOEUTETTOIDICO

IDICO %C = 0.4%

} fine: curva + in basso  
 } grossolano: curva + in alto

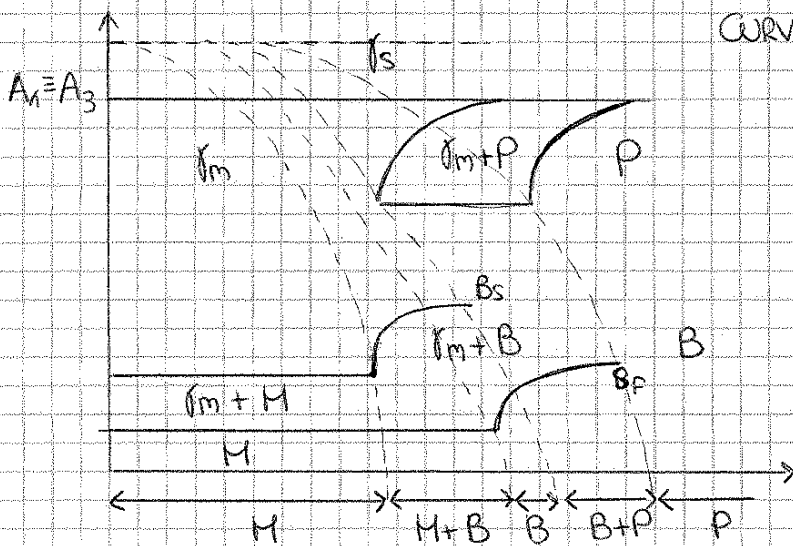


Prendo un acciaio eutetoidico legato.



CURVA CTT - ACCIAIO EUTETTOIDICO

LEGATO



Il DIAMETRO IDEALE CRITICO è influenzato da:

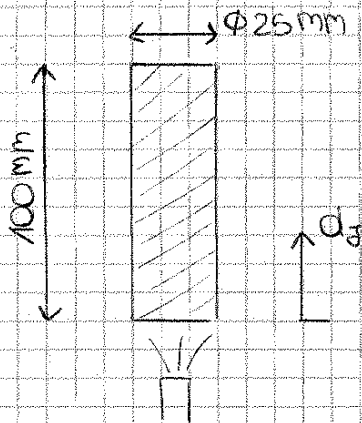
- dimensione del grano austenitico (bordo di grano ↑, temprabilità ↑)
- percentuali degli elementi di lega

Il DIAMETRO IDEALE descrive la TEMPRABILITÀ di un acciaio = la facilità a lasciarsi temprare

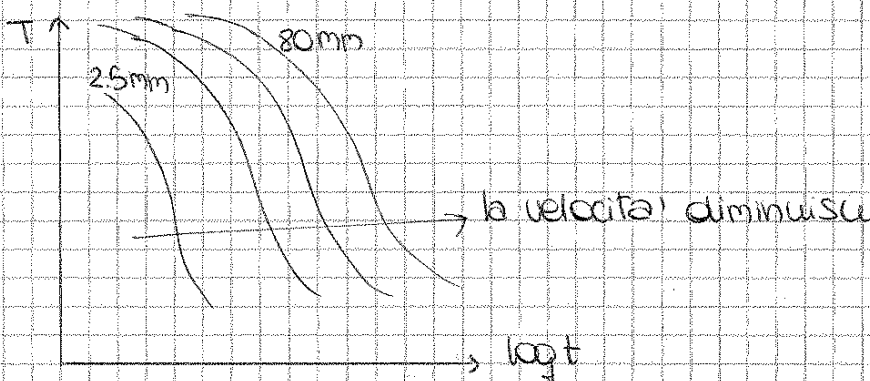
PROVA JOMINI = x caratterizzare la risposta di un acciaio alla tempra

Il provino è una barra di acciaio di 100 mm di  $\phi = 25$  mm.

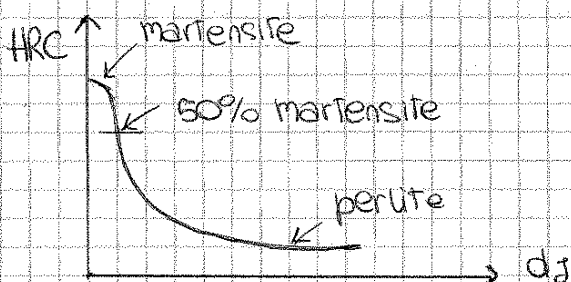
Viene preriscaldato in un forno alla T di austenitizzazione (diverso da un acciaio all'altro):  $A_3 + 50^\circ\text{C}$ . Poi viene estratto e appeso a un sostegno. A 12.5 mm sotto la barra c'è un tubicino da cui uscirà un getto d'acqua.



A diverse  $d_J$  (distanze dall'estremità raffreddate) si ottengono diverse curve di raffreddamento.

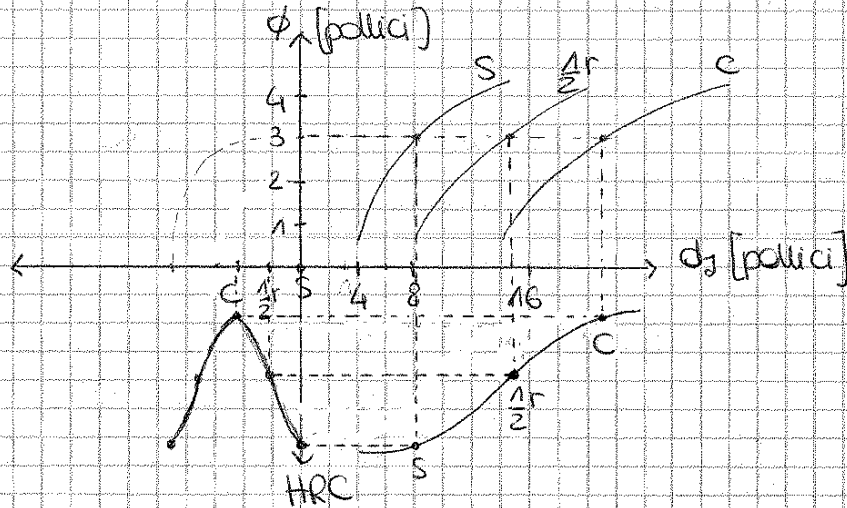


Poi si misura la HRC a diverse  $d_J$



- L'aumento di elementi leganti porta la curva verso dx
- L'aumento di C aumenta HRC della martensite

Sfruttando le curve di Lamont e le curve Jomini, posso tracciare le CURVE A U

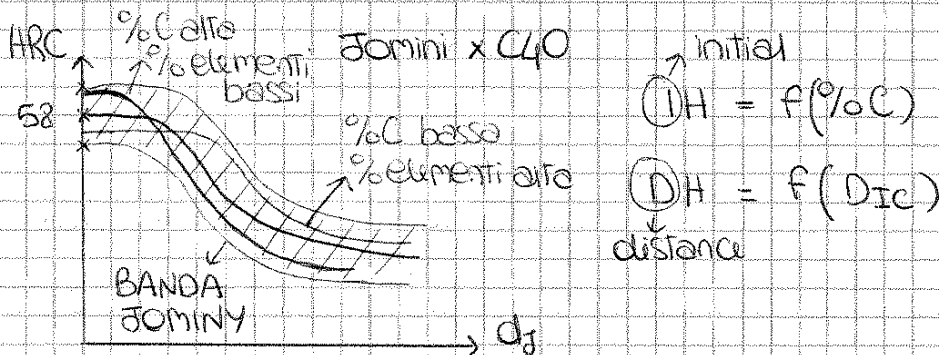


Nel 1° quadrante disegno le curve di Lamont

Nel 2° " " la curva Jomini rovesciata

Porto i pollici del  $\phi$  sull'asse x a sx (ad es. 2) e poi disegno  $S, \frac{1}{2}r$  e  $C$ .

Nel 1° quadrante traccio l'orizzontale x i pollici di  $\phi$  e trovo le intersezioni. Scendo in verticale e interseco la curva Jomini. Traccio l'orizzontale e interseco con la verticale nel 3° quadrante



C40 : %C = 0.4% comprende da 0.36% a 0.44% e

La designazione degli acciai va di S in S

BAGNI DI SAU FUSI = costituiti da fluoruri o cloruri di Ca e Mg che devono essere mantenuti privi di O, usati x alcuni acciai che in fase di austenitizzazione devono essere portati a 1200°C

Fanno parte di MEZZI TEMPRANTI PARTICOLARI che intervengono in situazioni difficili del punto di vista della possibilità di verificarsi di CRICCHE DI TEMpra

Da che cosa dipende la rottura?

Dipende dal fatto che la trasf. martensitica avviene a  $T_s$  in superficie e a  $T_c$  a cuore

Se riduco lo sfasamento risolvo il problema.

⇒ Ricorro ai BAGNI DI SALE, ad es. a  $400^\circ\text{C}$

A  $T_s$  ho uniformato superficie e cuore come temperatura e ho 2 nuove curve di raffreddamento

= TEMpra SCALARE / TEMpra IN 2 TEMPI / MARQUENCHING

In alcuni casi, aspetto un po' di + fino a entrare in B +  $f_m$  e

poi raffreddo = TEMpra ISOTERMICA SEMIBAINITICA / MARTEMPERING  
↳ 50% B

Se aspetto ancora di + fino a entrare in B e poi raffreddo

= TEMpra ISOTERMICA BAINITICA / AUSTEMPERING  
↳ 100% B

(NB) Non si riesce a mettere in opera un acciaio subito dopo la tempra.

Infatti, nello stato di piena tempra,  $R_m$  è molto grande (2200 MPa),

$\sigma_s$  è molto grande (1700 MPa), ma  $A_r$  e  $K_v$  molto bassi ( $A_r = 4\%$ )

→ Ho rottura appena ho variazione di volume

⇒ MAI allo stato solo temprato.

