



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

NUMERO: 1309

ANNO: 2014

# A P P U N T I

STUDENTE: Fiorello

MATERIA: Tecnologia dei Materiali da Costruzione + Eserc.,  
Prof.Matteis\_Smeaceto

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.**



CORSO DI

**TECNOLOGIA**

**DEI MATERIALI**

**DA COSTRUZIONE**

Prof. Matteis, Smeacetto

A.A. 2013-2014

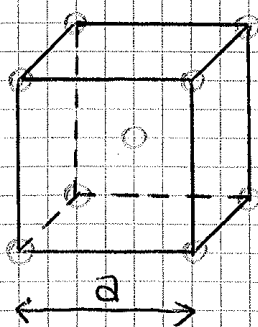
Sviluppo tra tutti gli atomi fino all'infinito. Gli elettroni di valenza non sono legati ad un nucleo specifico, si trovano in una banda di livello energetico. Gli elettroni possono trasportare elettricità e condurre calore.

I legami metallici sono molto forti e quindi elevati moduli elastici.

I metalli si trovano in 3 forme cristallografiche diverse. La forma cristallina determina la posizione degli atomi. C'è una cella primitiva che viene ripetuta più volte traslandola semplicemente di una lunghezza pari al suo lato. Le celle primitive sono 3D e per i metalli sono delle celle cubiche.

La cella primitiva più semplice è quella cubica semplice in cui ogni atomo occupa i vertici del cubo. In realtà però in ogni cella cubica semplice c'è solo un atomo ( $\frac{1}{8} \cdot 8 = 1$ ). In questo caso però lo spazio non è occupato al meglio perché rimane molto spazio vuoto.

### 1. CUBICA A CORPO CENTRATO (C.C.C.)



Questa struttura è comune (si trova in pochi metalli ma è presente in quasi tutti quelli usati nell'ingegneria civile) ed è quella tipica del ferro a temperatura ambiente.

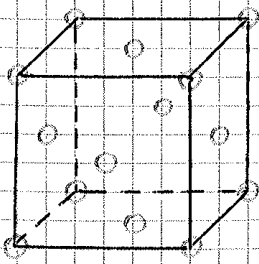
In un cella primitiva ci sono 2 atomi:

$$\frac{1}{8} \cdot 8 + 1 = 2$$

Si definisce direzione di massima densità quella in cui è minima la distanza tra gli atomi. Se assimiliamo gli atomi a delle sfere di raggio pari alla metà del lato troviamo che la direzione di massima



## 2. CUBICA A FACCE CENTRATE (CFC)

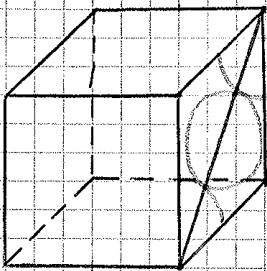


Questo struttura è quella più presente nei metalli ma la meno usata in ambito ingegneristico. Si trova nel Cu, Al e nel ferro a  $T > 910^\circ\text{C}$ .

In una cella primitiva di questo tipo ci sono 4 atomi:

$$\frac{1}{8} \cdot 8 + \frac{1}{2} \cdot 6 = 4$$

Se si suppongo gli atomi assimilabili a delle sfere, la direzione più densa è la diagonale della faccia in cui gli atomi sono tangenti tra loro.



$$a\sqrt{2} = 4r \rightarrow r = \frac{a\sqrt{2}}{4}$$

Il fattore di impaccamento APF è pari a:

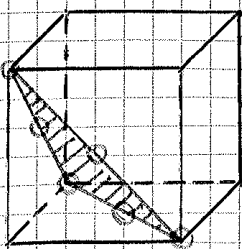
$$\text{APF} = n \cdot \frac{\frac{4}{3} \pi r^3}{a^3} = 4 \cdot \frac{\frac{4}{3} \pi \left(\frac{a\sqrt{2}}{4}\right)^3}{a^3} \sim 74\%$$

$\text{APF}(\text{CFC}) > \text{APF}(\text{CCC}) \rightarrow$  nella cella CFC gli atomi sono più vicini tra loro.

Il Fe della cella CFC ha una densità maggiore del Fe della cella CCC.

Il piano più denso è quello su cui avviene lo scorrimento plastico nel cristallo.

Il piano denso è costituito da un triangolo i cui lati sono le diagonali delle facce.

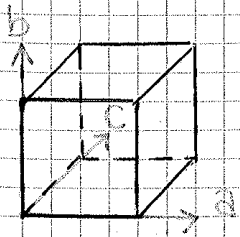


## DIREZIONI

Le direzioni si identificano come la somma dei 3 vettori che identificano i 3 spigoli indipendenti moltiplicati per opportuni coefficienti.

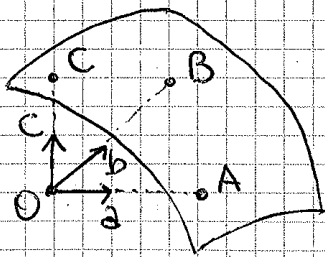
es.  $[1; 1; 1] = 1 \cdot a + 1 \cdot b + 1 \cdot c$

La direzione della diagonale di una faccia di un cubo è:  $[1; 1; 0]$



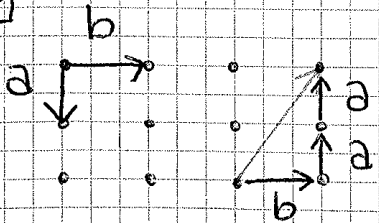
con la scrittura:  $\langle 1; 1; 1 \rangle$  identifica tutte le possibili combinazioni cambiando i segni e permutando i numeri.  $\langle 1; 1; 1 \rangle = [-1; 1; 1] \cup [1; -1; 1] \dots$

Bisogna trovare i piani reticolari e lo fanno riportando la terna  $a, b, c$  e considerando un piano, prolungo gli assi e trovo le intersezioni con il piano individuando 3 numeri:



$(\frac{a}{OA}; \frac{b}{OB}; \frac{c}{OC})$  e sono gli inversi delle distanze di  $A, B, C$  da  $O$  prese nelle direzioni di  $a, b, c$  e con le unità di misura di  $a, b, c$ .

**ES**



considero un reticolo e poi, trovata la terna individuo una direzione e lo scrivo come:  $[-2; 1; 0] = [\bar{2}; 1; 0]$

↑ ↑ ↑  
a b c

il segno meno viene sostituito dal trattino sopra.

le direzioni vengono identificate con numeri interi.

→ NOTAZIONI : INDICI DI MILLER

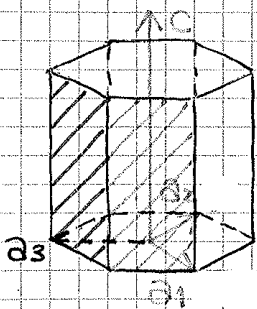
- $[h \ k \ e]$  → DIREZIONE
- $\langle h \ k \ e \rangle$  → DIREZIONI EQUIVALENTI
- $(h \ k \ e)$  → PIANO RETICOLARE
- $\{h \ k \ e\}$  → PIANI EQUIVALENTI PER SIMMETRIA

NB Per i RETICOLI CUBICI valgono le seguenti considerazioni :

$$(h \ k \ e) \perp [h \ k \ e]$$

$$[h \ k \ e] \parallel (h' \ k' \ e') \Leftrightarrow h \cdot h' + k \cdot k' + e \cdot e' = 0$$

IL RETICOLO ESAGONALE presenta un problema nella scelta dei vettori. Quelli azzurri ( $a_1, a_2, c$ )



sono i più ovvi ma hanno un problema infatti se considero la faccia verde e scrivo gli indici Miller ho :

$$(1, \bar{1}, 0)$$

se prendo quello rosa ho :  $(0, \bar{1}, 0)$   
 ↑ perché  $\parallel a_1$

Questi due piani in un reticolo cubico non sarebbero equivalenti perché non si può passare dall'uno all'altro cambiando solo segno. Nel reticolo esagonale invece sono equivalenti. Introdurre gli INDICI DI MILLER - BRAVAIS.

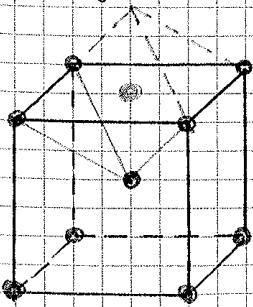
$$(h, k, i, e)$$

$$\downarrow$$

$$= -(h+k)$$

Aggiungere  $i$  sarebbe come aggiungere un vettore  $a_3$  che però risulta inutile perché è una combinazione lineare di  $a_1$  e  $a_2$ .

Vediamo ora il caso dello CCC in cui abbiamo un sito QUASI OTTAEDRICO, e' ottaedro non è regolare perché non ho tutti i lati uguali in quanto i lati inclinati sono pari alla metà della diagonale del cubo.



Gli atomi più vicini non sono tutti alla stessa distanza dall'atomo interstiziale posto al centro della faccia del cubo (atomo verde).

Se l'atomo interstiziale è più grande del sito interstiziale, in questo caso la compressione prodotta dall'atomo interstiziale sugli altri atomi ha una componente deviatorica. Nella cella CCC invece lo stato tensionale è isobaro.

### DIFETTI NEI RETICOLI CRISTALLINI RETICOLARI

Sono delle caratteristiche del reticolo che a volte possono anche avere un effetto positivo sul materiale. I difetti sono di 3 tipi:

- PUNTUALI

- DI LINEA (dislocazioni)

- DI SUPERFICIE (bordi di grano)

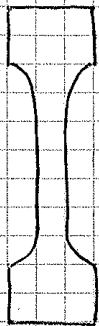
I difetti puntuali sono di 3 tipi:

- INTERSTIZIALI: un atomo di H, C, N, O, B si inserisce nel reticolo di un metallo. L'atomo interstiziale deve essere più piccolo di quelli del reticolo.
- SOSTITUZIONALI: alcuni atomi sono diversi dagli altri ma di dimensioni simili (Zn-Cr, Cr-Fe)
- VACANZE: mancanza di un atomo dal reticolo. La vacanza aumenta l'entropia e diminuisce l'energia libera favorendo la diffusione allo stato solido.



## PROVE MECCANICHE

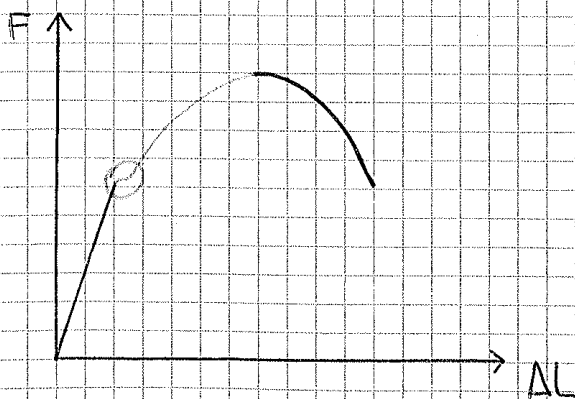
◦ **PROVA DI TRAZIONE**: prova macroscopica eseguita con un provino che viene portato a rottura. Ci sono 2 modi per eseguire la prova di trazione: direttamente sul componente (in questo caso voluto direttamente la resistenza del componente più che del materiale, si immorse la barra e la si tira fino a rottura) o su una prova regolare (cilindrica o prismatica) ricavata sottraendo i trucioli per via meccanica e tirato in direzione dell'asse. In prossimità della morse si



ha un provino con raggio maggiore per evitare che durante la prova la rottura avvenga nelle estremità.

Nella prova di trazione si applica una forza crescente e si riporta il valore dello spostamento. In tal modo le prove più raffinate sono eseguite per controllo di spostamento imponendo una data velocità della macchina.

Si ottiene la seguente curva:



- tratto elastico lineare
- snervamento
- tratto plastico uniforme
- strizione

Nel tratto elastico lineare le deformazioni sono reversibili, se cessa la forza si annulla la deformazione. Per comportamento lineare si intende che tra forza e spostamento si ha un

Se il valore di  $R_e$  non è facilmente identificabile posso traslare la retta inclinata di  $E$  di  $e = 0,2\%$  e questo retto incontrerà la curva in un punto che mi dà il valore della tensione di snervamento convenzionale  $R_{p0,2}$ .

