



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 1096

DATA: 16/09/2014

A P P U N T I

STUDENTE: Foschini

MATERIA: Scienza e Tecnologia Materiali Costruzione

Prof. Smeaceto

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

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

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



CORSO DI

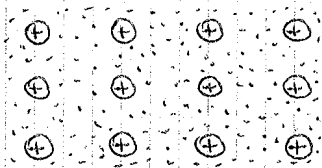
SCIENZA & TECNOLOGIA

dei MATERIALI da

COSTRUZIONE

Prof. Smeacetto , Matteis

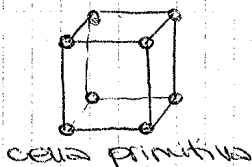
Ritornando al legame metallico, gli ioni positivi costituiscono i punti fermi del reticolo, gli elettroni di valenza invece si trovano attorno ai nuclei e si muovono liberamente nel reticolo. Il legame non è diretto



nale e non è specifico. Gli e⁻ di valenza non sono legati ad un nucleo specifico ma si possono muovere liberamente. Da ciò

dipende la capacità di condurre energia elettrica e calore. I legami metallici sono molto forti, quindi abbiamo moduli elastici elevati.

L'unità fondamentale per descrivere il reticolo è la cella elementare. La cella più comune è quella cubica semplice, in cui gli atomi sono disposti



solo ai vertici. In questa configurazione però non si ha il massimo dell'occupazione dello spazio.

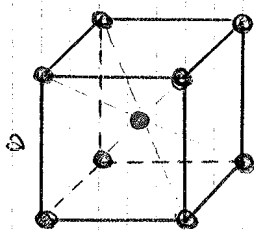
Il 90% dei metalli si trova sotto 3 forme cristallografiche (modo degli atomi di disporsi nello spazio) che sono:

- struttura cubica a corpo centrato, CCC (in inglese BCC)
- struttura cubica a facce centrate, CFC (in inglese FCC)
- struttura esagonale compatta

Queste strutture sono molto comuni perché hanno grande impaccamento. Vediamole una per una.

- STRUTTURA CCC

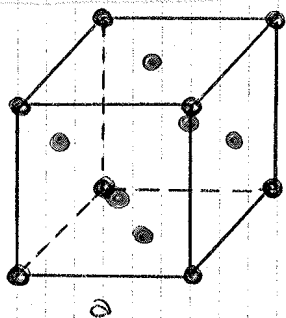
La cella è cubica e gli atomi sono disposti ai vertici più un atomo al centro della cella primitiva.



Gli atomi ai vertici sono inclusi nella cella solo per $\frac{1}{8}$, quindi nel complesso, all'interno della cella ci sono 2 atomi.

- Struttura CFC

La cella primitiva è cubica. Oltre ad un atomo ad ogni vertice si ha un atomo al centro delle sei facce del cubo. Gli atomi ai vertici sono



inclusi nella cella solo per un ottavo, mentre gli atomi sulle 6 facce solo per metà, quindi in definitiva il numero di atomi all'interno della cella è:

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

La direzione di massimo impacchimento è quella della diagonale di una qualsiasi delle 6 facce. Ipotizzando che gli atomi siano tangenti tra di loro lungo la diagonale, la relazione tra il lato della cella e il raggio atomico è:

$$a \cdot \sqrt{2} = 4r \quad (a \cdot \sqrt{2} \text{ lunghezza della diagonale})$$

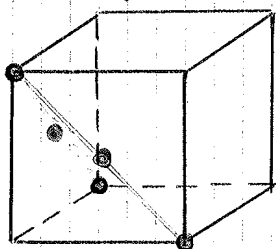
da cui $r = a \cdot \frac{\sqrt{2}}{4}$

Il fattore di impacchimento quindi è:

$$APF = 4 \cdot \frac{\frac{4}{3}\pi(r)^3}{a^3} \rightarrow APF \approx 74\%$$

Un po' maggiore rispetto a quello della struttura CCC.

Il piano densamente più popolato è quello su cui avviene lo scorrimento plastico del cristallo ed è il seguente:



I piani densi sono 8, uno per ogni vertice del cubo, però sono due a due paralleli, quindi in realtà sono solo 4 quelli indipendenti.

Il numero di coordinazione è 12.

Ogni atomo è circondato da 12 atomi a uguale distanza, quindi il numero di coordinazione è 12. Le direzioni più dense sono le diagonali delle basi e si possono identificare come la somma di tre vettori che identificano i 3 spgoli indipendenti:

$\langle 111 \rangle$: insieme di tutte le possibili diagonali

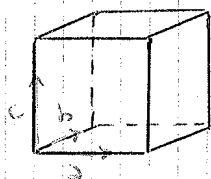
Esempi di metalli aventi cella esagonale compatta sono:

Zn, Mg, Co, Zr, Ti, Be

→ DIREZIONI

Per descrivere il reticolo cristallografico si definisce una terna di vettori in base alla geometria.

Consideriamo una cella cubica, la terna è la seguente:



Un generico vettore può essere trovato come combinazione lineare della terna dei vettori del sistema di riferimento.

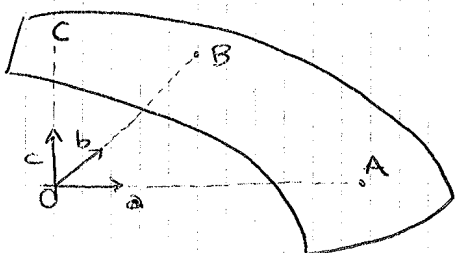
Ogni vettore della terna viene moltiplicato per il rispettivo valore e posto tra parentesi quadre.

Il vettore $[111]$ rappresenta la diagonale del cubo. Con il seguente simbolo, invece,

$\langle 111 \rangle$ si identifica l'insieme di tutte le direzioni equivalenti (in questo esempio si indicano tutte le diagonali della cella, e non una precisa).

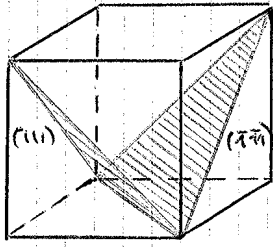
Vediamo come identificare i piani reticolari.

Riportiamo la terna a, b, c e consideriamo un generico piano. Si prolunga la terna e si trovano i punti di intersezione A, B, C. Il piano è identificato come:



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

Se ho un reticolo cubico, il piano rosa è il piano (111).



Questo triangolo è del tutto equivalente per proprietà di simmetria ad un altro piano diagonale, ad esempio al piano $(\bar{1}\bar{1}1)$.

Tutti i piani diagonali, quindi, essendo equivalenti per simmetria possono essere indicati come:

$$\{111\}$$

- Simbologia generale: INDICI DI MILLER

$[h\ k\ l]$: indica una direzione

$\langle h\ k\ l \rangle$: indica un insieme di direzioni equivalenti per simmetria del reticolo

$(h\ k\ l)$: indica la direzione di un piano reticolare

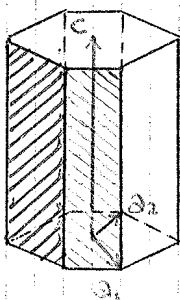
$\{h\ k\ l\}$: indica un insieme di direzioni di un piano equivalenti per simmetria

Per i reticoli cubici, valgono le seguenti relazioni:

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

$$[h\ k\ l] \parallel (h'\ k'\ l') \text{ se e solo se } : h \cdot h' + k \cdot k' + l \cdot l' = 0$$

Il reticolo esagonale presenta una problema nella scelta dei vettori. La terna più ovvia è rappresentata dai vettori a_1, a_2, c , che però presentano dei problemi.



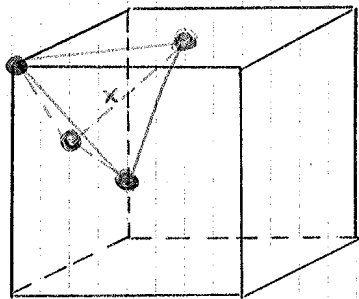
Consideriamo il piano rosa e scriviamo gli indici di Miller:

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

Questo sito si chiama SITO OTTAEDRICO. C'è un sito ottaedrico anche a metà di ogni spigolo del cubo, che viene condiviso con le quattro celle adiacenti. Quindi in definitiva per ogni cella abbiamo quattro siti ottaedrici: $1 + 12 \cdot \frac{1}{4} = 4$.

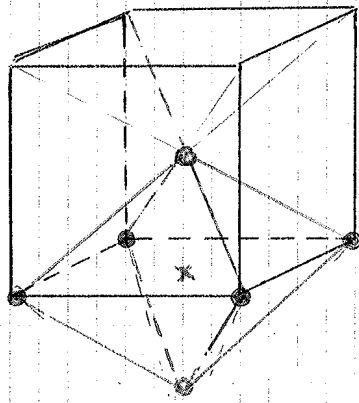
Esempio di atomi comuni, che rientrano nei siti ottaedrici del Fe sono: H, C, N, O, B

La cella FCC presenta poi un altro tipo di sito, detto SITO TETRAEDRICO che si trova unendo i centri di



3 ~~quattro~~ facce del cubo con il vertice a cui sono adiacenti. Il centro del tetraedro è un sito interstiziale ed è decisamente più piccolo del sito ottaedrico.

