



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 1517A -

ANNO: 2015

A P P U N T I

STUDENTE: Furio

MATERIA: Tecnologia dei Materiali da Costruzione.
Prof. Matteis-Smeacetto

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

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

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

Tecnologia dei Materiali da Costruzione

03/03/2014

INTRODUZIONE

Richiamo su quanto possono essere diverse le proprietà sui materiali metallici facendo 2 esempi estremi (entrambi presi dal settore dell'edilizia ed entrambi acciai):

1) FILI ($\phi = 0.2 \text{ mm}$ [massimo $\phi = 1 \text{ mm}$]) (ovvii a formare dei TRIFOLI, o loro volte avvolte a formare delle funi o cavi)

La resistenza a snervamento del singolo filo è:

$$Y_S = R_{p0.2} \approx 1800 \text{ MPa}$$

(Yield stress)

La resistenza a trazione del singolo filo è:

$$UTS = R_m \approx 1900 \text{ MPa}$$

(Resistenza ultima)

Tali resistenze sono molto elevate (sono quasi l'estremo massimo per i materiali metallici)

All'estremo della nostra scala delle proprietà degli acciai ~~troviamo~~ troviamo d'istante questi FILI che hanno delle resistenze unitarie (per unità di superficie) veramente elevatissime. Essi hanno anche degli allungamenti o retture molto piccoli (dell'ordine del $3 \pm 4\%$).

2) BARRA NERVATA PER IL CALCESTRUZZO ARMATO

La resistenza a snervamento della barra (~~garantita~~ minimo garantito) è:

$$Y_S = R_{p0.2} \approx 450 \text{ MPa} \quad (\text{in media potrebbe essere un } \frac{1}{4} \text{ di più}) \rightarrow \approx 480 \text{ MPa}$$

La resistenza a trazione della barra è (minimo garantito):

$$UTS = R_m = 540 \text{ MPa}$$

Come si può vedere, i valori di resistenza per la barra sono circa $\frac{1}{4}$ di quelli del filo.

Se andassimo a vedere le microstrutture nei 2 casi troveremmo 2 microstrutture completamente diverse.

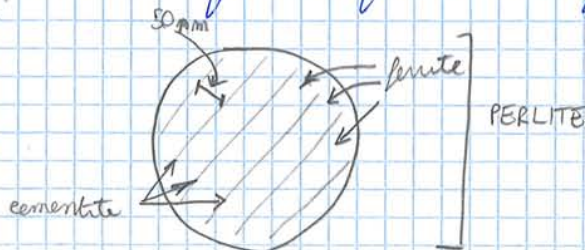
Per microstruttura si intende la distribuzione delle fasi nello spazio a livello microscopico (~~possibile~~ dovremmo utilizzare un microscopio elettronico)

Traviamoci, ~~per~~ per il FILO, che ci sono delle lamelle sottilissime che occupano un volume circa il 12% che sono fatte di cementite (Fe_3C) (carburo di ferro).

La restante parte del filo sarà composta da perlite (quasi ferro puro) (quasi il 88% in volume)

Tale microstruttura è detta perlite

La cosa interessante di questa struttura è che il periodo con cui si ripete tale struttura (nel FILO) è piccolissima \rightarrow dell'ordine di 50 nm (0,05 micrometri).

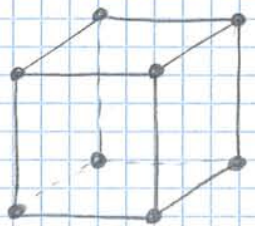


I metalli solitamente si trovano sotto forma di 3 forme cristallografiche principali (20,33) (che coprono la quasi totalità dei casi).

La forma cristallografica è il modo in cui gli atomi sono disposti nello spazio. Questo è un modo di disporre periodico. Un metallo è composto da cristalli se gli ioni metallici sono disposti in una maglia regolare. In questo caso potremmo dire che sono disposti lungo un reticolo ripetitivo che si ottiene dischiando una angola cella primitiva e ripetendo tale cella infinite volte spazialmente ogni qual volta di una quantità pari al suo stesso lato in modo da riempire tutto lo spazio.

3 reticoli non sono primi ma sono tridimensionali e di conseguenza le celle primitive non sono dei quadrati o dei rettangoli ma sono cubi, parallelepipedi o altri. Nel caso dei metalli, le 2 forme cristallografiche di gran lunga più importanti sono entrambe cubiche.

Dove sono disposti gli atomi in questo cubo? L'idea verrebbe da due sui vertici ma in realtà non è completa. Infatti se andassi a ipotizzare un reticolo cubico con un atomo in ogni vertice si vedrebbe che in realtà l'occupazione dello spazio non è ottimale (solo più della metà dello spazio sarebbe occupato se pensiamo agli atomi come sfericugole).



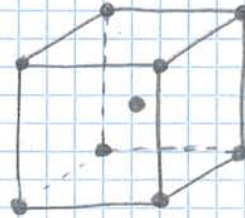
Non è il modo migliore per occupare lo spazio disponibile

RETICOLO

~~PRIMITIVA~~ CUBICO A CORPO CENTRATO (CCC) (in inglese BCC)

Molto più comune è quella struttura in cui c'è in più un atomo al centro che dà un impaccamento degli atomi notevolmente migliore.

Questa struttura, detta Cubico a corpo centrato, prevede che ci sia un atomo in ogni vertice del cubo (che noi prenderemo come cella primitiva) e poi un atomo al centro.



Questa struttura è molto comune nei materiali metallici e soprattutto è la struttura del ferro a temperatura ambiente. In realtà non è la più comune nel senso di numero di diversi metalli che la assumono ma è quella che incontreremo più spesso perché è la struttura del ferro a temperatura ambiente (che è di gran lunga il metallo più utilizzato).

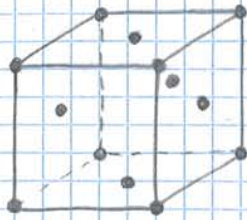
Su questa cella primitiva si possono fare alcune riflessioni:

- numero di atomi compresi nella cella: Verrebbe da dire che il numero di atomi è 9 ma in realtà non è così. Questo perché bisogna pensare alla cella primitiva come un cubo che si accosta ad altri cubi per occupare tutto lo spazio. La cella primitiva è solo quella porzione dell'atomo che gli sta dall'interno. Per cui (rappresentando gli atomi come sfericugole) dovremmo dire che per ogni atomo ai vertici la porzione che compete a ciascuna cella è 1/8. Per cui sommando i contributi degli atomi ai vertici e al centro si ha:

$$n = \frac{1}{8} \cdot 8 + 1 = \boxed{2 \text{ atomi per cella}}$$

- la dimensione di massima impaccamento (o di massima densità): quella direzione in cui è minima la distanza tra gli atomi (in cui c'è il maggior numero di atomi). Nel nostro modello a sfericugole tale direzione è la

RETICOLO CUBICO A FACCE CENTRATE (CFC) (o in inglese FCC)



In questo reticolo abbiamo ancora una struttura cubica quindi una cella primitiva rappresentabile come un cubo ma abbiamo una disposizione diversa degli atomi all'interno di questo cubo che poi dà luogo a tante proprietà diverse.
Anche in questo caso possiamo disegnarlo mettendo un atomo ad ogni vertice e in più un atomo al centro di ciascuna delle 6 facce.

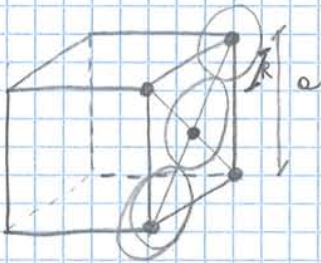
- numero di atomi compresi nella cella: dato dalla somma delle frazioni di atomi ai vertici ($\frac{1}{8}$) e le frazioni al centro delle facce ($\frac{1}{2}$):

$$n = 8 \cdot \frac{1}{8} + 6 \cdot \frac{1}{2} = 1 + 3 = 4 \text{ atomi per cella}$$

Si potrebbe pensare che possedendo più atomi al suo interno questo reticolo sia più denso dell'altro. In realtà tale ragionamento non ha nessuna base perché...

Tale reticolo è il più diffuso nel senso del numero di metalli che lo adottano (come nichel, alluminio); non è la più comune nel senso ingegneristico perché non è il reticolo che utilizza il ferro.
Lo troviamo però nel ferro per $T > 910^\circ$ (per il ferro puro).

- direzione di massima impacchettamento (massima densità): coincide con la diagonale di una faccia.



Gli atomi usciranno tra di loro lungo queste diagonali.

Inoltre troviamo la relazione

$$4R = a\sqrt{2} \Rightarrow R = \frac{a\sqrt{2}}{4}$$

tra il lato dello cubo e il raggio atomico.

- Fattore di impacchettamento:

$$APF = \frac{[n. \text{ atomi}] [volume \text{ atomi}]}{[Volume \text{ cella}]} = \frac{4 \cdot \frac{4}{3} \pi R^3}{a^3} = \frac{16}{3} \cdot \frac{\pi}{a^3} \cdot \frac{a^3 \sqrt{2}^3}{4^3} \approx 0,74$$

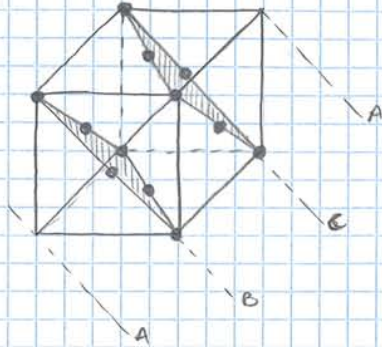
Abbiamo una densità maggiore di quella che si ha nel reticolo CCC il che ci viene a dire che gli atomi in questo caso sono messi un po' più vicini tra loro.
Questo ha effetti anche sulla densità macroscopica del materiale, infatti per il ferro puro a $T > 910^\circ$ effettivamente si osserva che il ferro ha una densità maggiore (o volume specifico minore) rispetto al ferro con struttura CCC (per $T < 910^\circ$).

- Ferro più denso: è importante determinarlo perché sono quei momenti in cui avviene uno scorrimento plastico del cristallo (vediamo in seguito).

(ABCABC) → • per non andare a disporre le sfere nei punti indicati dalla lettera "b" (perché nel ~~primo~~ secondo piano ho disposto le sfere nelle posizioni "c")

Questi sono i cosiddetti sistemi di impilamento $\begin{cases} \rightarrow ABAB \\ \rightarrow ABCABC \end{cases}$

Si può dimostrare che il reticolo cubico a faccia centrata corrisponde ad un impilamento ABCABC



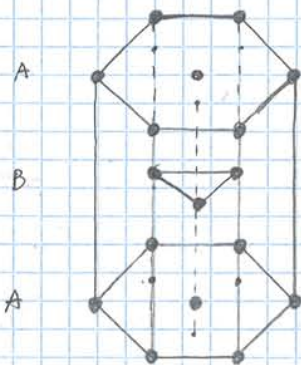
Volendo si può anche dimostrare che l'ultimo piano dello stesso piano da un vertice.

In questo modo dimostreremo che la struttura FCC è quella più densa possibile di atomi e inoltre possiamo utilizzare tale descrizione per introdurre un altro tipo di reticolo. Infatti viene da chiedersi cosa sarebbe successo se avessi realizzato un impilamento ABAB (invece che ABCABC). La struttura che si ottiene in questo modo è detta "reticolo esagonale compatto".

RETICOLO ESAGONALE COMPATTO

Perché :

- compatta : perché ha in comune con il reticolo FCC la densità che risulta praticamente uguale ($APF \approx 0,74$). Questo perché in realtà il fatto di mettere il 1° o 2° piano sulla verticale del primo oppure in posizione invertita (78° stata) non cambia nulla in termini di densità compattiva.
- esagonale : perché la simmetria esagonale è ben visibile (figura (**))



Il piano A superiore sarà esattamente uguale a quello di sotto.

Dove saranno gli atomi nel piano B intermedio? Basta determinare i centri dei triangoli equilateri più piccoli dei piani A e lungo la verticale che li collega si saranno gli atomi del piano intermedio.

• numero atomi : abbiamo 6 vertici su una base e altri ~~6~~ 6 sull'altra, ma ogni atomo al vertice è condiviso ~~con~~ da tre 6 celle prisma:

$$n \text{ atomi al vertice} = \frac{1}{6} \cdot 12 = 2 \text{ atomi}$$

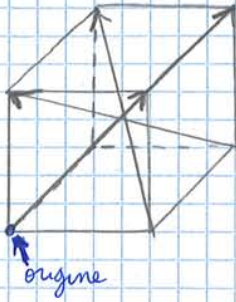
abbiamo gli atomi al centro delle basi condivisi a metà tra 2 celle :

$$n \text{ atomi al centro} = 2 \cdot \frac{1}{2} = 1 \text{ atomo}$$

abbiamo i 3 atomi centrali che sono completamente compresi nella cella :

$$n \text{ atomi centrali} = 3 \text{ atomi}$$

Ad esempio $\langle 1, 1, 1 \rangle$ (in reticolo cubico), i numeri indicano una delle diagonali del cubo ma tutte le altre sono equivalenti per simmetria per quella data e le indica tutte.



Se invece considero $\langle 1, 1, 0 \rangle$ (in reticolo cubico) indica la diagonale di tutte le facce del cubo.

ATTENZIONE: 2 direzioni che nel reticolo cubico sono equivalenti, in un reticolo non cubico potrebbero ~~non~~ non essere equivalenti perché ci sono meno simmetrie.

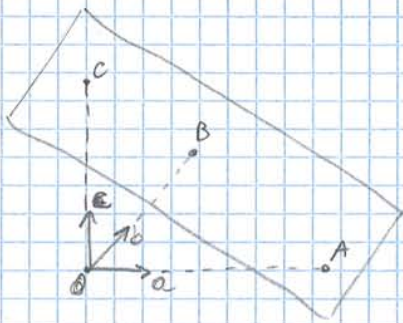
PIANI

Se l'identificazione delle direzioni è abbastanza immediata, un po' più difficile è invece il metodo utilizzato per dare un'etichetta ai piani reticolari.

Nonostante ciò, questo è molto importante perché i piani reticolari sono delle basi di numerose proprietà dei cristalli.

Nel caso del reticolo cristallino, naturalmente i piani che interessano sono quelli che contengono degli atomi (che contengono delle porzioni reticolari).

Ripetiamo una terna di vettori non paralleli a, b, c (non è garantito che non lo siano, questo dipende dalla forma geometrica della cella primitiva) e immaginiamo un generico piano che vogliamo identificare nello spazio. Partendo da un punto scelto arbitrariamente, applichiamo i nostri 3 vettori (che sono la nostra base) e li prolunghiamo fino a ~~si~~ intersecare il piano.



Come sappiamo, 3 punti definiscono un piano unico e definiamo le 3 intersezioni dobbiamo definire il piano.

Se chiamiamo O l'origine e A, B, C le tre intersezioni, il piano verrà indicato con un gruppo di 3 numeri tra parentesi tonde di cui ~~ogni~~ ogni numero è uguale al rapporto tra la lunghezza di ogni vettore e la distanza di ogni punto dall'origine:

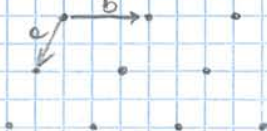
$$\left(\frac{a}{OA}, \frac{b}{OB}, \frac{c}{OC} \right)$$

Questi 3 numeri sono gli inversi delle distanze tra il punto preso come origine e il piano misurate per lungo la direzione dei 3 vettori di base del reticolo e in unità di misura dei vettori stessi. Notiamo che a, b, c potrebbero avere diversa lunghezza se il reticolo non fosse cubico.

Questa definizione ha molte interessanti proprietà soprattutto nel caso di reticoli cubici.

Esempi (gli esempi li facciamo in 2 dimensioni perché sono più facili)

Disegniamo un reticolo di punti (conterrà naturalmente una porzione precisa) (questa sarà ovviamente una sezione di un reticolo tridimensionale)

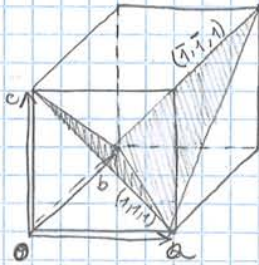


Prendo una coppia di vettore a, b (e immaginavo un vettore c ~~il~~ il piano del foglio) e ~~il~~ il piano che ci interessa considero il cui indice zero (chiaramente 0)

gridde

Ad esempio, se $(1,1,1)$ è un determinato piano cristallografico, $\{1,1,1\}$ è una famiglia di piani cristallografici equivalenti per simmetria.

Nel caso di un reticolo cubico ^{designiamo} il piano $(1,1,1)$ (piano molto importante per molti aspetti della metallurgia) sul reticolo dato in partenza.



consideriamo un vertice del cubo come origine. Gli inversi delle distanze dall'origine delle tre intersezioni del piano che stiamo cercando con gli assi determinati dalle 3 direzioni sono $(1,1,1)$. Però le distanze saranno $(\frac{1}{1}, \frac{1}{1}, \frac{1}{1}) \Rightarrow \{1,1,1\}$

Le tre intersezioni trovate possono essere unite a formare un triangolo che giace proprio sul piano che vogliamo individuare $(1,1,1)$.

Ma questo piano potrebbe anche essere definito come il piano che si trova unendo le 3 diagonali di 3 facce adiacenti. Però il primo triangolo trovato è del tutto simmetrico ad un altro che possiamo realizzare in modo simile (ad esempio il piano $(\bar{1},1,1)$ [anche se considerando sempre lo stesso origine non dovrebbe essere $(1,1,\bar{1})$?])

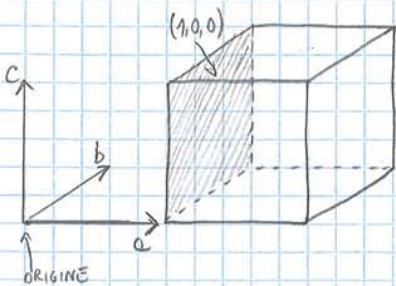
Però tale famiglia di piani potremo indicarla con la dicitura $\{1,1,1\}$

Reciprocamente: (considerando che h, k, l indicano 3 indici generali in cristallografia)

- la dicitura $[h, k, l]$ indica una DIREZIONE
- la dicitura $\langle h, k, l \rangle$ indica un ~~insieme~~ INSIEME DI DIREZIONI EQUIVALENTI (per simmetria del reticolo; l'equivalenza deriva dal fatto che chiamare "a" la direzione orizzontale e "b" quella verticale o viceversa non fa nessuna differenza [che sta guardando da un certo lato ma poter parlare dell'altro])
- la dicitura (h, k, l) indica un PIANO RETICOLARE (normalmente per piano intendiamo l'insieme di tutti i piani geometrici // tra di loro, le cui distanze dall'origine sono i multipli di quelle del piano)
- la dicitura $\{h, k, l\}$ indica un INSIEME DI PIANI RETICOLARI EQUIVALENTI (equivalenti per simmetria)

Tali indici sono detti INDICI DI MILLER

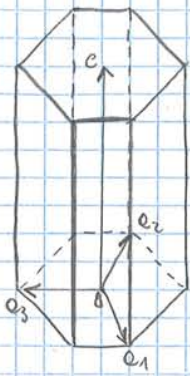
Andiamo a vedere ad esempio come si indica il piano su un gioco una faccia del cubo



$$\left(\frac{1}{1}, \frac{1}{\infty}, \frac{1}{\infty}\right) \Rightarrow (1, 0, 0)$$

Solo per i reticoli cubici valgono particolari relazioni:

- in generale il piano (h, k, l) risulta \perp alla direzione $[h, k, l]$
- in generale la direzione $[h, k, l]$ risulta // al piano (h', k', l') se e solo se $h \cdot h' + k \cdot k' + l \cdot l' = 0$ (esempio se prendiamo il piano $(1, 0, 0)$ e la direzione $[0, 1, 0]$ lo regola



In retto si vede subito che questo vettore è del tutto inutile perché è una combinazione lineare di e_1 e e_2 (è un vettore ridondante).