Definisco la tensione vera  $\bar{\sigma}$  come:

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{S} \quad S: \text{sezione istantanea}$$

Se ipotizzo che il volume del campione non cambi:

$$S \cdot L = S_0 \cdot L_0 \rightarrow S = S_0 \cdot \frac{L_0}{L}$$

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{S_0} \cdot \frac{L_0}{L} = S \cdot \left( \frac{L}{L_0} - 1 + 1 \right) = S \cdot \left( \frac{L - L_0}{L_0} + 1 \right) = S \cdot \left( \frac{\Delta L}{L_0} + 1 \right)$$

$\downarrow$  tensione ingegneristica =  $S$ 
 $\downarrow$  deformazione ingegneristica pari ad  $e$

$$\bar{\sigma} = S(e + 1)$$

La deformazione vera consiste nel vedere l'incremento di lunghezza rispetto alla lunghezza istantanea.

$$dE = \frac{dL}{L} \rightarrow \int_{L_0}^{L^*} dE = \int_0^1 \frac{dL}{L}$$

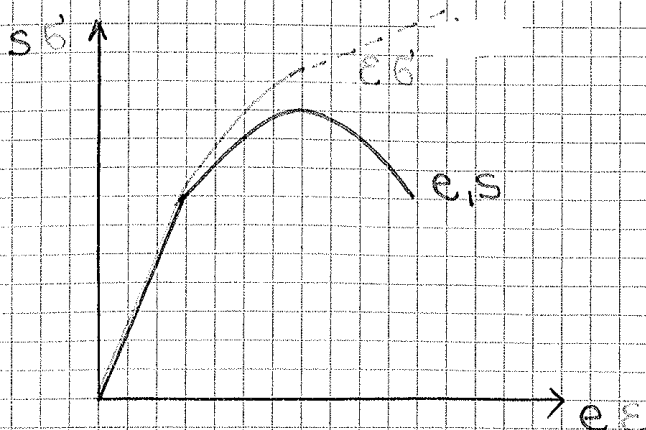
$$E = \ln \left( \frac{L^*}{L_0} \right) = \ln(1 + e)$$

$\uparrow$   
deformazione compressiva vera.

Traccio la curva vera scrivendo

$$\bar{\sigma} = S(e + 1)$$

$$E = \ln(e + 1)$$



— curva ingegneristica  
— curva vera

Si definiscono:

- A: allungamento a rottura

$$A = \frac{\text{lunghezza a rottura}}{\text{lunghezza originale}} - 1$$

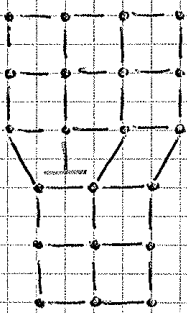
- Z: riduzione di area

$$Z = \frac{\text{area a rottura}}{\text{area originale}} - 1$$

... DIFETTI NEI CRISTALLI (continuazione)

Si analizzano ora i difetti di linea nei cristalli detti anche DISLOCAZIONI

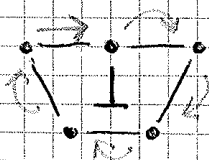
- DISLOCAZIONI DI SARGOL



In un reticolo perfetto ho aggiunto un piano ma solo in una parte del reticolo. È un difetto di linea perché è prolungato perpendicolarmente al foglio.

Se il reticolo fosse perfetto, partendo da un punto, definendo un percorso chiuso tornerei al punto di partenza.

Il vettore di Burgers è il vettore che devo aggiungere per formare un percorso chiuso se ho una dislocazione.



Il vettore di Burgers è perpendicolare alla dislocazione.

Le dislocazioni sono associate ad uno stato tensionale. È come se forzassi l'ingresso di un piano nella parte superiore del reticolo che risulta in compressione, la parte inferiore sarà in trazione per l'equilibrio interno del reticolo. allontanandosi dal difetto lo stato di tensione va annullandosi.

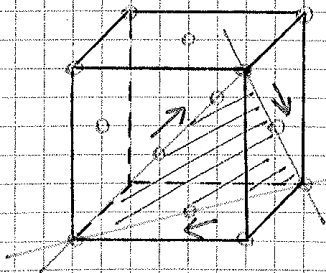
In realtà lo spostamento è limitato ad una zona di processo atomico alla dislocazione. La linea di dislocazione si sposta fino a giungere sul bordo libero del reticolo.

Il cristallo risulta così deformato. Ma mano che la dislocazione progredisce sono sollecitati solo gli atomi attorno alla dislocazione.

Lo spostamento di una dislocazione può avvenire nella direzione parallela al vettore di Burgers che è perpendicolare alla linea di dislocazione nel caso della dislocazione di spigolo.

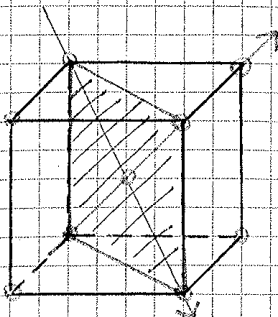
Ogni tipo di reticolo cristallografico ha il suo modo di scorrimento ben definito e anche una direzione di scorrimento che insieme formano un sistema di scorrimento.

Nella cella FCC il modo di scorrimento sono  $\{111\}$  mentre le direzioni di scorrimento sono le diagonali delle facce  $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ .



modo di scorrimento preferenziale  
direzioni di scorrimento preferenziale

Nella cella CCC il modo di scorrimento è  $\{110\}$  e la direzione è  $\langle 1\bar{1}1 \rangle$ .

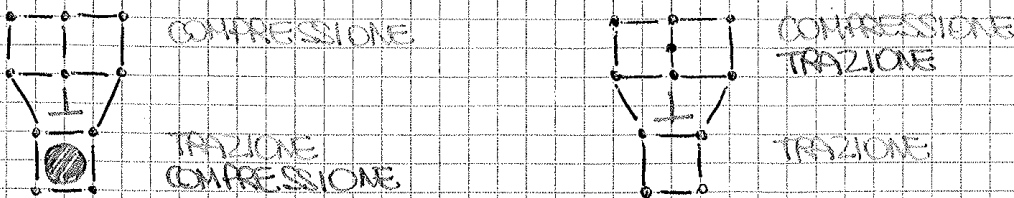




## MECCANISMI DI RAFFORZAMENTO DEI METALLI

Questi meccanismi rafforzano il carico di snervamento. Quelli più usati sono 4, immagino di partire dal reticolo perfetto e देखino come l'aggiunta di elementi di lega o trattamenti meccanici rendono meno perfetto il reticolo ma aumentano lo snervamento.

① PER SOLUZIONE SOLIDA: metto altri atomi al posto di quelli del cristallo o posso aggiungere atomi interstiziali. In ogni punto in cui ho introdotto un atomo diverso si determina uno stato tensionale di trazione o compressione. Esiste uno stato tensionale anche se ho una dislocazione. Lo stato tensionale aumenta l'energia libera totale del reticolo. Se però metto i difetti puntuali sulla linea di dislocazione della parte giusta, i due stati tensionali (quello dovuto all'inserimento di un atomo diverso e quello dovuto alla dislocazione) si compensano e l'energia in più data al reticolo è molto minore rispetto alla somma delle 2 energie (per la dislocazione e per il difetto puntuale).

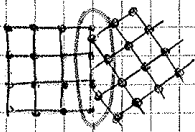


Il rafforzamento per soluzione solida è importante se deriva da atomi interstiziali mentre è necessaria una percentuale più grande di atomi sostituzionali per rendere il rafforzamento efficace. Se ho una dislocazione, nel suo intorno c'è una porzione privilegiata in cui si posizionano gli atomi sostituzionali ed interstiziali detta COTRE DI COYRELL.

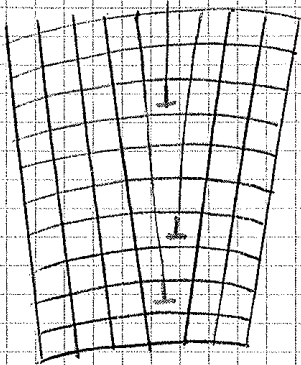
ma poi proseguo su uno stesso punto, questo perché il materiale si è incrudito. la deformazione plastica viene provocata con la laminazione a freddo.

③ AFFINAMENTO DEL GRANO: se guardo un acciaio al microscopio vedo che i suoi grani sono spessi 0,01 mm.

I bordi di grano difficilmente possono essere attraversati dalle dislocazioni.



Le bordi di grano però si può vedere come un accumulo di dislocazioni una sull'altra.



I bordi di grano sono degli impedimenti alle dislocazioni.

Facendo i grani più piccoli aumento il rapporto tra area e volume quindi aumenta

l'area dei bordi di grano

e ciò rafforza il materiale perché

aumenta la concentrazione delle dislocazioni:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k \frac{1}{\sqrt{\alpha}} \quad \alpha: \text{diametro del grano}$$

$\sigma_y$ : tensione di snervamento in funzione dei bordi di grano

$\sigma_0$ : resistenza relativa al reticolo perfetto

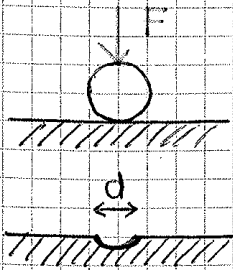
$\alpha \rightarrow 0$  quando non ho i bordi di grano

se aumento il numero dei bordi di grano, aumenta il secondo termine.

## PROVE MECCANICHE: PROVA DI DUREZZA

È una prova semplice ed economico e può essere applicato a livello microscopico.

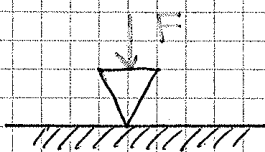
Nella prova BRINELL si preme uno sfero rigido sulla superficie metallica, si forma un'impronta



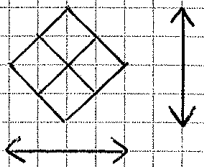
e quando si toglie lo sfero si misura il diametro e si calcola la superficie dello calotta sferica di contatto. la durezza di Brinell è definito come:

$$HB = \frac{\text{FORZA}}{\text{AREA CALOTTA}} \quad [\text{kg f/mm}^2]$$

Un altro tipo di prova è quella VICKERS in cui si usa un indentatore a piramide anziché a sfera.



si misurano le due diagonali, si fa la media e quindi la superficie di contatto:



$$HV = \frac{\text{FORZA}}{\text{SUP PIRAMIDE}}$$

Le impronte di Vickers sono tutte geometricamente simili mentre le impronte Brinell non lo sono. Nella prova Brinell si mette un valore minimo e massimo per il diametro dello sfero:  $0,24 \leq \frac{d}{D} \leq 0,6$  non è quindi ammesso

che lo sfero affondi fino al suo cerchio massimo o che invece affondi poco e per impedire questo si aumenta la forza.

## FABBRICAZIONE DEGLI ACCIAI

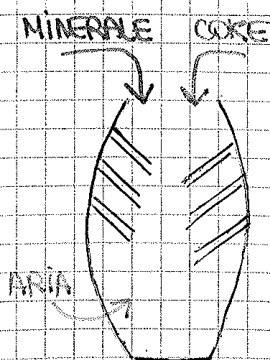
La produzione dell'acciaio è più o meno pari a  $1,6 \cdot 10^9$  tonnellate/anno, in Italia sono  $25-30 \cdot 10^6$  tonnellate/anno.

Il metodo più usato per la fabbricazione degli acciai è quello del CICLO INTEGRATE (usato per il 60%). Si parte dal minerale  $Fe_3O_4$  o  $Fe_2O_3$  e dal coke da cui si ricava la ghisa liquida che va nel convertitore e reagendo con aria (ossigeno puro) ottengo l'acciaio allo stato liquido.

Il secondo metodo è quello del FORNO ELETTRICO (usato per il 40%) e consiste nell'uso di rottami di acciaio che vengono fusi per ottenere l'acciaio liquido.

L'acciaio è uno dei materiali più riciclati e più riciclabili.

Gli impianti per il ciclo integrale sono più grandi e meno adatti a produrre tipi di acciaio diversi.



ALTOFORNO  
formando il

Dall'alto si inseriscono alternativamente minerali e coke (grafite) e dal basso si ruota l'aria.

Minerale e coke partono da una  $T = 200^\circ C$  e arrivano al fondo con una  $T = 1600^\circ C$ .

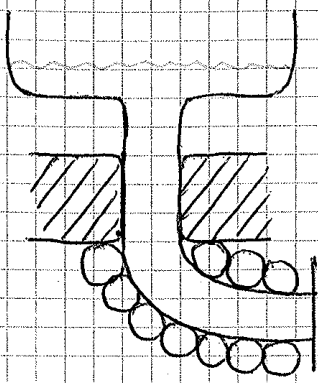
L'ossigeno reagisce con il coke formando il monossido di carbonio: CO





Se invece partiamo dai rottami di ferro, questi vanno in arco elettrico ed ottengo sempre la ghisa liquida. In questo metodo però ho più impurezze.

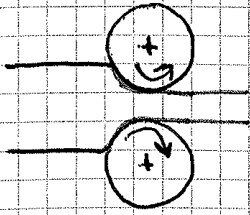
Indipendentemente da come si ottiene la ghisa liquida, a questo punto si realizza la solidificazione con il metodo della colata continua che consiste nel versare l'acciaio



liquido in una pancia. L'acciaio va poi in dei rulli raffreddati esternamente e si crea così un guscio solido esternamente con un interno liquido.

Questo guscio passa poi attraverso dei rulli diventando sempre più solido e poi viene tagliato. Si ha quindi un'estrazione graduale da una colata continua di acciaio liquido.

Quindi si procede con la laminazione a caldo. Le bilame vanno in un forno di riscaldamento o mantenimento e poi in delle bobine di laminazione costituite da 2 rulli cilindrici che



deprimano il materiale portandolo ad avere una riduzione del 30% dello spessore per ogni passaggio.