Bisogna sottoporlo in tempi rapidi a un altro trattamento termico:

RINVENIMENTO = trattamento termico effettuato dopo la tempra

che consiste in un riscaldamento a  $T < A_1$  (se vado a  $T > A_1$  una parte torna austenite e sono da capo).

Si parla di rinvenimento:

- solo dopo la tempra

- solo x gli acciai (x le leghe di Al si parla di INVECCHIAMENTO)

TEMpra → QUENCH

RINVENIMENTO → TEMPERING

BONIFICA = tempra + rinvenimento

DISTENSIONE = rinvenimento fino a  $200^\circ\text{C}$ ;  $R_m$  diminuisce poco (2000 MPa), ma  $A_r$  aumenta molto (8%)

partenza ho martensite cubica

(NB) In generale, non si fa tempra a un acciaio con %C < 0.3%

A 200°C: la diminuzione di  $R_m$  e' contenuta xche' la precipitazione di E m. da' rafforzamento per precipitazione che prima non avevo, e  $A_r$  e  $K_v$  sono nettamente superiori.

2° stadio:

parte da 100°C: sono sopra  $M_f$ , ma non sopra  $B_f$

A 200°C:  $M \rightarrow M_c + E$  e l'eventuale  $\gamma \rightarrow B$

$\Rightarrow$  ho 95% M rinvenuta e 5% B

Questo e' vero tra 100°C e 300°C

3° stadio:

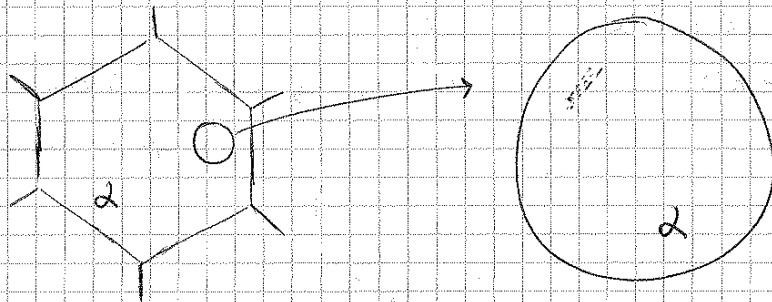
stadio a cui miriamo in particolare

parte da 200°C e va fino a  $A_1$

Ho  $M_c + E$ . A 300°C:  $M_c + E \rightarrow \alpha + Fe_3C$ , ma non ho perlite ( $\rightarrow$  struttura che arriva dalla trasformazione di  $\gamma$ )

E' e' una fase meta-stabile: perdendo C si trasforma in  $Fe_3C$

$M_c$  perdendo C, forma ~~altro~~  $Fe_3C$ : ma i cammini x la diffusione sono troppo corti, così questa  $Fe_3C$  precipita all'interno dei cristalli di  $\alpha$



La martensite era formata da linee sottili. Si trasforma in carburi ~~Fe3C~~ che precipitano in  $\alpha$  talmente vicini da impedire il movimento delle dislocazioni.  $\rightarrow$  Questa struttura e' molto piu' resistente

Aumentando T:

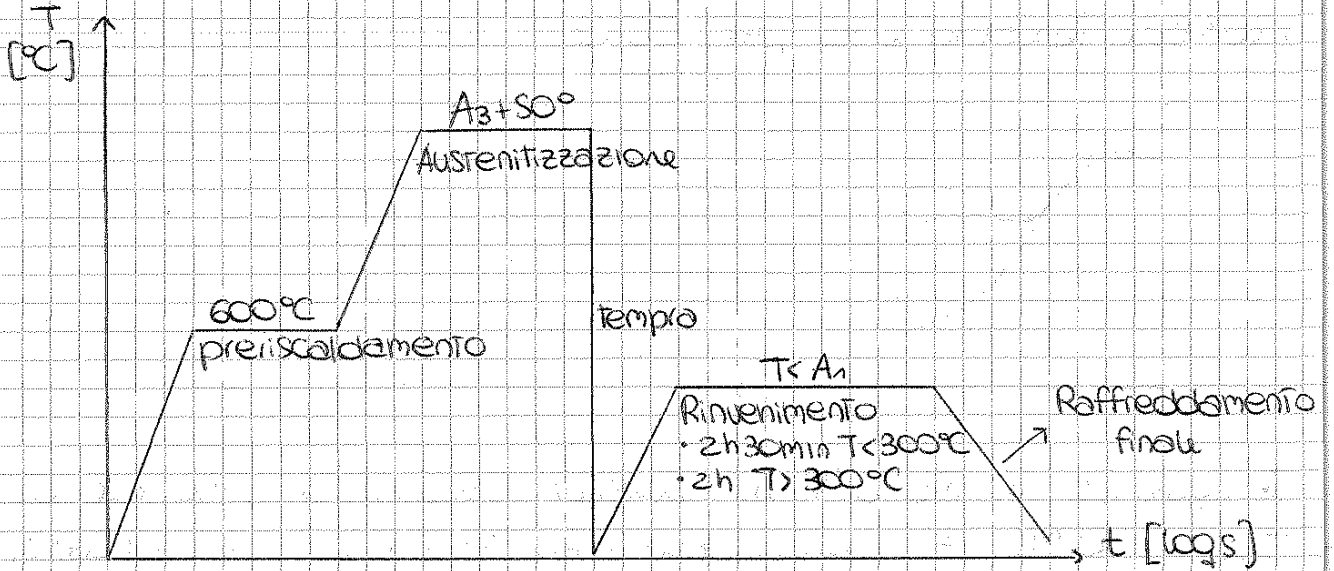
• andiamo verso  $\alpha + Fe_3C$  previsto da DDS

• il sistema tende a ridurre l'energia. Le zone maggiormente energetiche in una zona temprata e rinvenuta sono le interfacce tra carburi e matrice ferritica e l'energia e' la somma delle energie interfacciali

Quanto tempo devo mantenere T di rinvenimento?

- 2h 30 min : se  $T_{\text{rinv}} < 300^\circ\text{C}$
- 2h : se  $T_{\text{rinv}} > 300^\circ\text{C}$

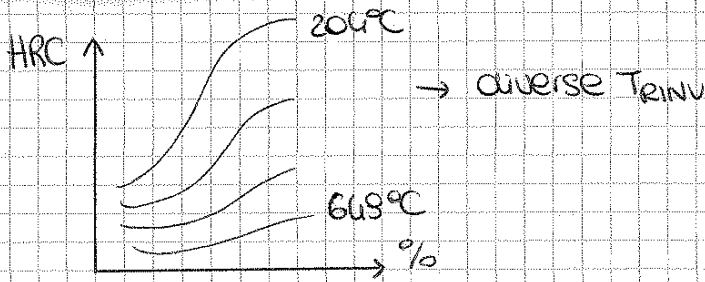
CICLO TERMICO DI BONIFICA



lo scopo del RINVENIMENTO è:

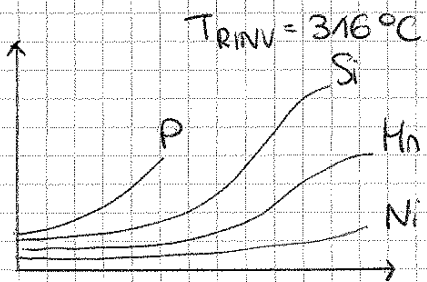
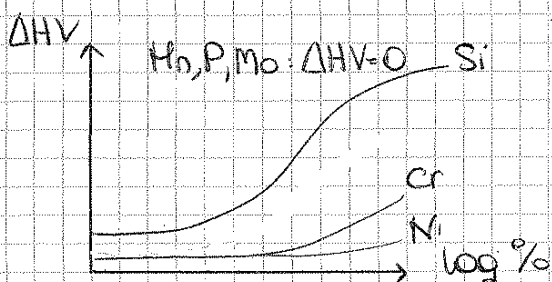
- trasformare M → α + carburi
- ↑ tenacità, K<sub>v</sub>, A<sub>r</sub> diminuendo un po' R<sub>m</sub>, R<sub>e</sub> e HRC

EFFETTO ELEMENTI LEGATI SUL RINVENIMENTO



Questo diagramma mi dà il termine  $HV_{Fe-C}$

$$HV = HV_{Fe-C} + \Delta HV_P + \Delta HV_{Si} + \Delta HV_{Ni} + \dots$$





**RICOTTURA COMPLETA** = trattamento termico che porta a austenitizzazione a  $A_3 + 30^\circ\text{C}$ , seguita da un raffreddamento lento in forno

**NORMAUZZAZIONE** = trattamento termico con austenitizzazione a  $A_3 + 50^\circ\text{C}$  seguito da raffreddamento in aria calma.

La differenza?