Però l'indice "i" serve soltanto per aiutarci a vedere meglio le simmetrie quando non sono evidenti in altro modo.

Se applichiamo gli indici di Miller-Brover ai piani ① e ② si ha:

PIANO ① : $i = -(1+1) = 0$

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

PIANO ② : $i = -(0+1) = 1$

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

Si osserva in questo caso, molto meglio la simmetria perché effettuando una permutazione degli indici del piano ① si ottengono quelli del piano ② e viceversa.

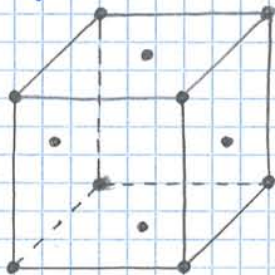
SITI INTERSTIZIALI

Oltre a dare un nome ai piani cristallografici, ci occupiamo anche di un altro oggetto dei cristalli ovvero gli interstizi all'interno dei cristalli.

Per interstizi intendiamo gli spazi che rimangono vuoti dopo aver messo gli atomi nelle loro posizioni naturali del cristallo (posizioni permesse dal reticolo cristallino) e dove possono andare a collocarsi degli atomi più piccoli (classico esempio è il carbonio nel ferro).

1) SITI INTERSTIZIALI PER RETICOLO CUBICO A FACCIA CENTRATA (CFC)

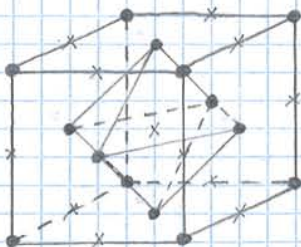
Disegna un reticolo cubico a faccia centrata.



In questo reticolo si identificano 2 siti interstiziali di particolare interesse. Con una X indichiamo il centro di questi siti e con una serie di linee delimitiamo una sorta di contorno di questi siti.

A) SITO OTTAEDRICO

Il sito più semplice è il sito interstiziale che ha il proprio centro esattamente al centro del cubo.



Gli atomi più vicini sono gli atomi che si trovano sui centri delle facce (cioè è logico perché si trovano a distanza dal centro del cubo pari a metà del lato). Se uniamo i centri delle facce tra di loro con dei segmenti, la figura geometrica che otteniamo è un ottaedro regolare. La distanza tra tutti i vertici contigui dell'ottaedro è uguale perché in tutti i casi si tratta della distanza tra i centri delle facce di un cubo ed è pari alla metà della diagonale di una faccia $\Rightarrow \frac{a\sqrt{2}}{2}$. Per cui è dimostrato che tale ottaedro ha tutti gli spigoli uguali \Rightarrow ottaedro regolare.

In retto ogni punto centrale di ogni spigolo è sede del centro di un sito ottaedrico (chiaramente in questo caso il sito sito condiviso con altre celle primitive).

Se volessimo contare i siti ottaedrici, in una cella primitiva ce n'è uno al centro e uno su ogni spigolo (gli spigoli sono 12) ed ogni spigolo è condiviso con 4 celle primitive adiacenti $\Rightarrow n. \text{ siti} = 1 + 12 \cdot \frac{1}{4} = 1 + 3 = 4$ siti ottaedrici per ogni cella primitiva.

metterà in compressione gli atomi circostanti (questo succede per il carbonio all'interno del ferro).

- nel caso del sito OTTAEDRICO del reticolo FCC, l'atomo interstiziale si metterà in compressione tutti dello stesso modo (può trovarsi allo stesso distanza da tutti e 6 gli atomi dell'ottaedro regolare) \Rightarrow ~~una~~ 6 atomi dell'ottaedro saranno spinti fuori dal centro con lo stesso fenomeno ovvero la presenza di un atomo interstiziale darà luogo ad un campo tensionale isotropo (spinge allo stesso modo in tutte le direzioni)
- nel caso di sito OTTAEDRICO del reticolo CCC, l'atomo interstiziale non dà origine ad una stato di compressione isotropo ma uno stato di compressione che ha una componente deviatorica perché spinge maggiormente nella direzione verticale (perché lì ha meno spazio a disposizione) e meno nel piano orizzontale.

B) SITI TETRAEDRICI (sono presenti nelle disgnose) (sarebbe più corretto chiamarlo "quattroedri")

Sono relativamente meno importanti. Anche questi siti tetraedrici (quelli relativi al reticolo CCC) non sono esattamente regolari (come nel caso precedente)

DIFETTI RETICOLARI (o difetti nei reticoli cristallini)

Innanzitutto i difetti reticolari non sono difetti in senso funzionale ma sono delle caratteristiche del reticolo cristallino che in realtà in molti casi hanno effetti positivi nell'affinazione dei metalli metallici.

Si intende per difetto reticolare una qualunque violazione del reticolo della sua forma ideale cioè della forma perfettamente periodica e regolare (che è descritta dal fatto di definire una cella primitiva e un atomo fondamentale che ricopre tutte le posizioni del reticolo cristallino formato ripetendo nello spazio quella cella primitiva)

I difetti possono essere, generalmente, di 3 tipi:

- difetti puntuali
 - difetti di linea (o dislocazioni)
 - difetti di superficie (o bordi di grano)
- } ne parleremo più avanti nel corso

quindi classificali in base alla loro caratteristica geometrica

1) DIFETTI PUNTUALI

Sono i difetti limitati ad un singolo punto nel reticolo. Ne abbiamo di due tipi:

- difetti puntuali di tipo interstiziale: quando abbiamo un atomo estraneo, in genere molto più piccolo (nei metalli uno tra H, C, N, O, B) che si mette in una posizione ~~vacante~~ interstiziale vuota all'interno del reticolo (in una posizione diversa dalle posizioni standard del reticolo).
- difetti puntuali di tipo sostituzionale: quando abbiamo che tutti gli atomi sono nelle posizioni reticolari previste ma alcuni atomi sono diversi dagli altri (ad esempio abbiamo il 99% di atomi di ferro e l'1% di atomi di cromo [atomo con dimensione molto simile a quella del ferro])
- difetti puntuali di vacanze: quando si verifica la mancanza di un atomo dal reticolo. Sono sempre presenti nei reticoli cristallini (e non altro per una questione legata all'entropia \rightarrow la presenza di vacanze aumenta di molto l'entropia del cristallo e quindi ne riduce l'energia libera) \rightarrow a tutte le temperature al di sopra dello 0 assoluto sono spontaneamente presenti delle vacanze.

elevato se si vuole mantenere l'esistenza del reticolo stesso. Quindi quasi sempre è possibile inserire piccole percentuali di un elemento estraneo nel reticolo cristallino di un metallo senza dar luogo alla formazione di una nuova fase (nuovo reticolo completamente diverso)

Al contrario se la percentuale di tali atomi è elevata → compare un altro reticolo completamente diverso (ad esempio il reticolo di un intermetallico o di un carburo) nel quale gli atomi di tipo diverso vanno a difformi in un modo completamente diverso da quello del reticolo originale ma che permette la compatibilità con le proprietà e le dimensioni degli atomi in questione.

C'è però un limite di solubilità → e si ve oltre si genera una nuova fase

Noi diciamo soluzione solida quel solido il quale ha una certa forma cristallina e nel quale gli atomi non sono tutti uguali bensì, in modo casuale, ogni posizione del reticolo cristallino ha una certa probabilità di essere occupata da un certo tipo di atomo e una certa possibilità di essere occupata da un altro tipo di atomo (ma non c'è una regola fissa che mi dice che certe posizioni sono occupate da un certo atomo e altre da un altro tipo di atomo)

Per esempio nel reticolo FCC, ~~potremmo~~ potremmo avere il 50% degli atomi di zinco e il 50% degli atomi di rame e il reticolo costituisce una soluzione solida in cui ogni posizione reticolare è occupata da un atomo ma non si sa a priori che atomo ricadrà i 2 (potremmo fare quindi un calcolo probabilistico in base alle quantità dei 2 atomi → nel caso specifico se il rame che lo zinco hanno 1/2 di probabilità di occupare una certa posizione)

Tornando al limite di solubilità, un esempio può essere il caso del ferro e del carbonio: se il carbonio non fosse lo 0,01% ma lo 0,1% → questo sarebbe inimmaginabile come soluzione solida perché l'insieme di tutte le tensioni causate da tutti gli atomi interstiziali nel reticolo darebbe luogo ad un livello energetico troppo elevato. Le di fatto a livello termodinamico si dimostra che si formano 2 fasi distinte cioè il reticolo del ferro, con al massimo lo 0,01% di carbonio, e un'altra fase (che è un carburo di ferro) che contiene il resto degli atomi di carbonio.

Le soluzioni solide si possono vedere però hanno del limite di solubilità (non tutte le posizioni interstiziali si possono occupare) che se superati ~~comportano~~ comportano la rottura della soluzione del reticolo in maniera differente. Ricordiamo che in una soluzione, in generale, (e quindi vale anche per la solur. solida) la fase preponderante è detta solvente, quella minoritaria è detta soluto.

DIMENSIONI DEGLI ATOMI E DEI SITI INTERSTIZIALI

Le dimensioni dell'atomo di idrogeno può essere indicata in Angstrom come circa:

$$0,3 \text{ \AA} = 0,03 \overset{\text{nm}}{\text{nm}} (\text{nanometri}) = 0,03 \cdot 10^{-9} \text{ m}$$

Le dimensioni dell'atomo di carbonio sono:

$$0,77 \text{ \AA} = 0,077 \text{ nm}$$

Il sito interstiziale dell'Austenite (cioè del ferro con struttura FCC [ad alta temperatura]) ha una dimensione di:

$$0,53 \text{ \AA} = 0,053 \text{ nm}$$

Cio' vuol dire che l'idrogeno ci va tranquillamente (in realtà l'idrogeno trova posto anche nei siti più piccoli della struttura FCC) mentre invece il carbonio occupa uno posto notevole nel reticolo poiché è nettamente più grande dello spazio disponibile nel sito interstiziale dell'Austenite.

Idrogeno → estremamente solubile → questo è un problema perché l'idrogeno ha effetti negativi sulla qualità dei metalli

Carbonio → meno solubile

Ci sono, in realtà, altre proprietà che influenzano sulla solubilità quali: ~~l'effetto~~ l'effetto elettronico positivo e altre proprietà chimiche.

• forma a sezione rettangolare

Nel caso più comune, la forma è quella di un cilindro circolare retto con delle basi un po' allungate (scavato di ridotta per la lavorazione di tornio).
 Il cilindro scavato è un cilindro perfetto più stretto dove con pressione qual è la tensione (ad esempio) all'inizio della prova (quando si applica una certa forza) perché basta dividere la forza per la sezione senza doverci preoccupare di piccole variazioni locali di sezione (come nel caso precedente).

Questo secondo metodo per la prova di trazione è quello generalmente usato nella scienza dei materiali, e nell'ingegneria meccanica e in tutte le casi in cui non sia possibile eseguire la prova con il componente.

In questo caso si introducono dei raggi di raccordo rispetto alle teste di diametro maggiore; questo serve ad evitare che il componente si rompa nei punti in cui è omogeneo (cosa che invece talvolta succede nelle prove su componenti, soprattutto se il materiale non è abbastanza duttile) => è garantito che il componente si romperà nella zona centrale perché lì la sezione è minore.

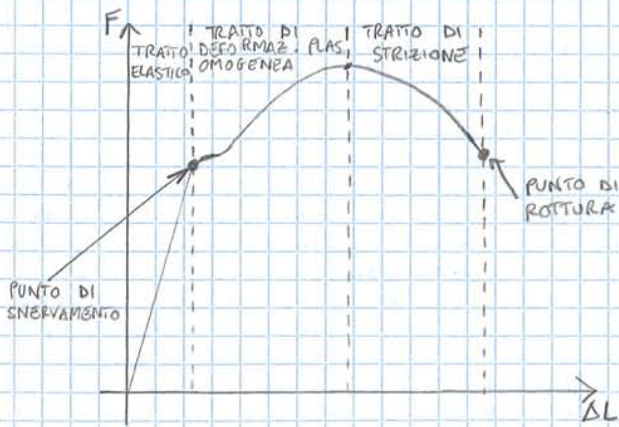
Così si fa durante la prova di trazione: si applica il componente (dalle teste nella prova su materiale, con delle attrezzature diverse nella prova su componente), si applica una forza crescente e si registra un grafico in cui si riporta generalmente l'andamento della forza rispetto allo spostamento (o allungamento).

Le prove un po' più raffinate sono fatte in controllo di spostamento: si impone alla macchina di spostare una delle 2 estremità del componente rispetto all'altra con una certa velocità ben determinata (ad esempio: 2 mm/min) fino a che il componente non si rompe; si misura la forza che ne deriva.

La prova può essere fatta ^{invece} semplicemente con controllo di forza applicando con chiavi sempre più elevate (una volta si richiama la prova appendendo dei pesi crescenti fino a rottura).

In questo caso però si ottengono molte meno informazioni -> si ottiene solo l'informazione sul carico di rottura.

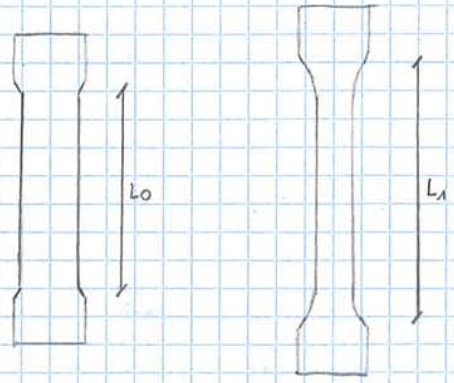
Le curve che si ottiene ha un andamento di questo tipo: (per traduzione sulle curve se si mette lo spostamento ΔL e in ordinata la forza F)



Se il componente, per il cosiddetto tratto calibrato (cioè il tratto a sezione costante), ha una lunghezza iniziale pari a L_0 e, dopo essere stato sottoposto a trazione, subisce una lunghezza di deformazione plastica L_1 , allora $\Delta L = L_1 - L_0$.

Il componente effettivamente si deforma, perciò si eseguisce solo in parte la prova cioè non raggiungiamo la rottura, troveremo che il componente è diventato più sottile e più lungo -> ha subito una deformazione plastica permanente.

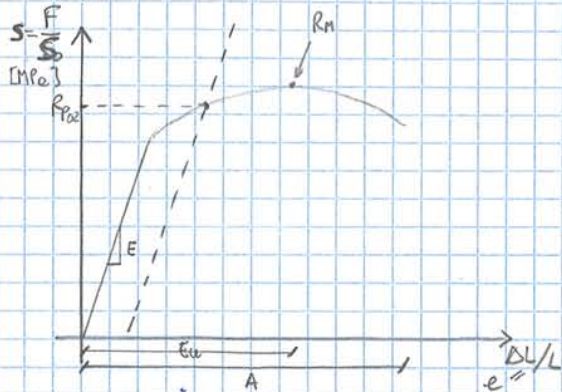
Se abbiamo uno strumento applicato sul componente che misura la sua lunghezza in modo continuo (o anche se misuriamo continuamente la distanza tra le due morse) possiamo costruire le curve $F/\Delta L$.



1° tratto: TRATTO ELASTICO -> nei metalli tale tratto è anche LINEARE.
 In questo tratto il componente si deforma con delle deformazioni che sono fisicamente reversibili.
 Bisogna però fare un distinguo tra comportamento elastico (deformazione del tutto reversibile) e comportamento lineare (il grafico è una retta -> deformazione direttamente proporzionale alla forza applicata), questo perché non è detto che le due cose coincidano, anche se nei metalli, con alcune eccezioni, e così (non è così in altri materiali). Nei metalli il limite di elasticità coincide con il limite di elasticità.

Sulle curve ingegneristiche si leggono determinate grandezze che sono standardizzate:

- modulo elastico E (pendenza del tratto iniziale)
- carico di snervamento che può essere definito in 2 modi:
 - σ è il punto in cui si nota una variazione netta dell'andamento della curva; in questo caso, nelle norme europee, tale carico è chiamato R_e
 - σ (se la curva non presenta un punto angolare) si definisce un carico di snervamento convenzionale $R_{p0.2}$ che si definisce in questo modo: si considera il tratto lineare iniziale e si traccia una retta ad esso parallela e rotata verso destra di una certa quantità; tale quantità è pari a 0,002 (σ 0,2% che è uguale). Il punto di intersezione tra la curva e la retta si definisce punto di snervamento convenzionale



Il significato di tale punto è che se io faccio la prova e arrivo fino a quel punto e poi rilasci il campione, lui si raddrizza seguendo proprio quella retta e alla fine lo troverai allungato dello 0,2%.

- carico massimo raggiunto durante la prova R_m . Per certi versi questo carico è meno significativo del carico di snervamento poiché quando si arriva al carico di snervamento la deformazione plastica non è affare e piccolissima \Rightarrow se divido la forza per la sezione iniziale ottengo un valore di tensione abbastanza veritiero.
- allungamento uniforme: in alcune norme, specialmente per i prodotti lunghi dell'ingegneria civile, si specifica proprio l'allungamento uniforme (ovvero quello a rottura). Possiamo indicarlo con E_u = elongation uniform e corrisponde all'allungamento nel punto di massimo. Esso è definito uniforme perché è il massimo che si ottiene prima che compie la strizione (cioè che compie una zona a deformazione localizzata).
- allungamento a rottura "A": è una misura sicuramente più incerta dell'allungamento uniforme poiché dipende in maniera importante dalla geometria del campione, infatti molto spesso si specifica una A con prefisso 5 (A_5) che vuol dire "allungamento uniforme" nella regione del campione effettivamente misurata era lunga 5 volte il diametro; questo perché dopo aver raggiunto il massimo, la regione di strizione si deforma moltissimo mentre le restanti parti non si deformano \Rightarrow perciò se si prende un campione molto lungo rispetto al diametro, la deformazione successiva al carico massimo risulta trascurabilmente piccola in proporzione alla lunghezza del campione. Se invece prendo un campione molto corto, la regione di strizione (dove ci sono deformazioni molto grandi) viene a pesare molto rispetto alle regioni costanti che non si deformano. Questo è la ragione per cui incerte normative (ad esempio la Normativa per i unificati del calcestruzzo omotro) si fonda in considerazione l'allungamento uniforme e non quello a rottura.

TENSIONI, DEFORMAZIONI E CURVE VERE

Abbiamo detto che per ricavare la curva ingegneristica si divide lo spostamento per la lunghezza iniziale e la forza per la sezione iniziale, senza tener conto del fatto che la sezione non resta costante.

Si può invece definire una tensione vera σ come rapporto tra la forza F e la sezione istantanea S .

Per determinare S istantanea si fa l'ipotesi che il volume del campione non cambia durante la prova (ipotesi che non è valida nella deformazione elastica ma è valida in quella plastica):

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

• $dS < 0$ sempre \rightarrow sempre negativo finché la tensione si riduce sempre

Di conseguenza è chiaro che, nel suo andamento, F può presentare un punto di massimo.

• inizialmente si ha che $d\sigma \cdot S > \sigma \cdot dS \rightarrow$ come in salita

• si ha che $d\sigma \cdot S = \sigma \cdot dS \rightarrow$ punto di massimo

• infine si ha che $d\sigma \cdot S < \sigma \cdot dS \rightarrow$ come in discesa

In particolare, se ci troviamo nel ~~3°~~ ramo in salita, e un punto si deforma un 10% di più di un altro, la sua resistenza ~~si~~ aumenterebbe, perché ~~il~~ l'aumento del $d\sigma$ prevale sulla ~~variazione~~ ^{variazione} del $dS \rightarrow$ immediatamente quel punto smette di deformarsi (perché più resistente) e se ne deforma un altro \rightarrow ciò fa sì che si abbia la stessa deformazione di entrambi.

Se invece ci troviamo oltre il punto di massimo succede il contrario: nel momento in cui una sezione (per un caso accidentale) si deforma più delle altre, immediatamente quella sezione è in grado di resistere ed una parte minore \rightarrow si deforma ancora di più e così via \rightarrow così si ha il fenomeno della strizione.