Consideriamo ora un RETICOLLO CUBICO A CORPO CENTRATO. Se uniamo i vertici di una faccia del cubo con due atomi al centro di due cubi adiacenti, si ottiene un sito QUASI OTTAEDRICO.



L'ottaedro infatti non è regolare in quanto i lati inclinati sono pari alla metà della diagonale del cubo. Gli atomi primi vicini non sono tutti alla stessa distanza dall'atomo interstiziale.

(È possibile anche identificare un sito QUASI TETRAEDRICO). In questa configurazione, se l'atomo interstiziale è più grande del sito esso produce una compressione avente componente deviatorica.

Si parla di soluzione solida sostituzionale quando gli atomi di soluto occupano delle lacune. La presenza di un soluto sostituzionale con atomi più grandi di quelli del reticolo porta alla compressione di quest'ultimo, mentre se ha dimensioni inferiori si avrà uno stato di trazione locale in quanto gli atomi del reticolo tenderanno ad avvicinarsi all'atomo sostituzionale. Si parla, invece, di soluzione solida interstiziale quando gli atomi del soluto occupano gli interstizi del reticolo cristallino del solvente. In questo caso, l'atomo induce sempre ad uno stato di compressione, che sarà isobaro se ha simmetria sferica, altrimenti sarà deviatorico.

Quasi sempre è possibile mettere piccole percentuali di soluto all'interno di un reticolo senza portare alla formazione di una nuova fase. Se si introducono percentuali maggiori si ottengono reticoli differenti. C'è quindi un limite di solubilità per la realizzazione di una soluzione solida, collegato al massimo stress accettato dal cristallo → nei tutti i siti interstiziali possono essere occupati da atomi interstiziali.

Vediamo alcuni numeri:

Dimensione atomo idrogeno: $0,3 \text{ \AA}$

Dimensione atomo carbonio: $0,77 \text{ \AA}$

Il sito interstiziale nel caso del ferro ha un raggio di $0,53 \text{ \AA}$. Quindi il carbonio causa uno sforto nel reticolo maggiore di quello dell'idrogeno.

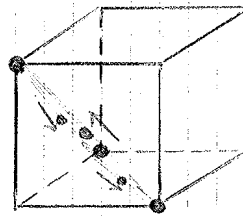
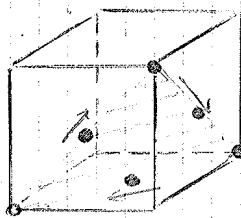
I difetti di linea sono rappresentati dalle dislocazioni. Esse causano una perturbazione del reticolo producendo sia compressioni, nei pressi superiori della linea di dislocazione, sia di trazione, al di sotto della linea di dislocazione. Se non vi fossero le dislocazioni tutti i materiali sarebbero fragili, ossia compirebbero solo deformazioni elastiche.

Allo scendere dal ferro lo stato di trazione si annulla

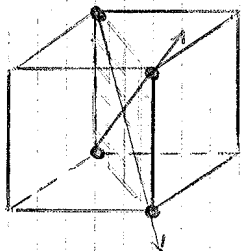
za delle dislocazioni. Nella dislocazione a spigolo la deformazione plastica è garantita dallo spostamento del piano in più in una certa direzione. Lo spostamento della dislocazione può avvenire nella direzione parallela al vettore di burger, e quindi perpendicolare alla direzione della dislocazione. In realtà lo spostamento è limitato ad una zona di processo attorno alla dislocazione. La linea di dislocazione si sposta fino a giungere al bordo del cristallo e poi sparisce. Terminato tale processo il metallo risulta deformato.

I sistemi di scorrimento delle dislocazioni sono ben definiti da un piano e da una direzione lungo la quale possono avvenire in base al tipo di reticolo cristallografico.

Nel reticolo FCC i piani di scorrimento delle dislocazioni sono i piani $\{111\}$, dati dall'unione di tre diagonali delle facce del reticolo, mentre le direzioni di scorrimento sono quelle delle diagonali delle facce:



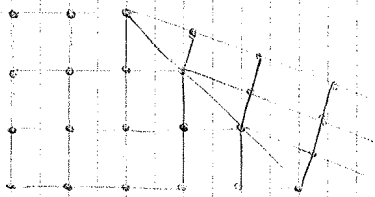
Nel reticolo FCC i piani di scorrimento preferenziali sono i piani $\{110\}$ e le direzioni sono $\langle 1\bar{1}1 \rangle$ (quelle che convergono più vicini)



in modo irregolare, assumendo posizioni di orientamento intermedia fra quella di un grano e quella del grano adiacente. Tra i grani adiacenti sono possibili vari gradi di disallineamento. In base al grado di disallineamento si possono classificare in bordi ad alto angolo e basso angolo.

Un altro modo di vedere la cosa è quello di immaginare il bordo di grano come un insieme di dislocazioni acuminate.

Un bordo germinato è un particolare tipo di bordo del grano attraverso cui vi è una specifica simmetria speculare del reticolo cristallino. La regione di materiale tra questi bordi è definita germinato.



→ MICROMECCANISMI DI RAFFORZAMENTO DEI METALLI

I meccanismi di rafforzamento sono finalizzati all'aumento del carico di snervamento. La capacità di un metallo di deformarsi plasticamente dipende dalla capacità di movimento delle dislocazioni. Per questo motivo tutti i meccanismi tendono a limitare ed ostacolare il movimento delle dislocazioni, rendendo così il materiale più duro e resistente.

I meccanismi più usati sono quattro:

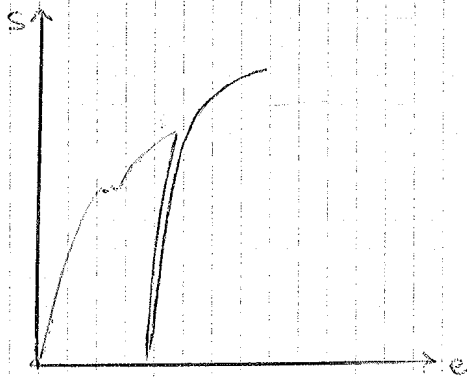
- a. per soluzione solida
- b. per incrudimento
- c. per allungamento del grano
- d. per precipitazione di seconda fase

Immaginiamo di partire dal reticolo perfetto e vediamo come l'aggiunta di elementi di lega o trattamenti meccanici rendono meno perfetto il reticolo ma ne aumentano il carico di snervamento.

b. RAFFORZAMENTO PER INCREDIMENTO

L'incrudimento è il fenomeno per cui un metallo d'untè diviene piú duro e resistente quando viene deformato plasticamente. Questo fenomeno viene studiato principalmente con le LABORAZIONI A FREDDO.

L'indurimento per deformazione viene dimostrato in un diagramma carico-allungamento. Inizialmente il metal-



lo, con limite di snervamento σ_s , viene deformato plasticamente.

Il carico viene poi rilasciato e quindi riapplicato. Si osserva che il nuovo tratto elastico è superiore al precedente e si è creata una σ_s di snervamento maggiore.

Si dice che il materiale si è incrudito.

Un cristallo con moltissime dislocazioni diventa piú resistente perché le dislocazioni si intersecano tra di loro impedendo i movimenti. In un cristallo perfetto la densità di dislocazione è nulla. In un cristallo ricotto abbiamo una densità delle linee di dislocazione di circa 10^6 cm/cm^3 . In un materiale incrudito (sottoposto a forte deformazione plastica precedente) si ha una densità di dislocazione $\rho = 10^{12} \text{ cm/cm}^3$.

Il prezzo dell'aumento di durezza con questo metodo è la perdita di duttilità del metallo.

c. RAFFORZAMENTO PER AFFINAMENTO DEL GRANO

Nel corso della deformazione plastica, le dislocazioni devono scorrere nella direzione del grano. Il bordo del grano si comporta come una barriera al movimento

Attraverso questo meccanismo si ha un aumento della difficoltà del moto delle dislocazioni a causa della presenza di queste particelle all'interno del grano. Il rallenta-mento, quindi, dipende dal numero di queste particelle. Maggiore sarà il numero e maggiore sarà il rallentamento. È preferibile ottenere una distribuzione di particelle quanto più omogenea possibile, poiché una diversa concentrazione nei precipitati comporta anche una diversità nelle proprietà meccaniche locali.

Nelle leghe metalliche effettivamente utilizzate si hanno più meccanismi di rallentamento contemporanei.

→ MISURE di DUREZZA

Una misura di DUREZZA consiste nel misurare la resistenza offerta da un materiale alla deformazione plastica, ovvero a un piccolo penetratore o incisore.

Tali prove sono effettuate molto più frequentemente delle altre prove meccaniche per diversi motivi:

- Sono semplici e poco costose - infatti il campione non deve subire particolari preparazioni preliminari;
- La prova è di carattere non distruttivo - ovvero il campione non viene né fratturato né eccessivamente deformato;
- Altre proprietà meccaniche possono spesso venir dedotte dalle misure di durezza.