- **RICOTTURA**: la velocità di raffreddamento è indipendente dalle dimensioni del pezzo, perché la capacità termica del forno è nettamente superiore a quella del pezzo.
- **NORMAUZZAZIONE**: dipende dalle dimensioni del pezzo
- Nella **NORMAUZZAZIONE** ho le lamelle di ferrite o perlite + vicine che nella **RICOTTURA** ( $\rightarrow$  perlite grossolana)

Nella **NORMAUZZAZIONE**, durante il raffreddamento all'aria aperta, c'è il rischio che O reagisca col componente. Il rischio è grande alla T di austenitizzazione ( $\rightarrow$  perché la velocità di reazione  $\uparrow$  con  $T \uparrow$ )  
 L'O mi tira via C x formare  $\text{CO}_2$ : mi decarburata la superficie che non forma più martensite ( $\rightarrow$  non prende la tempra)

Per proteggere il pezzo dalle ossidazioni uso le **ATMOSFERE PROTETTIVE**



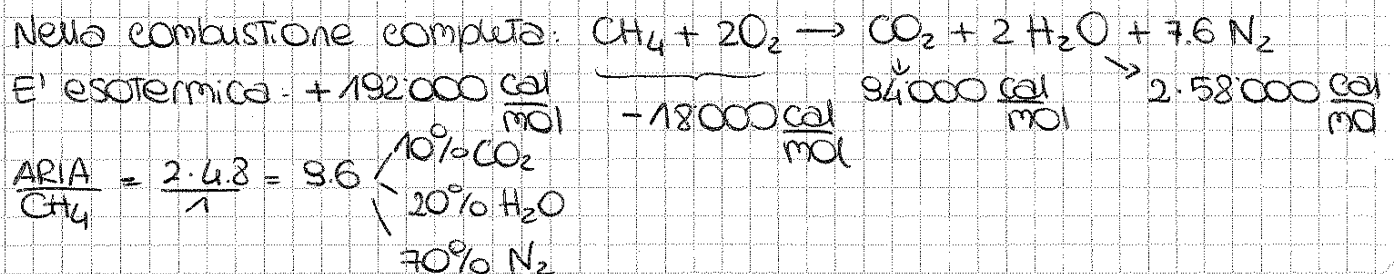
Gas da evitare:

- **OSSIDANTI**:  $\text{O}_2$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2\text{O}$

$\Rightarrow$  Devo massimizzare la presenza di:

- **RIDUCENTI**:  $\text{CO}$ ,  $\text{H}_2$

La fabbricazione delle **ATMOSFERE PROTETTIVE** deriva dalla combustione parziale del metano.



## CEMENTAZIONE



incrementato da  $CH_4 \rightleftharpoons C + 2H_2$  ← e' una reazione pericolosa  
 xche' se va fuori controllo si genera FUGGINE (flu di C) che puo' prendere fuoco molto facilmente. <sup>scot</sup>

Si fa in modo che in superficie ci sia lo 0.8% C.

→ l'afflusso di atomi di C fa si che ci sia diffusione verso l'interno



So che  $K_p = \frac{a_C \cdot P_{CO_2}}{P_{CO}^2}$  ↑ attivita' di C sulla superficie

costante di equilibrio della reazione

$$\Rightarrow a_C = \frac{K_p \cdot P_{CO}^2}{P_{CO_2}}$$

L'atmosfera e' formata solo da:  $N_2$ , CO e  $CO_2$

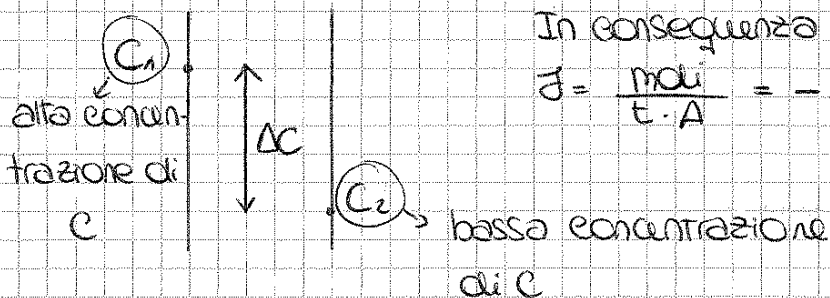
$$\Rightarrow P_{TOT} = P_{N_2} + P_{CO} + P_{CO_2}$$

↓  
non e' attivo

⇒ + e' grande  $P_{CO}$ , + e' piccolo  $P_{CO_2}$ , + e' grande  $a_C$ .

⇒ Regolando  $\frac{CO}{CO_2}$  posso avere attivita' di C tale da portare la superficie allo 0.8% C.

1^ LEGGE DI FICK: questioni di tipo stazionario



In conseguenza a  $\Delta C$ , ho un flusso

$$J = \frac{mol}{t \cdot A} = -D \frac{dC}{dx} \approx D \frac{\Delta C}{\Delta x} \quad \left[ \frac{mol}{s \cdot m^2} \right]$$

Non e' il nostro caso perche' non abbiamo  $C_2 = cost$

## TRATTAMENTI SUPERFICIALI:

- **TERMOCHIMICI**: oltre ad aumentare T, apporto sostanze dall'esterno

1. **CEMENTAZIONE - CARBURIZING**

2. **NITRURAZIONE - NITRIDING**

Ci sono 2 varianti:

• **CARBONITRURAZIONE**: variante della cementazione → +C e N<sub>2</sub>

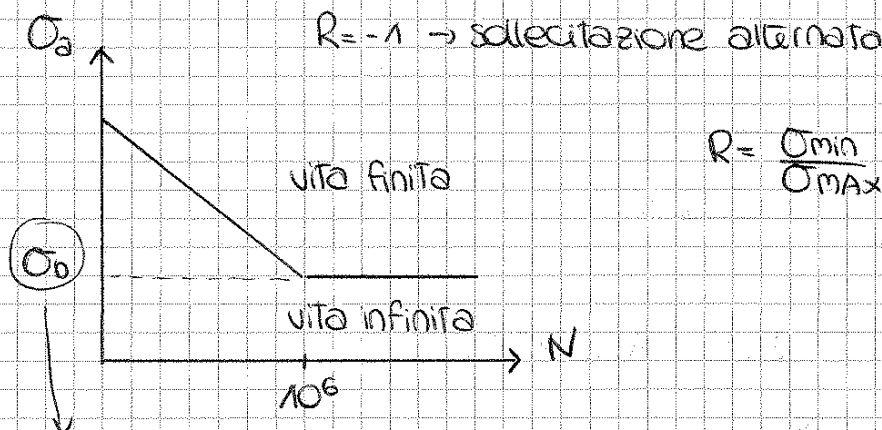
• **NITROCARBURAZIONE**: " " niturazione → +N<sub>2</sub> e C

- **TERMICI**: senza apporto di sostanze

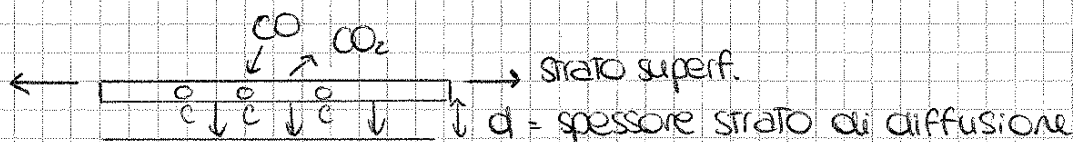
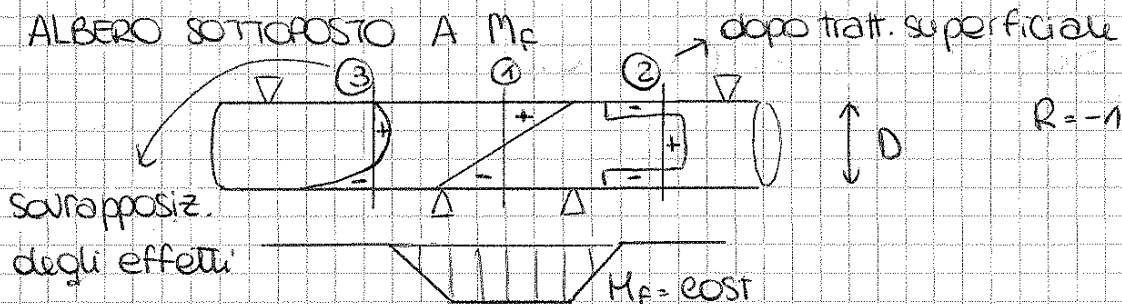
## TEMPRA SUPERFICIALE

I trattamenti superficiali si fanno x:

- ↑ HRC → ↑ Resistenza all'usura
- ↑ Resistenza a fatica:
  1. formazione cricca a 45°, t = 90%
  2. propagazione cricca, t = 10%
  3. schianto finale, t = 0%



LIMITE DI FATICA = tensione ... di sotto della quale ho vita infinita



Ho def. CONTRASTATA: lo strato superficiale tende ad allungarsi, quello sotto no perché non gli arrivano gli atomi di C

I processi di cementazione sono processi lunghi e si fanno su acciai a basso tenore di C: C16 o 18NiCrMo2.

t	spessore	HRC
4h	1mm	64
16h	2mm	

← quella della cementite (0.8% C)

x quegli acciai  $A_3 = 880^\circ\text{C}$

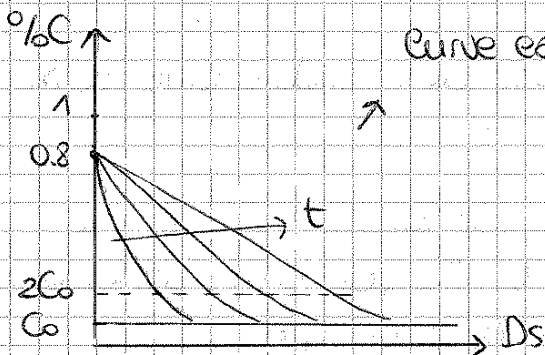
Infatti, faccio cementazione a una  $T_f = A_3 + 50^\circ\text{C} = 930^\circ\text{C}$

Devo lavorare in fase austenitica se no:

Ad es. cementazione a  $650^\circ\text{C}$ , il mi scioglie poco C  $\Rightarrow$  mi cresce uno strato di  $\text{Fe}_3\text{C}$  (C=6.7%)  $\Rightarrow$  può solo crescere in spessore, ma essendo fragile tende a sfogliarsi.

Quindi, lavoro a  $T_f$  e poi tempra.

$\Rightarrow$  In superficie, ho %C=0.8%, temprando ho martensite con 0.8% C.