La deformazione plastica viene eseguita ad una temperatura molto alta perché questo facilita il movimento delle dislocazioni e contrasta il fenomeno dell'incrudimento.

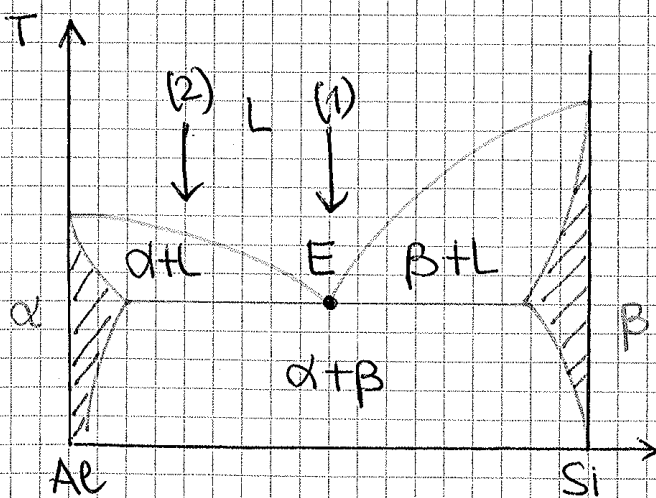
Dopo tra i rulli il materiale si incrudisce ma questo incrudimento viene annullato nel passaggio da un rullo ad un altro.

Per sapere quale è la percentuale di parte solida e quanto quella di parte liquido devo usare la regola delle leve determinando con la composizione di equilibrio nella zona ipofatica.

Nel punto B avrà la composizione di fase solida e liquido. La fase solida ha la massima percentuale espresso dal punto A e la fase liquido ha la massima percentuale espresso dal punto C. Nel mezzo le cose procedono in maniera lineare:

$$\begin{aligned} \% \text{ SOLIDA} &= \frac{BC}{AC} \\ \% \text{ LIQUIDA} &= \frac{AB}{AC} \end{aligned}$$

Nel caso in cui abbia elementi con solubilità limitata come nel caso di Al e Si ho:



$\alpha$ : fase dell'Al con celle CFC

$\beta$ : fase solida con forma cristallografica del Si in cui è utile un atomo di Al nel reticolo del Si.

In questo diagramma di stato ho 3 regioni ipofatiche. Il punto E è detto EUTETICO.

Anche per questo diagramma nelle regioni ipofatiche si può usare la regola delle leve.

In alcuni casi le variazioni di fase sono molto lente quindi se varia velocemente la temperatura è possibile che non si otteggano esattamente gli stessi risultati del diagramma di fase.

Il ferro presenta le forme cristallografiche:

- ferrite  $\alpha$ ,  $0 < T < 912^\circ\text{C}$ , struttura CCC
- austenite  $\gamma$ ,  $912^\circ < T < 1394^\circ$ , struttura FCC
- ferrite  $\delta$ ,  $T > 1394^\circ$ , struttura CCC

Le fasi  $\alpha$  e  $\delta$  sono isomorfe.

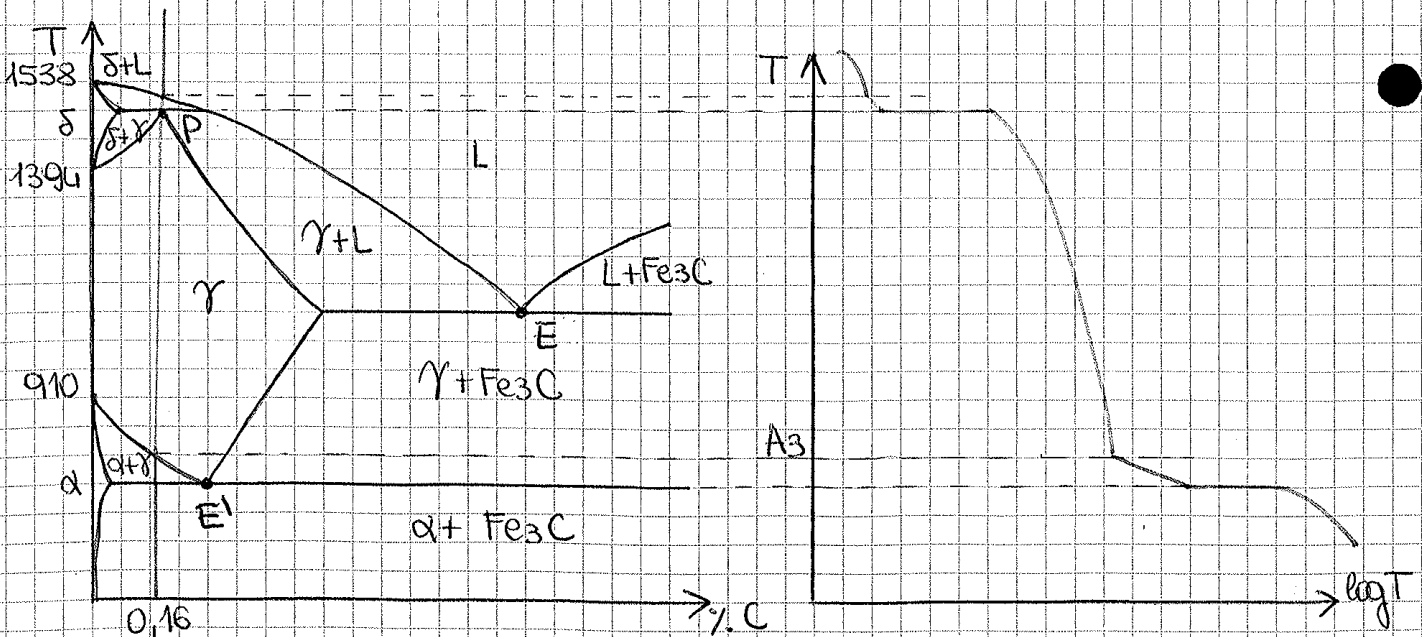
Il diagramma metastabile è quello disegnato con le linee tratteggiate in cui compare la fase  $\text{Fe}_3\text{C}$  detto cementite.

Se aggiungo carbonio nel ferro  $\gamma$ , aumento la stabilità e questo perché il ferro si trova meglio nella forma di austenite.

Ho 5 zone monofasiche:  $\alpha$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ , leghe allo stato liquido e cementite.

Immagino di raffreddare lentamente la lega Fe-C in modo tale che si sia sempre in equilibrio istante per istante.

Considero composizioni a sinistra del punto eutetoidico  $E'$  che ha 0,78% di C, per esempio una composizione con 0,16% C.



gli spazi vuoti della cella CCC sono il centro delle forze e quindi sarà lì che finirà il carbonio. Questo spazio però è limitato quindi sarà poco il carbonio che è solubile nel ferro.

Uno spazio maggiore si ha nella configurazione CFC perché lo spazio libero è quello interno alla cella.

Il volume libero a disposizione negli interstizi è minore del volume dell'atomo di carbonio, questo significa che:

- il C per entrare negli interstizi deve deformare la cella
- la solubilità è limitata
- la solubilità del C nel reticolo CCC è minore di quella che ha nel reticolo CFC. la solubilità di C vale:

- nella CCC a  $T = 723^{\circ}\text{C}$ , 0,02%.

- nella CFC a  $T = 1130^{\circ}\text{C}$ , 1,98%.

Nel reticolo CFC si scioglie 100 volte di più il C rispetto a quanto non avviene nel CCC.

Nella ferrite  $\delta$  (CCC) si scioglie il 1% di carbonio a causa della dilatazione termica a  $T = 1492^{\circ}\text{C}$ .

Si hanno 3 fasi solide:

- » ferrite  $\alpha$
- » ferrite  $\gamma$  (austenite)
- » ferrite  $\delta$

La ferrite  $\beta$  è il ferro CCC quando si passa da ferro magnetico a ferro paramagnetico superando il punto di Curie a  $T = 768^{\circ}\text{C}$ .

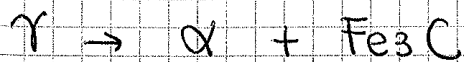


si parte dallo 0,8% di C nell'austenite per dare origine ad uno miscelo meccanico di ferrite  $\alpha$  (89%) e cementite (11%).  $\otimes$

La trasformazione eutettoidica è alla base dei trattamenti termici.

Le proprietà di un materiale meccanico dipendono dalla composizione chimica e dai trattamenti termici permessi dalla trasformazione eutettoidica.

Questa trasformazione subisce il fenomeno dell'ISTERESI: può subire delle variazioni in funzione della velocità con quale si esegue.



$$0,8 \rightarrow \sim 0 + 6,66 \text{ \% di C}$$

si parte dallo 0,8% di C che finisce tutto in  $\text{Fe}_3\text{C}$  e per far sì che avvenga questo passaggio dobbiamo avere dei meccanismi di tipo diffusivo che controllano la reazione.

Se studio i meccanismi diffusivi, mi accorgo che la quantità di materia per unità di superficie o di tempo che diffonde, dipende da un coefficiente di diffusione e dalla differenza di concentrazione che è la forza spingente:

$$\phi = D \cdot \Delta C$$

$$D = D_0 \cdot e^{-Q/RT}$$

↑ costante tipica della coppia diffusiva  
 ↑ eq. di Arrhenius

$Q$ : calore di attivazione per far avvenire il processo  
 È l'energia per far aumentare la diffusione di una mole di materiale.

La diffusione dipende esponenzialmente dalla temperatura  $T$ , mentre il tempo  $t$  influenza sulla diffusione attraverso la sua radice quadrata.

Gli acciai perlitici vengono usati per realizzare fili per CAP e per cavi. Il ciclo di lavorazione per realizzare tali fili è il seguente:

- x Acciaio eutettoidico (C 0,8%)
- x laminazione a caldo (barre)
- x Patentamento o raffreddamento controllato equivalente al quale si ottiene perlite finissima
- x trafilatura a freddo
- x distensione o stabilizzazione

Il patentamento consiste nel portare il materiale ad una temperatura superiore ad  $A_3$  ed immergerlo in un bagno di piombo fuso mantenuto ad una temperatura di  $400 - 500^\circ\text{C}$ . con questo trattamento si ottiene perlite finissima e consente la lavorazione a freddo (trafilatura). Nello lavorazione di trafilatura il filo subisce dei passaggi forzati attraverso delle filiere con dei fori di diametro via via decrescente che ne riducono la sezione. Il volume del filo resta costante nel momento della trafilatura in quanto è un processo senza espulsione di materiale, con la riduzione diametrica si ottiene l'incremento della lunghezza.

A livello di microstruttura, dopo la trafilatura si ha un allineamento delle lamelle di perlite, diminuisce quindi la distanza interlamellare. D'altra parte si ha un aumento delle tensioni di snervamento  $R_{p0.2}$   
 $\hookrightarrow$  più i fili sono piccoli e più i carichi di snervamento sono alti.

La causa principale dell'invecchiamento dopo la trafilatura è la segregazione del carbonio presso le dislocazioni nella ferrite.

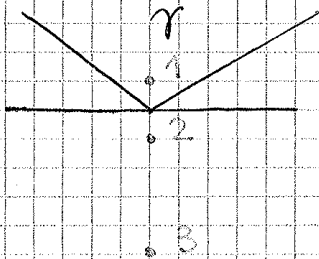
Per raddoppiare il fenomeno diffusivo devo quadruplicare i tempi. E' quindi più sensibile un cambio di temperatura che di tempo.

I meccanismi diffusivi sono controllati da temperatura e tempo e quindi lo è anche il ciclo di isteresi.

Questa reazione avviene con la nucleazione, cioè si formano, dal Fe- $\gamma$ , dei nuclei di ferrite e cementite, e con la crescita di questi nuclei.

Effettuare trattamenti termici significa volere l'effetto della velocità di raffreddamento.

velocità basse significa soggiornare ad alte temperature, con la temperatura che scende gradualmente.



1. Sopra i  $723^{\circ}\text{C}$  dominano l'austenite che è stabile, ha cioè una minore energia, e non ha tendenza a trasformarsi.

2. Se non dà il tempo all'austenite di trasformarsi arrivando alle condizioni 2 ( $T \sim 720^{\circ}\text{C}$ ) siamo in condizioni tali per cui Fe- $\gamma$  ha un'energia maggiore della ferrite perché la fase stabile, quindi con minore energia, è quella della ferrite. Fe- $\gamma$  si trova in fase metastabile, siamo però vicini alle condizioni di equilibrio quindi il sur-plus di energia di Fe- $\gamma$  è limitato.

3. Se raffreddo velocemente ho ancora austenite ma siamo lontani dalle condizioni di equilibrio quindi il salto energetico tra austenite e ferrite è maggiore rispetto al caso precedente.

In entrambe le situazioni l'austenite ha una tendenza a trasformarsi e il primo passo per la

trasformazione è la nucleazione.

Nel caso 2, ad alte  $T$ , si formano pochi nuclei perché è ridotto il sur plus di energia con come lo squilibrio energetico. I nuclei cresceranno facilmente perché ho un'alta temperatura e quindi molti meccanismi di diffusione. Quindi avrà una struttura grossolana perché ho pochi nuclei che crescono molto.