- PROVA di DUREZZA BRINELL

Un penetratore sferico duro viene portato a penetrare sulla superficie del metallo. Il numero di durezza HB viene valutato sia in funzione dell'entità del carico sia del diametro dell'impronta.

la punta e la superficie. Poi si applica la forza complessiva $F_0 + F_1$, e si rilascia di un valore pari al carico iniziale F_0 (in pieno tratto si ha un piccolo ritorno elastico). La durezza viene misurata come la differenza di profondità delle impronte generate dopo l'applicazione di F_0 e dopo lo scarico di F_0 . Il carico è standardizzato e vale:

$$\begin{cases} F_0 = 10 \text{ kgf} \\ F_0 + F_1 = 150 \text{ kgf} \end{cases}$$

Se il valore dell'approfondimento misurato è grande significa che il materiale oppone poca resistenza.

Il numero di durezza è pari a:

$$HRC = 100 - 500 \cdot h \text{ [mm]}$$

Fanno vari modelli per descrivere la deformazione elastica e plastica. In molti hanno misurato le tensioni attorno al punto di indentazione per correlare la durezza con la tensione di snervamento del materiale. I vari risultati ottenuti hanno portato a dire che in media:

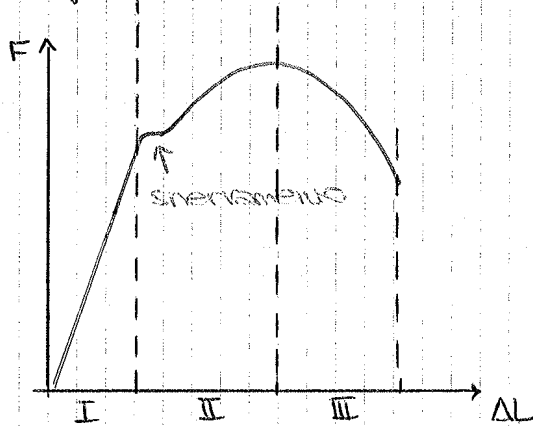
$$HB = 3 \cdot \sigma$$

dove σ è la tensione di scorrimento plastico.

Oss: la σ è diversa dalla tensione di snervamento perché il materiale incrudisce. La σ è compresa tra la tensione di rottura e quella di snervamento.

Oss 2: Il fattore "tre" si trova ed è valido solo se si utilizzano unità di misura coerenti.

Le prove in cedere sono eseguite in controllo di spostamento (es: 1mm al minuto) e si misura la forza necessaria a produrre tale spostamento. La curva che si ottiene da queste misure, ha normalmente il seguente andamento:



Si possono identificare tre campi. Il I è il campo elastico, nel quale il materiale si deforma in modo reversibile. Nei metalli il comportamento elastico equivale alla linearità, ossia al fatto che forza e spostamento ΔL crescono in egual modo o

meno di un termine di proporzionalità. Terminato il tratto elastico si ha lo SNERVAMENTO del materiale, che può essere facilmente identificabile nella curva oppure no. Nel II e nel III campo alle deformazioni elastiche che si aggiungono le deformazioni plastiche, irreversibili. Il campo II è il campo delle deformazioni elastoplastiche uniformi, cioè si hanno deformazioni omogenee lungo tutta la sezione del campo utile, L_0 . Il campo III è il campo delle deformazioni elastoplastiche non omogenee, detto anche campo di strizione. In questo campo non si ha più una deformazione omogenea ma una riduzione di sezione localizzata alla zona di strizione, avente dimensioni circa pari a 2 o 3 volte il diametro del provino. Si osserva che il carico applicato in questa fase si riduce sempre, quindi se la prova fosse condotta a controllo di forza il terzo tratto non ci sarebbe. Nel II campo si osserva invece il fenomeno di incrudimento in quanto aumenta sia la F sia la ΔL . Il fenomeno di strizione è legato ad una instabilità geometrica in quanto una sezione

prima della strizione.

TENSIONE, DEFORMAZIONE e ALLUNGAMENTO VERO

Cerciamo le correlazioni tra tensione, deformazione e allungamento vero con quelli ingegneristici.

La tensione vera è definita come:

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad \text{dove } S \text{ è l'area istantanea della sezione}$$

si impone che il volume del campione non vari durante la prova, per cui si assume valida la seguente relazione:

$$S \cdot L = S_0 \cdot L_0 \quad \text{da cui si ricava } S = \frac{S_0 \cdot L_0}{L}$$

sostituendo nella formulazione della tensione vera:

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \cdot \frac{L}{L_0} = \frac{F}{S_0} \cdot \frac{L}{L_0} + 1 - 1 = S \cdot \frac{L + L_0 - L_0}{L_0}$$

$\underbrace{\frac{F}{S_0}}_{\text{tensione ingegneristica } \sigma}$

$$= S \cdot \left(\frac{\Delta L}{L_0} + 1 \right) = S \cdot (e + 1)$$

$$\Rightarrow \sigma = S(e + 1)$$

la deformazione vera si ottiene integrando l'incremento di unghetta rispetto a quella istantanea:

$$\epsilon = \int_{L_0}^{L^*} d\epsilon = \int_{L_0}^{L^*} \frac{dL}{L} \quad \rightarrow \quad \epsilon = \ln\left(\frac{L^*}{L_0}\right) = \ln(e + 1)$$

la ~~unghetta~~ ^{allungamento} vero si ricava unendo i due pezzi del campione rotto al termine della prova e misurando il nuovo valore della unghetta L_0 .

si definisce la riduzione di area, o strizione, come:

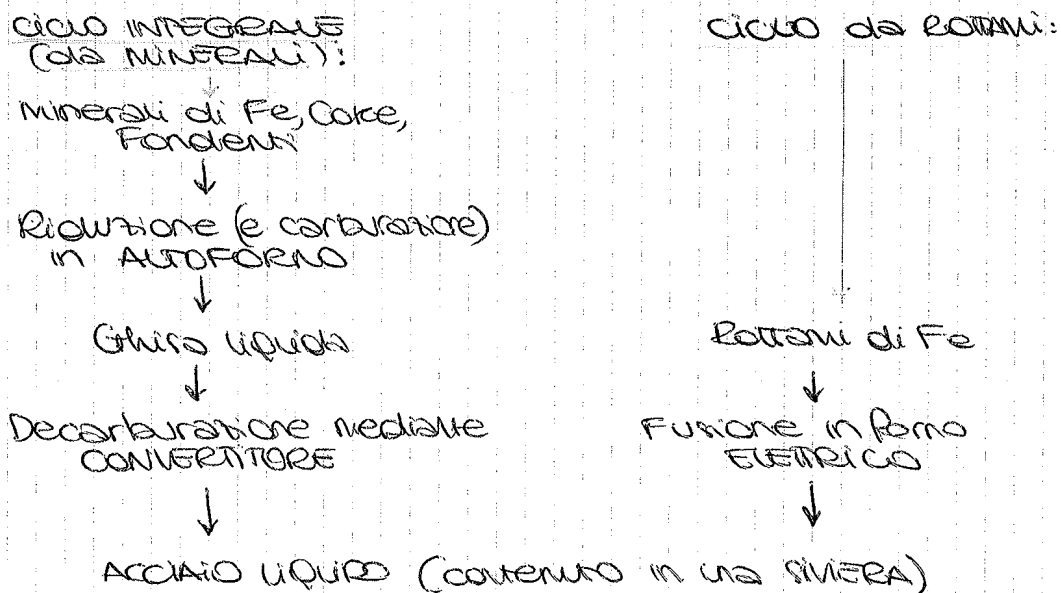
$$z = 1 - \frac{\text{area a rottura}}{\text{area originale}}$$

solitamente data solo per campioni cilindrici

Una volta raggiunto il massimo prevale il secondo termine per cui si ha il fenomeno di strizione. Durante questo fenomeno si avrà un punto più deformato che offre una resistenza locale minore. Ergo, si deforma ulteriormente mentre il resto del campione rimane indeformato.

→ FABBRICAZIONE degli Acciai

La produzione mondiale di acciaio è di circa 1,6 miliardi di tonnellate per anno, di cui $25-30 \cdot 10^6$ ton/anno sono prodotte in Italia. Esistono due vie principali di produzione dell'acciaio, schematizzate di seguito:



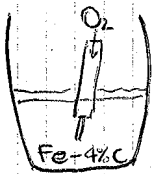
Nel ciclo da rottami, quest'ultimi vengono fusi in un forno elettrico ad arco (completato da tre elettrodi) dal quale si ottiene direttamente acciaio liquido. Dal punto di vista metallurgico in questa via ci sono residui ed impurezze che invece non ci sono nell'altra via.

La produzione con ciclo integrato, è circa il 60% di quella totale. Si parte dal minerale di ferro, che può essere Fe_3O_4 , Fe_2O_3 (o altri ossidi) e dal coke

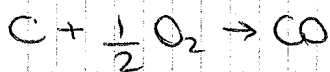
La temperatura dei materiali alla bocca dell'auroforno è di circa 260°, mentre è di 1600 alla base. Raggiunta la base, quindi, si ha una fusione generalizzata del ferro metallico, che trovandosi a contatto con la grafite si arricchisce di carbonio. Pertanto dal fondo dell'auroforno si estrae ghisa liquida con tenore di carbonio dell'ordine del 4%.

La ghisa liquida viene caricata in contenitori di trasporto e portata nei convertitori. Al di sopra della ghisa si forma una scoria liquida, derivante principalmente dal fondente e dalle impurezze del minerale, che protegge il liquido dal fenomeno di ossidazione.