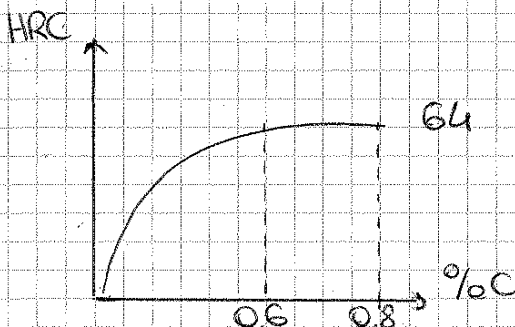


Curve calcolate con la legge di Fick

Per trovare la profondità di cementite, considero  $2C_0$

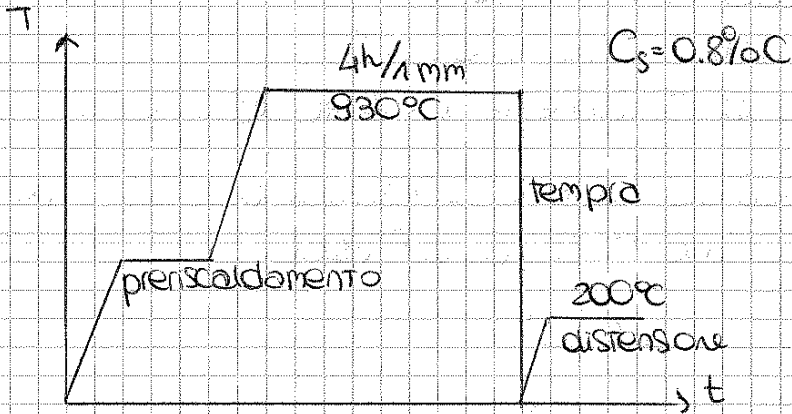
Uso 18NiCrMo2 xche' se mantengo x  $t=4h$  una  $T=930^\circ\text{C}$  ho pericolo di ingrossamento del grano  $\rightarrow$  lo strato diventa troppo fragile. Ma la presenza di Cr e Mo limita l'ingrossamento del grano. Il Ni non serve.

(NB) Dopo cementazione posso fare solo una DISTENSIONE = rinvenimento a  $180^\circ\text{C} - 200^\circ\text{C}$  (Diminuisce poco HRC, ma  $A_r \uparrow$ )

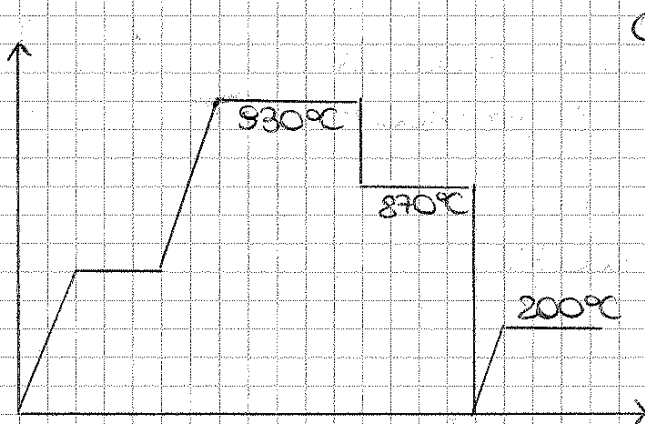


64 ← Durezza della martensite in funzione di %C

### CICLO TERMICO



oppure



$C_{s1} = 1.4\%$ ,  $C_{s2} = 0.8\%$

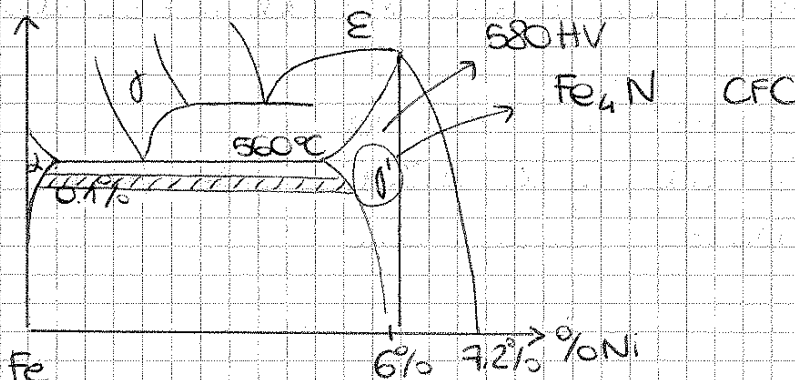
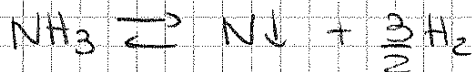
← x risparmiare

### NITRURAZIONE

t	HV	spessore
66h	1100	0.3-0.4 mm

Se metto del Fe ad alta in contatto con una atmosfera che contiene  $N_2$ ,  $N_2$  e inerte.

Ma se lo metto in contatto con ammoniaca  $NH_3$ :



- • cementazione: la base è ferrite :  $0.15 \leq \%C \leq 0.18\%$
- nitrurazione: M rinvenuta
- tempra superficiale: M rinvenuta

## TEMPRA SUPERFICIALE

Come gli altri trattamenti superficiali, serve a ottenere una superficie dura e un cuore tenace

- cementazione: acciai a basso tenore di C; si ottiene una base di ferrite e poca perlite (20%)
- nitrurazione: si opera su materiale già bonificato, con rinvenimento a  $600^\circ\text{C}$ ;  $\text{NH}_3 \rightleftharpoons \frac{1}{2}\text{N}_2 + \frac{3}{2}\text{H}_2$  ← dissociazione parziale, xche' devo lavorare con  $\% \text{NH}_3 \approx 66\%$

È molto costosa ⇒ solo quando non ne posso fare a meno <sup>superf.</sup>

La tempra è il trattamento meno costoso dei 3.

Viene fatta su acciai che hanno già la giusta %C (no apporto specie chimiche). È un riscaldamento della fascia superficiale e poi tempra.

## TEMPRA A INDUZIONE IN STATICO

È il metodo + rapido

Avvolgo intorno al barile fili di Cu percorsi da corrente alternata con  $f = 5000 - 600000 \text{ Hz}$ . Per effetto SEEBECK genero una corrente indotta in uno strato superf. di spessore che dipende da  $f$ :

- $10000 \text{ Hz} \rightarrow d = 2 \text{ mm}$
- $180000 \text{ Hz} \rightarrow d = 1.3 \text{ mm}$

Se faccio passare corrente x poco tempo, lo strato superf. si riscalda x effetto Joule.

Se x molto tempo lo strato riscaldato aumenta xche' c'è diffusione

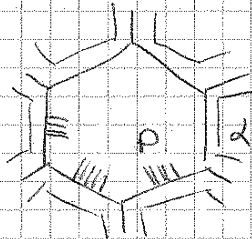
Ma a me interessa solo lo strato superficiale ⇒ tengo x poco tempo e poi tempra: doccia di olio o di  $\text{H}_2\text{O}$

La TEMPRABILITA' dipende da TTT e CTT

Più un acciaio è legato + le curve sono verso dx → + temprabile

In genere, uso acciai C<sub>60</sub> (0.4% ÷ 0.6%)

In origine, x la lamiatura, abbiamo struttura austenitica allo stato ricotto (→ prevede la formazione di ferrite ai BCG e perlite al centro durante il raffreddamento)



Se vado veloce, il tempo a cui questa struttura sta a T (900°C) è limitato ⇒ formo di nuovo  $\beta$ , ma non ho il tempo di omogeneizzare HRC:

•  $\beta$  che deriva da P: 0.8% C

•  $\beta$  " " "  $\alpha$ : 0.02% C

⇒ Quando tempro ho:

• M con 0.8% C

• M con %C <

→ ho durezza a pelle di leopardo

⇒ Devo fare prebonifica

○ \*

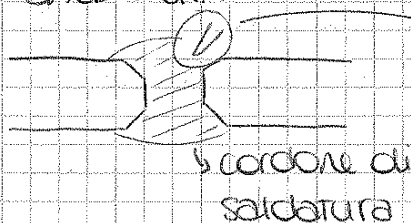
CONDIZIONI PER AVERE TEMpra

• Si deve raggiungere  $T_f$

• Bisogna avere un raffreddamento

• La velocità di raffreddamento deve essere > della velocità critica di tempra

\* SALDATURA



elettrodo rivestito:

• centro: anima di metallo

• rivestimento di ossidi

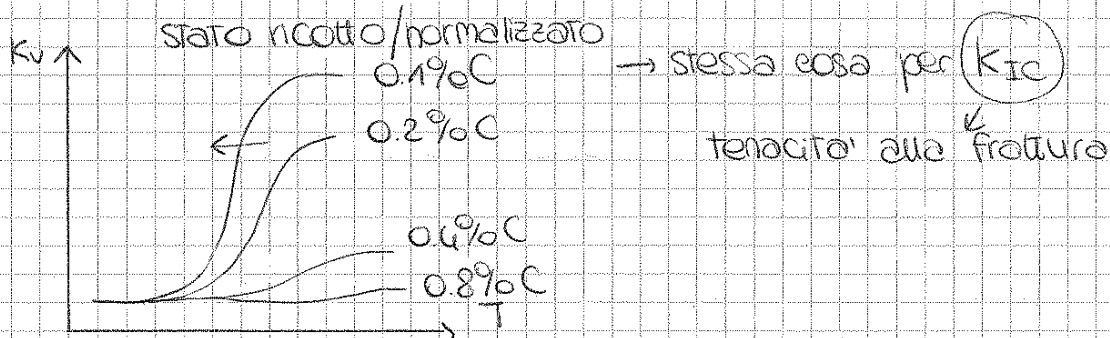
○

Posso far scoccare l'arco elettrico direttamente → consumo elettrodo

Oppure posso avere una bacchetta che fonda → elettrodo non fonde

⇒ GLI ACCIAI PER CARPENTERIA METALLICA devono avere composizione ben mirata: sono acciai al C ( $\pm 0.14\%$ ) e  $1.4\%$  Mn (rafforzante della ferrite)

Deve essere un acciaio a grana fine così la  $T_{trans}$  è spostata verso sx.