Nel caso 3 ho una forte spinta termodinamica perché ho un notevole disequilibrio, e avendo una  $T$  più bassa si formeranno più nuclei che però crescono poco. Aumentando la velocità di raffreddamento ho una struttura più fine e questo aumenta le caratteristiche meccaniche (tenacità, carico a rottura, carico di snervamento) le lamelle di  $Fe-S$  e  $Fe_3C$  sono più ravvicinate.

**RICOTTURA:** si porta il materiale in campo austenitico, si lascia omogeneizzare la temperatura e si esegue un raffreddamento in fuo, dopo averlo scaldato nel fuo stesso. La velocità di raffreddamento è quella di inerzia del fuo. Il raffreddamento quindi sarà lento e si formeranno grossi cristalli con basse caratteristiche meccaniche. Si usano gli acciai ricotti per lavorazioni per esposizione di trucco.

**NORMALIZZAZIONE:** trattamento economico perché prevede la sola fase di riscaldamento in fuo e poi faccia raffreddare il materiale in aria ed in acqua. L'effetto della normalizzazione dipende dalle dimensioni dei pezzi, più sono grandi, più lentamente raffreddano.

La normalizzazione mi dà un raffreddamento più veloce della ricottura. Le strutture normalizzate sono quindi più fini di quelle ricotte.



Trasformazione e la cella non sarà cubica perfetta ma sarà deformato, è una cella tetragonale.

Questa nuova fase si chiama martensite, è una fase metastabile che non trova sul diagramma Fe-C.

Se raffreddo velocemente (tempra) impedisco i meccanismi diffusivi e si forma la martensite che è molto deformato, è dura, questo dipende dalla percentuale di carbonio, e fragile. Esso infatti è riscaldato in un processo detto rinvenimento.

TEMPRA + RINVENIMENTO → BONIFICA

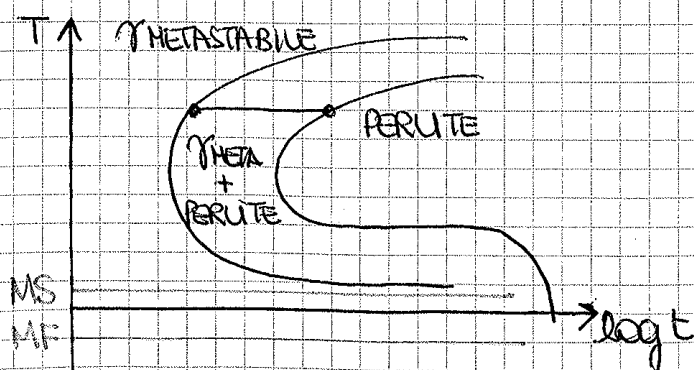
↓ ↓  
QUENCING + TEMPERING

acciaio temprato → quenched steel

acciaio bonificato → tempered steel

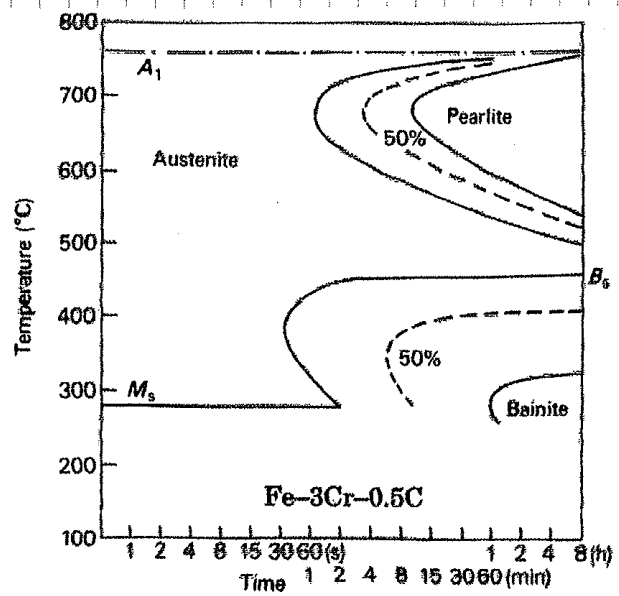
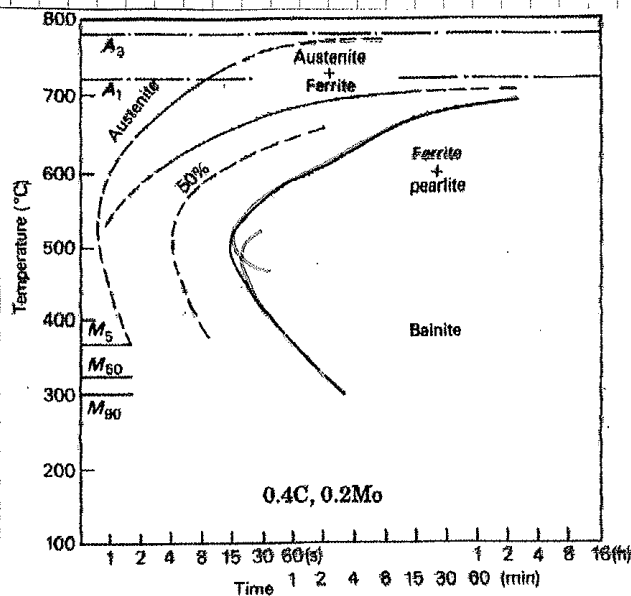
CURVE TTT

Sono uno strumento che mi permette di capire l'influenza di tempo e temperatura sulla trasformazione. Prendo il ferro, lo raffreddo ed istantaneamente lo porto alla temperatura che voglio studiare.



Per ogni tipo di materiale ho i diagrammi T, log t. Gli elementi leganti modificano la forma di questo diagramma. Per eseguire la tempra devo raffreddare in modo

tale da non entrare nelle curve di trasformazione. Un raffreddamento veloce genera un alto gradiente termico e di conseguenza possono delle tensioni.



Si osserva che:

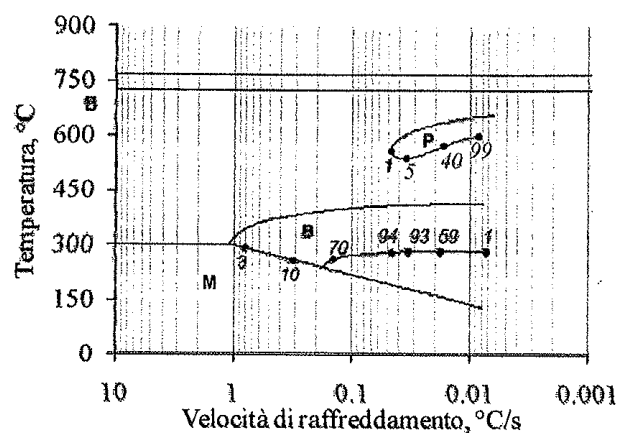
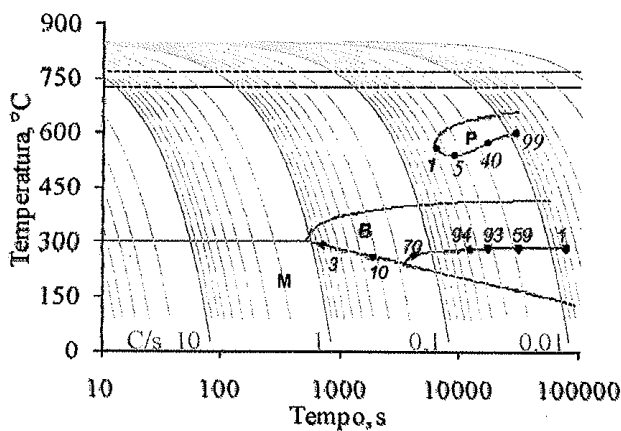
- > le curve di inizio e di fine trasformazione, per le trasformazioni ferritico-perlitica e bainitico, hanno generalmente una forma a C con una velocità di trasformazione massima ad una temperatura intermedia.
- > negli acciai a basso tenore di elementi di lega, come quello a sinistra, gli intervalli di T a cui si verificano le trasformazioni ferritico-perlitica e bainitico si sovrappongono in parte e non è possibile distinguere i due tipi di trasformazione.
- > negli acciai a medio tenore di elementi di lega, come quello a destra, si osservano frequentemente due gruppi di curve C, e uno per la trasformazione perlitica-ferritica e l'altro per quella bainitica, separati da un intervallo di temperatura nel quale l'austenite può essere mantenuta in condizioni metastabili per tempi molto lunghi.
- > I tempi di inizio e fine trasformazione sono influenzati dagli elementi di lega.

## CURVE CCT

Queste curve sono ricavate osservando i movimenti delle trasformazioni di fase durante degli esperimenti nei quali i campioni austenitizzati vengono raffreddati con diverse velocità di raffreddamento.

Si tracciano quindi le curve CCT interpolando i punti sperimentali di inizio e di fine di ciascuna trasformazione.

Le curve CCT vengono rappresentate in un piano temperatura - tempo



In ciascun esperimento di raffreddamento continuo, si osservano in genere diversi tipi di trasformazioni successive. Seguendo una curva di raffreddamento CCT, dall'inizio del raffreddamento, è possibile individuare, primo, le curve di inizio e fine della trasformazione perlitica e poi quella di inizio e fine della trasformazione bainitica.

Tutti i punti di ciascuna curva di inizio trasformazione corrispondono generalmente al 1% di trasformazione. Nello stesso modo, tutti i punti di fine trasformazione corrispondono al 99% di perlite. Poiché se si continua a raffreddare, la trasformazione della perlite viene interrotta, questa trasformazione è irreversibile, quindi se finisce con il 30% di perlite, il 70% di austenite sono le percentuali che subirà le altre trasformazioni.

desiderato quindi si cerca di terminare prima il processo. Questo perché i grani più fini garantiscono caratteristiche migliori, come una maggiore duttilità.

La RICCOTTURA IPERCRTICA o COMPLETA consiste in un riscaldamento a temperatura di completa austenitizzazione ( $T > A_3$ ) seguito da un raffreddamento controllato lento, e tale da conseguire una struttura fine costituita da perlite e ferrite. Il raffreddamento viene realizzato in forno fino al completamento delle trasformazioni di fase. Si ottiene una microstruttura omogenea in tutto il componente, di durezza ridotta, e priva di tensioni residue; il materiale quindi risulta facilmente lavorabile alle macchine utensili e non presenta problemi di stornio dimensionale.

La NORMALIZZAZIONE indica il riscaldamento dei pezzi a  $T = A_3 + 50^\circ\text{C}$  ed il raffreddamento avviene all'aria, quindi la temperatura di raffreddamento non è controllata.

## 2. BONIFICA

La bonifica si applica ad acciai con un tenore di C compreso tra 0,3 e 0,6 % e consiste di 3 passi:

> AUSTENITIZZAZIONE, generalmente a temperatura  $50^\circ\text{C}$  superiore ad  $A_3$ , nel caso di acciai al C e debolmente legati

> TEMPERA cioè raffreddamento rapido, generalmente ottenuto immergendo il componente in acqua, olio o olio a pressione elevata.

Questo trattamento realizza la trasformazione



- della conduttività e della capacità termica dell'acciaio
- del mezzo termiante (acqua, olio, gas) ed in particolare del suo coefficiente di scambio termico limitante con la superficie del componente.

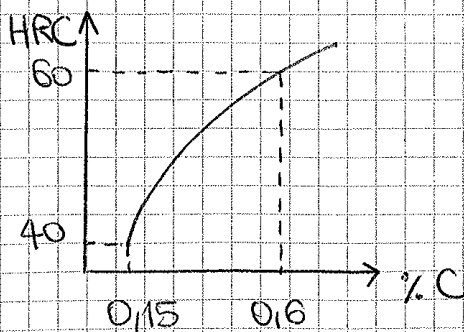
#### 4. TENSIONI DURANTE LA TEMpra

Durante la tempra degli acciai si verificano significative tensioni meccaniche, causate dal fatto che il volume specifico dell'acciaio (in assenza di tensioni) varia in funzione sia della temperatura, sia delle fasi.

In conseguenza di queste sollecitazioni, al termine di un processo di austenitizzazione e tempra è normale riscontrare no picche deformazioni permanenti del componente, no tensioni residue; inoltre, in casi più rari, si possono verificare rotture di tempra.

#### 5. RINVENIMENTO

In funzione della percentuale di C posso definire la durezza (per esempio quella Rockwell) che aumento di aumentare della percentuale di carbonio e cui corrisponde



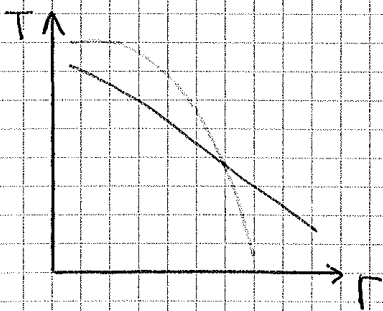
una diminuzione della duttilità e questo porta all'esecuzione di un procedimento di rinvenimento.