Una volta inserita nel convertitore, la ghisa viene fatta reagire con un getto di ossigeno puro, in modo da eliminare il carbonio nel liquido. Il carbonio, infatti, si ossida prima del ferro e reagendo con l'O₂



forma monossido di carbonio:



che essendo un gas fuoriesce dalla ghisa. Attraverso questo metodo si riesce ad eliminare altri tipi di impurezze, ad esempio si riesce a ridurre il tenore del fosforo (P).

Al termine di questo processo il materiale viene inserito nella siviera e viene sottoposto a raffinamento: si esegue l'aggiunta di elementi leganti (per realizzare la composizione voluto), si esegue l'eliminazione di O, H, N mediante trattamenti di degasaggio in vuoto o per insufflazione di Ar, e si eliminano ulteriori impurezze con opportuni additivi e reattori.

Una volta ottenuto l'acciaio liquido, indipendentemente dal metodo usato, si esegue il processo di solidifica-

origini. S e P provengono dal minerale e dal coke e sono entrambi dannosi poiché possono concentrarsi presso i bordi di grano, e riducendo la tenacità.

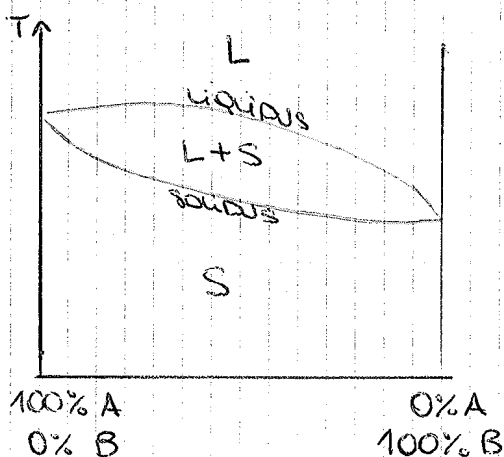
O, H, N provengono dall'aria e possono formare inclusioni per la formazione di ossidi, e porosità dovute allo sviluppo di CO.

Nella fase finale il prodotto viene raffreddato. In questa fase e nelle ultime fasi della laminazione si determina la microstruttura del materiale e quindi il suo comportamento meccanico. Per questo motivo, queste fasi finali vengono attentamente controllate e scorte.

→ DIAGRAMMI di STATO

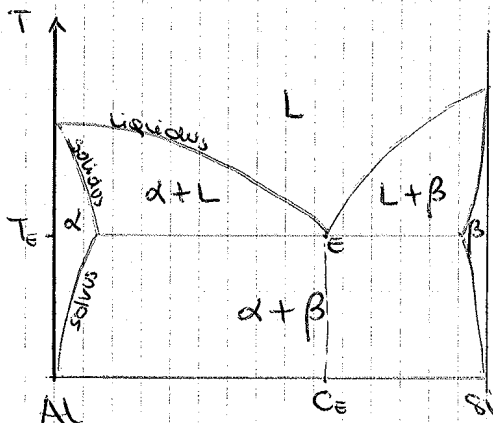
I diagrammi di stato descrivono le relazioni tra temperatura, composizione chimica e la fase in cui si trova l'elemento. Per i metalli ci si riferisce a diagrammi di stato a pressione ambiente, ^{1 atm} in cui quindi i parametri variabili sono solo T e %C. Questa situazione è valida in quanto nella maggior parte delle applicazioni la pressione rimane virtualmente costante.

Partiamo analizzando un sistema binario, ^{cioè un sistema} in cui si possono avere solo due fasi, (esempio caratteristico è quello di Cu-Ni), e quindi un diagramma di due metalli aventi solubilità completa. Sull'asse delle ordinate viene riportata la temperatura e sull'ascissa la composizione in percentuale:



Sul diagramma compaiono tre diversi campi di fase: un campo liquido, L, un campo solido, S, ed un campo L+S. la curva che separa il liquido dal campo bifasico viene chiamata

Vediamo ora il diagramma di stato di due elementi con solubilità limitata (es. Al e Si). Si possono distinguere sei regioni, di cui tre monofasiche (α, β, L) e tre bifasiche.



La fase α è una soluzione solida in Al, che ha il Si come componente soluto ed una struttura cristallina FCC. Anche la fase β è una soluzione solida, ma il soluto è il Al, e presenta la forma cristalografica del Si.

Le regioni bifasiche sono composte da $\alpha+\beta$, $\alpha+L$ ed $L+\beta$. La curva che divide la regione α dalla regione $\alpha+L$ è detta curva di solidus, mentre quella che divide α dalla regione $\alpha+\beta$ è detta curva di solvus. In ciascuna di queste tre regioni bifasiche si può applicare la regola della leva per ricavare le percentuali di fase.

Il punto E è detto punto eutetico e qui si ha la compresenza di tre fasi: α, β, L . Questo punto viene definito "punto invariante" ed è individuato dalla composizione eutetica, C_e , e dalla temperatura eutetica, T_e .

Per una lega di composizione C_e , nel corso del raffreddamento quando si raggiunge il punto E si verifica una reazione eutetica. La temperatura si arresta e si ha il graduale passaggio dalla fase L alla fase $\alpha+\beta$ (solida). \rightarrow la reazione avviene a $T = \text{cost.}$

Si dicono leghe ipo-eutettiche, le leghe aventi una composizione inferiore di C_e ; in queste leghe la solidificazione della lega non avviene a temperatura costante e prima di passare da L ad $\alpha+\beta$, si ha un passaggio intermedio alla fase $\alpha+L$. Analogamente, le leghe aventi una composizione maggiore di C_e sono dette iper-eutettiche e la solidificazione avviene

rappresentata da una linea verticale nel diagramma di fase

Il carbonio è un'impurezza interstiziale del ferro e forma una soluzione solida sia con le ferrite α e δ sia con l'austenite. Nella ferrite α il carbonio è poco solubile e la solubilità massima è 0,022% C in peso a 727°C. La solubilità massima del carbonio nell'austenite è pari a 2,1% in peso di C e si ottiene a 1147°C. La massima solubilità del carbonio nella ferrite δ è invece del 0,09%.

Abbiamo quindi 5 campi monophasici: Ferrite α , δ , γ , fase liquida e cementite. La cementite è solo metastabile, ovvero a temperatura ambiente si mantiene come composto per un tempo indefinito, ma se viene riscaldata per diversi anni si trasforma gradualmente in ferro α e carbonio, in forma di grafite. Pertanto il diagramma di fase non è un vero diagramma di equilibrio poiché la cementite non è un composto di equilibrio. Tuttavia poiché la velocità di decomposizione è estremamente lenta, virtualmente tut il C è presente nell'acciaio come Fe_3C e non come grafite ed il diagramma di fase è valido a tutti gli effetti.

In "E" si ha il L + bolla a bassa temperatura. Qui L solidifica dando origine a 2 solidi con differente composizione. Il primo solido è l'austenite il 2° poi essere grafite o cementite a seconda della velocità di raffreddamento, e dell'eventuale presenza di altri elementi, come la silice. Qui pass interstiziale + la formazione di ghisa.

Abbiamo poi varie regioni bifasiche. Il punto E è detto

punto eutettico, il punto E' è detto eutettoide ed il punto P è detto peritettico.

Nei punti P e E' si ha la trasformazione a riscaldamento da fase solida a liquida. Per P il primo inverte la sol. durante degli acciai. Nel P è l'austenite da origine ad altre L far rotolare Fe e cementite. Si ottiene una miscela e con regola lewis si osserva un C composta da 89% Fe e 11% cementite. → PSC miscela e' detta PSOLITE

Immaginiamo di raffreddare lentamente il materiale, in modo che in ogni istante sia garantito l'equilibrio di fase e vediamo cosa succede per elementi aventi %C inferiori a 0,78 (materiali più usati nell'ingegneria civile).

Consideriamo in particolare il raffreddamento dallo stato liquido di una composizione con % 0,16 C.

Per $T > 1538^\circ$ abbiamo leghe liquide, per temperature inferiori si inizia a formare la prima fase solida: $\delta + L$. Alla T in cui inizia la trasformazione di fase tra L e $\delta + L$, il raffreddamento diventa più lento a causa

Nella fase $\alpha + \gamma$ compare della Ferrite α nei bordi di grano dell'austenite, poiché nei bordi di grano è più facile la nucleazione



della nuova fase a causa del maggior disordine.

Raggiunta la temperatura euteroideica, la ferrite che si era formata nella fase precedente rimane tale, mentre l'austenite si trasforma in parte in ferrite α ed in parte in cementite. La microstruttura di questo acciaio è costituita da un'aurea di strati o lamelle, delle due fasi: α e Fe_3C .



Questa microstruttura è chiamata

PERLITE. Si passa quindi dalla fase $\alpha + \gamma$ alla fase $\alpha + P$ ($P = \text{pearlite}$). Se prendo delle composizioni con delle $\%C$ diverse da 0,16 si ottengono, infine, sempre

strutture composte da ferrite e perlite ma con percentuali differenti tra di loro

in acciaio ipereuteroideico si immettono nodi cementite e ferrite: si forma prima cementite presso i bordi di grano austenitici e poi la perlite

Gli acciai che si trovano a sinistra del punto euteroideico

($\%C < 0,78$) sono detti IPOEUTEROIDICI, gli acciai

con $0,78 < \%C < 0,8$ sono detti EUTEROIDICI, mentre

gli acciai con $\%C > 0,8$ sono detti IPEREUTEROIDICI.