(NB) In generale, lo %C fa diminuire la duttilità

⇒ Acciai con %C  $> 0.2\%$  non li posso mettere in opera allo stato ricotto xché sia a T alta che a T bassa  $K_v \downarrow$

⇒ Comprò acciai allo  $0.4 \div 0.8\%$  C x poterli lavorare facilmente, ma poi li metto in opera allo stato bonificato x avere  $\uparrow K_v$  e  $T_{trans} \downarrow$

⇒ GLI ACCIAI A BASSO TENORE DI C sono il 90% della produzione:

- x automobili: C7 ← anche x frighi
- x navi, gasdotti, oleodotti, elettrodotti:  $0.14\%$  C

Questi acciai non necessitano di tratti termici, ma di cura

0.40% C: • x bonifica (nitruazione, tempra superficiale)

- x lavoraz automatiche (→ si possono formare trucioli lunghi che obbligano a fermare le macchine)

⇒ Aggiungo Pb (insolubile) o S ("risolforati")

39 NiCrMo al Pb (essendo insolubile, si trova sotto forma di inclusioni e provoca rottura)

0.50% C: x tempra superficiale a induzione

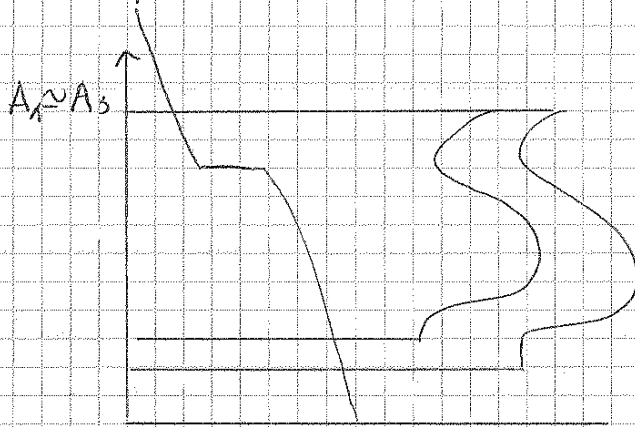
0.60% C e % Mn  $> 1\%$ : acciai x rotale (fanti tipi di sollecitazioni) + aumenta  $v$ , + dev'esser duro:  $0.65 \div 0.70\%$  C



Se acciai x utensili a alta  $v$  (punte di un trapano) voglio elevata durezza: X7S WCrV 18 4 1  $T_f = 1275^\circ\text{C}$

ho  $\uparrow\%$ C  $\downarrow$  x avere  $\uparrow$  HRC

No tempra a  $50^\circ\text{C}$   $\rightarrow$  SHOCK TERMICO



$\rightarrow$  eutettoidi legati

Dato che sono  $\uparrow\%$ C c'è precipitazione di carburi ai B06 di  $f$   $\rightarrow$  rottura

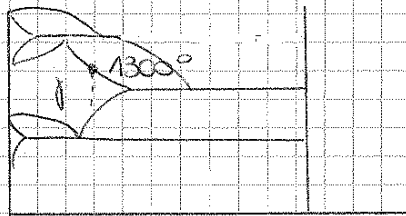
$\Rightarrow$  faccio spegnimento a  $550^\circ\text{C}$  e poi tempra  
Ho tanta  $f$ : posso fare fino a 4 rinvenimenti

X82 WMoV 6 5 2

$T_f = 1225^\circ\text{C}$

$\downarrow$   
+ bassa

$\Rightarrow$  Se usato troppo vicino a  $1300^\circ$  rischio formazione liquido



## ACCIAI INOSSIDABILI

2 corrosioni:

- ①. A UMIDO (impianti di trivellazione petrolifera)
- ②. A CALDO (tubi di fumo)

Formazione al di sopra del componente di uno strato molto sottile di  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , che passiva la superficie ( $\rightarrow$  resiste all'attacco di componenti che si sviluppano O)

② E' possibile solo se  $\%Cr > 12\%$

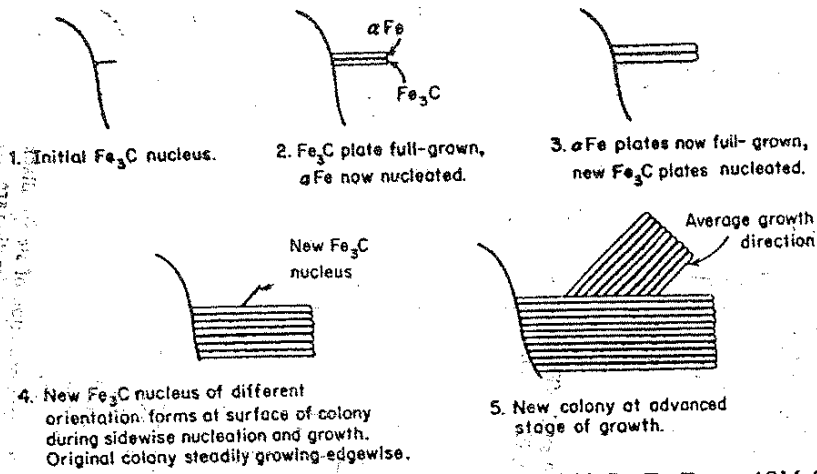


FIG. 16.5 The nucleation and growth of pearlite. (Mehl, R. F., *Trans. ASM*, 29, 1941, p. 813)

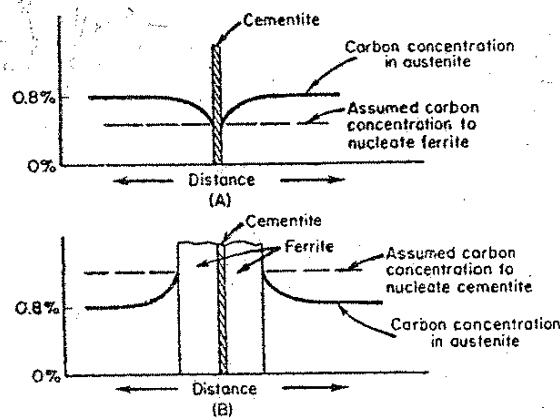


FIG. 16.6 Growing cementite and ferrite lamellae may nucleate each other

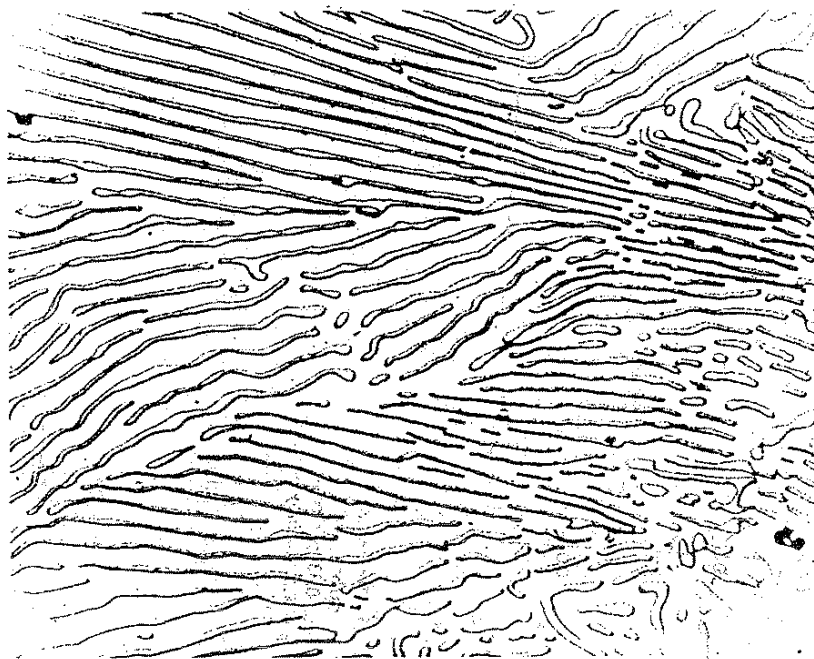


FIG. 16.4 Pearlite consists of plates of  $Fe_3C$  in a matrix of ferrite. (Vilella, J. R., *Metallographic Technique for Steel*, ASM Cleveland, 1938), 2500x

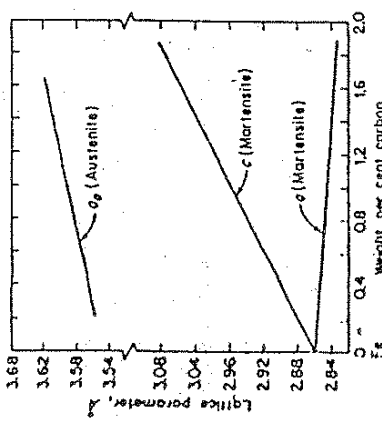


Fig. 17.15 Variation of the lattice parameters of austenite and martensite as a function of carbon content. (Roberts, C. S., *Trans. AIME*, 197, 1953, p. 203)

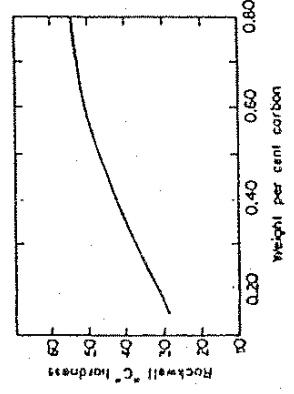


Fig. 17.17 Average hardness of 50 per cent martensite structures in low-alloy steels. (After Hodge, J. M., and Orehoski, M. A., *AIME*, TP 1800, 1945)

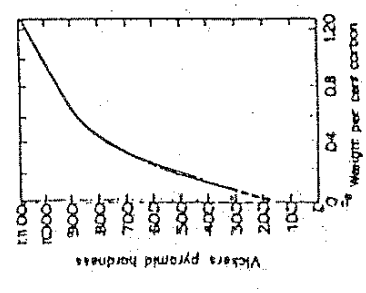


Fig. 17.20 Variation of hardness of martensite as a function of carbon content as measured in the Vickers scale. (After Bain, E. C., *Functions of the Alloying Elements in Steels*, ASM, Cleveland, 1939)