Una misura che si fa dopo la rottura (anche è poco comune) è la misura della strizione; viene definita come "z" la riduzione di area nello stato di strizione:

$$z = 1 - \frac{\text{Area minima o rottura}}{\text{Area originale}}$$

Però si dice che un materiale ha una strizione del 10% vuol dire che l'area minima all'istante della rottura era il 10% ~~più~~ più piccola dell'area iniziale. Questo è un altro indice dello ^{capacità} di deformarsi del materiale. Di solito la strizione viene calcolata solo per i campioni cilindrici.

DIFETTI DI LINEA NEI CRISTALLI

10/03/2014

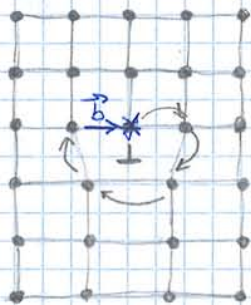
In generale, i difetti nei cristalli si distinguono in:

- difetti puntuali
- difetti di linea
- difetti di superficie

I difetti non devono essere visti come dei difetti in senso funzionale ma semplicemente come delle caratteristiche tipiche del cristallo che in realtà possono essere di grande utilità (si chiamano difetti perché sono delle deviazioni dell'ordine regolare periodico e ripetitivo del cristallo).

1) DISLOCAZIONE A SPIGOLO (EDGE DISLOCATION)

Consideriamo un reticolo con una cella primitiva a forma di parallelepipedo e più precisamente un pezzo di questo reticolo.



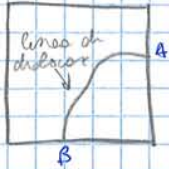
Con delle linee sono rappresentati i bordi delle celle primitive.

Quello che nota è che c'è uno svuotamento nel cristallo che viene indicato con il simbolo " \perp " \rightarrow \rightarrow c'è una fila di atomi in meno in corrispondenza di quel simbolo.

È un difetto di linea perché il difetto non si trova solo in un punto bensì è prolungato lungo una linea \perp delle laviagna per una distanza infinita. (In realtà una linea di dislocazione non è detta che sia una retta).

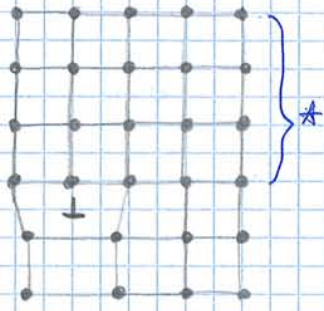
A questa particolare configurazione degli atomi può essere associato il cosiddetto VETTORE DI BURGER.

Come si determina il vettore di Burger? Immaginiamo di partire da un atomo di cui fissiamo lo stato di tensione (*), ci muoviamo di un passo verso destra, di un passo verso il basso, per uno o sinistra, per uno verso l'alto. Facendo tali passi, se il reticolo non avesse



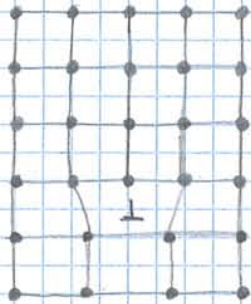
Consideriamo un elemento di materiale ed una generica linea di dislocazione.
Vista da A potrebbe sembrare una dislocazione a spigolo; vista da B, potrebbe sembrare una dislocazione ad elica.
(vedi elicitati)

Perché parlare delle dislocazioni? Perché sono dei difetti molto importanti per il comportamento elastico dei materiali metallici.
La deformazione plastica dei materiali metallici si verifica principalmente con un meccanismo microscopico che è il movimento graduale delle dislocazioni attraverso il reticolo cristallino.
Vediamo come si muovono le dislocazioni facendo l'esempio delle dislocazioni a spigolo:



Il meccanismo con il quale otteniamo una deformazione plastica è quello di far muovere il piano in cui vi sono le dislocazioni verso destra.

Se supponiamo che ci siano un sistema di forze esterne con delle tensioni tangenziali applicate esternamente con un sistema macroscopico di sollecitazione, avremo che la parte (*) del cristallo scivolerà a destra.



In realtà solo gli atomi nelle immediate vicinanze delle dislocazioni si sono veramente mossi, quelli più lontani si sono mossi ~~gradatamente~~ ~~gradatamente~~ gradualmente (con poco sforzo).

Se questo fenomeno si ripete un grandissimo numero di volte avremo degli effetti macroscopici sul nostro elemento di metallo.



Però la tensione tangenziale necessaria per far scivolare una metà superiore su una metà inferiore del reticolo, se da un punto in cui c'è una dislocazione* è molto più piccola di quella necessaria per farlo ~~scivolare~~ scivolare se non c'è la dislocazione.
Questo è molto importante per la deformazione plastica dei metalli che in realtà si manifesta sempre in questo modo.
Tra l'altro è una delle ragioni per cui i metalli risultano molto più deformabili plasticamente dei non ottimi materiali → deriva dal fatto che questo tipo di spostamento è possibile in molti modi diversi (nei metalli) perché quasi tutti gli spostamenti che possono avvenire a partire muovendo un reticolo commensurabile nel metallo stesso (nei composti vanno uno spostamento di un atomo di un passo potrebbe essere una cosa particolare o una frattura ecc.)

Questo evidenzia una grande differenza tra i reticoli FCC e l'esagonale compatto e cioè che se noi guardiamo il solo piano denso dell'esagonale compatto, possiamo notare che esattamente uguali a quelli che ritroviamo nel FCC, però, mentre nel FCC abbiamo un gruppo di famiglie di piani tra loro equivalenti per simmetria ma che si sono disposti diversamente nello spazio, nel caso del reticolo esagonale compatto abbiamo una sola famiglia di piani di scorrimento → risulta più difficile deformare il reticolo esagonale compatto in tutte le direzioni tranne che in una, mentre nel FCC ci sono diverse possibili direzioni di scorrimento.

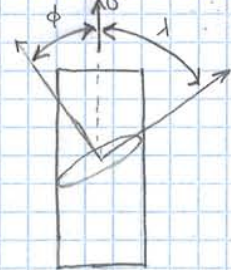
Il CCC ha un comportamento intermedio nel senso che ha tanti sistemi di scorrimento diversi però tutti un po' più difficili da mettere in movimento rispetto al FCC perché sono piani con densità un po' minore di quella che troviamo nei piani di scorrimento del FCC.

In definitiva il FCC risulta la struttura più deformabile mediante il movimento delle dislocazioni; gli succede il CCC e infine l'Esagonale compatto.

Ora bisogna introdurre il concetto di TENSIONE TANGENZIALE RISOLTA o tensione tangenziale efficace lungo una certa giacitura: quando abbiamo, ad esempio, un oggetto sottoposto ad una forza di trazione → quindi abbiamo il nostro tensore degli sforzi che avrà una componente σ positiva nella direzione axiale e tutto il resto sarà 0 → potremo notare che se guardiamo cosa succede in un piccolo punto e scegliamo una giacitura con una certa inclinazione rispetto all'asse di trazione, possiamo determinare delle tensioni τ e σ locali uscite su quella particolare giacitura. Le componenti che interessano per la deformazione plastica (relativamente sono quelle tangenziali (le componenti normali tendono a bloccare le mete-~~te~~ rigenera del reticolo da quella inferiore ~~che~~ sempre ma questo di solito non avviene e non è ordini molto maggiori di quelli che provocano la deformazione plastica).



Per capire cosa avviene a livello microscopico possiamo pensare di andare a fissare la nostra attenzione su un elemento di materiale e chiederci qual sono le σ e le τ che si presentano in questo elemento alle diverse giaciture. Poi possiamo andare a vedere qual'è la giacitura che corrisponde localmente ad una certa direzione λ e ad un certo piano cristallografico e quindi andare a determinare una tensione tangenziale τ uscita che è quella che si trova su un certo piano cristallografico, per esempio sul piano (1,1,1), e più ancora è quella componente della tensione tangenziale sul piano (1,1,1) che è uscita in particolare nella direzione [1,1,0] sarà proprio questa componente che effettivamente causerà la deformazione plastica (scorrimento locale del materiale).



Possiamo dire che:

- ϕ l'angolo tra la direzione di trazione e la normale alla giacitura considerata
- λ l'angolo tra la direzione di trazione e la direzione di scorrimento considerata
- σ la tensione nominale applicata

Si può dimostrare che le tensioni tangenziali uscite in quel piano e in quella direzione sono pari a:

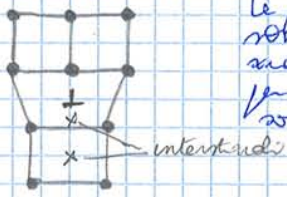
$$\tau = \sigma \cos \phi \cos \lambda \quad \text{con } \sigma = F/A$$

Generalmente un campione di materiale in trazione non sarà un monocristallo e quindi non avremo un ordine cristallino che si estende completamente attraverso tutto il materiale ma avremo tanti domini di esso inteso nel qual c'è lo stesso

D'oltre parte abbiamo visto che ^{si riduce} ~~il~~ stato tensionale anche in corrispondenza di una ~~defetto~~ difetto lineare (non solo puntuale) → in corrispondenza delle dislocazioni (piano, ma immaginare che a noi non fanno in più che induce un comp. ~~di~~ tensionale)

Sia lo stato tensionale associato al difetto puntuale, sia quello associato alla dislocazione, tendenzialmente vanno ad incrementare l'energia libera totale del reticolo (cioè l'energia elastica associata al fatto che una parte del reticolo si è deformata elasticamente). Se però andiamo a mettere i difetti puntuali in prossimità della linea di dislocazione "dalla parte giusta" (poi vedremo che significa) i due campi tensionali possono compensarsi a vicenda.

Però se abbiamo degli atomi interstiziali o degli atomi sostituzionali più grandi, un buon posto per metterli all'interno del reticolo è vicino alla linea di dislocazione sul lato che si troverebbe in trazione → in questa caso l'atomo in più e quello più grande tenderrebbe a ~~generare~~ generare uno stato di compressione che compensa quello di trazione e alla fine l'energia ulteriore del reticolo è un valore molto più piccolo che non la somma delle 2 variazioni di energia per singolarmente dovute ai difetti puntuali e di linea → si avrà una riduzione di energia libera complessiva per il fatto che la dislocazione e il difetto puntuale anche essere separati si trovano uno vicino all'altro.



Le posizioni al di sotto della linea ~~di~~ di ~~dislocazione~~ dislocazione sono posizioni in cui più facilmente mettiamo atomi interstiziali perché in quei punti il reticolo tende ad essere dilatato per le tensioni dovute alla dislocazione (ma anche elementi sostituzionali più grandi).

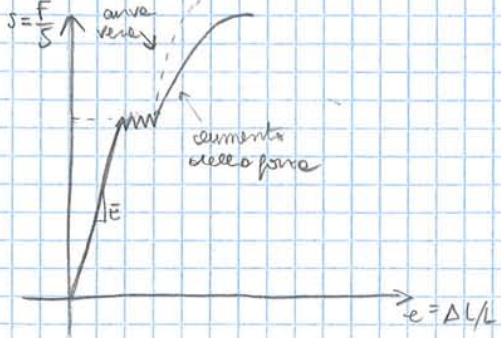
Invece degli elementi sostituzionali più piccoli potrebbero essere messi nella parte superiore dove abbiamo uno stato di compressione.

Come, la presenza degli atomi interstiziali e sostituzionali, interferisce con il movimento delle dislocazioni? Interferisce in quanto il movimento delle dislocazioni non si accompagna al movimento degli atomi interstiziali e sostituzionali. ~~Questo~~ ciò significa che per separare la dislocazione dai suoi atomi vicini ci vuole un po' di forza in più.

Strutturalmente il rafforzamento per soluzione solida è molto importante se deriva da atomi interstiziali (una percentuale anche piccolissima dà un rafforzamento notevole [ad esempio il ferro con lo 0,01% di carbonio è molto rafforzato rispetto al ferro puro]). Mentre il rafforzamento con soluzione solida sostituzionale richiede delle percentuali molto più alte (ad esempio nell'alluminio, che è una lega come zinco, c'è una percentuale di zinco del 10-20%). Perciò a parità di effetto è molto più efficace il rafforzamento con atomi interstiziali.

L'insieme di tutti i difetti che si vanno a formare nelle vicinanze della linea di dislocazione viene chiamata ATMOSFERA DI COTTRELL → si dice che se in un solido abbiamo una dislocazione, attorno a quest'ultima (ben all'interno della zona che riveste dello stato tensionale della dislocazione) ci saranno posizioni preferenziali in cui si vanno a mettere ~~gli~~ gli atomi interstiziali e sostituzionali. Questo insieme di atomi che si trovano in tale zona d'influenza della dislocazione viene detto ATMOSFERA DI COTTRELL della dislocazione.

Il fenomeno per cui le dislocazioni sono fermate dalla presenza delle loro atmosfere di Cottrell (dalla presenza di tutti quei difetti puntuali attorno alla dislocazione stessa) è in gran parte responsabile di un effetto macroscopico che noi vediamo nelle prove di trazione.



Se noi consideriamo la curva ingegneristica (s, e) notiamo il famoso punto di snervamento (anche se in realtà non in tutti gli acciai si nota). A questo punto di primo snervamento segue una serie di oscillazioni della curva accompagnate, a volte, dalla formazione di BANDE DI LUDERS cioè di zone del campione che si deformano prima di altre o dopo di altre. Questo fenomeno è legato al fatto che non è un punto di stacco delle dislocazioni dalle loro atmosfere di Cottrell. Le dislocazioni incominciano a muoversi (a par. forte muove in modo irreversibile e necessitano un po' di sforzo più alto) e dopo che si sono spostate dalle

nonno molto più in alto di quello che si ha per il panno senza deformazione residua; questo vuol dire che il materiale si è incrudito e questo è dovuto all'aumento delle concentrazioni delle dislocazioni.
Perché aumenta la concentrazione delle dislocazioni? Diciamo che le dislocazioni incontrano degli ostacoli nel loro movimento e si dividono in tante dislocazioni più piccole che poi a loro volta aumentano di lunghezza.

Il processo principale che si usa per sfruttare questo tipo di rafforzamento è la LAMINAZIONE A FREDDO → la deformazione plastica avviene quando l'oggetto in questione viene fatto passare tra 2 rulli che lo schiacciano riducendone lo spessore e aumentandone la lunghezza.

3) RAFFORZAMENTO PER AFFINAMENTO DEL GRANO

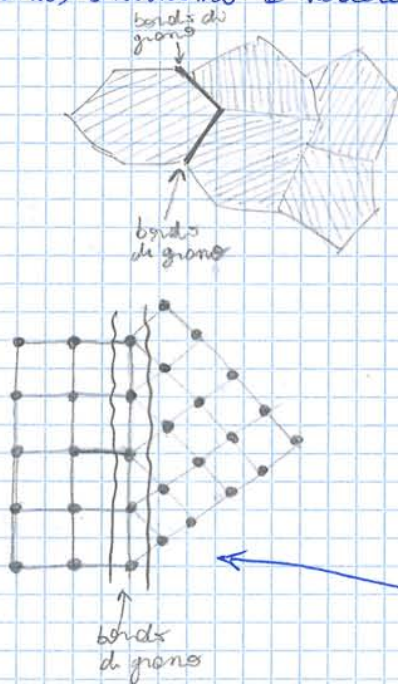
(1 mm = 1000 ^{micrometri} μm)

Bisogna prima pensare cosa sono i BORDI DI GRANO.

Un componente metallico a livello microscopico non è costituito da un solo reticolo cristallino, ma da un ordine periodico che si estende a tutto l'oggetto ma tale ordine periodico si estende solo ad un piccolo dominio (intorno al nostro componente) detto GRANO CRISTALLINO.

Di solito l'ordine di grandezza degli ~~grani~~ grani cristallini per gli acciai è intorno ai 10 μm = 0,01 mm (1 centesimo di mm).

All'interno di questi grani si rispetta l'ordine cristallino perfettamente ripetitivo. Se noi facciamo una sezione di un materiale metallico e lo ingrandiamo con un microscopio (in realtà la sezione deve essere una superficie liscia e pulita e lavorata con dei trattamenti) osserviamo a vedere una struttura del tipo indicato in figura:



La figura mostra in ogni grano la struttura, ad esempio, del ferro (1, 1, 1) che chiaramente non considero tra grano e grano. Il bordo, o la linea, che separa 2 grani non è altro che una regione in cui non ci sono atomi estranei ma semplicemente gli atomi reticolari a destra seguono un orientamento del reticolo diverso da quello di sinistra. Quindi il reticolo che si incontrano sui bordi di grano formano tra loro un certo angolo → infatti i bordi di grano si possono formare come:

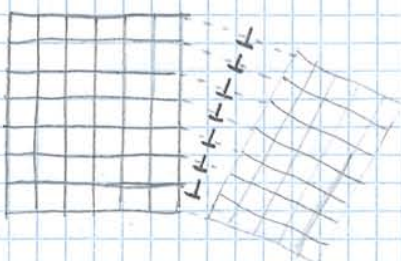
- Bordi ad alto angolo
- Bordi a basso angolo

dove chiaramente l'angolo viene determinato tra le tracce dei piani con gli stessi indici (ad esempio (1, 1, 1) dei 2 reticoli)

C'è perciò una regione della ^{lunghezza pari a} ~~lunghezza~~ $z = 5$ atomi (per esempio) in cui non c'è un ordine cristallino perché c'è un bordo al confine tra 2 reticoli orientati diversamente

I bordi di grano sono importanti perché difficilmente possono essere attraversati dalle dislocazioni.

Si può pensare al bordo di grano come il risultato di tante dislocazioni accumulate l'una sull'altra (vedi a sinistra disegno sul cluster)



Si potrebbe pensare di riempire lo spazio tra i 2 reticoli (che si va allungando verso l'alto) aggiungendo prima un piano di atomi, poi ne aggiungo un altro e così via → il che equivarrebbe a mettere tante dislocazioni a piccoli intervalli lungo il bordo.

anche se un rettilo nella soluzione solida non c'è niente che precipita fuori (la matrice è solida) → si formano queste particelle di una seconda fase precipitate dall'interno dei grani della fase principale.

Queste particelle sono molto piccole nel senso che se il grano austenitico ha una dimensione, tipica per i metalli, di circa $15 \mu\text{m}$ (15 millesimi di mm), tali particelle saranno molto più piccole di $1 \mu\text{m}$, per esempio $0,1 \mu\text{m}$.

Quando una dislocazione si muove attraverso il grano, incontra queste particelle e viene bloccata.

Questo è un meccanismo di rafforzamento piuttosto complesso da realizzare ma efficace.

Il rafforzamento non dipende da quanto sono grandi le particelle ma da quante ce ne sono per ogni unità di volume del materiale (meglio avere particelle più piccole ma molto numerose).

L'effetto per cui la particella blocca la dislocazione è dovuto in parte al fatto che la particella ha una sua stessa capacità di deformazione plastica più ridotta (è più dura e resistente della matrice), in parte al fatto che la particella quando si forma crea uno stato tensionale attorno a se stessa.

Spesso nelle leghe metalliche in uso si ritrova più di un meccanismo di rafforzamento tra quelli spiegati; ad esempio in un acciaio ~~acciaio~~, la resistenza è dovuta all'effetto del:

- rafforzamento per soluzione solida (si ritrovano elementi disciolti come C, Mn, Si);
- rafforzamento per affinamento del grano (attraverso i vari processi produttivi si cerca di avere un grano piccolo);
- rafforzamento per incrudimento (può essere anche l'ultimo passaggio della produzione da un po' di incrudimento anche se non è uno dei metodi più utilizzati).