Infine per $\%C$ maggiori si hanno le ghite.

PROPRIETÀ DELLA PERLITE: ACCIAI PERLITICI

Le proprietà della perlite sono definite dalla distanza lamellare, ossia dal periodo con il quale si ripete la struttura.

Tanto più la distanza lamellare è piccola e maggiori sono

rafforzamento e resistenza. La distanza tra le lamelle

diminuisce all'aumentare della velocità di raffreddamento,

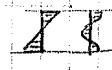
poiché gli atomi di carbonio della cementite hanno meno

tempo per partitionarsi. Inoltre minori sono le lamelle e

maggiore è la superficie e quindi l'energia libera di

interfaccia. Tale energia è la differenza di energia

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

Un problema della trafilatura è la nascita di tensioni residue, soprattutto di trazione sulla superficie. 

Un altro problema è il rilassamento, che non è niente altro che parte della trasformazione delle deformazioni elastiche in deformazioni plastiche. Questi problemi vengono eliminati attraverso il processo di distensione (o stabilizzazione), che consiste in un riscaldamento a 250°/400°C ed in un allungamento $\epsilon < 1\%$. In questo modo si riescono a ridurre le tensioni residue ed il rilassamento.

Attraverso questi processi si riescono a raggiungere carichi di snervamento e di rottura molto elevati:

Altri effetti positivi sono un miglior comportamento a fatica ed un miglior comportamento a tensostrizione.

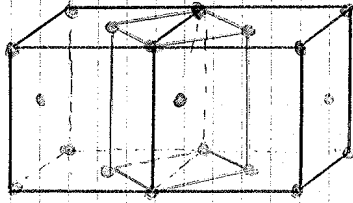
	σ_s (MPa)	UTS (MPa)	A_u %
Barre (dritte)	820	1000	35
Filo $\phi = 5$	1420	1570	35
Trecce	1670	1860	35
Trefoli	1820	1900	35

→ TRASFORMAZIONI MARDENSITICA e BAINITICA

Se l'aumentata è raffreddata velocemente, anziché in condizioni di quasi-equilibrio, le trasformazioni di fase si modificano. All'aumentare della velocità di raffreddamento, inizialmente:

- la trasformazione ferritica ha presa peritica intorno a temperature progressivamente minori;
- la frazione di ferrite pre-euteroideica progressivamente diminuisce ed, infine, s'annulla a vantaggio della perite, perché la formazione della ferrite pre-euteroideica richiede la diffusione.

che però non è cubica, bensì a forma di prisma a base quadrata:



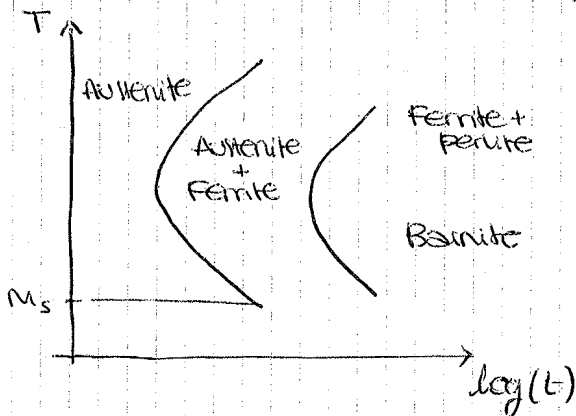
Unica è possibile ottenere un reticolo ccc mediante una trasformazione ordinata del reticolo cfc di partenza. Questa trasformazione consiste nel

avvicinare tra loro i piani orizzontali e/o allontanare quelli verticali in modo che il prisma diventi un cubo. Nel caso della martensite la forma finale è però influenzata dagli atomi di C, che inizialmente sono nelle posizioni interstiziali ottaedriche del reticolo cfc e, quindi, dopo la trasformazione si trovano in corrispondenza degli interstizi del nuovo reticolo in quantità che può essere molto maggiore di quella massima accettabile nel reticolo ccc della ferrite. Pertanto il reticolo della martensite risulta tetragonale a corpo centrato (tcc), con un rapporto tra il lato maggiore e quello minore della cella direttamente proporzionale alla frazione di C. La trasformazione cristallografica necessaria per trasformare il reticolo cfc dell'austenite in quello tcc della martensite è detta deformazione di Bain.

In generale la martensite presenta una concentrazione molto alta di difetti reticolari e, particolarmente, di dislocazioni. La crescita delle lamelle di martensite ad una data temperatura è estremamente veloce e si può ~~quasi~~ ^{e quindi non può essere evitata} considerare istantanea; la trasformazione dell'austenite in martensite è quindi determinata dalla sola temperatura. La trasformazione della martensite, durante il raffreddamento dell'austenite, inizia alla temperatura M_s (Martensite start) e termina alla temperatura M_f (Martensite finish), raggiunta la quale tutta l'austenite è stata trasformata in martensite. M_f può essere minore della temperatura ambiente, nel qual caso, in un processo che termina a temp. ambiente, si ottiene austenite residua. La temperatura M_s dipende principalmente dagli elementi di lega (ovvero che, in minor misura, dalla dimensione del grano austenitico) e

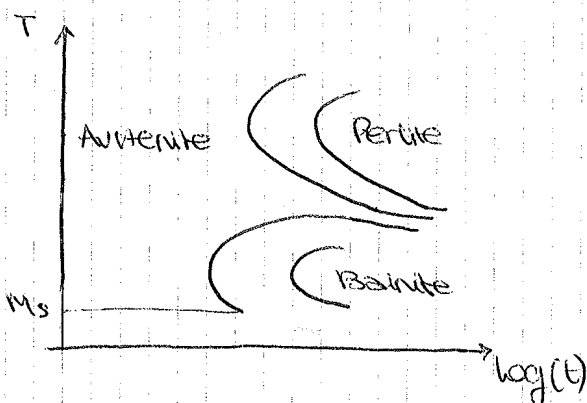
Campione viene poi raffreddato con la massima rapidità possibile fino ad una diversa temperatura e mantenuto a tale temperatura fino al completamento delle trasformazioni di fase. Per ogni campione si osserva lo svolgimento di tali trasformazioni nel tempo, a T costante, e si riportano in un piano $T / \log t$ i punti corrispondenti a determinate percentuali di trasformazione (di solito 1%, 50%, 99%). Infine si tracciano le curve IT interpolando i punti sperimentali a pari percentuale trasformata e tipo di trasformazione per ottenere per tutti i provini.

Si osserva che le curve di inizio e fine trasformazione, per le trasform. ferritica-perlitica e bainitica, hanno generalmente una forma a C, con una velocità di trasformazione massima ad una T intermedia, perché al ↓ di T aumenta la velocità di nucleazione e si riduce la velocità di crescita. Negli acciai ipocentrodici è possibile osservare prima la trasform. ferritica e poi quella perlitica.



Nei grafici ipocentrodici è possibile osservare prima la trasform. ferritica e poi quella perlitica.

Nei acciai a basso tenore di elementi di lega, gli intervalli di T in cui si verificano le trasformazioni ferritica-perlitica e bainitica si sovrappongono in parte (come nel grafico sopra) e non è possibile distinguere sperimentalmente i due tipi di trasformazione. Negli acciai a medio tenore di elementi di lega, invece, si osservano due gruppi di curve a C,



l'uno per la trasformazione perlitica-ferritica e l'altro per la trasform. bainitica, separati da un intervallo di temperature nel quale l'austenite può essere mantenuta in condizioni metastabili per tempi molto lunghi.

In generale, se si rappresentano nello stesso piano T/t le curve TT e quelle CCT di un medesimo acciaio, le CCT risultano spostate verso tempi maggiori e temperature minori rispetto alle TT . Le temperature M_f ed M_s , invece, sono identiche nei due tipi di esperimento, a causa della natura della trasformazione martensitica.

Anche i diagrammi CCT presentano una considerevole variabilità sperimentale, a cui contribuisce anche l'uso di metalli di raffreddamento diversi.

→ METALLOGRAFIA

La metallografia consiste nello studio della struttura fisica dei metalli e delle leghe metalliche mediante l'utilizzo di un microscopio. In questo modo è possibile identificare la dimensione e la forma dei cristalli, la distribuzione delle fasi, il livello di purezza e l'eventuale contaminazione del materiale. Il semplice esame visivo non fornisce informazioni particolari. Per avere informazioni sulla microstruttura è necessaria un'attenta preparazione del campione. Le fasi sono le seguenti:

1. Prelievo del campione
2. Eventuale inglobatura
3. Pulitura / lappatura
4. Attacco metallografico (non sempre)

Il prelievo consiste nel tagliare ^{lungo una sezione significativa} l'oggetto tramite troncatrici metallografiche in modo da ottenere un pezzo piccolo da collocare al microscopio. In questa fase bisogna stare attenti a non riscaldare il provino, in modo da evitare la formazione di deformazioni plastiche. Dopo il prelievo, il pezzo di materiale ^(ca. 1cm) può essere inglobato all'interno di una resina piana che viene indurita in modo da rendere il campione più facilmente maneggiabile. A questo punto il provi-

→ TRATTAMENTI TERMICI & TERMOMECCANICI degli ACCIAI

Tra i trattamenti termici degli acciai vi è la RICOTTURA, che si suddivide in ricottura subcritica ed ipercritica (o completa), la NORMALIZZAZIONE (variante della ricottura completa) e la BONIFICA.