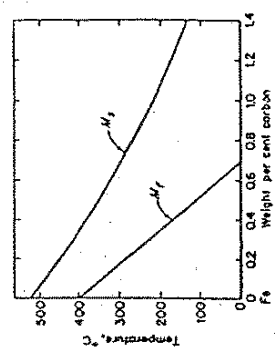


Fig. 17.17 Variation of  $M_s$  and  $M_f$  with carbon concentration in steel. (After Troiano, A. R., and Greninger, A. B., *Metal Progress*, 50, 1945, p. 303)

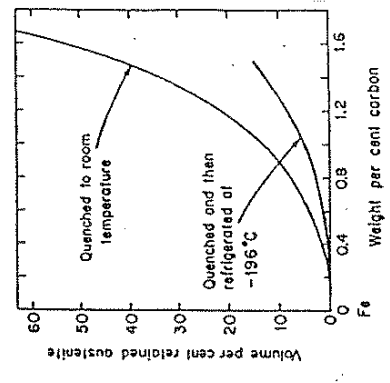


Fig. 17.18 Retained austenite in steel as a function of carbon content. (After Roberts, C. S., *Trans. AIME*, 197, 1953, p. 203)

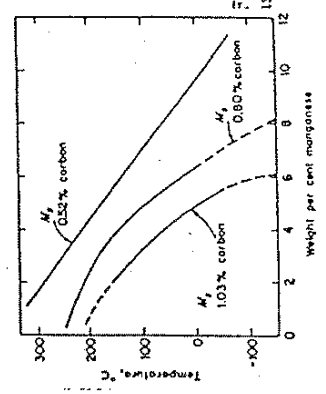


Fig. 17.19 Variation of  $M_s$  with manganese content in three series of steels with different carbon concentrations. (After Russell, J. V., and McGuire, F. T., *Trans. ASM*, 33, 1944, p. 103)

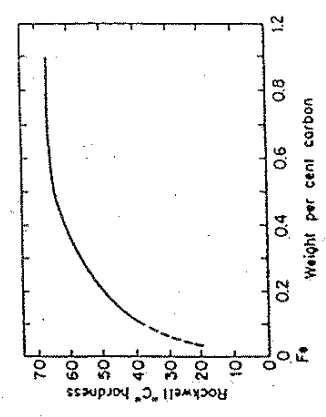


Fig. 17.21 Variation of the hardness of martensite as a function of carbon content measured on the Rockwell-C scale. (After Burns, J. L., Moore, T. L., and Archer, R. S., *Trans. ASM*, 26, 1938, p. 1)

TABLE 17.1 SEVERITY OF QUENCH VALUES FOR SOME TYPICAL QUENCHING CONDITIONS

H Value	Quenching Condition
0.20	Poor oil quench—no agitation
0.35	Good oil quench—moderate agitation
0.50	Very good oil quench—good agitation
0.70	Strong oil quench—violent agitation
1.00	Poor water quench—no agitation
1.50	Very good water quench—strong agitation
2.00	Brine quench—no agitation
5.00	Brine quench—violent agitation
$\infty$	Ideal quench

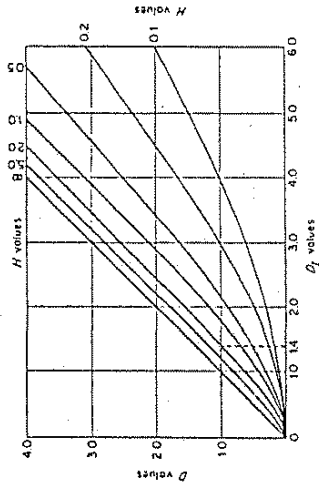


Fig. 17.6 Relationship of the critical diameter  $D_c$  to the ideal critical diameter  $D_i$  for several rates of cooling ( $H$  values). (Alter Grossman, M. A., *Elements of Hardenability*, ASM, Cleveland, 1952)

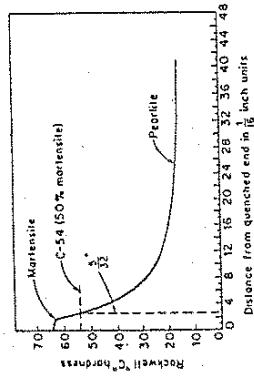


Fig. 17.8 Variation of hardness along a Jominy bar. (Schematic for steel with 0.8 per cent carbon)

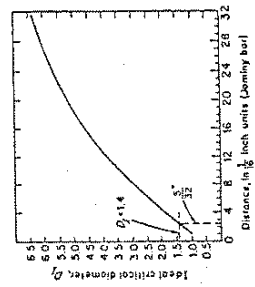


Fig. 17.9 Location on Jominy bar at which the cooling rate is equivalent to the center of a circular bar quenched in an ideal quenching medium. (Alter Lamont)

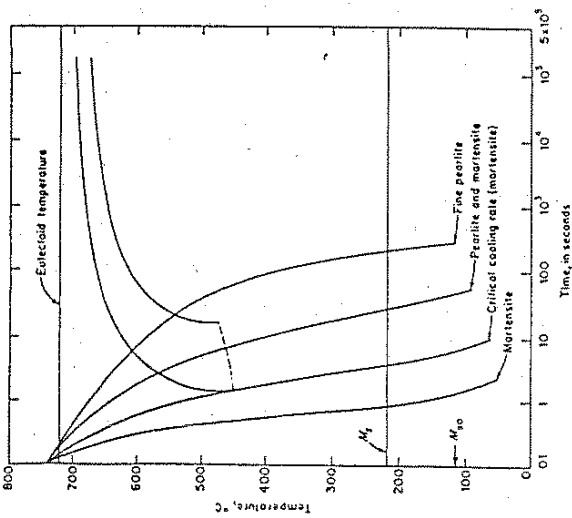


Fig. 17.3 The effect of the difference in the cooling rate at the surface and at the center of a cylindrical bar on the resulting microstructure (schematic)

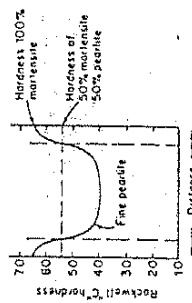


Fig. 17.4 Typical hardness test survey made along a diameter of a quenched cylinder (after sectioning the cylinder)

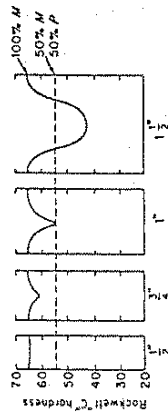


Fig. 17.5 Hardness test traverses similar to that of Fig. 17.4 made on a series of steel bars of the same composition, but with different diameters (schematic)

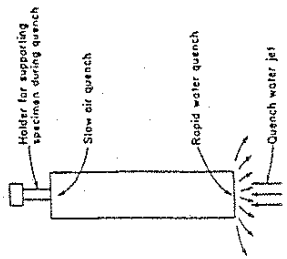


Fig. 17.7 Jominy hardenability test

misura  
dell'imbutibilità  
delle lamiere  
nel caso di scodellini  
non circolari.

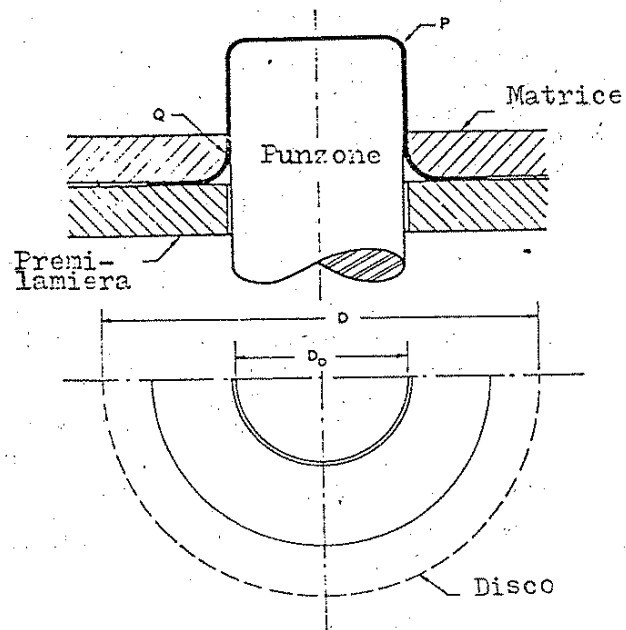


Fig. 1 - Prova di imbutitura secondo il metodo Swift.

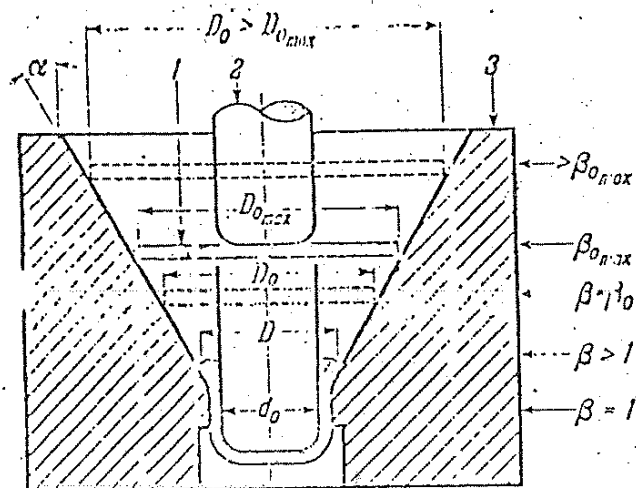


Fig. 8 - Schema della prova di imbutitura Fukui. 1, dischetto; 2, punzone; 3, corpo di formatura.