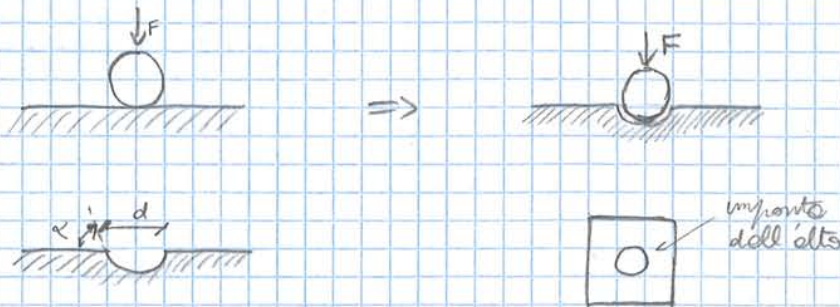
PROVE DI DUREZZA

La durezza è la resistenza di un materiale alla penetrazione con una punta.

La prova, in generale, consiste nell'applicare un indentatore con una certa forza su una superficie piana. Tale indentatore è fatto di materiale di durezza elevata, così da non deformarsi.

1) PROVA BRINELL

In questo caso l'oggetto che viene premuto contro la superficie piana ~~ha~~ ha la forma di una sfera. ~~L'oggetto~~ L'oggetto viene premuto con una certa forza sulla superficie (che deve essere abbastanza liscia perlomeno in relazione al diametro della sfera) realizzando un'impronta; quando poi si toglie la sfera rimane un'impronta: si misura il diametro "d" e si calcola la superficie di contatto tra la sfera e il materiale (superficie della calotta sferica).



In definitiva la durezza BRINELL si definisce come:

$$HBW = \frac{\text{FORZA (kgf)}}{\text{AREA DI CONTATTO (calotta sferica) (mm}^2)} = \frac{F}{\frac{1}{2}\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \left[\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right]$$

Svilgimento: si applica la punta nel materiale e si applica un carico che fa affondare la punta e leggermente nel materiale (F_0)
 Poi si applica il carico completo ($F_0 + F_1$) e chiaramente si ha un aumento con- siderabile dell'affondamento.
 Infine si rilascia il carico F_1 , lasciando la punta ancora saldamente con il carico F_0 → la punta torna indietro leggermente per il fenomeno del ritorno elastico e così che si misura e lo spostamento verticale tra la posizione con il carico e la posizione finale.
 Il carico è circa 10 kgf
 Il carico completo (per la prova Rockwell C) è 150 kgf

Un'altra differenza con le prove Vickers e Brinell è che in queste ultime si può applica- re una qualsiasi entità di carico poiché alla fine si fa il rapporto con l'area d'impronta; nel caso della prova Rockwell, invece, il carico è standardizzato.
 Il carico serve a portare la punta a contatto con il materiale (serve a ~~...~~ ridurre una zona della porzione verticale della punta), poi si applica il carico totale con cui la punta affonda veramente nel materiale, infine si lascia solo il carico; la differenza tra le 2 quote verticali mi dà il valore "h" che poi viene usato in una formula convenzionale:

$$HRC = 100 - 500 h [mm]$$

(h di solito è nell'ordine del decimo di mm)

Il meno nella formula significa che più "h" è grande più il materiale offre poca resistenza alla penetrazione di una punta.

Questo modo di misurare la durezza dà luogo ad una scala del tutto convenzionale ~~non rappresentativa~~.

Un'altro aspetto che interessa è la relazione tra i diversi tipi di durezza (in realtà non c'è una formula che vada sempre bene per effettuare la conversione come ci sono una serie di formule empiriche).

Un altro problema che si pone è quello di trovare la resistenza a trazione a partire dal- la durezza.

Molti hanno provato a misurare le tensioni attorno al punto di indentazione in cui penetra l'indentatore delle varie prove per vedere come la prova ~~...~~ applicata potesse essere messa in relazione con tali tensioni; la relazione che quasi sempre si trova, con un po' di approssimazione, è che:

• per la durezza Brinell → $HBW \approx 3\sigma$

con HBW durezza Brinell

σ tensione di flusso plastico

Bisogna tener presente che:

- la tensione di flusso plastico σ non è detto che sia la tensione di snervamento poiché il materiale incrudisce e quindi man mano che la deformazione conti- nua, localmente la tensione necessaria per la deformazione plastica aumenta. Per cui in realtà la " σ " è una via di mezzo tra la tensione di snervamento e la tensione di rottura (perché deve tener conto che localmente il materiale si in- crudisce).

- il fattore "3" è valido e le unità di misura sono uguali (tra HBW e σ); in realtà strettamente la durezza si misura sempre in Kgf/mm^2 mentre la " σ " si tende a misurare in MPa → bisogna effettuare la conversione → occorre il fattore di conversione tra le 2 unità di misura è 10 si ha che:

$$\sigma \approx 3 HBW$$

(si approssima 0,33 e 0,3 e si moltiplica per 10)

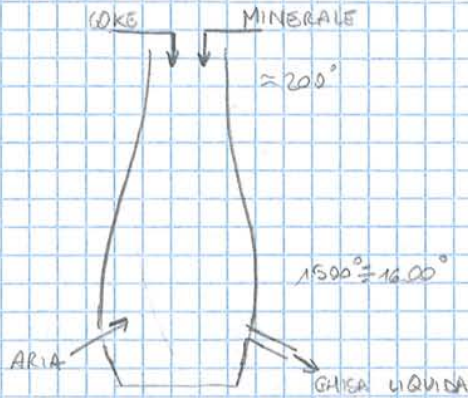
• a zona per delle tabelle per cui ~~...~~ ogni valore di durezza proporziona un valore di ~~...~~ resistenza a trazione; bisogna dire che queste tabelle sono valide soltanto nell'ambito di una stessa categoria di materiali.

CICLO INTEGRALE

L'altoforno può essere descritto come un reattore chimico in controcorrente (una sorta di cilindro leggermente sgonfiato ~~in un po'~~ in basso della mercuria) in cui si introduce:

- dall'alto → minerale, COKE
- dal basso → aria

Il COKE non è altro che grafite, ricavata dal carbon fossile con un trattamento che consiste nel riscaldamento ad alta temperatura con l'effetto di eliminare gli idrocarburi si legano impigionati nel materiale, lasciando solo la grafite → il carbon fossile diventa anche relativamente puro.
Il COKE si presenta quindi come grafite pura con una certa porosità



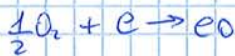
Vengono inseriti strati alterni di minerale e COKE; questi materiali non possono scendere nell'altoforno. La temperatura dei materiali alla bocca del forno sarà di circa 200°; il gas si riscalda nella parte bassa con 1500° ≈ 1600°.

L'aria insufflata contiene:

- N₂ azoto
- O₂ ossigeno

L'azoto non fa niente e non raffredda dove l'altoforno (entire a temperatura più bassa ed esce a temperatura più alta).

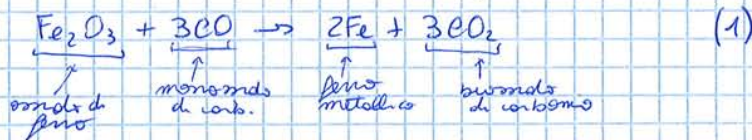
L'ossigeno reagisce con il carbonio del COKE dando luogo alla formazione di monossido di carbonio.



In realtà l'ossigeno e il carbonio potrebbero dar luogo alla formazione del biossido di carbonio. Da cosa dipende? Dalla quantità dei due componenti.

In genere si regolano le quantità in modo da ottenere principalmente CO.

Dopo di che la reazione fondamentale dell'altoforno è:



(Abbiamo considerato l'emolite ma una reazione analogha si ha anche per la magnetite). Inoltre la reazione può anche avvenire per gradi:

1. $Fe_2O_3 + CO \rightarrow 2FeO + CO_2$
2. Da FeO si ha poi il ferro metallico

Ma ogni cosa la reazione complessiva è rappresentata dalla (1)

La reazione fondamentale è una reazione di ossidoriduzione in cui:

- Fe → si riduce
- C → si ossida (formando CO e CO₂)

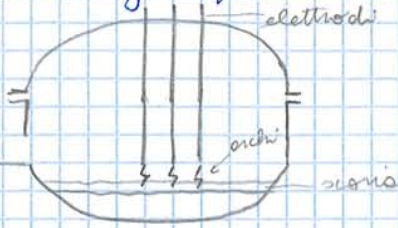
Questa reazione incomincia già nella parte alta dell'altoforno. Perché? Perché nella parte bassa abbiamo la reazione tra O₂ e C con formazione di CO che risale alta ~~verso~~ l'altoforno; il minerale invece, che tende a scendere nell'altoforno, non brucia nella parte alta (ma non solo) e inizia la reazione che man mano porta alla riduzione del ferro. L'altoforno perciò si definisce reattore in controcorrente perché i gas riducenti risalgono dal basso.

La temperatura aumenta dall'alto verso il basso, raggiungendo il massimo (1500° ≈ 1600°) nel punto in cui viene insufflata l'aria poiché lì si ha la maggiore concentrazione di reagenti tra O₂ e C che ~~dannò~~ producono molto calore. La temperatura massima si dice di fusione generalizzata poiché il ferro metallico fonde tutto il ferro metallico uscirà fuso

te per eliminare l'ossigeno, l'idrogeno e l'azoto che vengono trovati nel bagno liquido (perché potrebbero originare delle porosità durante la solidificazione del metallo)

CICLO DA ROTTAMI

3 elettrodi di ferro vengono posti all'interno di un forno ad arco elettrico.



Il forno presenta 3 elettrodi collegati alle 3 fasi della corrente trifase. Tra gli elettrodi e la crosta (di rottami) esistono degli archi elettrici che sviluppano una grande quantità di energia e provocando la fusione completa della crosta (gli elettrodi non fanno consumo e vengono sostituiti).

Il forno elettrico ha un grande consumo di elettricità ma, ad esempio, le emissioni di CO₂ sono ben minori di quelle dell'alto forno, questo perché il metallo si trova già allo stato metallico.

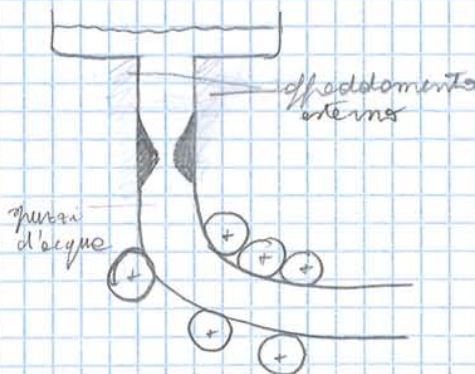
Valendo, anche in questo caso, possono essere effettuate economie di affinamento poiché dal forno elettrico, il bagno metallico passa nello stesso dove si fanno gli opportuni trattamenti.

3 processi successivi sono indipendenti dal ciclo con cui l'acciaio è stato prodotto. ~~Il primo~~ (l'unico differente che si può trovare del punto di vista chimico è che nell'acciaio prodotto con le vie da rottami possono essere impresse che invece nel ciclo integrale non a sono quali, ad esempio, il rame)

Ottenuto l'acciaio liquido bisogna solidificarlo; questo si fa attraverso la COLATA CONTINUA (il metodo più semplice sarebbe quello di versare il metallo liquido in uno stampo e aspettare che si raffreddi ma questo metodo non viene utilizzato né per ragioni economiche che di qualità del prodotto)

Il metodo della COLATA CONTINUA consiste in questo: abbiamo una PANIERA (contenitore basso e largo), in cui viene versato l'acciaio liquido da una ruota sopra, con dei fori, detti scanaloni, attraverso i quali si può permettere il passaggio dell'acciaio liquido. Dopo questi fori l'acciaio passa attraverso dei tubi raffreddati esternamente e man mano che tende a solidificare si forma un guscio esterno solido e del liquido internamente.

Quindi l'acciaio viene obbligato a passare attraverso una serie di rulli e raffreddato esternamente con acqua → l'acciaio diventa completamente solido e viene tagliato.



Si ottengono quindi delle BRAMME, che sono dei parallelepipedi a sezione quadrata (ad esempio) che sono dei prodotti intermedi (sezioni di qualche decina di cm e lunghezza di qualche metro)

Si procede con la laminazione a caldo

LAMINAZIONE A CALDO

Questo può essere effettuato immediatamente sulle bramme (è meglio) perché si evitano una parte del calore e pure le bramme possono essere fatte in un momento e lavorate in la laminazione in un secondo momento.

Di solito tale processo si fa a temperature > 1000° C; le bramme vanno in un forno di riscaldamento (se sono da riscaldare) o di mantenimento (se sono già riscaldate) e da qui vanno a finire in una serie di GABBIE DI LAMINAZIONE: essa è fatta da 2 rulli cilindrici con una luce tra di essi. Questi rulli sono alimentati da motori elettrici e girano come a penna 2 ruote in contatto ma in realtà non sono in contatto perché è presente una luce intermedia. Il metallo, con una pressione maggiore, viene

DIAGRAMMI DI STATO

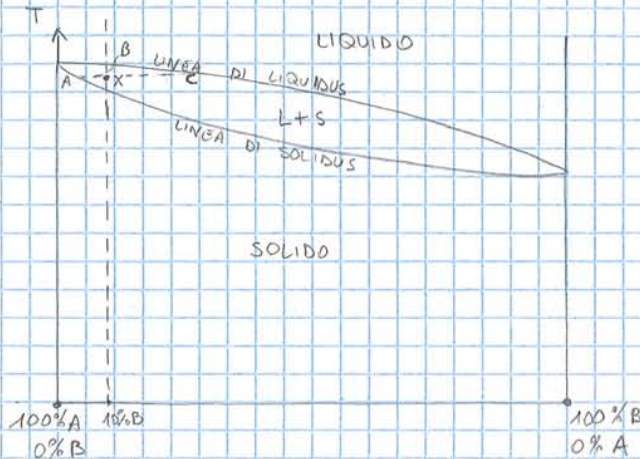
3 diagrammi di stato sono una rappresentazione grafica che ci indica qual'è lo stato termodinamicamente più stabile di una certa miscela di elementi chimici ad una certa temperatura e una certa pressione.

Per le necessità di questo corso, l'effetto della pressione è relativamente poco importante ~~non è tantissimo~~ → ~~non considereremo~~ considereremo diagrammi di stato a pressione costante (atmosferica?)

Le nostre variabili saranno invece:

- la temperatura
- la composizione chimica

Un tipico esempio di diagramma che potremmo fare è il seguente:



in verticale abbiamo la temperatura T
in orizzontale la percentuale di un elemento

Supponiamo di avere una lega di 2 elementi: A e B. Il punto all'estrema sinistra rappresenta la miscela con 100% di A e 0% di B mentre il punto all'estrema destra rappresenta il 100% di B e lo 0% di A.

Uno dei diagrammi più semplici, che si trova in molti casi pratici, è quello dove appaiono in 2 soli fasi (come rappresentato sopra) ovvero una fase liquida e una solida (questo succede ad esempio nella miscela NiFe - come quella normale completa solubilità l'uno nell'altro).

Il limite massimo in temperatura entro cui troviamo ^{solo} la fase solida ~~è detta~~ è detta LINEA DI ~~SOLIDUS~~ SOLIDUS.

Il limite minimo in temperatura oltre il quale troviamo solo fase liquida è detta LINEA DI LIQUIDUS.

Per una data composizione (ad esempio 10% di B) possiamo tracciare una linea verticale e andare a vedere per ogni temperatura cosa succede; fino a che non incontriamo la linea di solidus, il diagramma di stato a due fasi è termodinamicamente più stabile perché che a noi una sola fase (solo fase solida) costituita da 10% B e 90% di A. Quando arriviamo ad incontrare la curva di solidus e aumentiamo di poco la temperatura, la miscela si fonde e formiamo del liquido (non troveremo mai 2 regioni menofoniche confrontate ma ci sarà sempre una regione almeno bifase come la L+S che le divide).
Che miscela di liquido e di solido troveremo? Consideriamo, ad esempio, il punto X (che si trova ad una certa temperatura e ha una certa composizione complessiva), vogliamo sapere cosa succede il diagramma di stato per quella particolare pressione → prevede 2 fasi → per sapere quanto liquido e quanto solido abbiamo (e relativa composizione) tracciamo la retta orizzontale passante per il punto X (che chiamiamo anche punto B) e troviamo i punti A e C sulle curve di liquidus e solidus → avremo che ~~nella~~ nella nostra miscela al punto B coesistono:

- una fase solida con composizione corrispondente al punto A
- una fase liquida con composizione corrispondente al punto C.

Desidero avere insieme il solido e il liquido avremo:

- il solido che contiene la massima percentuale possibile di soluto B per quella temperatura;
- il liquido " " " " minima percentuale possibile di A per quella temperatura.

Ma quanto avremo dell'uno e dell'altro? Se B coincidesse con A sarebbe immediato

Se considero il raffreddamento di una miscela liquida ipoeutettica (C) → raffreddo fino a incrociare la curva → gradualmente si ha la formazione di α dal liquido fino a che (incrociando la linea orizzontale) il liquido ~~non~~ si deve trasformare in $L + \beta$ mentre l' α già formato rimane inalterato.

17/03/2014

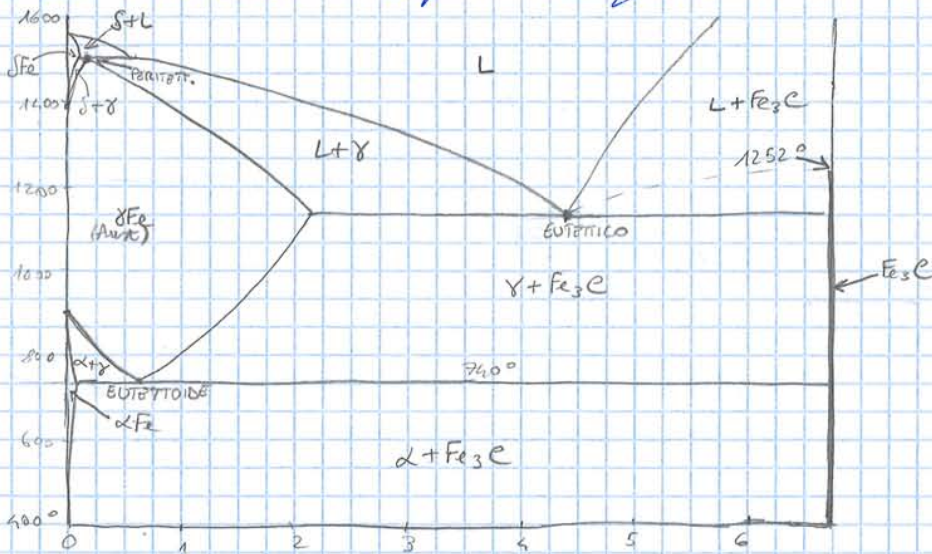
In questa lezione parleremo del diagramma di fase Fe-C.

Questo diagramma è importante perché il carbonio è ~~un~~ l'elemento di lega che ha il più grande effetto sulle proprietà degli acciai.

Su questo diagramma y-verticale la temperatura e in orizzontale la percentuale di carbonio.

L'asse verticale corrisponde allo 0% di carbonio (questo diagramma lo tracciamo per convenzione relativamente a un acciaio, fino al 6-7%).

Vediamo cosa succede per percentuali di carbonio pari a 0% cioè qual sono le strutture allotropiche del ferro.



Da temperatura ambiente fino a 910° abbiamo una struttura detta Ferro alfa (α -Fe) che si dispone con una struttura CCC. (fino a 768° questa struttura ha anche la caratteristica di essere magnetica [cioè ferro magnetico] → al di sopra di quella temperatura lo suo permeabilità magnetica cala di circa 1000 volte [diventa non magnetico] **NON IMPORTANTI MA SÌ LO DICI ALLE SAME E MEGLIO**)

Fino al ferro da 910° e 910° senza chiamarlo ferro β (β -Fe) → ora si preferisce chiamare fino a tutte le ~~temperatures~~ ferro nell'intervallo di temperatura ambiente fino a 910°.

Da 910° a 1394° abbiamo il ferro γ (γ -Fe) cioè il ferro con struttura CFC (non magnetico).

Da 1394° fino a temperatura di fusione (pari a 1538°) abbiamo il ferro δ (δ -Fe) che è esattamente uguale a α -Fe, perché ha struttura CCC, ma gli dà un nome diverso perché compare in un intervallo di temperatura diverso.