La ricottura subcritica consiste in un trattamento a temperatura poco inferiore ad A_3 e si esegue per eliminare lo stato di incrudimento e/o di tensione residua (senza indurre trasformazioni di fase) lasciato dalle deformazioni a freddo.

La deformazione a freddo comporta, a livello microscopico, l'aumento della densità delle dislocazioni e la deformazione dei grani cristallini, quindi la struttura cristallina risulta fortemente difettosa. Se il materiale viene riscaldato senza raggiungere la $T=A_3$, a livello macroscopico si eliminano le tensioni residue, mentre a livello microscopico si verificano all'aumentare della temperatura i seguenti fenomeni:

1. Recupero (recovery): durante questa fase si ha una riduzione della densità delle dislocazioni e quindi anche delle tensioni causate da questi difetti. Ci si avvicina dunque alle condizioni di reticolo perfetto;
2. Ricristallizzazione: consiste nella formazione di nuovi grani per mezzo di un processo di nucleazione. Questi grani sono privi di difetti e sostituiscono quelli vecchi;
3. Crescita della dimensione media dei grani. Questo fenomeno avviene spontaneamente e consiste in una riduzione progressiva dei bordi di grano.

Quest'ultimo fenomeno in genere non è desiderato e quindi si cerca di terminare il processo alla fase precedente. Questo perché grani più fini garantiscono una maggior durezza.

Questo tipo di ricottura è detta subcritica perché non viene mai superata la temperatura A_3 e consente di eliminare l'incrudimento senza cambiamenti di fase.

te dispersi, detto martensite rinvenuta, allo scopo di incrementare la tenacità del materiale, pur accettando una diminuzione di durezza. La martensite rinvenuta presenta una combinazione di resistenza e tenacità generalmente superiore sia alle microstrutture di ferrite e perlite, sia a quelle bainitiche.

Esaminiamo in maggior dettaglio prima la tempra e poi il rinvenimento.

La tempra è normalmente il passo più critico della bonifica; per ottenere una microstruttura martensitica omogenea è necessario che in ciascun punto del componente la velocità di raffreddamento sia superiore ad un valore critico, che può essere letto sul diagramma CCT dell'acciaio, e che consenta di evitare la formazione di perlite e/o bainite. La velocità critica di tempra dipende dall'acciaio e dal processo di raffreddamento. Per quanto riguarda la dipendenza dall'acciaio, in particolare dipende dalla cinetica delle trasformazioni di fase dell'austenite e dalla conducibilità e capacità termica dell'acciaio. Questi fattori, insieme, determinano la sua temprabilità. Un acciaio avente maggiori percentuali di elementi di lega, ha curve CCT più spostate verso destra dunque risulta più facile da temprare. Si dice, in questi casi, che l'acciaio è più temprabile. La velocità critica di tempra, inoltre, dipende dal processo in quanto dipende dalla forma e dalle dimensioni del componente, e dipende dal mezzo temprante (acqua, olio, gas) ed in particolare dal suo coefficiente di scambio termico laminare con la superficie del componente.

Durante la tempra degli acciai si hanno dei gradienti di temperatura molto elevati. Il volume specifico dell'acciaio varia sia in funzione della temperatura, sia delle fasi, per questi fenomeni si hanno significative tensioni meccaniche interne. In conseguenza di queste sollecitazioni, al termi-

nucleazione e crescita di nuovi grani di ferrite meno difettosi dei precedenti.

I fenomeni di rinvenimento comportano una riduzione della durezza della martensite all'aumentare della temperatura alla quale è stato effettuato il processo. L'allungamento a rottura e la riduzione di area, invece, aumentano all'aumentare della temperatura di rinvenimento. La resistenza a trazione a rottura e quella a snervamento partono da valori molto elevati (rispettivamente $\sim 2000 \text{ MPa}$ e 1700 MPa) e si riducono di molto (fino a c.a. 1000 MPa) all'aumentare della temperatura. Dunque, anche a discapito di una riduzione della resistenza, il rinvenimento viene effettuato per usufruire dei vantaggi dell'allungamento.

→ PROCESSO TEMPORALE

Il processo temporale consente di produrre barre ad alto carico di snervamento a partire da un acciaio con basso contenuto di carbonio, tramite un particolare processo termico che sfrutta il calore della barra in lavorazione. La barra a $T > 1000^\circ \text{C}$, completamente austenitica, viene laminata tra dei rulli. Poi la barra entra in un catione dove, con particolari getti d'acqua, viene sottoposta ad un raffreddamento molto energetico e veloce. All'uscita dal catione, lo strato superficiale della barra ha subito una tempra e la sua struttura metallografica è divenuta martensitica. La zona centrale è invece ancora calda con struttura austenitica. La barra quindi all'uscita dal catione presenta un elevato gradiente di temperatura sulla sua sezione trasversale. A quello punto la barra viene tagliata e posta in un tappetino di raffreddamento. In tale tappetino la barra subisce il riscaldamento della zona periferica per il rilascio di calore da parte del cuore con trasformazione

grano si consegue generalmente soltanto in processo termomeccanico. Nel caso della deformazione a caldo, i fenomeni di invecchiamento e deformazione dei grani, tipici dei processi di deformazione, e di recovery, ricristallizzazione e crescita dei grani, tipici dei processi di ricottura, sono contemporaneamente attivi e danno luogo alla ricristallizzazione dinamica. Nel caso della laminazione a caldo si alternano periodi di deformazione e ricristallizzazione dinamica e periodi di ricristallizzazione e di possibile crescita del grano; pertanto il materiale è ricristallizzato più volte durante il processo ed è possibile ottenere un importante affinamento del grano. → acciai HSLA

Un ulteriore metodo per affinare il grano, che può essere impiegato contemporaneamente al trattamento termomeccanico, è l'uso di percentuali molto piccole (es. 0,05%) di alcuni elementi detti microleganti, tra cui Nb, Ti e V. Questi elementi danno luogo ai carburi NbC, TiC, VC, i quali alle temperature di laminazione sono in equilibrio con l'austenite e, per ragioni di riduzione dell'energia libera, precipitano preferenzialmente sui bordi di grano dell'austenite stessa. Quest'ultimo fatto influenza lo spostamento dei bordi di grano in quanto i carburi detti non possono muoversi insieme al ^{bordo} grano stesso e la loro separazione comporterebbe un aumento di energia (fenomeno di PINNING dei bordi di grano). Nel corso di un processo di laminazione controllata, i carburi di Nb, Ti e V sono completamente solubilizzati alla temperatura di austenizzazione iniziale, e successivamente precipitano presso i bordi di grano dell'austenite man mano che la temperatura si riduce durante la laminazione stessa, impedendo la crescita del grano austenitico nelle ultime fasi di laminazione. È importante che questi carburi si possano sciogliere completamente nella austenite all'inizio del processo, poiché se ciò non fosse, durante la colata dell'acciaio si formerebbero carburi relativamente grandi e poco numerosi che quindi avrebbero scarso effetto.

Microstrutture e altre tensioni prodotte durante il ciclo termico di saldatura, dagli eventuali difetti di solidificazione (porosità dovute a sviluppo di gas) e dall'eventuale assorbimento di idrogeno. Una combinazione di tensioni residue, assorbimento di idrogeno e microstrutture sensibili all'irraggiamento da idrogeno, può comportare fenomeni di rottura differita dopo la saldatura. Dunque si possono avere: "rotture a caldo", ovvero fratture nella zona fusa causate dalla contrazione volumica durante la solidificazione; microfessurazioni nella ZTA dovute alle tensioni termiche e di trasformazione di fase durante il raffreddamento dopo la solidificazione; "rotture a freddo", ovvero rotture differite causate dalla compresenza di idrogeno disciolto, tensioni residue e convenienti fragili (es: martensite).

Nel caso di componenti in acciaio è talvolta possibile ottenere o ripristinare la microstruttura ottimale dopo la saldatura mediante un trattamento termico mirato, per esempio di ricottura o di bonifica; tuttavia in molti casi non è possibile nella pratica industriale. Pertanto è importante la saldabilità di un acciaio, cioè la sua aptitudine a produrre dopo la saldatura microstrutture e proprietà meccaniche desiderate, paragonabili a quelle del metallo originario. Le proprietà della zona fusa possono essere modificate impiegando un metallo di apporto di composizione opportunamente diversa dal metallo di base, le proprietà finali della ZTA dipendono solo dal metallo di base e dal ciclo termico seguito. Pertanto la saldabilità di un acciaio è definita dalle proprietà ottenute nella zona termicamente alterata.