# Tabella 1

## Confronto tra processo "Policast" e processo "a verde"

Fase	Vantaggi	Svantaggi
formatura	<ul style="list-style-type: none"> <li>• semplificazione impiantistica</li> <li>• eliminazione additivi sabbia</li> <li>• eliminazione anime</li> <li>• riciclo totale sabbia</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• modelli non riciclabili</li> </ul>
colata	<ul style="list-style-type: none"> <li>• riduzione fabbisogno di metallo liquido</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• necessità di forni di colata automatica a bordo linea</li> <li>• maggiorazione attacchi colata</li> </ul>
finitura	<ul style="list-style-type: none"> <li>• riduzione consumi graniglia</li> <li>• eliminazione sbavatura</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• necessità di attrezzi specifici per taglio/troncatura attacchi</li> </ul>
qualità	<ul style="list-style-type: none"> <li>• eliminazione stalsamenti</li> <li>• miglioramento aspetto superfici</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• possibilità di difetti geometrici dovuti a deformazioni</li> </ul>
lavorazione meccanica	<ul style="list-style-type: none"> <li>• possibilità di riduzione sovrametalli</li> <li>• possibilità di riduzione numero operazioni di lavorazione</li> </ul>	

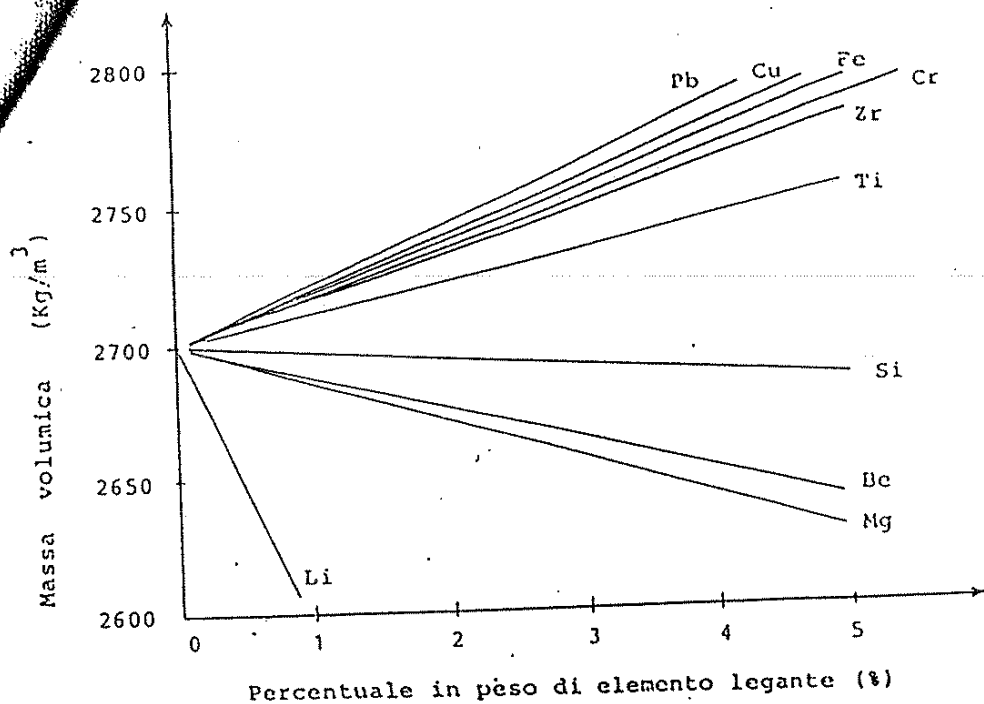


Figura 1 Influenza degli elementi leganti sulla massa volumica delle leghe di Alluminio.

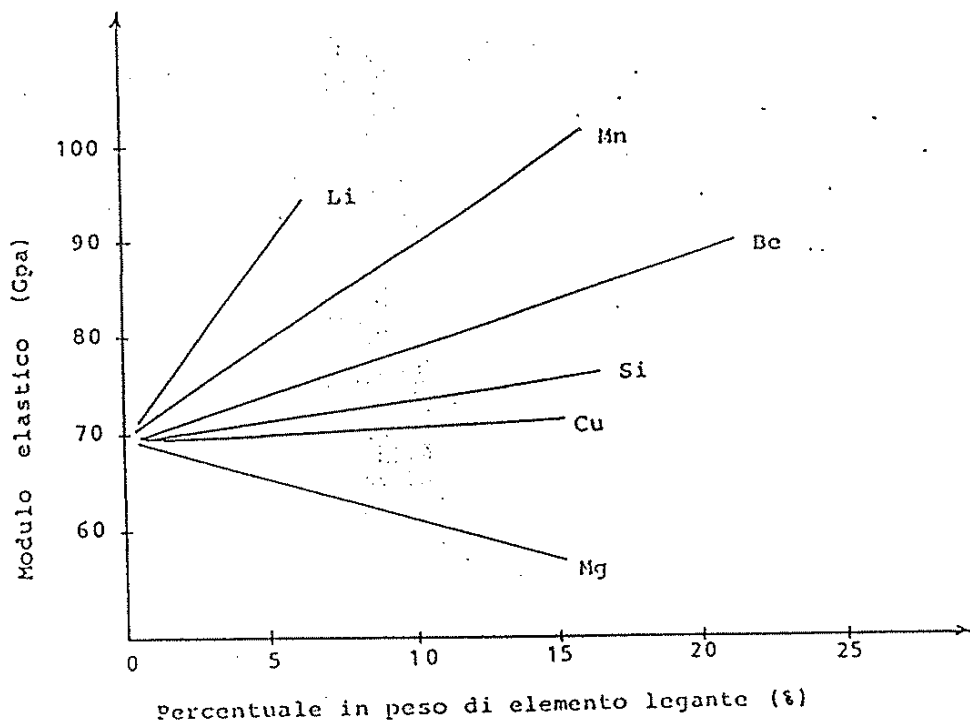


Figura 2 Influenza degli elementi leganti sul modulo elastico delle leghe di Alluminio.

fect on the cost of an end item. For mill quantities of material, the purchaser may specify the tolerance as all plus, plus and minus, or all minus. Thus, material ordered as 0.063-in. sheet could vary from 0.057 to 0.069 in., depending on how it was ordered. For a product where the exact thickness is not critical, a manufacturer may wish to purchase material to an all minimum tolerance and take advantage of the weight savings. This 0.006-in. thickness of material in a standard sheet 36 by 96 in. equals approximately 2 lb. or about \$1.50 in raw material costs.

A manufacturer originally designed a lawn chair using alloy 6061-T6. At the time of design, this

was the lowest-strength alloy with the minimum required tensile strength. The introduction of the less expensive alloy 6062-T6 by the industry permitted a cost reduction in the product. Also, because of the lower chromium content (0.04 to 0.14% Cr, instead of 0.15 to 0.35% Cr in 6061-T6), finishing characteristics were improved, with a reduction in polishing time.

The development of alloys 6063-T832 and 6063-T831 resulted in even greater economy from lower costs of raw material and improved surface finish, compared with the 6062-T6 alloy. Further improvements were made by reducing the wall thickness of the tube from 0.063 to 0.049 in. The smaller-size tube in

the high-strength 6063-T832 alloy permitted bending without a mandrel in the tube; yet the finished product was strong enough to resist permanent deformation. The introduction of welded and drawn tubing in grade 3003-H181 brought about another improvement in design, since this was available with a bright surface that did not require finishing operations.

With the most recent development, the introduction of welded tube in grade 3003-H281, the furniture became even less expensive, although some manufacturers have found that, because of the flash on the tube, a slight additional finishing cost is necessary to hide the weld seam.

## Temper Designation System for Aluminum Alloys

THE STANDARD temper designation system for aluminum and aluminum alloys, both wrought and cast, consists of a letter indicating the basic temper which, except for the annealed and as-fabricated tempers, is more specifically defined by adding one or more digits.

There are four main basic tempers, namely, O—annealed, F—as-fabricated, H—strain hardened, and T—heat treated. A symbol, W, is used to designate the unstable condition following solution heat treatment and, if time subsequent to heat treatment is indicated, it may be considered a basic temper.

A description of the system is given in the following explanatory notes and examples. It is a principle of this system that a change in a temper designation is made only when some variation in the same basic operation significantly alters the characteristics of the product.

**F, As-Fabricated.** This designation applies to products supplied in the condition resulting from normal manufacturing operations, without special practices to control the amount of strain hardening or thermal treatment. For wrought products, there is no guarantee of mechanical properties. For castings the term means as-cast. Example: 43-F.

**O, Annealed, Recrystallized.** This designation applies to the softest temper of wrought alloy products.

**H, Strain Hardened.** This designation applies to those wrought products that are not subjected to thermal treatments to increase their mechanical properties, but have their strength increased by strain hardening, with or without supplementary thermal treatment to produce partial softening.

The H is always followed by two or more digits. The first digit indicates the specific combination of

basic operations and the following digit or digits the final degree of strain hardening. The digital system is explained below.

**H1—, Strain Hardened Only.** As indicated above, the second digit designates the amount of cold work performed. The digit 8 has been selected to represent the hardest commercially practical temper, written as H18. Material with tensile strength halfway between soft and full hard, half hard, is designated H14; quarter hard, H12, and so on.

A third digit is often used to identify a special set of properties. For example, H141 may represent the same minimum properties as H14, but with maximum values that are closer than standard. The third digit may also denote values slightly different from those of H14, but not sufficiently different to place it in the H13 or H15 classification.

Extra-hard tempers are designated by use of the second digit 9, with or without a third digit. The H112 temper for wrought alloys is generally considered a "controlled" F-temper with guaranteed mechanical properties.