In sostanza, quindi, le forme allotropiche del ferro sono 2:

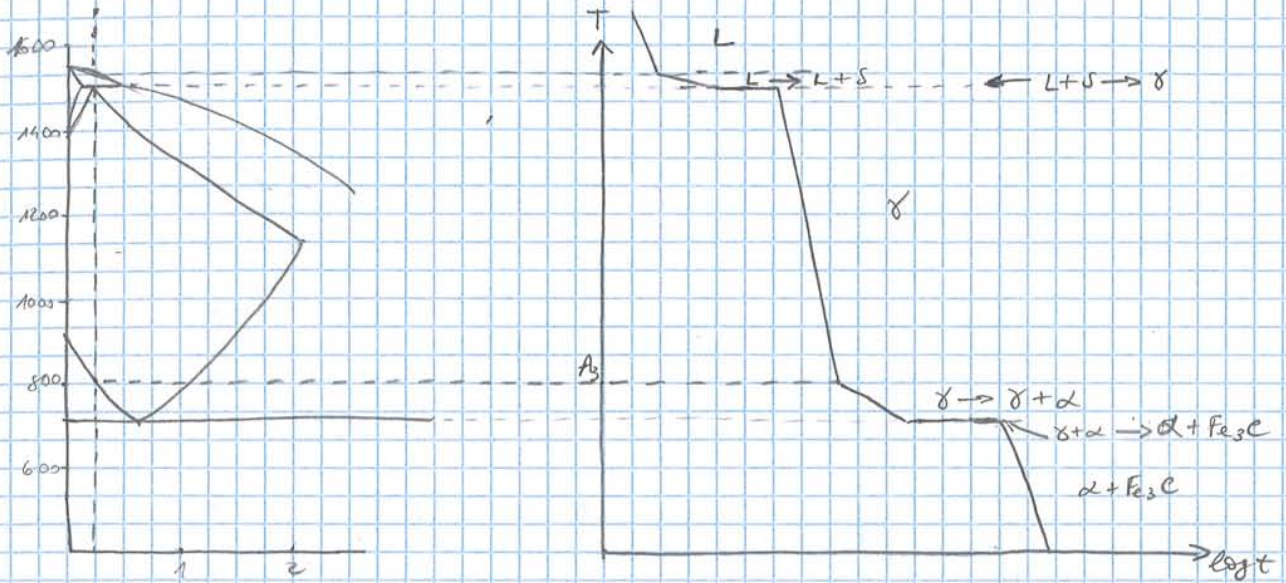
1. Forma CCC → nel ferro α tra temp ambiente e 910° (ferite)
nel ferro δ tra ~~temperatures~~ 1394° e 1538°
2. Forma CFC → nel ferro γ (detto anche austenite) tra 910° e 1394°

Vediamo cosa succede aggiungendo del carbonio:

È praticamente in equilibrio termodinamico (non è sempre facile da ottenere!)
 Le composizioni di nostro interesse sono quelle a sinistra ~~e~~ del punto eutettoide:
 $w\% \text{ di C} < 0,76\%$

1. Composizione con 0,16% C

Partiamo dal liquido (a temperatura superiore a ~~1538~~ 1538°C).
 Ad una temperatura un po' inferiore di 1538° cominciano a formarsi una fase solida.
 Ripartiamo anche il diagramma delle temperature in funzione del tempo
 [diagramma ^{curva} di raffreddamento]



Durante la fase di trasformazione da liquido a solido il raffreddamento diventa più lento perché c'è un rilascio di calore (calore latente di solidificazione).

Per vedere la percentuale di fase liquida e la percentuale di fase solida con la regola della leva.

Quando si arriva alla temperatura eutettica si ha che molto grado sopra il diagramma di stato prevede una miscela $S+L$ mentre meno grado sotto prevede il 100% di Ferrite $\delta \rightarrow$ esattamente e quella temperatura a dorso c'è una trasformazione completa delle 2 fasi citate in $\delta \rightarrow$ la temperatura si deve arrestare.

Dopo di che può riprendere il raffreddamento \rightarrow si ha un grande intervallo di temperatura in cui c'è solo Austenite \rightarrow si arriverà fino a una temperatura detta A_3 e si avrà una trasformazione di Austenite in Austenite + $\alpha \rightarrow$ ci sarà un rallentamento del raffreddamento (possiamo trovare la quantità di α e di Aust con la regola della leva).

Arrivati alla temperatura eutettoide notiamo che poco sopra questa temperatura abbiamo $\alpha + \text{Aust}$ mentre poco sotto abbiamo $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow$ perciò a questa temperatura l'austenite deve scomporsi e deve essere sostituita da ulteriore α e Fe_3C .

Dopo di che la temperatura può continuare a scendere ma trasformazioni ulteriori.

Le trasformazioni intorno al punto eutettoide sono le più importanti perché ~~influenzano~~ influenzano l'acciaio a temperatura ambiente.

● STUDIO DA FALCO SU DIAGRAMMA FE-C delle pagine 2-3

Gli acciai che si trovano a sinistra del punto eutettoide ($w\% \text{ di C} < 0,76\%$) vengono detti ACCIAI IPOEUTETTOIDICI (non quello di cui ci occupiamo).

Gli acciai che si trovano nel punto eutettoide ($w\% \text{ di C} = 0,76\%$) vengono detti ACCIAI EUTETTOIDICI.

Gli acciai che si trovano a destra del punto eutettoide ($w\% \text{ di C} > 0,76\%$) vengono detti ACCIAI IPEREUTETTOIDICI.

Di lì in avanti abbiamo le ghise.

te l'aumento della temperatura di completa austenizzazione fino a una temperatura un po' inferiore a quella eutettica ~~500°C~~ (500°C) abbastanza rapidamente e poi si mantengono a 500°C per un po' di tempo per poi raffreddarlo di nuovo (processo di potentamento), oppure raffreddarlo rapidamente fino a una temperatura un po' più alta dei 500°C e poi lentamente nell'interno dei 500°C. Il risultato è quello di formare austenite in finitè ad una temp. più bassa di quella prevista dal diagramma di stato → austenite avere la trasformazione a 720°C lo stesso ed una temperatura minore → finitè più fine (1/10 di μm o meno) (Processo Steelmorè)

• deformazione a freddo (trafilatura) → procedimento per cui un filo viene portato a passare attraverso un orificio di diametro un po' minore del filo stesso (in caso di trafilatura e non estrusione finitè il filo viene tirato da velle) → lo sforzo in uscita sarà maggiore per avere l'equilibrio la riduzione di sezione ad ogni passaggio non può essere troppo grande finitè altrimenti il filo non sarebbe in grado di reggere la prova che si deve effettuare da un diametro iniziale di 10 mm si arriva ad un diametro finale di 1/10 di mm. A livello microscopico accadono 2 fenomeni:

1. la finitè diventa ancora più fine (la deformazione avviene quant'altro nella finitè)
2. le lamelle tendono ad essere sempre più orientate nella direzione di trafilatura → si orientano in tale direzione → questo fornisce il materiale delle proprietà anisotrope

19/03/2014

Il diagramma Fe-C nasce dal fatto che esiste una solubilità allo stato solido del carbonio nel ferro.

Il ferro ha delle trasformazioni allotropiche ovvero il ferro cambia di fase (cristallograficamente la cella cubica):

- fino a 907° è ccc;
- oltre i 907° e fino a ^{quasi 1394} ~~1394~~ è cfc;
- oltre i 1394° fino a 1537° (fusione) è ccc.

Se noi andiamo a vedere dove il carbonio può andarsi ed alliscare, notiamo che la dimensione atomica del carbonio è più piccola di quella del ferro → è impossibile un meccanismo sostitutivo. È logico che la presenza del carbonio nel reticolo del ferro è una presenza di tipo interstiziale.

Dove sono questi interstizi? Se andiamo a vedere la cella ccc e osserviamo che il centro degli angoli ~~è occupato dal ferro~~ e il centro delle facce ~~è occupato dal ferro~~ costituiscono posti vuoti → è logico pensare che il carbonio vada a finire lì. Quanto carbonio si può sciogliere? Poco perché tale spazio è abbastanza limitato.

Uno spazio maggiore si trova nella configurazione cfc → lo spazio è quello all'interno della cella (è lo spazio più grande → ce ne saranno di più) e lo confrontiamo

Se noi misuriamo il volume a disposizione con il volume dell'atomo di carbonio o osserviamo che il volume di carbonio è comunque maggiore di quello a disposizione negli interstizi → ciò significa che:

1. l'atomo di carbonio per entrare negli interstizi deve deformare la cella
2. poiché l'atomo di carbonio deve deformare la cella, la solubilità sarà limitata
3. la solubilità del C nel reticolo ccc è minore della solubilità del C nel reticolo cfc per il motivo che nel secondo caso il volume a disposizione è maggiore. La prova è che la solubilità del C nel reticolo ccc vale 0,02% alla temperatura di 727° mentre la solubilità del C nel reticolo cfc vale circa 2% alla temperatura

Flusso diffusivo

$$\phi = D_j \cdot \Delta c$$

\uparrow coefficiente di diffusione \uparrow differenza di concentrazione tra 2 punti

Il coefficiente di diffusione si determina nel seguente modo

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

con D_0 costante tipica della coppia diffusiva (un metallo che diffonde dentro un altro metallo)

$e^{-Q/RT}$ è espressione di Arrhenius

Q calore di attivazione del processo (quantità di energia che devo mettere per innescare la diffusione di 1 mole di sostanza)

R costante dei gas

T temperatura in Kelvin

Questa espressione mi dice che la diffusione dipende esponenzialmente dalla temperatura \rightarrow l'effetto della temperatura sulla diffusione è di tipo esponenziale. Inoltre il tempo influenza con un effetto di radice quadrata \rightarrow per raddoppiare il fenomeno diffusivo dobbiamo quadruplicare il tempo.

L'effetto della temperatura è molto più sensibile dell'effetto del tempo \rightarrow molto più sensibile un cambio di temperatura, che un cambio di tempo.

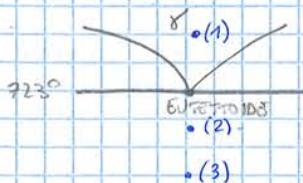


Perciò la reazione di trasformazione eutettoidica è influenzata dal tempo e dalla temperatura. ~~Però~~ Tale reazione avviene con:

- la nucleazione (si generano dall'austenite dei nuclei di ferrite e cementite)
- la crescita

Cosa significa effettuare trattamenti termici? Effettuare trattamenti termici significa valutare l'effetto della velocità di raffreddamento:

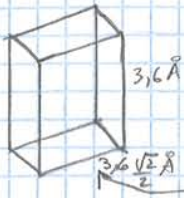
- velocità di raffreddamento lente: significa raggiungere ed alta temperatura (e la temperatura diminuisce gradualmente)



- (1) Sopra i 723° l'austenite è la fase con minore energia \rightarrow l'austenite non si trasforma (è stabile) (no nucleazione)
- (2) Sotto i 723° (nel punto (2) quindi poco sotto) ($\approx 720^\circ$) il diagramma di equilibrio mi dice che siamo in condizioni da cui l'austenite ha un'energia ~~più~~ maggiore rispetto alla miscela ferrite + cementite (ferrite). Però siamo molto vicini alle condizioni di equilibrio \rightarrow il surplus di energia dell'austenite rispetto alle ferrite è limitato
- (3) Sotto i 723° (nel punto (3) e circa 600°) se a un certo punto raffreddando rapidamente avremo ancora austenite ~~instabile~~ ma ~~più~~ stavolta il salto energetico è decisamente maggiore tra l'austenite e la ferrite \rightarrow ha molto energia in più rispetto a quella di equilibrio

Perciò nelle condizioni (2) che nelle condizioni (3) l'austenite ha la tendenza

Non abbiamo 2 celle FCC affiancate → abbiamo detto che gli atomi di carbonio si posizionano al centro delle celle
 Detrás la struttura FCC abbiamo una struttura a corpo centrato
 Trascurando l'effetto del carbonio che dilata la cella, la lunghezza della spigolo della cella FCC è 3,6 Å.
 Mentre 2,8 Å è la ~~lunghezza~~ lunghezza della spigolo della cella ccc.
 Se estraiamo la struttura interna a corpo centrato:



- l'altezza equivale alla lunghezza dello spigolo della struttura FCC → 3,6 Å
- lo spigolo indicato è la semidiagonale della faccia della struttura FCC → $3,6 \cdot \frac{\sqrt{2}}{2}$ Å

Siccome sappiamo che a una certa temperatura la struttura da FCC deve trasformarsi in ccc, come avviene questa trasformazione?
 • il lato della cella deve ridursi da 3,6 a 2,8.
 • lo spigolo di base deve allargarsi da 3,6 ($\sqrt{2}/2$) (≈ 2,54) a 2,8

Pero questi sono movimenti non implicano diffusione perché sono in scala subatomica (sono movimenti di tipo meccanico)
 Succede che la cella si accorde e si allarga con spostamenti piccolissimi la struttura però diventa obliqua perfettamente cubica solo in assenza di carbonio; siccome c'è il carbonio, la cella ~~non si deforma~~ si deforma meno comunque ma in misura minore (non ovvero a 2,8 Å) → ~~non~~ non avremo un cubo ma un cubo deformato verso l'alto detto TETRASONO

Questo nuovo fase si chiama MARTENSITE: è una fase metastabile (e quindi non la troviamo sul diagramma Fe-C), è una soluzione solida metastabile (termodinamicamente non stabile) di carbonio in ferro ccc (che in realtà è un tetragono)
 Però se raffreddiamo velocemente impediamo i meccanismi diffusivi e si forma la martensite (struttura molto deformata, molto tensionata e quindi molto dura). La durezza della martensite dipende da quanto carbonio è rimasto intrappolato:

- poco carbonio → poco deformata
- tanto carbonio → tanto deformata

La martensite è fragile perciò non ~~si~~ viene mai utilizzata il materiale in questa forma ma la martensite si riscalda con un processo detto RINVENIMENTO

Però abbiamo:

- la fase di raffreddamento veloce (a partire da 50° sopra la temp di solubilità ~~azione~~ dell'austenite) detta TEMPRA
- fase di riscaldamento (tra 500° - 550°) chiamata RINVENIMENTO

TEMPRA + RINVENIMENTO = BONIFICA

In inglese

- TEMPRA → QUENCING
- ACCIAIO TEMPRATO → QUENCHED STEEL
- RINVENIMENTO → TEMPERING
- ACCIAIO BONIFICATO → TEMPERED STEEL
- ACCIAIO CALMATO → KILLED STEEL
- GHISA → CAST IRON

La distorsione consiste nell'offrire un riscaldamento (di norma tra i 250° e i 300°) ed eventualmente anche una piccola deformazione dell'ordine dell'1% la combinazione di queste 2 azioni porta ad avere un profilo di tensioni residue circa nullo.
 A seguito di questo trattamento, solitamente, il corso di movimento elementare un po' per effetto dell'invecchiamento (cioè alcuni giorni di carbonio che si trovano all'interno della fibrilla vanno a posizionarsi nelle dislocazioni)

Vediamo alcune proprietà dei fili di vario diametro

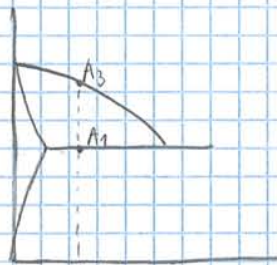
ϕ	[MPa] YS	[MPa] UTS	[%] Au	
15	800	1000	3,5%	YS = carico a movimento UTS = carico a rottura
5	1420	1570	"	Au = allungamento a rottura
Trecci (3 fili)	1670	1860	"	Tol. laterale sono omotrope cioè valgono solo lungo la direzione dell'asse del filo (o trecci che sia)
Trefolo (7 fili)	1820	1900	"	

CURVE CCT E TTT

Questi diagrammi sono un modo per rappresentare in modo compatto una serie di esperimenti riguardo la cinetica delle trasformazioni di fase

Vediamo prima i diagrammi TTT:

Le curve TTT vanno particolarmente bene per rappresentare il processo di invecchiamento perché è un processo molto simile.
 Si riporta in verticale la temperatura e in orizzontale il logaritmo del tempo trascorso dall'inizio del raffreddamento.
 Si parte con un campione dell'acciaio in esame che è stato austenitizzato ad una temperatura per cui, ad $A_3 + 50^\circ$ (dove A_3 è la minima temperatura alla quale, in un acciaio, si ha il 100% di austenite stabile; la rappresentiamo di seguito).



Si riscalda ad una temperatura ~~superiore~~ leggermente superiore ad A_3 per essere sicuri che la trasformazione di austenitizzazione sia completa anche per un tempo di riscaldamento che non è ∞ .
~~È~~ A_1 è la max temperatura alla quale ho la ferrite

Però abbiamo un elemento di acciaio tutto composto da austenite. Questo elemento viene poi sottoposto ad un trattamento di raffreddamento rapido dalla temperatura di austenitizzazione fino ad una temperatura x (che non è altro che quella riportata sull'asse verticale del grafico)

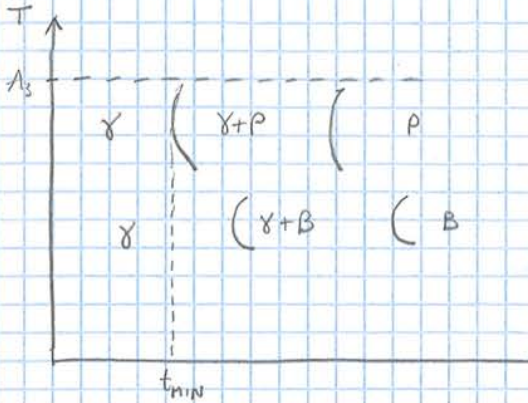
Però l'oggetto segue una traiettoria di raffreddamento che dall'inizio è massima fino alla temperatura x a cui segue un mantenimento a temperatura costante per un tempo illimitato.
 Durante questo mantenimento osservando cosa succede al materiale \rightarrow voglio determinare in quale momento comincia la trasformazione dell'austenite in qualcosa altro e in quale momento finisce

Ad esempio ~~devo~~ arrivare alla temperatura T_x , ad un tempo t_1 inizia la trasformazione e ad un tempo t_2 finisce:

In realtà le curve rappresentate dovrebbero essere viste come una sovrapposizione di 2 curve: una per la bainite e una per la perlite che si nota che ad un certo punto si intersecano

La Bainite è un altro tipo di struttura che può derivare dall'austenite che ha delle proprietà intermedie tra la perlite e la martensite

Se considero un acciaio alto legato (con elevata percentuale di elementi lega) il diagramma TTT si modifica e si ottengono ~~due~~ 2 gruppi di curve nettamente distinti:



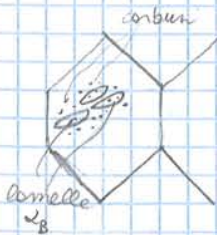
In questo caso abbiamo 2 curve a "C" diverse per la perlite e per la bainite perché le 2 trasformazioni hanno, in questo caso, una cinetica diversa

Negli acciai non legati a volte ~~queste~~ le curve della perlite e della bainite si distinguono e a volte no.

La bainite è una struttura intermedia tra ~~austenite~~ perlite e martensite; ha in comune con la perlite (a livello cristallografico) ~~questo~~ il fatto di essere una miscela di ferrite e carbonio, con la differenza che i carboni non sempre sono Fe₃C ma alle volte sono carboni diversi (con strutture diverse) e non sempre solo al ferro ma anche con altri elementi di lega. Ha in comune con la martensite di essere una trasformazione nella quale si ha una relazione ben precisa tra la fase madre (austenite) e la fase che ne deriva (Bainite) attraverso ~~la~~ relazione di Bain (vista nelle zone ~~lezioni~~) (che vale per la martensite).