A distanza crescente dalla zona fusa, la ZTA in un acciaio può essere suddivisa in varie regioni, in base alle diverse T raggiunte:

- (1) AUSTENITE A GRANO GRANDE: regione autentizzata a T elevata, con ingrossamento del grano austenitico;
- (2) AUSTENITE A GRANO FINE: regione autentizzata a T minore, in cui la dimensione dei nuovi grani austenitici non è molto maggiore di quella ottenuta nel precedente trattamento termico;

Saldabilità sono proprietà opposte, e gli acciai da bonifica non sono saldabili; sono invece saldabili gli acciai a basso tenore di carbonio. Anche nel caso di acciai a basso tenore di C ed in assenza di difetti di saldatura, le proprietà meccaniche della ZTA e quindi del giunto saldato, sono inferiori a quelle del materiale originario.

In casi particolari in cui, per esempio a scopo di riparazione, è necessario eseguire delle saldature in componenti con C_{eq} elevato, e non è possibile eseguire un trattamento termico completo dopo la saldatura, si eseguono talvolta dei riscaldamenti precedenti e successivi alla saldatura (a T che non comportano trasformazioni nel materiale di base). Infatti un riscaldamento omogeneo del componente prima della saldatura riduce la velocità di raffreddamento della ZTA dopo la saldatura stessa, e quindi la formazione di martensite e le tensioni residue, mentre un riscaldamento successivo alla saldatura permette di rinvenire la martensite eventualmente formata nella ZTA e di ridurre le tensioni residue. Per quanto riguarda la ZF bisogna evitare che il bagno liquido sia inquinato soprattutto dall'idrogeno. Per questo si fa in modo che il bagno non sia esposto direttamente all'aria ma da un gas o una scoria protettiva.

→ TECNOLOGIE DI SALDATURA

Le diverse tecnologie di saldatura si distinguono per il modo in cui viene apportato calore, per come si forma l'atmosfera protettiva e per come, e se si porta, il materiale aggiuntivo. Le tre caratteristiche di una saldatura

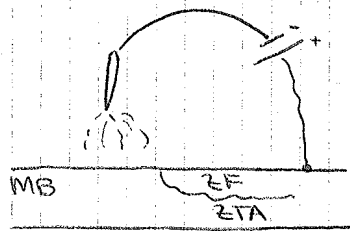
quindi sono:

- fonte di calore
- materiale di apporto
- atmosfera protettiva

Vediamo ora le tecnologie di saldatura ad arco elettrico.

In questo tipo di saldatura il calore è ricavato da un arco elettrico tra un elettrodo metallico ed il metallo base.

L'elettrodo è infatti montato su una pinza collegata ad uno dei due poli di un generatore di corrente elettrica e l'altro polo è costituito da un morsetto fissato sul materiale di base. L'arco si innesca toccando il metallo base con l'elettrodo che deve poi essere mantenuto a pochi millimetri di distanza.



L'alta temperatura ionizza l'aria e genera passaggio di elettroni dal polo positivo al polo negativo.

Il fascio di elettroni che si genera trasferisce calore a causa del suo impatto sul materiale, cedendogli l'energia che ha assorbito durante il moto.

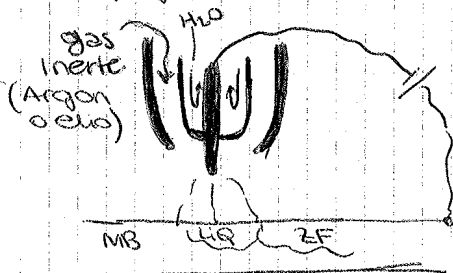
Dietro alla torcia si crea una zona fusa ed una ZTA, mentre davanti si ha il metallo base.

Vi sono diverse tecnologie che si basano sull'arco elettrico che variano per il modo in cui si apporta materiale e per

il modo in cui si regola l'atmosfera attorno alla zona fusa.

- SALDATURA AD ARCO TIG (GTAW) ^{Gas Tungsten Arc Welding}

In questo processo l'elettrodo è una punta di tungsteno. Attorno alla punta è presente un sistema di raffreddamento, generalmente ad acqua, e dei passaggi per il gas



inerte che ha lo scopo di proteggere il bagno liquido dalla reazione immediata con l'aria e di formare l'atmosfera protettiva.

In questo sistema il tungsteno, viste le sue elevate temperature di fusione, non prende parte al processo e quindi non si consuma. Il metallo di apporto, quindi, viene fornito da una bacchetta o un filo. Tale apporto permette una maggior penetrazione di saldatura

Le tecnologie di SALDATURA A RESISTENZA sono generalmente effettuate in stabilimenti con metodi produttivi più controllati. Vediamo due tecnologie diverse:

- SALDATURA A RESISTENZA RSW (Resistance Spot Welding)
È una saldatura per punti ed è adatta per saldare lamiere di basso spessore o realizzare reti elettrosaldate.

Due elettrodi di rame premono uno contro l'altro i due lembi di lamiera da saldare. Una macchina elettrica fa scorrere per un intervallo di tempo brevissimo una corrente di elevata



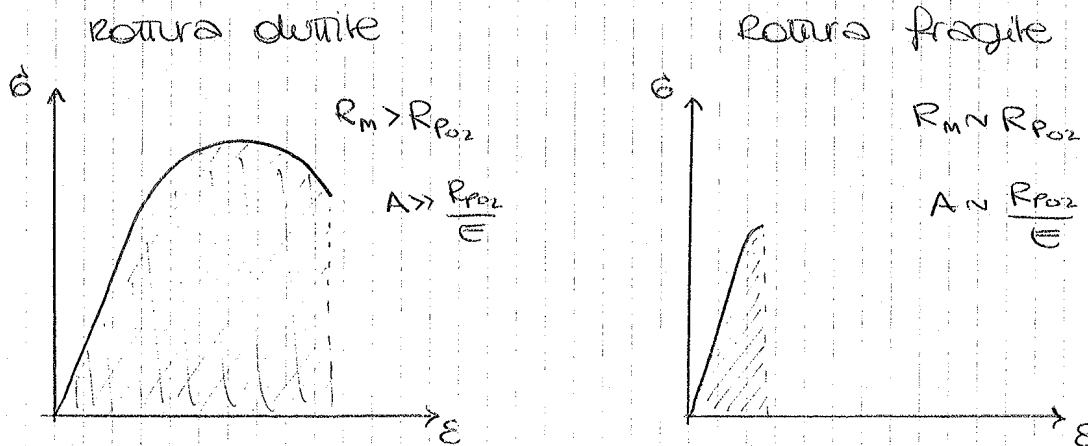
intensità. Si sviluppa una elevata intensità di calore che porta il materiale a fondere in un punto interno e quindi a solidificare creando il "punto" di saldatura. Nel punto di contatto tra elettrodi e lamiera non avviene la saldatura in quanto gli elettrodi sono raffreddati con acqua e la resistenza lamiera-lamiera è maggiore di quella lamiera-rame. La differenza principale di questo metodo con i precedenti è che non si ha una linea continua di saldatura e non viene mai utilizzato materiale di apporto.

Lo svantaggio di questo processo è che dà luogo a grande concentrazione degli sforzi e (talvolta) a deformazioni locali.

- SALDATURA FLASH WELDING

La saldatura flash welding in realtà è l'unione di una saldatura ad arco elettrico ed una saldatura a resistenza. Tale processo viene utilizzato per saldare in testa due barre mediante l'applicazione di punte in rame fungenti da elettrodi come nella saldatura a punti. L'operazione si realizza in tre fasi. Prima si preriscaldano le barre con il passaggio di corrente a bassa intensità. Poi si crea lo scintillio mediante corrente ad alta intensità tale da creare archi elettrici tra le due teste, ed infine si comprimono le barre per consentire la fusione del giunto.

Fragile. Nel caso di rottura duttile la curva del zona plastica è molto prolungata, mentre è molto ridotta nel caso di rottura fragile. Poiché l'area sottesa alla curva indica l'assorbimento di energia da parte del materiale, la rottura duttile necessita di un lavoro elevato mentre la rottura fragile di un lavoro ridotto:



Per quanto riguarda la velocità di propagazione della frattura, in quella duttile dipende dall'applicazione del carico, mentre in quella fragile ~~la rottura~~ è paragonabile alla velocità del suono. La rottura fragile, quindi, è pericolosa in quanto procede rapidamente su tutta la sezione. Si vuole quindi evitare la frattura fragile. Metodo di progetto:

- disegno a snervamento;
- richiesta di valori minimi di resistenza a frattura fragile (basati sull'esperienza).