Durante il rinvenimento, si verificano una serie di evoluzioni della microstruttura, in intervalli di T o volte sovrapposti. Si distinguono:

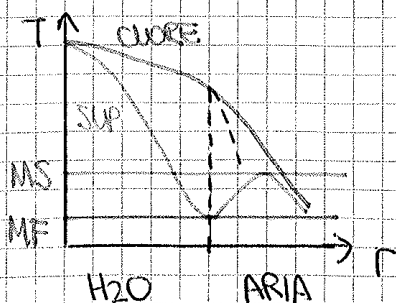
la trazione e lo svernamento, partono da valori molto elevati (2000 MPa) ed arrivano a meno di 1000 MPa. Lo svernamento viene fatto per usufruire dei vantaggi dell'allungamento.

### PROCESSO TEMPCORE

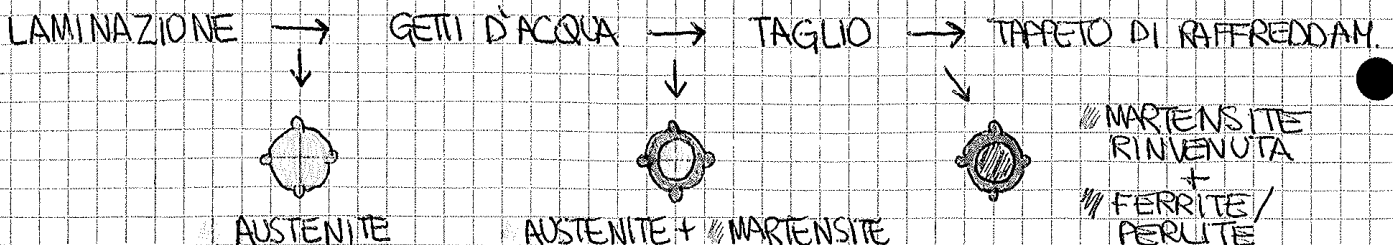
Processo che consiste in uno tempo parziale usato per le barre per il c/s armato. Le barre di acciaio possono bio 2 mulli ad una temperatura  $T > 1000^{\circ}\text{C}$  in fase austenitica, poi entra in uno cassa di raffreddamento (raffreddamento veloce) con uno velocità considerevole che aumenta durante il percorso. Dopo lo cassa, la barra è raffreddata all'esterno ed è diventata martensite, ma dentro è ancora austenite. La barra viene tagliata e messo su un tappeto di raffreddamento (lento).



— raffreddamento veloce con acqua  
— " " " lento con aria

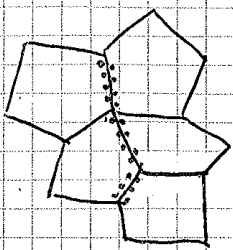


Se passo dal raffreddamento con acqua a quello in aria, la superficie si riscalda mentre il cuore si raffredda. Devo regolare la temperatura in modo che la superficie passi da MF, poi MS quindi di nuovo ad MF. Il cuore diventa una microstruttura di ferrite e perlite.



L'affinamento del grano si consegue mediante un processo termomeccanico. Nel corso della deformazione a caldo, i fenomeni di invecchiamento e deformazione dei grani, ricristallizzazione e crescita dei grani, sono contemporaneamente attivi e danno luogo alla RICRISTALLIZZAZIONE DINAMICA. Nel corso della laminazione a caldo si alternano periodi di deformazione e ricristallizzazione dinamica e periodi di ricristallizzazione e di possibile crescita del grano. Pertanto il materiale è ricristallizzato più volte durante il processo ed è possibile ottenere un importante affinamento del grano.

Un ulteriore metodo per affinare il grano è l'uso di percentuali molto piccole (0,05%) di alcuni elementi detti MICROLEGANTI, tra cui Nb (niobio), Ti (titanio) e V (vanadio). Questi elementi danno luogo a carburi NbC, TiC, VC i quali, alle temperature di laminazione, sono in equilibrio con l'austenite e, per ragioni di riduzione dell'energia libera, si dispongono preferenzialmente sui bordi di grano. Nel corso del processo di laminazione i carburi sono completamente solubilizzati alla temperatura di austenitizzazione iniziale e dopo si precipitano presso i bordi di grano dell'austenite man mano che la temperatura si riduce durante la laminazione stessa, impedendo la crescita del grano austenitico nelle ultime fasi di laminazione.



Per affinare il grano si può diminuire la temperatura di finitura eliminando la ricristallizzazione, diventa più importante il movimento delle dislocazioni e il materiale si work-hardens.

e dall'eventuale assorbimento di idrogeno; quest'ultimo può venire dall'aria (vapore acqueo) o da oli contenenti idrocarburi, e può essere assorbito prima nella zona fusa e poi passare nella parte della ZTA che raggiunge temperature maggiori (maggiore diffusività). In particolare una combinazione di tensioni residue, assorbimento di idrogeno e microstrutture residue di infraggiamento da idrogeno può comportare fenomeni di rottura differente dopo la saldatura. Perciò, in generale, le fessurazioni o rotture riscontrabili dopo i processi di saldatura si classificano generalmente come segue:

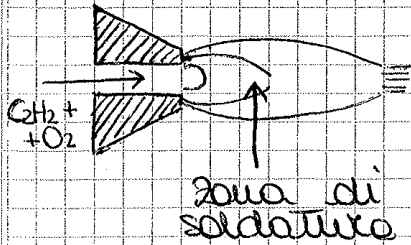
- ↳ **ROTTURE A CALDO**: ovvero fessure nella zona fusa causate dalla contrazione volumica durante la solidificazione.
- ↳ **MICROFESSURAZIONI** nella ZTA dovute alle tensioni termiche e di trasfusione di fase durante il raffreddamento dopo la solidificazione.
- ↳ **ROTTURE A FREDDO**: ovvero rotture differite causate dalla compresenza di idrogeno disciolto, tensioni residue e costituenti fragili (fenomeno che avviene nella martensite per esempio).

La ZF può essere modificata cambiando la composizione chimica del metallo di apporto quello che si fonde nella ZTA è una caratteristica dell'acciaio che si è scelto, si parla di maggiore o minore saldabilità di un acciaio.



1. Regione austenitizzata a temperatura elevata in cui si è verificato un ingrossamento del grano.
2. Regione austenitizzata a temperatura minore in cui la dimensione dei nuclei grani austenitici non è molto maggiore di quella ottenuta nel precedente trattamento termico del metallo base.
3. Regione parzialmente austenitizzata (essendosi riscaldata a temperature tra  $A_3$  ed  $A_1$ ).
4. Regione non austenitizzata, bensì sottoposta ad un ciclo termico paragonabile ad una ricottura subcritica o ad un rinvenimento.
5. Regione inalterata.

La regione austenitizzata è la più critica in quanto qui, durante il raffreddamento possono formarsi costituenti fragili (con durezza e tensione di snervamento molto maggiori e tenacità molto minore rispetto alla microstruttura originaria). Infatti poiché la regione riscaldata è a diretto contatto con il metallo circostante freddo, non appena terminato il riscaldamento può essere soggetta ad un raffreddamento sufficientemente rapido da produrre frazioni significative di martensite e bainite superiore. In particolare, la formazione di martensite è più probabile nella zona austenitizzata a temperatura elevata, perché la più elevata dimensione del grano aumenta la tempibilità, e nella regione parzialmente austenitizzata nella quale l'austenite ha un contenuto di C maggiore di quello medio dell'acciaio e quindi è più facilmente tempibile.

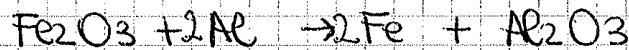
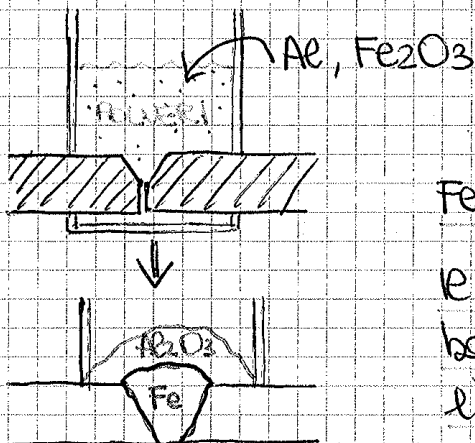


La parte esterna della fiamma ha un effetto protettivo, mentre la fiamma interna viene omicidata al punto per effettuare la saldatura.

Nella reazione (1) si regola il rapporto  $O/C_2H_2$  per ottenere un eccesso di  $C_2H_2$  o  $O_2$  ed avere quindi una fiamma esterna ossidante o riducente (ossidante nel senso che contiene  $CO_2$  ad alta T; se riducente si nota un alone dovuto a  $C_2H_2$  secondario).

### 5 SALDATURA PER ALUMINOTERMIJA

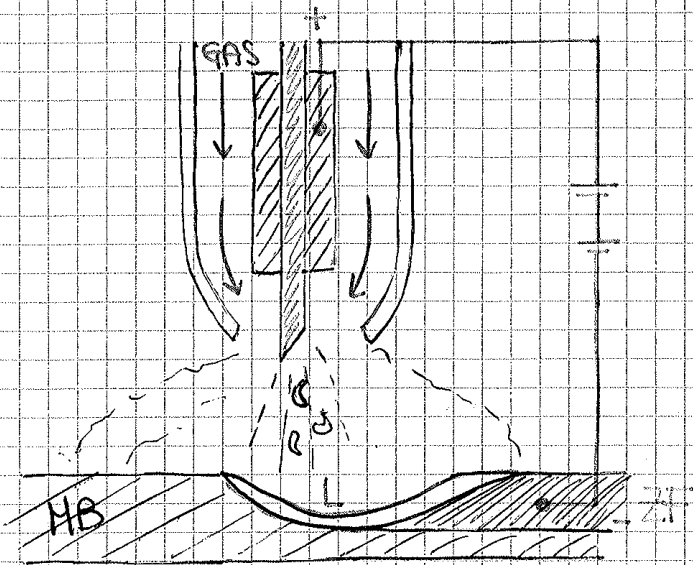
Si usano polveri di alluminio e ossido di ferro da cui si formano ferro metallico ed ossido di alluminio.



Il ferro liquido cade verso il basso del contenitore mentre l'alluminio galleggia.

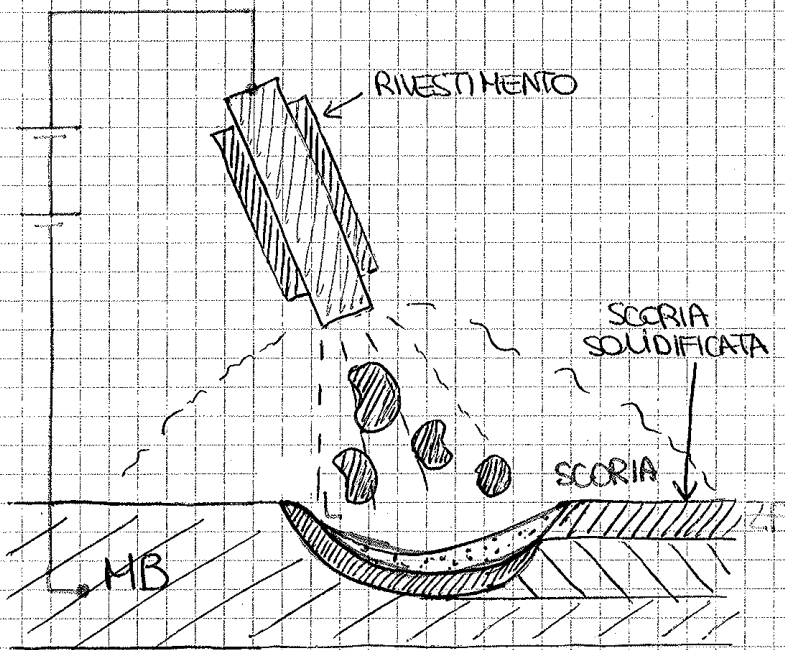
Analizziamo ora le tecnologie di saldatura AD ARCO ELETTRICO. Queste sono le più utilizzate. L'arco elettrico consiste in un flusso di elettroni che arrivano sul materiale a cui cedono energia cinetica che hanno accumulato nel loro moto generata da una forte differenza di potenziale. Il calore è fornito dal moto degli elettroni sulla superficie del pezzo da saldare.

## ↳ MIG (GMAW) (ops metal arc welding)



In questo caso si usa il metallo di apporto come elettrodo. È lo stesso materiale di metallo che finisce sulla saldatura. Il gas ha il compito di proteggere e controllare l'arco elettrico.

## ↳ SMAW



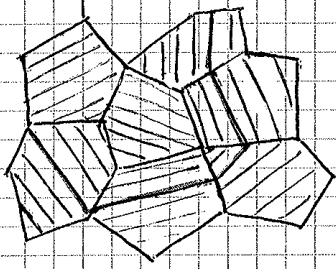
L'ultimo metodo di saldatura ad arco è il più semplice. Nella tecnologia SMAW la saldatura avviene tramite elettrodi rivestiti. Il rivestimento sul materiale di apporto si brucia durante il processo e produce i gas di protezione e/o

la scoria protettiva. Quindi lo stesso bacchetta svolge sia il ruolo di elettrodo, sia di materiale di apporto, sia di sorgente di gas inerti e scoria protettiva. Questo metodo ha il vantaggio di non richiedere banche di gas né torce permanenti. La saldatura si può eseguire in sito.