Infatti la bainite si forma in un modo ondoso: movimento relativo di certi piani reticolari che fanno, di scatto, la formare un reticolo nell'altro. La differenza è che, nella bainite, gli atomi di ferro e gli atomi sostituzionali del ferro (quegli atomi che formano il reticolo) si comportano come detto mentre il carbonio ha la possibilità di diffondere e andare a formare dei carboni

Possiamo ~~immaginare~~ immaginare la trasformazione in questo modo:



Si parte da un cristallo di austenite vicino a tanti altri. Si inizia a formarsi una piccola lamella di α_B (ferrite bainitica) che si trasforma istantaneamente \rightarrow per la trasformazione rallenta perché il carbonio fuoriesce e dà origine a precipitazione di carbonio nell'immediata interior della regione trasformata o anche all'interno della regione stessa (i carboni possono essere cementite o altri tipi di carboni)

tempo (dove CCT) ha passato buona parte del suo tempo al di sopra della temperatura A_1 (o comunque a temperature alte) in cui la crescita e la nucleazione risultano meno minime \rightarrow è dunque che rispetto alla TTT, le curve CCT sono traslate verso destra.

TRATTAMENTI TERMICI E TERMOMECCANICI MASSIVI DEGLI ACCIAI

A livello industriale gli acciai sono sottoposti ad una serie di processi produttivi della colata continua in avanti i quali hanno degli effetti non solo sul tipo di forma e dimensione del prodotto, ma anche sulle caratteristiche della microstruttura (bainite, ferrite + ferrite, ecc...)

Soltanto nella fabbricazione di barre e profile si cerca di realizzare entrambi gli scopi con ~~due~~ dei processi che seguono ~~non~~ l'uno che l'altro core.

Questi prodotti in genere vengono fabbricati con:

- colata continua
 - laminazione a caldo
 - raffreddamento
- } controllo dei due processi volto ad ottenere determinate microstrutture e proprietà

In altri tipi di acciai più nobili (per fabbricazione di utensili o telai per macchine) si utilizza un processo diverso:

- si controlla la composizione
- laminazione a caldo (senza preoccuparsi della microstruttura che ne consegue)
- lavorazione meccanica
- trattamenti termici (allo scopo di regolare la microstruttura)

Nonostante quest'ultimo processo sia più semplice da capire è più costoso

TRATTAMENTI TERMICI

3 trattamenti ^{termici} meccanici che tratteremo sono:

1) RICOTTURA

Per il caso particolare degli acciai si suddivide in:

- RICOTTURA SUBCRITICA
- RICOTTURA COMPLETA (O SUBCRITICA)

Questa suddivisione è dovuta al fatto che gli acciai hanno la trasformazione di fase da ferrite a cuneite

2) NORMALIZZAZIONE

Fondamentalmente è una variante della ricottura completa

3) BONIFICA = TEMpra + RINVENIMENTO

1) RICOTTURA:

- Subcritica: si intende la ricottura svolta a temperatura ^{inferiore} ~~superiore~~ della temperatura ^{inferiore} ~~superiore~~ di trasformazione delle fasi degli acciai (inferiore a A_1 e A_2) (inferiore a $650 \approx 700^\circ$)
 La ricottura subcritica ha lo scopo di eliminare lo stato di incrudimento lasciato da precedenti deformazioni plastiche a freddo (la deformazione a freddo per acciai per l'edilizia civile non è molto comune ma lo è per altri tipi di acciai)
 Terzo si viene fatta una deformazione a freddo (soltanto

3) BONIFICA

È costituito da due processi: $\begin{cases} \text{Tempra} \\ \text{Rinvenimento} \end{cases}$

• Tempra: Il processo parte da una temperatura di austenizzazione completa ($A_3 + 50^\circ$) e conduce un raffreddamento veloce. Come si fa questo raffreddamento veloce? Con fiumi d'acqua che circondano il componente che corre lungo un corso lungo il suo percorso (due volte ~~il~~ il pezzo può anche essere immerso direttamente in acqua).
L'effetto è quello di realizzare la trasformazione in martensite la quale ha proprietà meccaniche elevate \rightarrow in particolare ha una durezza elevata la quale deriva da una serie di fattori: primo fra tutti la presenza di carbonio in soluzione solida nella struttura tetragonale in percentuale molto più alta rispetto alla massima solubilità.
La trasformazione è completa in martensite anche se siccome il raffreddamento non è omogeneo può accadere che la parte interna non sia sottoposta da un raffreddamento meno veloce ma alla fine si dovrebbe ottenere comunque il 100% di martensite.

• Rinvenimento: è un processo che serve ad aumentare la duttilità (la deformabilità) della martensite a scapito della sua resistenza meccanica.
Infatti la massima resistenza a trazione viene raggiunta dopo la tempra ma la sua duttilità è ridotta.
Con il rinvenimento quindi si cerca di recuperare un po' di duttilità a scapito di una accettabile riduzione della sua resistenza a trazione.
Da un punto di vista microscopico ci si avvicina alle condizioni di equilibrio.
Viene realizzato con un riscaldamento (simile a cottura a bassa temperatura) ad una temperatura nettamente minore di A_1 :

- lo si fa a $200 \div 300^\circ$
- OPPURE lo si fa a $600^\circ \rightarrow$ ~~si~~ gran parte del carbonio fuoriesce dal reticolo del ferro andando a formare dei carburi e la martensite (prendendo del carbonio) diventa di fatto ferrite.

Si ottiene quindi una miscela di ferrite e carburi; più è una miscela di ferrite e carburi ben dispersa da quella che troviamo nella bainite o nella perlite \Rightarrow

- dimensione e distribuzione dei carburi (carburi fini e dispersi)
- dimensione dei singoli grani di ferrite (grani più piccoli)

Lo si considera miglior proprietà meccaniche rispetto a quelle che si possono ottenere con la perlite o con bainite ecc...

La tempra a volte presenta delle difficoltà di realizzazione esse il risultato del processo di tempra dipende contemporaneamente da:

- caratteristiche dell'acciaio (intese come contenuto di elementi di lega e quindi la temperatura martensite start che ne consegue e velocità critica che ne consegue)
- geometria dell'oggetto
- modi in cui è raffreddato

Vediamo il primo oggetto:

• caratteristiche dell'acciaio: se considero un acciaio con basso tenore di elementi di lega avrà una velocità critica maggiore rispetto ad un acciaio con alto tenore di elementi di lega. Se più facile da temprare è l'acciaio con le curve TTT e CCT più spostate verso tempi più alti (più spostate verso destra).

La micrografia è un'immagine ottenuta con un microscopio ottico con un ingrandimento che potremo dedurre da una banda in alto a destra con una certa unità (ad esempio $10 \mu\text{m}$)

TEMPRA

Prendendo il processo della tempra, ~~osservando~~ si osserva che la tempra presenta dei problemi di tipo termofisico: è difficile ottenere la velocità di raffreddamento necessaria ad ottenere la tempra in tutti i punti di un oggetto di una certa dimensione \rightarrow bisogna raffreddare con acqua o con altra media che sono in grado di esistere molto dove della superficie e dal tasso tempra bisogna tenere in considerazione la conducibilità del calore all'interno del materiale \rightarrow esiste una parte esterna sottoposta ad un raffreddamento più rapido e una parte interna sottoposta ad un raffreddamento più lento. Questo in alcuni prodotti può portare a conseguenze importanti. Per alcuni acciai di ferro le strutture è facile che si abbia tempra completa ma per acciai in acciaio con sezioni di grandi dimensioni è più difficile.

Si può compensare un problema di questo tipo rendendo un acciaio più temprabile \rightarrow aggiungendo elementi di lega \rightarrow queste le curve CCT e TTT più a destra. Siccome gli elementi di lega costano, non sempre viene utilizzato questo espediente.

Un altro problema che si verifica durante la tempra è la formazione di tensioni di tempra (conseguenza di quanto detto prima riguardo la differenza di temperatura tra l'esterno e l'interno che causa anche differenza di fasi nel ferro) \rightarrow questi fenomeni possono portare alla formazione di tensioni interne dovute meccanicamente dovute ad un problema di contrazione termica ~~dovuta~~ della parte più esterna non seguita (con lo stesso entità di acciamento) della parte più interna. A questo contribuiscono:

- differenze di temperatura;
- " di fasi (perché ad esempio l'austenite ha una densità maggiore delle ferrite \rightarrow la trasformazione di austenite in ferrite comporta un aumento di volume importante).

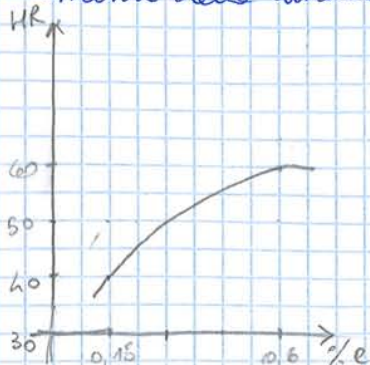
In alcuni casi tali tensioni di tempra possono essere così elevate da causare delle rotture del componente (non con estremo). Altre volte possono causare delle deformazioni.

In ogni caso per prodotti per l'ingegneria civile tali tensioni di tempra non causano grandi problemi.

PROPRIETÀ MARTENSITICHE

La martensite può essere definita come ferrite sovrassatura di carbonio in cui abbiamo una struttura cristallina non più cubica ma tetragonale. ~~Il~~ Il tenore elevato di carbonio fa sì che la martensite sia un materiale particolarmente duro (in senso a movimento particolarmente elevato).

Si può vedere l'andamento della durezza (Rockwell) al variare del tenore di carbonio \rightarrow si è notato che all'aumentare del tenore di carbonio aumenta la durezza in modo importante (passa da 40 Rockwell per 0,15% a 60-65 Rockwell per 0,6%) \rightarrow l'aumento della durezza comporta una riduzione della duttilità (deformabilità).



(Vedi disegno pag. 4)

\downarrow
c'è il
diagramma

- Yield Point
- Tensile Strength } portano da valori molto alti e ~~si~~ subiscono un elevatissimo allungamento

Modi di sollecitare il movimento a f.c.:

- a 600° (la più alta)
 - a 250° (la più bassa)
- questo porta ad avere una versione delle proprietà dell'inizio molto sentite (a 250°) per non ombra molto fino a 600° C.

PROCESSO TEMPERE

Processo molto usato per la fabbricazione delle barre per ~~se~~ e.ö.

Questo processo consiste fondamentalmente in una tempera forata (in sostituzione del processo di tempera che è costoso). La corsa del movimento da fare è in un formato e inoltre prevede una tempera totale del pezzo a più o meno (per pezzi non troppo grandi e per acciai più ricchi di elementi di lega F per costosi)

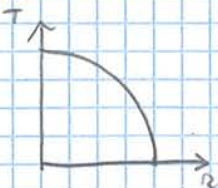
Con questo processo, invece, si riesce a ridurre la martensite rimasta sulla parte esterna delle barre.

Il processo ~~è~~ è composto dai seguenti passi:

- **Laminazione:** la barra passa attraverso dei rulli con una gola da cui passa la barra. Essi è ad una temperatura notevolmente superiore a 1000° C ed è composto da austenite (a f.c. con β che la conversione a caldo è più facile di quella a freddo)
- **Corsa di raffreddamento:** la barra entra in una sezione dell'impianto che è una corsa di raffreddamento in cui ~~si~~ spruzza acqua da tutte le direzioni sulle barre per una lunghezza notevole. La barra si sta muovendo con una velocità notevole però il materiale ha formato già piccoli step in cui la sezione è stata ridotta \rightarrow la velocità è aumentata (per mantenere costante la portata)

Dalla figura in slide si nota che ~~la~~ la sezione delle barre risulta composta da 2 porzioni:

- parte più esterna (raffreddata più in fretta) composta da martensite (rims) con le nervature in figura)
- parte più interna (raffreddata con ~~meno~~ minore velocità e ancora calda) composta da ferrite / perlite
- **Tappeto di raffreddamento:** le barre vengono poi formate su un tappeto a raffreddare lentamente. Bisogna vedere cosa succede alla superficie e cosa succede al cuore: quando ho una sezione con un forte raffreddamento, il profilo di temperatura in funzione del raggio presenta un gradiente importante (temperatura più alta al centro e ~~la~~ più bassa all'esterno) come vediamo ~~in~~ nella seguente figura



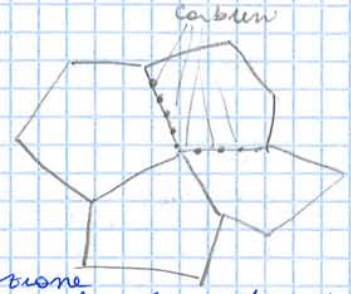
Se invece si raffredda con un mezzo meno drastico (tipico) la pendenza di tale curva sulla superficie dev'essere minore, come vediamo nella seguente figura:

fenomeno e l'altro ne ha un fenomeno di nucleazione e di crescita del grano. A seconda della temperatura e altre condizioni prevale il primo effetto sul secondo o viceversa.

Nei trattamenti termomeccanici si cerca di ~~controllare~~ modificare queste condizioni in modo tale che ci sia una certa tendenza a mantenere un grano fine.

Essenzialmente si aggiungono gli elementi sopra detti che hanno la caratteristica di essere dei formatori di carburi (NbC, TiC, VC) e di formare questi carburi in modo tale da ostacolare la crescita del grano (ostacolo al 3° step della nucleazione).

Come fanno ad ostacolare la crescita del grano? Questi carburi precipitano sui bordi di grano; perciò se si immagina una struttura formata da grani di austenite, il luogo preferenziale in cui si formano questi carburi sono i bordi di grano.



Questo porta ad un effetto di PINNING dei bordi di grano (o blocco dei bordi di grano) → la crescita del bordo di grano (movimento) è impedita da questi precipitati.

In genere questi carburi hanno dimensioni molto minori del μm .

Quando si arriva alla fine del processo di laminazione con un grano austenitico più piccolo, la trasformazione finale porta ad avere un grano ferritico sicuramente non più grande del grano austenitico. Questo di solito si fa in acciai con tenore di carbonio relativamente basso, ad esempio 0,15% o anche meno.

Prendiamo la LEGGE DI HALL-PETCH → $\sigma_y = \sigma_0 + k d^{-1/2}$ la quale dà una relazione quantitativa tra la tensione di snervamento σ_y e una dimensione tipica del grano austenitico elevata a $(-1/2)$ → questo si ha un forte aumento di σ_y al ridursi delle dimensioni del grano austenitico.

L'aggiunta di questi elementi di lega è fatta in maniera molto ridotta: $\leq 0,05\%$ e tale aggiunta viene fatta poco prima della colata aggiungendo delle ferro-leghe con leghe di ferro che contengono alte percentuali di Nb, Ti, V.

Questo è uno dei metodi più usati e più semplici e non pericoloso per il costo degli elementi di lega.

I carburi devono avere una caratteristica particolare per essere utili allo scopo prefissato, cioè devono essere dei carburi che:

- all'inizio della laminazione a caldo → non ci sono perché sono in soluzione solida nelle matrici austenitiche (altrimenti se si formassero a temperature più alte sarebbero più grandi e non sarebbero utili).
- man mano che la temp. scende → iniziano a precipitare tali carburi.

Gli stessi elementi di lega possono anche dare un secondo effetto di rafforzamento detto rafforzamento per seconde fasi disperse. Infatti non tutti i carburi precipitano sui bordi di grano; ve ne sono altri che precipitano all'interno dei grani → danno degli effetti di rafforzamento per precipitazione di 2° fase (ostacolo alle dislocazioni).

In definitiva l'aggiunta di questi elementi di lega hanno 2 effetti:

- affinamento del grano;
- rafforz. per precipitazione di 2° fase.

• rottura a caldo → ~~distacco~~ ^{delle} parti che stanno diventando solide ma che sono ancora separate da un velo di liquido quando vi sia una qualche tendenza dovuta a fenomeni di contrazione termica che tendono a separare. Di solito l'intervallo di temperatura in cui c'è il rischio di rottura a caldo è l'intervallo in cui esiste la fase liquida e la fase solida. Si potrebbero quindi formare fessure per questo fenomeno.

Per quanto riguarda la ZTA abbiamo degli effetti di tipo diverso dovuti principalmente alla formazione di microstrutture indesiderate:

- microstrutture fragili (martensite) → potrebbe formare martensite, che è una struttura fragile, e questo è un problema perché non può essere unvenuta
- ~~microstrutture fragili~~ microfessure (oro) dovute a contrazioni e dilatazioni termiche

Inoltre potrebbero osservarsi rotture a freddo dovute a fenomeni legati all'assorbimento di idrogeno nella ZF che nella ZTA può essere assorbito dal vapor d'acqua contenuto nell'aria. L'idrogeno causa infragilimento soprattutto nelle strutture microstrutture che hanno la resistenza più alta (come la martensite).

Per risolvere i problemi della ZF si può modificare la composizione chimica del metallo d'apporto → ecco perché spesso il metallo d'apporto ha diversa composizione del metallo da saldare (spesso si usa un metallo contenente nichel [tenacizzante] e/o con minore tenore di carbonio [per evitare la formazione di martensite]).

• Per risolvere i problemi della ZTA invece dovremo andare ad agire sul metallo da saldare stesso → si parlerà di maggiore o minore solubilità di un certo acciaio.

La solubilità di un acciaio quando è definita principalmente da ciò che succede nella ZTA.

Se si introduce un indice di solubilità degli acciai che dipende dalla composizione ed è in qualche modo opposto alla temprabilità (un acciaio molto temprabile è poco solubile e viceversa).

L'indice di solubilità è definito dal cosiddetto carbonio equivalente C_{eq} → cioè si calcola un indice che si ottiene sommando le percentuali in peso di carbonio più le percentuali in peso di altri elementi di lega moltiplicate per dei fattori.

$$C_{eq} = C + \frac{1}{6} Mn + \frac{1}{5} (Cr + Mo + V) + \frac{1}{15} (Cu + Ni)$$

La maggiore influenza dopo il carbonio ce l'hanno il Cr, Mo, V e Mn che sono degli elementi che aumentano di molto la temprabilità mentre il Cu e Ni hanno meno influenza sulla temprabilità.

Normalmente si richiede che il valore di C_{eq} sia minore 0,5% per avere una prima stima di buona solubilità dell'acciaio (nella ZTA non si evitano delle fasi particolarmente fragili).

$$C_{eq} < 0,5\%$$

In ogni caso anche se non si forma martensite (acciaio molto solubile) si forma comunque una microstruttura che non è quella ottimale (che era stata quella precedente alla saldatura) → caratteristiche meccaniche inferiori.

Se andiamo dalle zone fuse di materiale indente possiamo distinguere diversi effetti legati al fatto di aver raggiunto diverse temperature.



Tecnologie di saldatura

Le tecnologie di saldatura sono moltissime e si distinguono in base al modo in cui si effettua calore (reazione chimica o effetto elettrico o combustione ecc...) e in base al fatto che si porti o no materiale aggiuntivo e al modo al quale si realizza l'atmosfera protettiva.

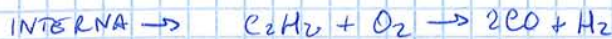
Però le caratteristiche importanti che distinguono le tecnologie di saldatura sono:

- fonte di calore
- metallo di apporto
- atmosfera protettiva

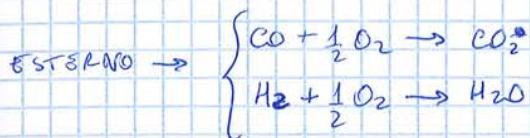
Se vogliamo vedere le tecnologie di saldatura in base alla fonte di calore distingueremo:

• saldatura mediante cannello ossiacetilenico

Si ha la combustione di acetilene C_2H_2 con ossigeno O_2 che avviene diversamente nella zona interna della fiamma e esterna:



(il CO è ^{l'ossigeno} combustibile \rightarrow ~~si~~ ancora reagisce con ossigeno)



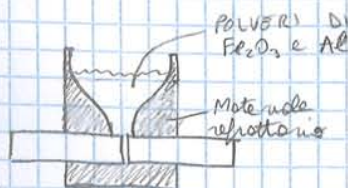
Per alimentare il cannello quindi si utilizzano 2 bombole (una di acetilene e una di ossigeno).
 I prodotti che si determinano ~~dalla~~ dalla prima reazione (interna) sono riducenti e tendono a legarsi con ossigeno.