**H2—, Strain Hardened and Partial Annealed.** It is often desirable to obtain a certain strength range in the strain hardened alloys by working to a harder temper and then reducing the strength to the desired level by partial annealing. This process is identified by the figure 2 in the first digit place, and the residual amount of cold work is then designated by the same method employed for the H1 series. Thus, H28 is full hard, H24 half hard, and so on. For alloys that age soften at room temperature, the H2 tempers have approximately the same tensile strength as the corresponding H3 tempers. For other alloys, the H2 tempers have approximately the same tensile strength as the corresponding H1 tempers and slightly higher elongations.

**H3—, Strain Hardened and Then Stabilized.** The properties of magnesium-containing alloys in the strain hardened condition are stabilized by a low-temperature heating, thus slightly lowering their strength and increasing their ductility. If the treatment is not employed, then the change of properties occurs over a long time at room temperature. Use of this treatment is indicated by the digit 3 following the H, and the degree of strain hardening is indicated in the usual way by one or two following digits.

**W, Unstable Condition Following Solution Heat Treatment.** This designation, because of natural aging, is specific only when the period of aging is indicated, for example, 2024-W (½ hr), 7075-W (2 mo).

**T, Treated to Produce Stable Tempers Other Than F, O, or H.** This designation applies to products thermally treated to produce stable tempers with or without supplementary strain hardening. The T followed by the numerals 2 to 9, inclusive, designates one specific combination of basic operations, thus 6061-T6. Should variation of the same basic operation be applied to the same alloy, resulting in different characteristics, other digits are added to the basic designation (6061-T61 or 6061-T62).

It should be understood that a period of natural aging at room temperature may occur between or after the operations listed. Control of this period is exercised when it is metallurgically important, but is not indicated by the designation. Basic subdivisions of the T-temper, ranging from annealing to complex aging treatments, are as follows:

**T2, Annealed (Cast Products Only).** This designation applies to castings only. Annealing is used for such purposes as improving ductility and increasing dimensional stability.

**T3, Solution Heat Treated and Cold Worked, Naturally Aged to Substantially Stable Condition.** This designation applies to those wrought products that are cold worked for the primary purpose of improving the strength (for instance, 2024-T36) and also applies to those products in which the effect of cold work, such as flattening or straightening, is recognized in applicable specifications (flat sheet of 2024 heat treated by the supplier is designated 2024-T3). No control is exercised to cold work at any particular stage during the natural aging cycle.

**T4, Solution Heat Treated and Naturally Aged to a Substantially Stable Condition.** This designation applies when the product is not cold worked after heat



UNIMET

Aluminio e leghe di alluminio primarie da lavorazione plastica  
 Prospetto delle qualità normalizzate

UNI  
 7427-75

Wrought aluminium and aluminium alloys - Summary of standard qualities

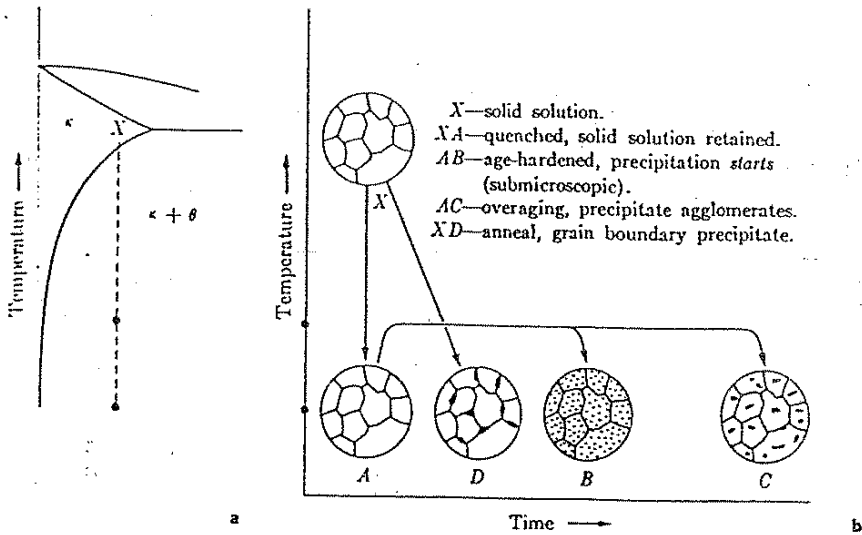
Il prospetto riporta le qualità di alluminio e leghe di alluminio primarie da lavorazione plastica attualmente normalizzate. Per la composizione chimica della qualità indicate, vedere le corrispondenti norme e il foglio di aggiornamento UNI FA 60.

Prodotto	Designazione convenzionale	Designazione numerica *	Riferimento della norma
Alluminio puro	P-ALP 99,0	1200	UNI 3567-66
	P-ALP 99,5	1050 A	UNI 4507
	P-ALP 99,7	1070 A	UNI 4508
	P-ALP 99,8	1080 A	UNI 4509
Leghe Al-Cu	P-Al Cu2,5 Mg Si	2017	UNI 3577
	P-Al Cu3,5 Fe Mg Ni	—	UNI 3578
	P-Al Cu4 Mg Mn	2017 A	UNI 3579
	P-Al Cu4 Mg Mn placcata	—	UNI 3580
	P-Al Cu4,4 Si Mn Mg	2014	UNI 3581
	P-Al Cu4,4 Si Mn Mg placcata	—	UNI 3582
	P-Al Cu,4,5 Mg Mn	2024	UNI 3583
	P-Al Cu4,5 Mg Mn placcata	—	UNI 3584
Leghe Al-Mn	P-Al Mn1,2	3103	UNI 3568
	P-Al Mn1,2 Mg	3004	UNI 6361-68
	P-Al Mn1,2 Cu	3003	UNI.... (in preparazione)
Leghe Al-Si	P-Al Si12 Mg Cu Ni	—	UNI 3572
Leghe Al-Mg	P-Al Mg0,9	—	UNI 4510
	P-ALR Mg0,5	—	UNI 4512
	P-ALR Mg2	—	UNI 4511
	P-Al Mg0,9 Cu	—	UNI 6360-68
	P-Al Mg0,8	6005	UNI 5764-66
	P-Al Mg1,5	—	UNI 3573
	P-Al Mg2 Mn	6251	UNI.... (in preparazione)
	P-Al Mg2,5	5052	UNI 3574
	P-Al Mg2,7 Mn	6454	UNI.... (in preparazione)
	P-Al Mg3,5	—	UNI 3575
	P-Al Mg4,4	5086	UNI 5452-64
P-Al Mg4,5	5083	UNI.... (in preparazione)	
P-Al Mg5	5056 A	UNI 3576	
Leghe Al-Mg-Si	P-Al Mg Si	6060	UNI 3569-66
	P-Al Mg Si Cu	—	UNI 6359-68
	P-Al Si0,5 Mg	—	UNI 3570
	P-Al Si1 Mg Mn	6082	UNI 3571
	P-Al Mg1 Si Cu	6061	UNI 6170-68
Leghe Al-Zn	P-Al Zn5,8 Mg Cu	7075	UNI 3735
	P-Al Zn5,8 Mg Cu placcata	—	UNI 3736
	P-Al Zn7,8 Mg Cu	—	UNI 3737
	P-Al Zn7,8 Mg Cu placcata	—	UNI 3738
	P-Al Zn4,5 Mg	7020	UNI.... (in preparazione)

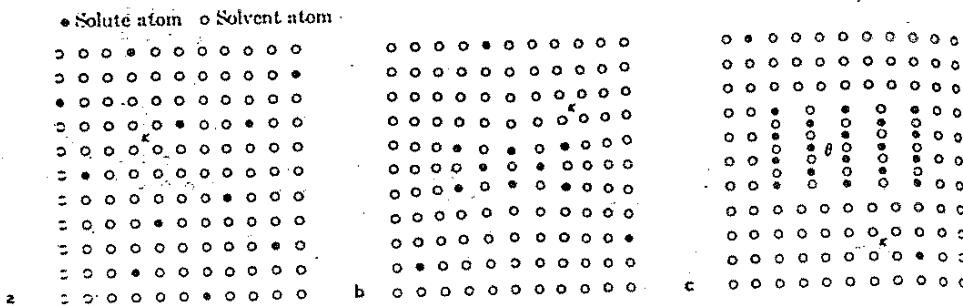
\* La designazione numerica sostituisce il contrassegno (facoltativo) ed è elaborata secondo quanto indicato nella UNI 7426-75.

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

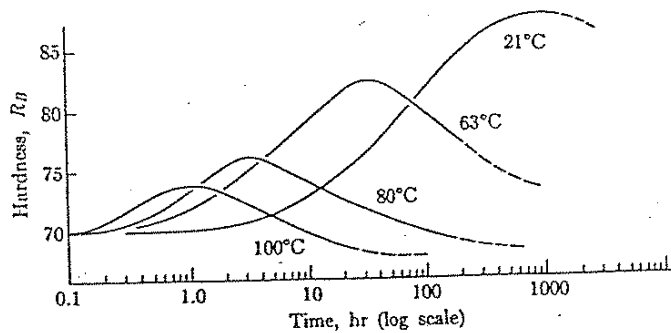
20-4 Age-hardening process (95.5Al-4.5Cu) of Fig. 18-12(a).



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



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



20-6 Overaging (carbide and nitride precipitation in iron). Overaging occurs when the precipitate becomes incoherent (Fig. 20-5c). Compare with data in Table 20-1. (Adapted from Davenport and Bain, "The Aging of Steel," *Trans. A.S.M.*, 23, 1935, p. 1011.)

the matrix and through the cluster, or pre-precipitate.\* In this case the boundary energy is low, because of the registry, or *coherency*. Note, however, that the lattice is distorted and strained in the vicinity of the cluster. As a result, anchor points are provided which "lock" dislocation movements and interfere with slip (Chapter 11). The effect of the clustering is magnified because the surrounding strained volume is appreciably greater than the actual volume of the clusters themselves. Continued precipitation and growth (AC of Fig. 20-4) permits the clusters to form larger but fewer units. The coherency and accompanying strain are progres-

have been identified in aluminum-copper alloys. The