## ↳ MECCANISMI MICROSCOPICI DI FRATTURA

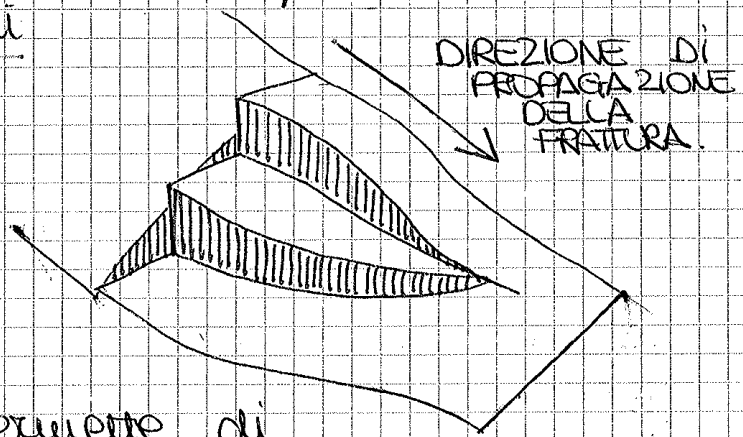
### 1. FRATTURA PER CLIVAGGIO

La frattura per clivaggio consiste in una propagazione rapida della frattura su determinate piani cristallografici. La frattura è transgranulare (cioè attraverso i grani cristallini) e la superficie di frattura consiste di un insieme di faccette di clivaggio lisce, limitate dai bordi di grano. Quando la frattura attraversa



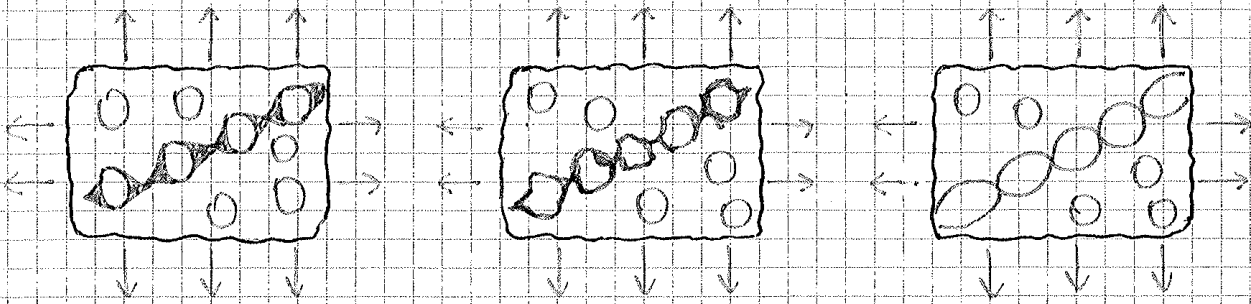
un bordo di grano è obbligato a propagarsi su piani cristallografici orientati diversamente da quello originario; la rottura del

nuovo cristallo inizia con un profilo a gradini. Sulle faccette di frattura si distinguono i bordi di questi gradini, i quali, allungando nella direzione di propagazione diventano meno numerosi e più marcati, questo permette di identificare sia il tipo di rottura che la direzione di propagazione della frattura.



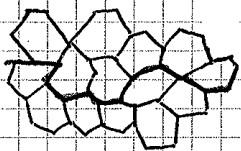
La frattura per clivaggio è di tipo FRAGILE perché la formazione e propagazione della frattura non comporta nessuna deformazione locale nel piano di frattura, non viene assorbita energia durante il processo. L'unica energia che serve è quella per formare i piani cristallini.



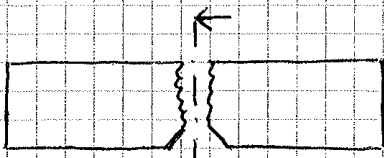


Successivamente invece, i campi di concentrazione delle tensioni causati dai micromoti adiacenti si sovrappongono e causano una localizzazione della deformazione presso i legamenti residui tra alcuni dei micromoti stessi, fino alla loro rottura completa, la superficie di frattura presenta quindi un insieme di fossette e di creste dei colli che si sono separati; in alcune fossette si può individuare la particella di seconda fase che ha causato la nucleazione dei micromoti. Le creste dei micromoti è favorita dallo stato di tensione triassiale, poiché comporta un aumento del volume apparente del materiale (pari di aumento del volume dei micromoti) e quindi permette una deformazione macroscopica positiva in tutte e tre direzioni.

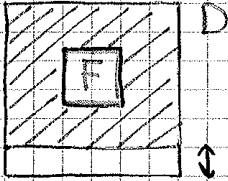
### B. FRATTURA FRAGILE INTERGRANULARE



La frattura intergranulare consiste in una separazione tra grani adiacenti, ed è generalmente causata dall'irrigimento dei bordi di grano. Negli acciai costituiti da martensite rivestita o bainite, i bordi di grano rotti sono quelli dei precedenti grani austenitici il quali rispetto ai bordi di martensite rivestita o bainite, hanno un angolo di disorientamento più grande e maggiore difettosità locale.



CAMPIONE ROTTO



SUPERFICIE DI FRATTURA

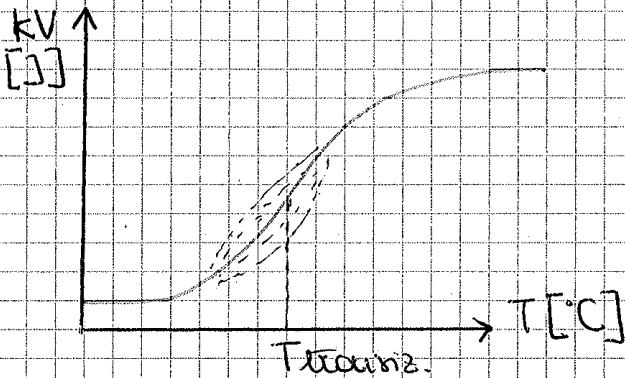
Analizzando la superficie di frattura vedo che all'esterno ho una superficie fibrosa ed opaca che corrisponde allo rottura duttile per micrometri. All'interno ho una superficie lucida che corrisponde allo rottura fragile. Il campione è macroscopicamente deformato.

↑ deformazione → ↑ duttilità

La transizione da fragile a duttile è data dalla viscosità del carico che ho al centro; all'esterno il carico è viscido

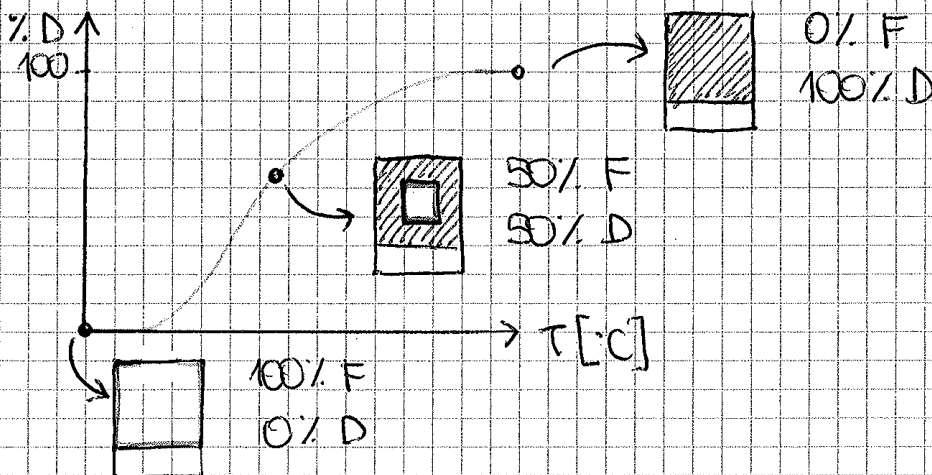
Si può misurare qualitativamente l'area duttile per dare un peso allo rottura (50% F, 50% D)

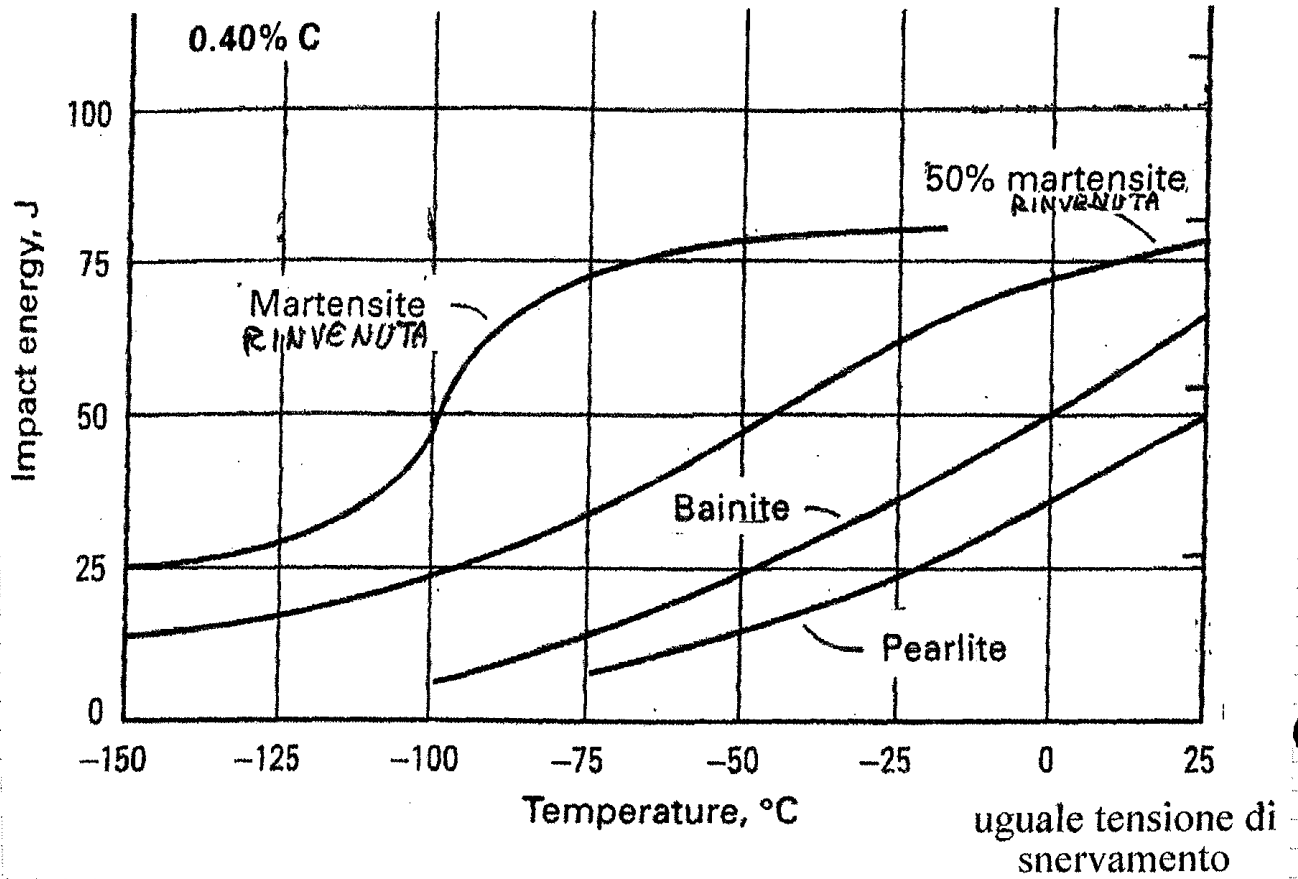
→ programma di transizione duttile - fragile



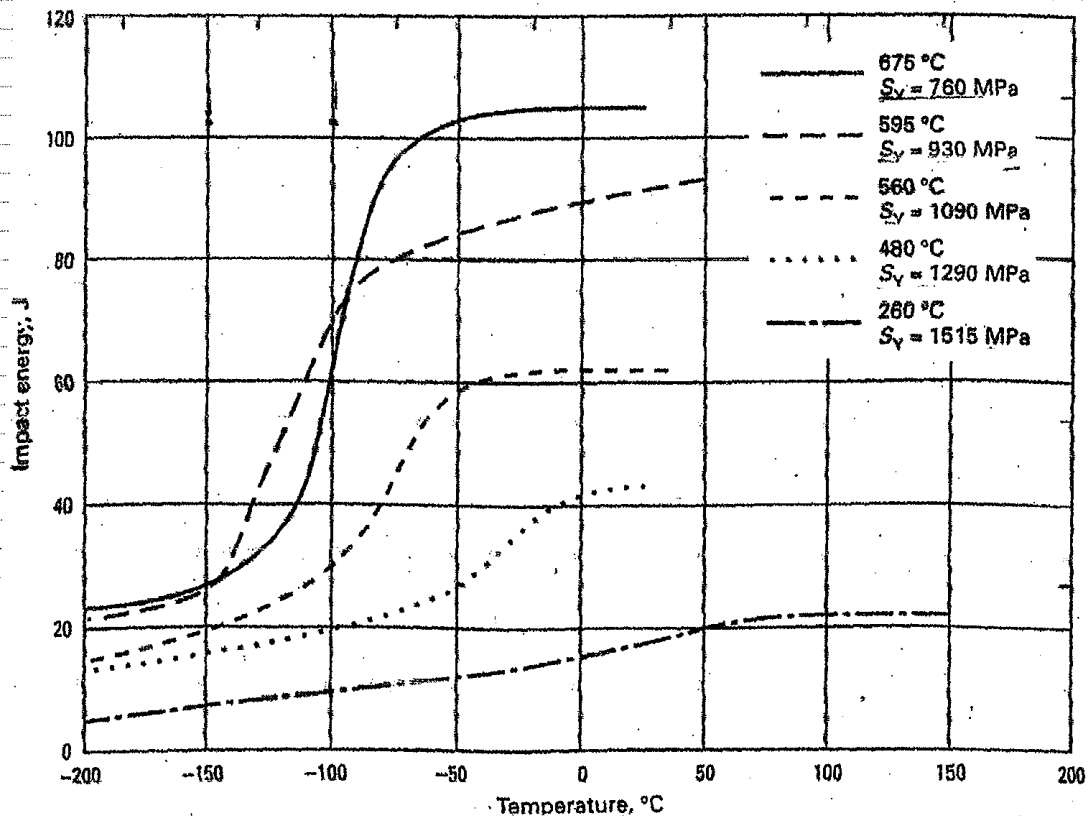
KV: energia assorbita all'impatto.