Lo scopo di usare l'ossigeno puro invece che aria è quello di raggiungere temperature maggiori.

La parte più ^{interna} ~~esterna~~ fornisce calore, la parte più esterna può servire per proteggere la zona da saldare dall'ossigeno dell'aria.

• saldatura per aluminotermia

In questo caso si utilizzano delle polveri di alluminio e di ossido di ferro mescolate e accese per dare origine a una reazione di scambio che fornisce ferro metallico e ossido di alluminio con grande sviluppo di calore e ~~che~~ in cui il prodotto ferro liquido può fungere anche da metallo di apporto e fonte di calore.



Per una questione di peso il ferro liquido scende verso il basso nel contenitore \rightarrow determinando la saldatura.

Queste 2 tecnologie però non sono tra le più usate \rightarrow quella più usata è la tecnologia ad arco elettrico.

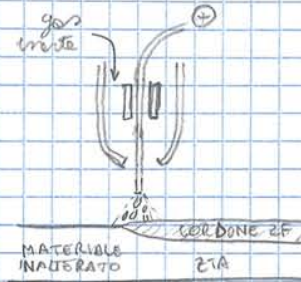
• Processo MIG (Metal inert gas) o GMAW (gas metal arc welding)

In questo tipo di processo abbiamo che la torcia è costituita da un pezzo di metallo che fornisce metallo d'apporto durante la saldatura (c'è un filo fornito in motone rotante con una certa velocità collegato al sistema di alimentazione elettrica).

Abbiamo il solito passaggio del gas inerte. Quindi il filo rilascia delle gocce di metallo che attraversano l'arco elettrico e arrivano nella zona di solidificazione.

Quindi essendo relativamente più semplice, questo è il sistema più usato (il sistema di apporto di metallo e quello di alimentazione elettrica sono integrati).

Altre qui avremo il limite di una posizione in cui è presente alta percentuale di gas inerte (sono sputati nello stesso di processo ingrandendo via l'aria).



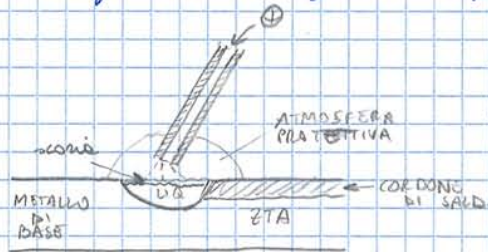
• Processo SMAW (Shield metal arc welding) (saldatura a elettrodo rivestito)

È il processo più semplice nella pratica ma a livello tecnico ha qualche complicazione perché riunisce tutti e tre i sistemi (gas inerte, metallo d'apporto e arco elettrico) nello stesso dispositivo.

È una saldatura ad arco con un elettrodo di metallo consumabile rivestito.

→ si usa come metallo d'apporto un filo di metallo su cui però c'è un rivestimento che ha lo scopo di andare incontro a delle variazioni chimiche durante la distruzione del filo producendo il gas inerte di protezione e anche una zona protettiva.

Però la torcia bacchetta funge da elettrodo, da materiale d'apporto, da gas inerte e zona protettiva (qualche ora più leggero del ferro liquido → galleggia sul bagno liquido proteggendo il ferro dal contatto con l'aria).



Il rivestimento può essere fatto con cellulosa o con carboni (che danno luogo alla formazione di CO₂ che è un diretto gas protettivo).

Il vantaggio di questo metodo è che non servono bombole di gas o elettrodi permanenti.

Questi metodi di saldatura vengono usati perlopiù in cantiere (altre strutture portuali).

Con questo sono terminate le tipologie di saldatura ad arco elettrico.

• Saldatura per resistenza (RSW o RW) (Resistance spot welding)

(Spesso utilizzato in stabilimenti produttivi in condizioni controllate)

È una saldatura per sovrapposizione ed è una saldatura a punti (il contrario dei processi a filo continuo in cui si ha una saldatura continua).

È usato nell'ing. civile per fare una rete elettrosaldata.

C'è una coppia di elettrodi (solitamente in rame in cui vi è circolazione d'acqua) e cui si applica una certa differenza di potenziale → si sviluppa calore soprattutto nelle zone di contatto tra i 2 componenti perché c'è maggiore sviluppo di calore dove maggiore è la resistenza (il calore sviluppa negli elettrodi ha però effetto ombra grazie alla circolazione d'acqua di raffreddamento).

Inoltre a meno e meno che il calore si sviluppa si determina fusione e nasce il metallo della zona fusa è maggiore e ha ancora una maggiore lo =

temperatura favorisce (e punto di altre condizioni) una frattura fragile.

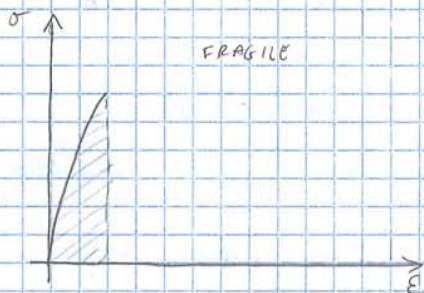
La frattura duttile, la quale si accompagna ad una forte deformazione plastica, richiede il movimento delle dislocazioni \rightarrow questo richiede del tempo e quindi questo può avvenire se il carico è applicato lentamente. Tramite delle prove si è visto che il carico di movimento aumenta all'aumentare della velocità di deformazione imposta \rightarrow e questo comporta meno deformazione plastica.

Al contrario una applicazione del carico lento e graduale favorisce la deformazione plastica.

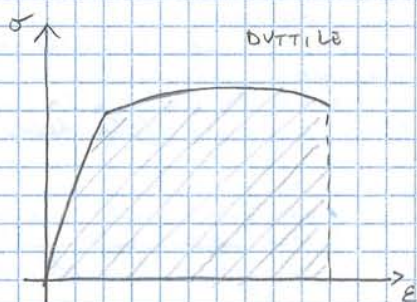
Per quanto riguarda il carico monotassiale o triassiale bisogna pensare che lo spostamento è influenzato dalla componente deviatorica ~~del~~ dello stato tensionale: come tale componente deviatorica è maggiore per un carico monotassiale esso favorisce la ~~rotture~~ rottura duttile mentre per un carico triassiale in cui la comp. deviatorica è minore, si favorisce la rottura fragile.

Per quanto riguarda la temperatura si è osservato che tanto più la temperatura è alta tanto più le inclusioni sono libere di muoversi \rightarrow maggiore facilità di deformazione plastica.

Come fare a definire se una rottura è ~~fragile~~ fragile o duttile dalle curve di trazione?



Se la curva di trazione è caratterizzata da un tratto elastico seguito da un ~~piccolo~~ breve tratto plastico \rightarrow FRATTURA FRAGILE. L'area sottesa dalla curva è ~~relativamente~~ relativamente piccola \rightarrow c'è poco assorbimento di energia.

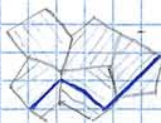


Se la curva di trazione presenta una ~~zona~~ zona plastica ~~relativamente~~ prolungata \rightarrow FRATTURA DUTTILE. L'area sottesa dalla curva è relativamente alta \rightarrow c'è grande assorbimento di energia.

Mecanismi di frattura a livello microscopico:

• Frattura per divaggio (frattura fragile)

Se guardiamo una sezione più o meno \perp al piano di frattura possiamo immaginarci ~~il materiale~~ in questo modo: il materiale è costituito da tanti cristalli (ad esempio di ferrite) e la frattura segue determinati piani cristallografici.

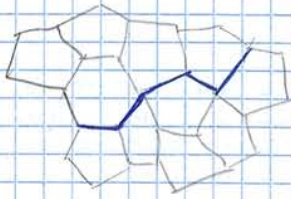


La frattura potrebbe procedere combinando piani cristallografici passando da un cristallo all'altro in modo da essere sempre trasversale sempre lungo un piano che permette il divaggio. Quindi il divaggio è un tipo di frattura che risente della struttura cristallina del materiale, dei particolari piani cristallografici che si trovano ~~in~~ nei cristalli. Il suo percorso è reso tortuoso per il fatto che non domina un mono-cristallo ma più grani (più cristalli).

Se immaginiamo i 2 grani nelle 3 dimensioni il piano lungo cui può avvenire il divaggio su un grano sarà inclinato di un certo angolo rispetto al ~~quello~~ piano lungo cui può avvenire nel 2° grano \rightarrow siccome i piani orientati come sono, tanti (paralleli) \perp ogni grano \rightarrow avviene una rottura e si crea (come tanti gradini).

Frattura per distacco dei bordi di grano (frattura fragile)

È molto facile da rappresentare perché coinvolge i bordi di grano → la frattura si sviluppa lungo i bordi di grano



Questo tipo di frattura è sempre fragile (come anche quella per clivaggio) perché non porta con sé delle deformazioni significative; anche questa rottura, come quella per clivaggio può essere preceduta da una certa deformazione plastica macroscopica (ovviamente può essere no)

Questa frattura può essere sintomo di un difetto di fabbricazione perché la rottura per distacco di bordi di grano avviene per effetto di segregazioni di bordi di grano cioè per il fatto che in qualche momento, durante la fabbricazione del materiale, qualche elemento di lega o qualche fase è stato indotto o concentrato sui bordi di grano indebolendoli (ad esempio negli acciai, la presenza di fosforo può dare luogo a indebolimento dei bordi di grano)

~~Questa frattura è sempre fragile~~

Anche in questo caso, come per la frattura per clivaggio, abbiamo una scarsa deformazione plastica → scarsa assorbimento di energie prima della frattura

PROVA DI CHARPY

Una prova che si utilizza per valutare la tendenza di un materiale ad andare incontro alla frattura fragile o duttile è la prova di Charpy

La prova di Charpy è una prova meccanica che tende ad evidenziare il massimo di comportamento fragile del materiale cioè tende a mettere il materiale in una condizione che favorisca un comportamento fragile. In questo senso, è il contrario della prova di trazione, in cui il cono è affilato lentamente, ~~il cono è monodirezionale~~ e la temperatura a cui si fa la prova è la temp. ambiente → tutto ciò tende a favorire la frattura duttile, ~~non~~

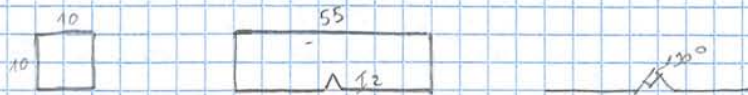
Nel caso della prova di Charpy si cerca di utilizzare:

- velocità di applicazione del cono elevata;
- forma del campione che causa sollecitazioni trasversali;
- temperatura (6 volte si esegue la prova ~~ad~~ a diverse temperature e in particolare a temperatura < 20° che è la temp di laboratorio standard)

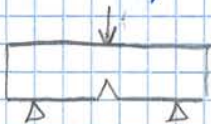
Il campione ha la forma di un penna a base quadrata con lato di 10 mm e lunghezza di 55 mm contraddistinto da un intaglio al centro. L'intaglio ha una profondità di 2 mm ed è fatto a V (di 90°) con un raggio di fondo intaglio pari a 0,25 mm

La prova Charpy, a differenza della prova di trazione, presenta una forte dipendenza dalla geometria e dalla dimensione del campione (cioè finché sono applicate al mm le dimensioni del campione e dell'intaglio) → questo perché è importante il campo di tensione che si causa all'apice dell'intaglio per effetto della particolare forma dell'intaglio stesso.

Nonostante dia un risultato solo qualitativo sulla tenacità del materiale è una prova molto usata perché è veloce, facile ed economica

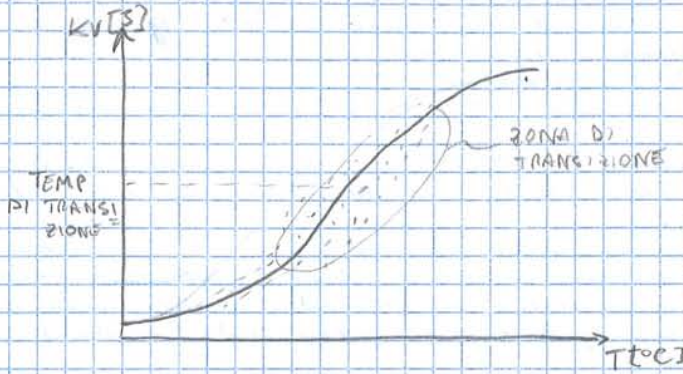


La prova è una prova di carico a flessione a 3 punti dinamica → il campione è appoggiato su due punti e caricato al centro → l'intaglio sarà chiaramente nel lato delle fibre tese dove avrà maggiore effetto



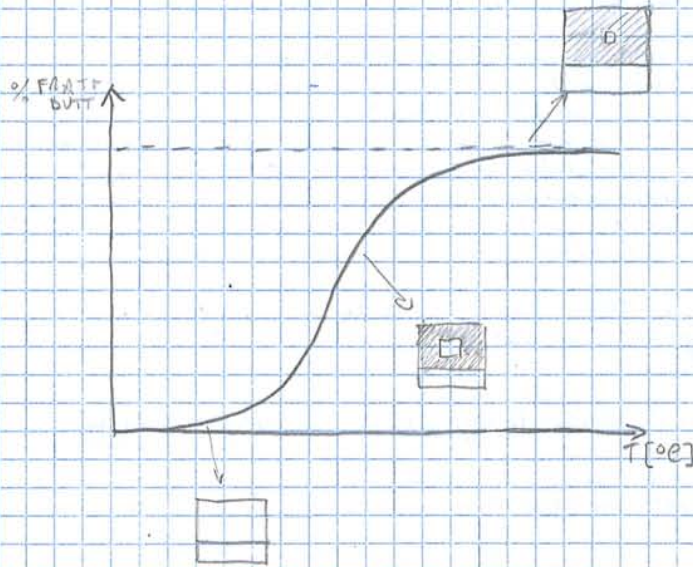
e si ottiene una descrizione di questo fenomeno costruendo il diagramma di transizione duttile fragile.)

Nel diagramma di transizione duttile fragile si pone in orizzontale la temp. di prova e in verticale la resilienza (KV e l'intaglio è fatto a V)
 Si osserva che finché la temp. è minore d'una certa soglia, i risultati sono tutti molto bassi → non meno che la temp. solo i risultati ~~sono~~ iniziano ad essere più alti.
 C'è una regione di passaggio, di salto, in cui c'è una grande variabilità di risultati. Se si prende una curva ~~media~~ media si ottiene una curva come quella in figura.



La temperatura più o meno a metà dello salto si può definire come TEMPERATURA DI TRANSIZIONE.
 Per molti acciai questo temp. non è molto lontano dalla temperatura ambiente

Se si fa lo stesso grafico riprendendo, invece dell'energia, la percentuale di ~~frattura~~ frattura duttile (che varia da 0 a 100%) si osserva un andamento come in figura



~~Per temperature basse non resta~~ Per temperature basse non resta che una traccia di frattura duttile (o meno di zone microscopiche instabili al microscopio)

Nella zona di transizione si osserva il campione con zone duttile al contorno e una zona di frattura fragile al centro

~~Per temperature più alte~~ Per temperature più alte la zona fragile centrale si riduce sempre di più fino a scomparire

durante l'impatto

Questo è il motivo per cui nelle norme è specificato il max tenore di zolfo

Altre impurezze sono meno pericolose perché non determinano scande pari (lo zolfo di solito entra nel bagno fuso del carbon ~~che~~ simile)

5) Andamento della temp di transizione al variare della dimensione del grano

Abbiamo l'andamento della temperatura di transizione in funzione della dimensione del grano (in scala logaritmica) (ossiamo i grani più fini o dritti)

Si nota che è meglio avere grani piccoli → causa una riduzione della temp di transizione → maggiori garanzie di comportamento duttile alle temperature di effettivo impiego

LA CLASSIFICAZIONE ~~DEGLI~~ E LA DESIGNAZIONE DEGLI ACCIAI

È possibile classificare gli acciai per:

- tenore di elementi di lega;
- proprietà di impiego.

Solitamente gli acciai che l'operatore non sottopone mai a trattamenti termici ma solo a lavorazioni meccaniche (p.e. in gergo, saldatura) solitamente ~~non~~ ven-
gono nominati in base alle ~~proprietà~~ proprietà meccaniche escludendo da maggior dettaglio
anzi per la composizione chimica.

Invece per quelli acciai usati più spesso nell'industria meccanica dove il componente è
sottoposto ad altri trattamenti termici, solitamente la norma impone composi-
zioni chimiche ben precise e ~~proprietà~~ proprietà meccaniche mentre le proprietà meccaniche
che non sono definite.

Le proprietà d'impiego più importanti sono:

- per gli acciai strutturali → resistenza a movimenti
o trazione
allungamento
- per gli acciai magnetici → permeabilità magnetica

ecc...

In genere gli acciai vengono divisi in 2 grandi famiglie:

- ACCIAI NON LEGATI (Carbon-Steel) (acciai al carbonio)
- ACCIAI LEGATI (Alloy-Steel o Low-Alloy-Steel)

Esistono delle norme per dare un nome agli acciai

Si stabilisce sono riportati dei limiti del tenore di alcuni elementi → se almeno 1
elemento supera quei limiti l'acciaio è definito LEGATO altrimenti è NON LEGATO

Notiamo che il limite del manganese è più alto perché deve legarsi allo zolfo perché
gli altri elementi lo zolfo formerebbe composti ancora più dannosi e perché è meno
costoso.

Una categoria a parte sono gli ACCIAI INOXI DURI (INOX) che sono quei particolari
loro acciai legati che hanno un tenore di Cr > 10,5% (secondo la norma ma
nella realtà > 12%) → il tenore di cromo così elevato serve a conferire all'ac-
ciaio una proprietà di grande bassissima conducibilità

• acciai con almeno un elemento $> 5\%$ (acciai alto legati)

In questo caso si precisano le % di tutti gli elementi di lega per chi si vuole ricordare che è un acciaio ad alto valore

Si distingue dalla designazione precedente per la presenza di una X davanti alle 2 cifre e inoltre le percentuali degli elementi non sono da dividere per un fattore moltiplicativo ma sono direttamente le % nominali degli elementi presenti.

Di solito tale nomenclatura è usata per acciai inossidabili e acciai per utensili

Ad esempio: X38CrMoV5-3, X5CrNi18-10

Designazione numerica

Ad ogni tipologia di acciaio ~~sta~~ definibile con la designazione precedente si può utilizzare un'altra designazione detta numerica in cui però le cifre che definiscono i vari acciai non indicano nessuna proprietà o composizione (è sempre una denominazione UNI)

Designazione di altri paesi

Non c'è mai una perfetta corrispondenza tra un acciaio europeo e uno estero \rightarrow c'è solo una corrispondenza approssimativa

ACCIAI PER C.A. ORDINARIO

09/04/2013

In Italia gli acciai per c.a. ordinario sono:

- B450C \rightarrow usato per tutti i tipi di barre e stoffe e per tutti i valori di diametro
- B450A \rightarrow usato solo per stoffe e fino a un certo diametro (ha delle proprietà di allungamento minime)

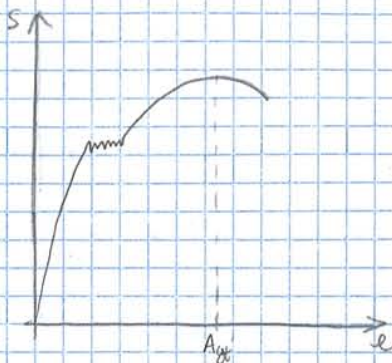
3 requisiti richiesti sono:

- valore minimo di snervamento (proprietà che designa anche l'acciaio)
- valore minimo di resistenza a rottura
- valore massimo di snervamento (perché in alcune situazioni bisogna garantire che alcuni elementi si deformino e si rompano prima di altri)

[lo "C" indica che l'acciaio è stato laminato a caldo \rightarrow in realtà nel due per cento il produttore è libero di ~~non~~ produrre come vuole lavorare.

- valore minimo di allungamento uniforme ^{Agt} (e non di allungamento e rottura)

Riprendiamo un attimo le curve ingegneristiche di trazione (dove lo sforzo è la forza diviso la sezione iniziale e l'allungamento è la variazione di lunghezza diviso la lunghezza iniziale)



L'allungamento uniforme A_{gt} è quello che si ha al picco della curva ingegneristica perché oltre a verifica la situazione \rightarrow si ha un allungamento disomogeneo

Inoltre l'allungamento uniforme è una caratteristica meno dipendente dalle geometrie per cui si può avere la stessa curva di prova

~~Acciai~~

ACCIAI PER STRUTTURE METALLICHE

La norma UNI-EN-10025 è composta in:

UNI-EN-10025-2 laminati e caldi

- " " " - 3. Prodotti per affinamento del grano (microlegati) (HSLA)
- " " " - 4. Trattamenti termomeccanici
- " " " - 5. ACCIAI CORTEN

Non si usa molto il sistema tempore per questi acciai poiché le sezioni sono troppo grandi

Gli acciai Corten sono acciai resistenti alla corrosione (ma non immortali). Sono acciai basso-legati con piccole aggiunte di rame e altre che migliorano un po' la resistenza alla corrosione atmosferica. Nella norma UNI-EN-10025 gli acciai Corten vengono indicati con la "W" finale che significa "Weathering" cioè resistenti alla corrosione ~~at~~ atmosferica. Se negli acciai vi è fumo o inquinamento i massimi del tenore di:

- C
- Mn
- Si
- S, P

Negli acciai Corten si specificano anche il contenuto massimo di Cr e Cu, infatti questi acciai se vengono a contatto con l'atmosfera formano un piccolo strato di prodotti di corrosione e grazie alla presenza di una piccola quantità di Cr e Cu → tale strato risulta relativamente più stabile → rallenta l'ulteriore corrosione → durano di più degli acciai normali se esposti all'atmosfera.

BULLONI

- 3 bulloni sono classificati in classi definite da ~~due~~ 2 numeri di cui da un punto:
- il 1° numero → indica la resistenza a rottura o tensione dell'acciaio che lo costituisce
 - il 2° numero → indica lo snervamento come % dello rottura

Ad esempio 4.6 significa:

- 400 MPa (UTS) rottura
- 240 MPa (YS) snervamento (ottenuto come 60% di 400)

Non meno che si sale con la classe si richiedono allungamenti sempre minori e si ~~richiedono~~ richiede sempre più carbonio.

C'è sempre una prescrizione su P, S.

~~C'è sempre una prescrizione su~~

C'è sempre una prescrizione sul trattamento termico:

- NON PRESCRITTO → le proprietà meccaniche possono essere ottenute come combinazione di:
 - carbonio elevato
 - deformazione plastica a freddo
 - elementi di microlega

• TEMPERA e RINVENIMENTO a $T > 625^\circ$ (per gli acciai per bulloni più resistenti)

C'è anche una prescrizione di resilienza ~~in~~ KV ~~in~~ (275 e -20°C)

Infine l'acciaio per bulloni può essere ~~usato~~ ~~usato~~ (per le classi più basse) (se usi per altre la prescrizione sulla rotta può essere all'1%) → per aumentare la velocità di lavoro, riduzione meccanica di tenore.

Addestratura aggiungendo una determinata % di nichel e facendo il raffreddamento della miscela austenitizzata ad una velocità ben precisa (non è neanche richiesta una velocità elevatissima) a zero ed avere austenite a temperatura ambiente

L'acciaio inox austenitico 18-10 ha un contenuto di cromo \approx circa pari al 18% e di nichel circa pari al 10%.

L'acciaio inox austenitico 17-12-2 ha meno cromo di quello precedente ma ha 2% di molibdeno che ha lo stesso effetto del cromo.

Le acciai austenitici non sono magnetici perché l'austenite non è magnetica a nessuno temp.

EFFETTO DEGLI ELEMENTI DI LEGA SULLE TRASFORMAZIONI DI FASE

Per notare l'effetto degli elementi di lega sulle trasformazioni di fase che avvengono durante la lavorazione degli acciai osserviamo il diagramma, in slide, che rappresenta un insieme di diagrammi di stati binari (Fe + altro elemento) per quanto riguarda la trasformazione del ferro δ e γ .

Abbiamo visto che con aggiunta di carbonio alla miscela, l'intervallo in cui è stabile l'austenite (che per 0% di C va da 910° a 1334°) si amplia. Perciò diremo che il carbonio è un elemento austenitizzante perché è un elemento che amplia l'intervallo di temp. in cui può esistere l'austenite in una lega ferro-carbonio.

Notiamo che il Ni e Mg danno un effetto simile: aggiungendo Ni al posto del carbonio (lega binaria Fe-Ni), un piccolo quanto, hanno l'effetto di ampliare l'intervallo di temp. in cui esiste l'austenite.

Notabilmente l'effetto del carbonio determina una curva molto più ripida perché il carbonio è interstiziale \rightarrow hanno effetti maggiori sugli elementi sostituzionali quali il nichel, il manganese ecc.

Notiamo che vi sono degli elementi che hanno l'effetto opposto come Cr, Mo ecc...

Addestratura per una certa percentuale di Mo si ha una chiusura \rightarrow oltre una certa % di Mo la fase austenitica non è stabile a nessuna temperatura.

Tale fenomeno è detto chiusura del δ -loop.

Però in un acciaio che ha più del 3% di Mo o più del 12% di Cr non si forma austenite \rightarrow l'acciaio sarà sempre ferritico.

~~Quindi che quegli elementi che~~

Quindi che quegli elementi che allargano il campo di esistenza dell'austenite sono elementi austenitizzanti (C, Ni, Mn).

Quelli elementi che hanno effetto opposto cioè riducono la zona in cui può esistere l'austenite in una certa misura ~~sono~~ sono detti elementi ferritizzanti (Cr, Mo, ecc...).

In slide è disegnato il diagramma di stati Fe-Cr; notiamo:

- è su il diagramma parte delle stesse temperature del diagramma Fe-C (perché ovviamente all'estremo sinistro si ha lo 0% di Cr)
- è su è presente il cosiddetto "anello δ " o intervallo area di esistenza dell'austenite
- da tutte le altre parti c'è ferrite

Il diagramma è tracciato fino al 100% di Cr \rightarrow questo perché a 1450° o 1830° il ferro e il cromo sono mutuamente solubili e in tutte le proporzioni l'uno nell'altro nella fase fusa.

Notiamo la percentuale minima di cromo oltre la quale non si può più ottenere austenite a nessuna temperatura.

Compone anche una fase σ \rightarrow è un composto intermetallico che compare a basse temperature (circa 50% di Cr e 50% di Fe) \rightarrow questo composto non a nessuna fase si trova in una parte zona del vecchio diagramma sono estremamente lente. \rightarrow Nella pratica industriale questo composto non si formerà.

Notiamo sul grafico anche la temp. di Curie \rightarrow temperatura al di sopra della quale il materiale non è più magnetico; il cromo è ferromagnetico come il ferro \rightarrow mantiene questa proprietà (la temp. di Curie cambia un po' ma è comunque un acciaio magnetico).

Vediamo ora il diagramma di stati Fe-Ni: si amplia la zona di esistenza dell'austenite.

Assimilando il tenore di Ni, la zona è bene ristretta e viene allargata la zona δ .

Per certe percentuali di nichel (6Ni \approx 10 \approx 20%) si verifica ad un certo punto una trasfor-

- comportamento duttile e tenace, • gradualmente a basse temperature. Infatti la prima pole caratteristica dello struttura FCC rispetto alla struttura ecc è quello di presentare una maggiore duttilità e una maggiore tenacità. Questo deriva dal fatto che il reticolo FCC presenta un maggior numero di siti di scorrimento → una maggiore facilità nello scorrimento delle dislocazioni → maggiore def. plastica. Per ciò gli acciai inox presentano un allungamento a trazione nettamente più alto (a parte di un sistema) (20-40%) rispetto a acciai tradizionali. Inoltre gli acciai inox austenitici non presentano la transizione duttile-fragile come quelli ferritici.
- ~~resistenza~~ resistenza alla deformazione per alte temperature
- deformabilità a freddo: facilitata per ottenere utensili da cucina
- non sono magnetici

La composizione degli acciai ^{inox} austenitici ¹⁸⁻¹⁰ ~~è~~ ~~è~~ caratterizzata da:

- C < 0,08%
- Cr = 17-20%
- Ni = 9-12%

Si noti che il tenore di carbonio è molto basso → per evitare la formazione di carburi di cromo → se dovesse succedere il cromo non sarebbe più disponibile a formare la superficie protettiva di ossidi → il cromo è concentrato nei carburi e nella soluzione solida ne rimane pochissimo.

L'altro acciaio austenitico è il 316 che ~~è~~ in cui una parte del cromo è sostituito da molibdeno → resistenza alla corrosione un po' più alta (ma il molibdeno costa più del cromo).

Vediamo dallo s.d.e. prove di trazione su:

- ① acciai inossidabile ferritici
- ② " " austenitici (allungamento molto alto)

Vediamo quali varianti esistono dell'acciaio 18-10 (detto anche AISI 304 nella nomenclatura americana):

- Serie "2xx" → si sostituisce il Ni con il Mn → minor costo il manganese ha lo stesso effetto di mantenere la struttura austenitica ma è più facilmente ossidabile
 - Serie "301" → si aumenta il tenore di C (e si diminuisce il Ni e Cr) → aumento la resistenza
 - Serie "304" → si aumenta Cr e Ni → aumenta resistenza e corrosione ad alte temperature
- (sono nomenclature americane)

CORROSIONE INTERGRANULARE

Fenomeno di corrosione localizzata che affligge particolarmente gli acciai inox ed è legata alla formazione di carburi di cromo: se il tenore di carbonio non è proprio nullo, una parte del cromo forma carburi → per questo questi carburi si trovano soprattutto, il fenomeno è tollerabile perché la percentuale di cromo che non forma carburi è ancora elevata. Ma può succedere che questi carburi non sono distribuiti diffusivamente ma sono concentrati in certe zone → può succedere che essi sono concentrati ai bordi dei grani → questo carburo tende a sottrarre cromo alle regioni circostanti il bordo di grano → la corrosione inizia dove c'è poco cromo.



INOX
ACCIAI FERRITICI

16/06/2014

Conce debiamo visto nella scorsa lezione, l'acciaio inox ferritico con 17% di Cr potrebbe essere ferritico a tutte le temperature se fosse effettivamente al minimo di tolleranza del carbonio, cioè 0, ma siccome c'è sempre un po' di carbonio in realtà può trasformarsi in austenite a qualche temperatura. Per questo è possibile che in qualche processo di lavorazione in questi acciai si formi dell'austenite (tipicamente durante la saldatura o durante la lavorazione a caldo) → cosa che si cerca di evitare perché l'austenite con un po' di cromo molto molto tempraibile → a raffreddamento si trasforma in martensite che ha un effetto di indurimento.

Le denominazioni tipiche degli acciai inox ferritici sono:

- X6 Cr13 (nomencl. americana → 405)
- X6 Cr17 (" " → 430)

Questi acciai hanno una resistenza meccanica molto bassa (500-530 MPa) perché non hanno molti meccanismi di rinforzo (non hanno 2° fase). Questi acciai possono essere lavorati con una colata continua o discontinua (perché si producono in quantità relativamente piccole) seguita da un ciclo di laminazione a caldo → rottura → laminazione a freddo → noccatura (2e lavorazione).

È possibile che durante questo processo si formi della martensite per cui la noccatura viene fatta per eliminare eventuale martensite gradualmente ~~prima~~ prima della laminazione a freddo.

Il cromo conferisce resistenza e corrosione

Il carbonio conferisce un po' più di resistenza meccanica → il lato negativo dell'aumento del tenore di carbonio è la formazione di carburi di cromo che riducono il cromo utile per la resistenza e corrosione

~~INOX~~

ACCIAI INOX MARTENSITICI

Fondamentalmente sono uguali agli acciai inox ferritici ma hanno un po' più di carbonio → ha maggiore possibilità di trasformarsi in martensite → tali acciai avranno una microstruttura di ferrite e carburi → saranno più duri ma un po' meno resistenti alla corrosione.

Il rafforzamento di questi acciai si ottiene:

- per affinamento del grano
- oppure
- per invecchiamento a freddo

Il trattamento termico che si può effettuare è una noccatura dopo la deformazione a freddo per ottenere una data di maggiore deformabilità (ductilità)

ACCIAI INOX: CLASSIFICAZIONE DEGLI STATI DI CONSEGNA E FINITURA SUPERFICIALE

Gli acciai inox possono essere prodotti in:

- lamiera → usate nelle costruzioni per decorazioni ecc...
- barre → " " " come rinforzo per il ds armato in ambiente particolarmente corrosivo (es. in alcuni casi si usano anche l'acciaio 18-10 in alternativa con il nuovo tipo acciaio ~~ferritico~~ bifase austenitico-ferritico)

Per delle lamiere di acciaio inox, il processo di fabbricazione consiste in:

- H 1) • laminazione a caldo (fino a 3-6 mm ^{perché} per la lamiera, fino a 5-10 mm ^{di diametro} per la barra)
- C • noccatura (trattamento termico)
- E • eliminazione dell'ossido sulla superficie (perché durante la laminazione a caldo si può formare dell'ossido superficiale → può essere rimosso per ragioni estetiche in modo chimico o meccanico)

Il grande svantaggio (motivo per cui ~~costo~~ costo molto alto di ~~per~~):

- è difficile estrarre l'alluminio ^{metallico} dai minerali nonostante tali minerali siano abbondanti

Per estrarre l'alluminio dai suoi minerali si utilizza un metodo elettrolitico:

- abbiamo una vasca con, al di sopra, ossido di alluminio puro, e al di sotto un bagno liquido di:
 - ossido di alluminio (che vengono continuamente aggiunti)
 - criolite (un altro ossido che serve da catalizzatore)
- tramite un circuito elettrico si fa avvenire una reazione catodica e una reazione anodica:
 - l'effetto della reazione ~~catodica~~ catodica è quello di prendere l'ossigeno di alluminio dal bagno metallico, di aggiungerci 3 elettroni e di ottenere 1 atomo di alluminio metallico

Il grande difetto di questo processo è di essere un processo elettrico → richiede come input energia in forma molto mobile (costosa) → viene fatto nei paesi in cui l'energia elettrica costa meno

- l'alluminio viene solidificato con un processo di colata semicontinua: si introduce il metallo liquido in una lingottiera ma non è una colata continua
- in fase di lavorazione si formano aggiunte di elementi per raggiungere le proprietà chimiche desiderate

Una caratteristica importante delle leghe di alluminio è il rafforzamento per precipitazione ^{di 2° fase}

Di solito il rafforzamento per precipitazione viene presentato con l'esempio della lega Alluminio - Rame.

Come si fa a introdurre queste particelle di 2° fase nella quantità giusta e nel modo giusto?

Si tratta del meccanismo di solubilizzazione e precipitazione.

Notiamo sul diagramma di stato la temperatura eutettica per il sistema Al-Rame è 550°C ; le leghe che si utilizzano hanno un tenore di rame dell'ordine del 4% (la composizione è rappresentata dalla linea tratteggiata).

Se venisse raffreddata lentamente dal liquido si formerebbe prima tutta soluzione solida (in forma ~~di~~ CFE dell'alluminio che è la sua forma cristallografica normale) e per raffreddando sempre molto lentamente comincerebbe poi a formarsi una 2° fase che è Al_2Cu (composto intermetallico) → alla fine avremo, a T ambiente, una matrice con grande preponderanza delle fase α e una piccola percentuale di Al_2Cu (composto intermetallico con durezza elevata).

Il rafforzamento risulta però scarso perché si hanno delle particelle grandi e isolate di Al_2Cu .

Così che si fa per ~~questo~~ un trattamento termico:

- si riscalda la lega a una temperatura da quale tutta il rame passa in soluzione e si solidifica nella fase α (come nelle formazioni costituzionali usate di alluminio)
- si tempera in acqua (il più veloce possibile) fino a T ambiente → questo tempo ha l'effetto di portare la soluzione solida a T ambiente in forma metastabile
- si riscalda nuovamente a temperature moderate (sui 180°) e a questa temperatura avviene il fenomeno di precipitazione cioè la soluzione solida che è sempre saturata da luogo alla formazione di una 2° fase con una frazione volumica molto piccola (perché di rame ce n'è poco) e con una distribuzione molto diffusa di particelle nanometriche, le quali conferiscono un notevole rafforzamento alla lega. Questo trattamento è detto di "SOLUBILIZZAZIONE E PRECIPITAZIONE".

- Riscaldamento e mantenimento a 550°
- Raffreddamento in acqua
- Invecchiamento → 10 h a 170° → allo scopo di permettere il fenomeno di precipitazione

Sulla precipitazione hanno influenza 2 parametri:

- Tempo
- Temperatura

Le prime 4 cifre indicano il nome della lega; la quinta parte indica lo stato di trattamento termico e meccanico precedente della lega:

- F → non deformato
 - O → allo stato nativo
 - H → deformato a freddo fino ad avere certe proprietà meccaniche
 ↳ H13 deformato a freddo fino a diverso momento max
 ↳ H14 deformato a freddo fino a metà dello stesso max ottenibile
 - W → solubilizzato e invecchiato ~~...~~
 - T → ~~...~~ " " " fino a fase stabile
- ↳ T6 solubilizzato e invecchiato artificialmente in forma fusa e una condizione ben determinata (processo auto fuso)
- } voluto per leghe con raffinatezza per invecchiamento
 } voluto per leghe con raffinatezza = momento per solubilizzazione e invecchiamento

~~13/05/2014~~
13/05/2014

Per ottenere un materiale vetroso la velocità di raffreddamento deve essere maggiore della velocità di cristallizzazione (dal punto di vista cinetico)

Bisogna tenere in considerazione che esistono delle teorie strutturali cioè le teorie che suddividono gli ossidi (che sono i componenti principali del materiale vetroso) in:

- ossidi formatori
- ossidi fondenti o modificatori di reticolo
- ossidi intermedi

Zachariasen aveva enunciato la regola in base alle quali si poteva realizzare tale suddivisione.

Gli ossidi formatori sono quelli che vanno a formare il cosiddetto "network" vetroso; essi sono:

- ossido di silicio (silice);
- ossido di boro;
- ossido di germanio;
- ossido di fosforo.

L'ossido formatore più interessante è la silice.

Dal punto di vista della disposizione spaziale degli atomi nel reticolo della silice → abbiamo che 1 atomo di silicio coordina a se 4 non ossigeno a formare un tetraedro.

Cosa ci permette di dire che l'ordine e certo raggio è mantenuto mentre a medio e lungo raggio non è mantenuto? È il meccanismo con cui i tetraedri si uniscono tra loro osservando la differenza strutturale tra la silice sotto forma cristallina (quarzo o cristobalite) e la silice vetrosa.

Nel network vetroso abbiamo tutta una serie di legami tra Si-O → c'è una continuità della struttura.

Nella miscela, però, sono anche presenti i cosiddetti ossidi fondenti (o modificatori di reticolo). Di per sé tali ossidi presentano delle energie di legame inferiori agli ossidi formatori → di per sé non sono in grado di formare network vetroso ma hanno la funzione di abbassare la temperatura di fusione (in gergo si dice che è un proprio parlare di fusione di una miscela vetroso)

Essi non formano altri che legami tra Si-O legandosi debolmente e esso con la conseguenza di ottenere libertà di movimento (?). Esempi di tali ossidi sono:

- ossido di sodio Na₂O
 - ossido di potassio K₂O
 - ossido di litio Li₂O
 - " " magnesio MgO
 - " " calcio CaO
 - " " bario BaO
 - " " zinco ZnO
- } metalli alcalini
 } " alcalino-terrosi