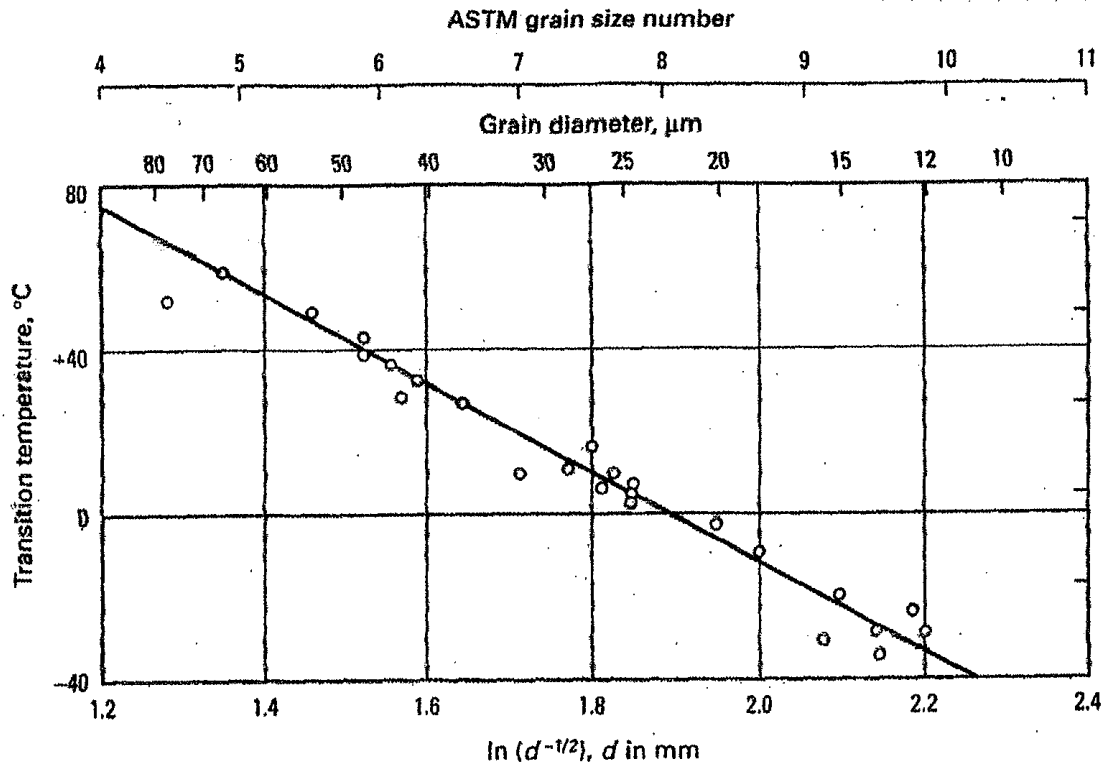
$T_{trans} \sim T_{ambiente}$   
 ↑ dipende dalla geometria del campione





Le curve sono redizionate dopo aver fatto la bonifica (→ martensite rinvenuta) o il raffreddamento semplice veloce (→ bainite).  
 La martensite rinvenuta dà i risultati migliori ad ogni temperatura. La sua temperatura di transizione è intorno ai -80 °C.





ASTM: misura logaritmica del diametro del grano.  
 Un grano piccolo è positivo perché diminuisce la temperatura di transizione e si ha un comportamento più duttile alle temperature di impiego.



## 5 DESIGNAZIONE ALFANUMERICA

A. In base a proprietà meccaniche / fisiche ed impieghi

[impiego, gruppo] [valore di una proprietà] [simboli addizionali]

Esempio: S 235 JR

↑ impiego strutturale      ↑ R<sub>p02</sub> 235 MPa      ↑ resilienza 27 J

Esempio: B 450 C

↑ acciaio di base per cemento armato      ↑ R<sub>p02</sub> 450 MPa      ↑ laminato a caldo

Gruppi di impiego:

- B di base
- S strutturale
- P impiego sotto pressione
- D laminato per sostituzione a freddo
- R rotale
- M proprietà magnetiche

↳ gruppo S, acciai strutturali

Esempio da UNI-EN-10025

Sigla vecchia	Sigla attuale	R <sub>p02</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	ε <sub>min</sub> [%]	C	Mn	Si	S,P
Fe 360	S235	235	360-510	20	<0,17	<1,4	-	<0,035
Fe 510	S355	355	510-680	15	<0,2	<1,6	<0,55	<0,035

S235	Diametro [mm]	<100	100-150	150-250
	R <sub>m</sub> [MPa]	360-510	350-500	340-490

✓ Le tensioni di snervamento e di rottura prescritte possono essere ottenute dal produttore con diverse combinazioni di composizione e trattamento termomeccanico

✓ I limiti massimi di C, Mn sono imposti per saldabilità

**Legati con almeno un elemento > 5% (eccetto acciai rapidi):**

**X NN [El<sub>1</sub>][El<sub>2</sub>]...[El<sub>j</sub>] [%<sub>1</sub>]-[%<sub>2</sub>]-...[%<sub>j</sub>]**

NN = [% C nominale] x 100

El<sub>i</sub> : simboli degli elementi in lega

%<sub>i</sub> : percentuale dell'elemento, nominale

Es.: X38CrMoV5-3, X5CrNi18-10

## Acciai inossidabili – UNI EN 10088

	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S
X6Cr17	< 0,08	16 - 18	-	< 1	< 1	< 0,04	< 0,015
X5CrNi18-10	< 0,07	17,5 - 19,5	8 - 10,5	< 1	< 2	< 0,045	< 0,015

### ↳ DESIGNAZIONE NUMERICA

1. XX YY

1. → acciaio

XX → gruppo

YY → numero progressivo

"00" acciai di base

S253JR → 1.0037

S355JR → 1.0045

"11" e "12" acciai al C

per impieghi strutturali/meccanici

C45E → 1.1191

C45R → 1.1201

"72" acciai con Cr e Mo, Mo ≤ 0.35%

42CrMo4 → 1.7225

42CrMoS4 → 1.7227

"40" acciai inox con Cr

X6Cr17 → 1.4016

"43" acciai inox con Cr e Ni

X5CrNi18-10 → 1.4301

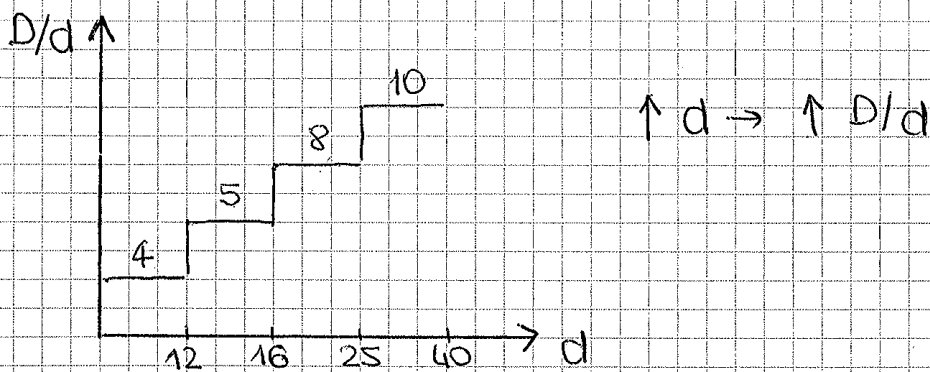
Si parte da uno barra rotonda, la si piega con mandrino di diametro  $D$ , a  $90^\circ$ .



Il raggio di curvatura deve essere 4 volte quello della barra.

Al diminuire del diametro del piego, aumentano le deformazioni plastiche necessarie per il piego, aumenta il rischio di frattura.

Dopo aver eseguito il piego, si fa l'invecchiamento che viene simulato mettendo la barra a  $T = 100^\circ\text{C}$  per 1h e poi si cerca di raddrizzarlo di almeno  $20^\circ$  e si verifica che non ci sono fessurazioni.



Questi acciai hanno anche specifiche di tipo chimico legate allo sferulito, le prescrizioni danno solo valori massimi per tenere sotto controllo la percentuale di carbonio equivalente

C	P	S	Cu	N	Ceq
<0,24	<0,055	<0,055	<0,85	<0,014	<0,52

I limiti su fosforo e zolfo servono per tenere basse la possibilità di inclusioni (sono limiti abbastanza alti perché gli acciai per CA sono economici). Gli acciai per CA sono fabbricati nel forno elettrico partendo da rottami che possono avere delle fonti di inquinamento come il rame, che è difficile da separare.

I bulloni sono classificati in classe, il primo numero indica la resistenza a rottura, il secondo numero indica lo snervamento come percentuale di rottura.

All'aumentare della classe, ho restrizioni meno stringenti per l'allungamento.

All'aumentare della resistenza sale la percentuale di carbonio richiesto.

Dove è prescritto il trattamento termico, si esegue attraverso una bonifica (tempra + rinvenimento a  $T > 425$  °C).

Tutte le classi hanno la stessa prescrizione di RESILIENZA.

Gli acciai solforati sono arricchiti di zolfo per aumentare la velocità di lavorazione meccanica al tornio e diminuire il costo.

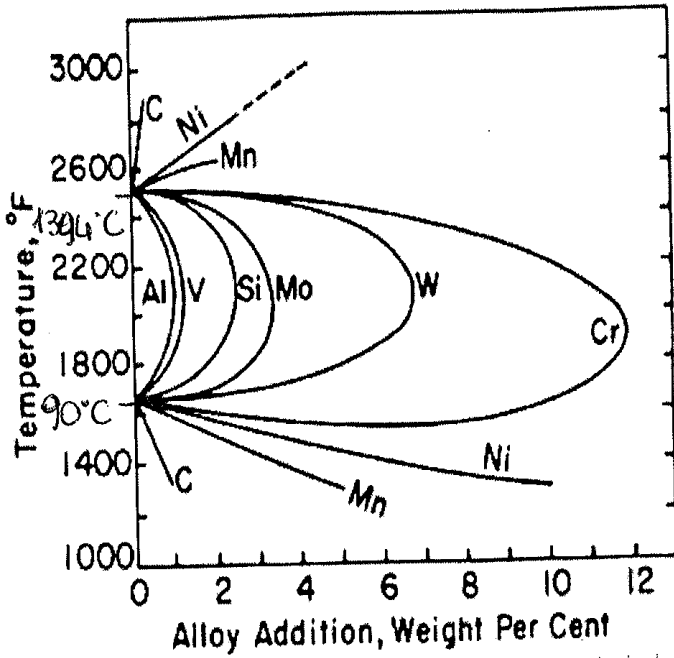
## CORROSIONE

Il ferro tende a reagire con acqua ed ossigeno formando idrossido di ferro. La CORROSIONE AD UMIDO procede solo in presenza di acqua ed ossigeno. Nella corrosione atmosferica l'acqua arriva dalla pioggia.

Si cerca quindi di separare il metallo dall'ambiente corrosivo in diversi modi:

- » VERNICE (BARRIERA)
- » ZINCATURA
- » ACCIAI "potenziati" o "corten"
- » CALCESTRUZZO
- » INOX



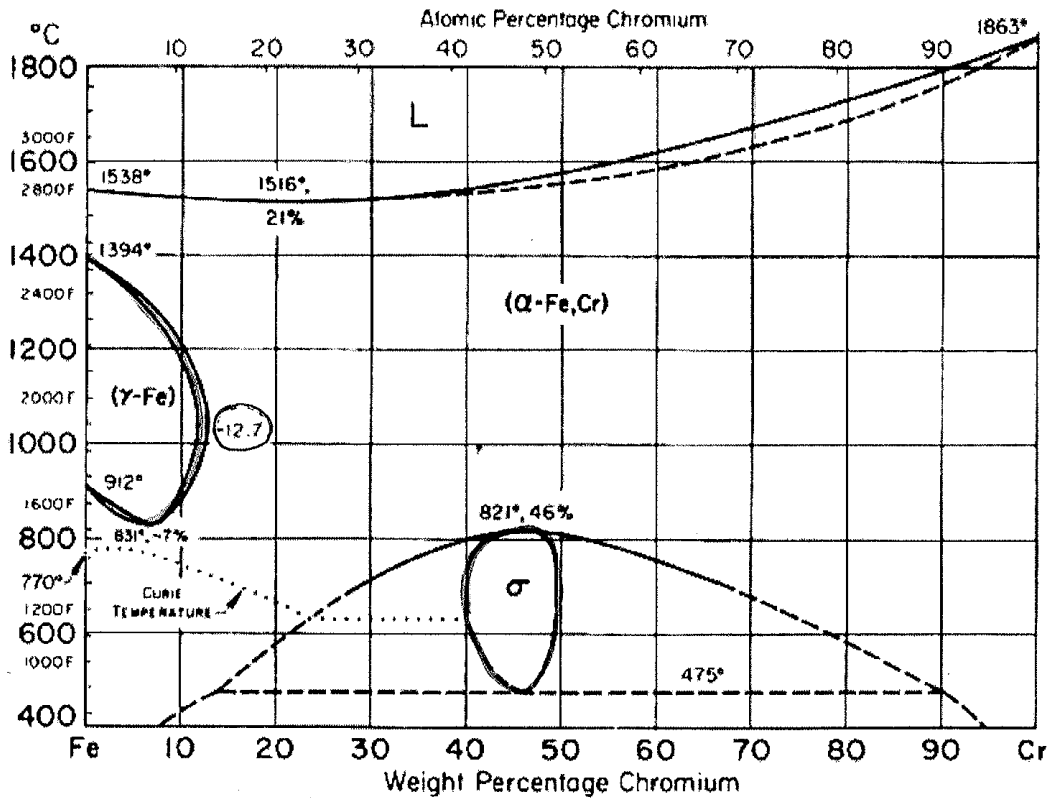


Se aggiungo nichel al posto di C amplio l'intervallo di T e cui ho austenite  $\gamma$ .  
 Se aggiungo del Mo le curve si chiudono.

In un acciaio che ha più del 12% di Cr o il 3% di Mo, non si forma l'austenite ma rimane ferrite.

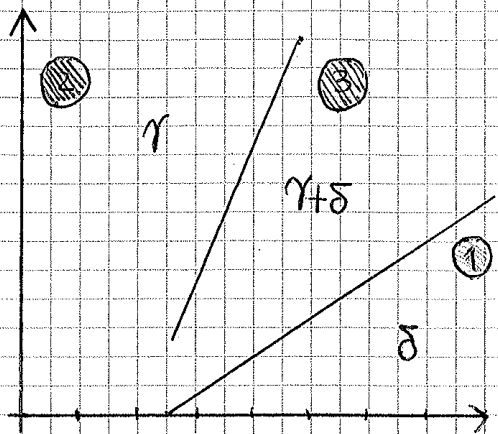
Al, Cr, Mo sono FERRITIZZANTI

5 Diagramma Fe-Cr



Ho un quello  $\gamma$  (verde) in cui esiste l'austenite ed intorno ho la ferrite. È possibile a certe T la solubilità completa del Cr nel Fe.  
 12,7% è la percentuale minima di Cr oltre la quale non si può più ottenere austenite.  
 La fase  $\sigma$  è un composto intermetallico (50% Cr, 50% Fe) la T di Curie è quello al di sopra della quale il materiale diventa non magnetico.

Posso immaginare il diagramma diviso in 3 bande:



- ① ZONA FERRITICA  $\delta$ , prevale il cromo. la ferrite si forma direttamente dal liquido.
- ② ZONA AUSTENITICA  $\gamma$ , prevale Ni
- ③ Ci sono STRUTTURE MISTE tra ferrite ed austenite.

nel caso dell'austenite si può avviare la sua trasformazione in martensite.

La  $T$  a cui avviene la trasformazione martensitica dipende dal tenore degli elementi di lega. Sia Cr che il Ni hanno l'effetto di abbassare la  $T$  di  $M_s$ .

La linea più alta\* indica la zona al di sopra della quale il tenore degli elementi di lega è talmente alto che la  $T$  di  $M_s$  è minore della  $T$  ambiente  $\rightarrow$  rimane austenite.

Gli acciai al di sotto della linea inferiore\* hanno  $M_f < T$  ambiente quindi si trasformeranno in martensite a temperatura ambiente.

Se la  $T$  ambiente è compreso tra  $M_s$  ed  $M_f$  si avrà una fase austenitica più quella martensitica. Per composizioni più ricche di Cr, la trasformazione in martensite non c'è semplicemente perché non c'è austenite.

L'acciaio 18-10 ricade più o meno al di sotto dello punto della zona  $\gamma$  e' il punto più economico per dare una struttura completamente austenitica perché il Ni è più caro del Cr.

\* Vedi grafico pg primo.

Il cromo ha una limitata capacità di diffondere nel cristallo.

A seconda del tempo che posso ottenere una maggiore o minore tendenza alla corrosione intergranulare.

Sopra i  $950^{\circ}\text{C}$  i carburi si sciolgono quindi posso temperare l'acciaio a  $1000^{\circ}\text{C}$  per solubilizzare i carburi ed evitare la corrosione intergranulare.

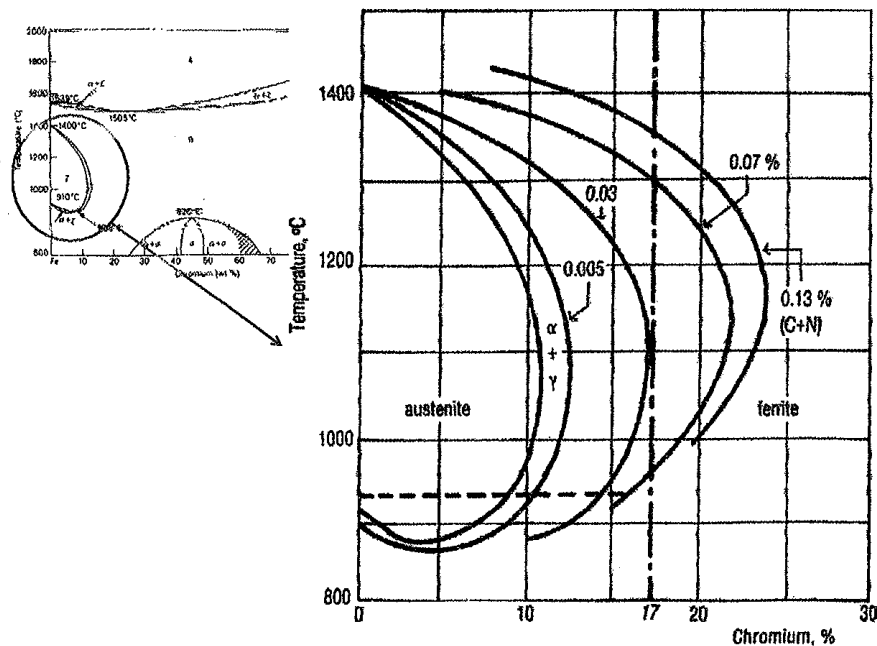
ci sono però T a cui è favorito la corrosione, si parla di SENSIBILIZZAZIONE.

La corrosione intergranulare può essere limitata regolando il C ma poiché questo è complicato posso stabilizzare gli acciai introducendo altri metalli che formano carburi diversi da quelli di Cr e che intrappolano il carbonio.

### ↳ TRATTAMENTI TERMICI

- RICOTTURA
- SOLUBILIZZAZIONE (elimino carburi - tipi senza Ti, Nb)
- STABILIZZAZIONE (formo carburi stabili TiC, NbC)

### ↳ INOX FERRITICI



## CORROSIONE

La corrosione è un processo di degrado di un materiale metallico quando interagisce con l'ambiente circostante se in esso sono presenti sostanze aggressive nei confronti del materiale. Questo processo comporta un'alterazione delle proprietà chimiche, fisiche e meccaniche del materiale con conseguenze significative se il materiale è usato a scopo strutturale. Il processo è AUTOCATALITICO quindi una volta iniziato il processo, esso si autoalimenta.

Lo scopo è quello di ridurre la velocità del processo fino a valori trascurabili.

La corrosione è un processo IRREVERSIBILE quindi il materiale soggetto ad attacco corrosivo non può tornare allo stato originale.

Nell'ambiente ci sono specie chimiche quali  $O_2$  e  $H_2O$  che sono aggressivi nei confronti del metallo.

L' $H_2O$  funge da catalizzatore del processo e ne aumenta la velocità.

Si hanno due tipi diversi di corrosione:

» A UMIDO se ho acqua allo stato condensato

» A SECCO che ha velocità più basse rispetto alla corrosione a umido a meno che non si aumenti la temperatura che funge da catalizzatore nella corrosione a secco.

Un metallo è soggetto alla corrosione perché in natura il metallo esiste sotto forma di ossidi o solfuri (ematite  $Fe_2O_3$ , bauxite  $Al_2O_3$ , rutile  $TiO_2$ ) che è lo stato più stabile.

Quando estraggo un metallo dal minerale portandolo dallo stato legato a quello libero che è uno stato metastabile. Il metallo durante la corrosione tende a tornare allo stato legato.



La CORROSIONE AD UMIDO può essere di due tipi:

- UNIFORME che interessa tutta la superficie del materiale metallico e questo porta ad una perdita di massa  $\Delta m$  che dipende dal metallo, dall'ambiente esterno e dalla temperatura. Non è la forma più pericolosa di corrosione.
- LOCALIZZATA se il fenomeno interessa solo alcuni punti della superficie, è più pericolosa perché procede in profondità e le velocità del fenomeno sono molto alte. Il materiale si perfora e se questo è strutturale, le conseguenze sono disastrose.

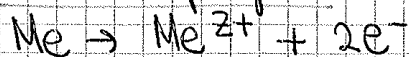
Il mare è l'ambiente naturale più aggressivo perché contiene il sale e la concentrazione degli ioni cloruro  $Cl^-$  è molto elevata e questo provoca la corrosione localizzata.

Titanio, cromo, alluminio e gli acciai INOX sono più soggetti alla corrosione localizzata in presenza di ioni  $Cl^-$ .

### ↳ TEORIA DEL POTENZIALE MISTO

Con questa teoria si spiega la corrosione, è stata formulata da Wagner - Traud nel 1938. Il processo corrosivo è di natura elettrochimica perché la superficie del materiale metallico è soggetta ad almeno 2 reazioni elettrochimiche concomitanti:

- ANODICA: dissoluzione del materiale metallico e deposizione degli elettroni di valenza sulla superficie:



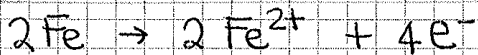
- CATODICA: si diversifica a seconda del pH del metallo e dell'ambiente.

se uso un potenziale minore di quello misto, favorisco la corrente catodica.  
 se invece uso un potenziale di perturbazione maggiore di quello misto, favorisco la reazione anodica e nasce quindi una corrente maggiore di zero e ne misuro la velocità.

### 5) ARROGINIMENTO DEL FERRO

Il ferro è soggetto, in presenza di ossigeno, ed acqua, alla corrosione. Si devono verificare due processi elettrochimici:

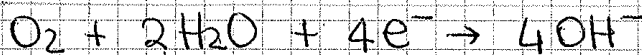
• ANODICO: dissoluzione del ferro



↑  
IONE  
FERROSO

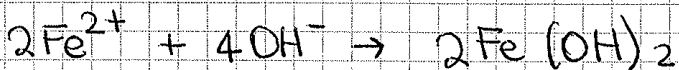
↑  
elettroni di valenza che vengono  
presi dal processo catodico

• CATTODICO: riduzione dell'ossigeno

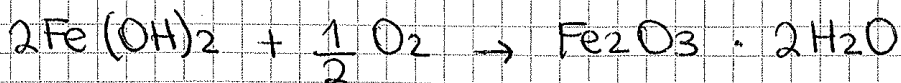


↑  
IONE  
OSSIDRILE

Gli ioni ferrosi possono interagire con quello ossidrile e si forma l'idrossido ferroso:



L'idrossido ferroso, se c'è l'ossigeno diventa ruggine: ossido ferrico idrato.



La ruggine non è protettiva e quindi deve intervenire per diminuire la velocità delle 2 reazioni.

Questo è un caso di corrosione uniforme.

Il potenziale standard di riduzione del Fe è  $-0,44\text{V}$