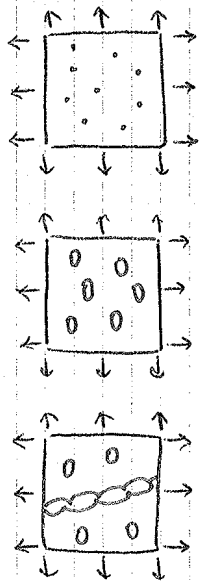
→ MECCANISMI MICROSCOPICI di FRATTURA

- FRATTURA PER CLIVAGGIO

La frattura per clivaggio consiste in una propagazione rapida della frattura su determinati piani cristallografici. Se guardiamo una sezione perpendicolare al piano di frattura possiamo osservare che nel passaggio tra un grano e

FRATURA PER MICROVUOTI

La fratura per nucleazione, crescita e coalescenza di microvuoti è una fratura di tipo dustile in quanto comporta una elevata deformazione e, quindi, un elevato assorbimento di energia durante la fratura stessa. All'interno del metallo si osservano delle particelle di seconda fase fragili. Questi microdifetti essendo più fragili della matrice non possono seguire le sue deformazioni plastiche e quindi si rompono e formano piccole cavità nella matrice. Questi microvuoti aumentano di dimensioni per effetto della concentrazione di tensioni. Inizialmente i microvuoti crescono in modo indipendente gli uni dagli altri; successivamente i campi di concentrazione delle tensioni causati da microvuoti adiacenti si sovrappongono e causano una localizzazione della deformazione (c), fino alla rottura. La superficie di fratura presenta un insieme di Poirrette (dimples) e creste. In questo tipo di fratura c'è una forte deformazione plastica prima della rottura, che interessa un volume ampio di materiale, e c'è un'ulteriore deformazione plastica durante la fratura stessa, che in questo caso è confinata ad un piccolo volume attorno alla fratura.



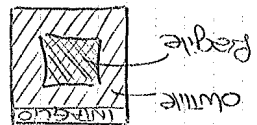
(a) de fase fragili. Questi microdifetti essendo più fragili della matrice non possono seguire le sue deformazioni plastiche e quindi si rompono e formano piccole cavità nella matrice. (b) Questi microvuoti aumentano di dimensioni per effetto della concentrazione di tensioni. Inizialmente i microvuoti crescono in modo indipendente gli uni dagli altri; successivamente i campi di concentrazione delle tensioni

cusati da microvuoti adiacenti si sovrappongono e causano una localizzazione della deformazione (c), fino alla rottura. La superficie di fratura presenta un insieme di Poirrette (dimples) e creste. In questo tipo di fratura c'è una forte deformazione plastica prima della rottura, che interessa un volume ampio di materiale, e c'è un'ulteriore deformazione plastica durante la fratura stessa, che in questo caso è confinata ad un piccolo volume attorno alla fratura.

La crescita dei microvuoti è favorita da uno stato tensionale triassiale poiché permette una deformazione macroscopica positiva in tutte le tre direzioni.

Le superfici di fratura reali sono normalmente di tipo misto. In questi casi, l'energia assorbita durante la fratura è determinata principalmente dalla frazione di fratura dustile.

Se si osserva l'area di frattura del campione si può distinguere un'area esterna soggetta a frattura duttile per microcaricature (con superficie opaca) ed un'area interna soggetta a frattura fragile (con superficie lucida). La transizione da durezza a fragilità è data dalla massima deformazione dei bordi di carico e può variare, mentre al centro può essere anche trascurabile. La misura qualitativa delle due aree (in percentuali) può essere utile per dare un peso alle curve (es. 30% F e 80% D).



Tuttavia è bene ricordare che non è possibile derivare dalla prova di Charpy un parametro indipendente dalla geometria. Si prescrive una lunghezza minima e si calcola e si stabilisce la misura di riferimento bene come controllo di alcuni materiali.

Nei diagrammi di transizione durezza-fragilità si viene

delle ascisse si ha la temperatura e si viene dato ordine

L'energia assorbita dall'impatto. Esprimendo la prova di

varie T si trovano una serie di

per il diagramma che si

permette di tracciare le rispettive

curve. Ripetendo i vari dati

si identifica una zona con maggior

dispersione dei dati. La temperatura

che identifica questa zona è detta temperatura di transizione

ne. Per gli acciai la temp. di transizione è vicina (entro 100°C)

alla temperatura ambiente. La transizione durezza-fragilità

può essere ottenuta anche su un diagramma che ha sull'asse

delle ascisse sempre la T e

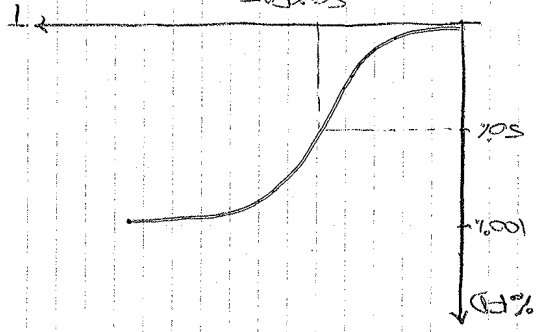
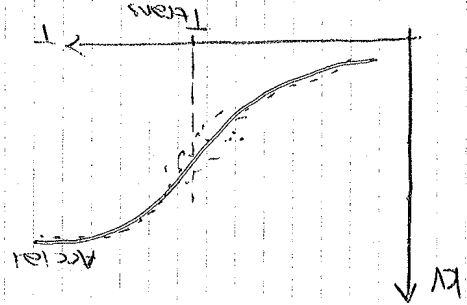
sull'asse delle ordinate la % di

frattura duttile. All'inizio della

curva l'elemento è fragile

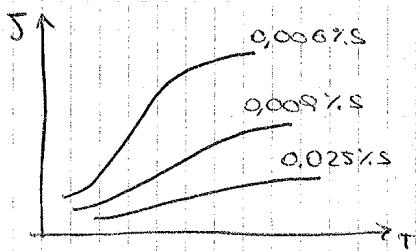
come a frattura durezza

fragile



Per materiali aventi la stessa composizione chimica e sottoposti allo stesso trattamento termico (bonifica) si possono osservare curve diverse per differenti temperature di rinvenimento. In genere all'aumentare della temperatura di rinvenimento, diminuisce la resistenza a snervamento, si aumenta l'energia assorbita durante l'impatto e si abbassa anche la temperatura di transizione.

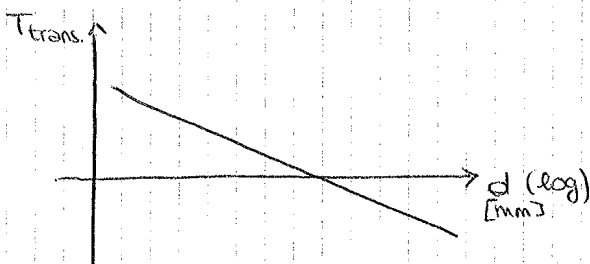
Si può osservare inoltre che la resistenza ha un effetto molto rilevante anche le impurezze. Andando ad osservare ~~le~~ le curve di transizione si deduce che all'aumentare delle impurezze si riduce l'energia assorbita durante l'urto.



Una delle principali impurezze è lo zolfo. Quest'ultimo infatti produce secondo fasi che ~~sono~~

funzionano da punti di incremento delle tensioni locali. Quindi maggiore è la % di zolfo e più è incrementata la probabilità di frattura fragile. Esiste dunque un limite massimo alla percentuale di zolfo accettata negli acciai.

In ultimo possiamo osservare l'influenza della dimensione del grano sulla temperatura di transizione. Dal seguente grafico si deduce che il grano fine riduce la T di transizione quindi è positivo poiché c'è una maggior possibilità di avere un comportamento duttile alle temperature di impiego.



Il grano fine riduce la T di transizione quindi è positivo poiché c'è una maggior possibilità di avere un comportamento duttile alle temperature di impiego.

? SLVA

A DESIGNATIONE IN BASE ALLE PROPRIETÀ ED IMPIEGHI

In questo caso nella sigla di designazione si possono distinguere tre (o al più quattro) campi:

[Impiego, gruppo] (Estrogruppo) [valore di una proprietà] [simboli additionali]

esempio:

S 235 JR

dove S: sta per impiego strutturale

235: indica la resistenza $R_{p0.2}$ [MPa]

JR: sta per resilienza 27 J

es 2:

B 450 C

dove B: sta per acciaio di base (= per c.a)

450: indica la resistenza $R_{p0.2}$ [MPa]

C: sta per laminato a caldo

Alcuni gruppi d'impiego sono:

B, di base

S, strutturale

R, rotale

M, proprietà magnetiche

P, impiego sotto pressione

Il valore della proprietà solitamente indica il valore del carico di snervamento $R_{p0.2}$, o il carico a rottura R_m .

(Per il gruppo M invece indica il valore di proprietà magnetiche). I simboli additionali invece non prevedono indicazioni precise.

Gli acciai strutturali, del gruppo S, prevedono i seguenti limiti (tratti dalla normativa UNI EN 10025)

sigla	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	E_{min} [%]	C	Mn	Si	S, P
S235	235	360-510	20	<0,17	<1,4	-	<0,035
S355	355	510-680	15	<0,2	<1,6	<0,55	<0,035

esempi:

28 Mn S

42 Cr Mo S

20 Ni Cr Mo

elementi	Fattore
W, Cr, Ni, Mn, Co, Si	4
Al, Mg..	10
S	100
B	1000

Gli acciai da bonifica sono designati in questo modo (vedi UNI EN 10083)

→ DESIGNAZIONE NUMERICA

Tale designazione è normata dalla UNI EN 10027.

Gli acciai vengono identificati con questa sigla:

1. XX YY

dove: 1. = sta per "acciaio"

XX = indica il gruppo

YY = numero progressivo nella serie di serie

Il gruppo "00" indica gli acciai di base:

S235JR → 1.0037

S355JR → 1.0045

Il gruppo "11" e "12" indicano gli acciai al C per impieghi industriali / meccanici:

C45E → 1.1181

C45R → 1.1201

→ DESIGNAZIONE AMERICANA AISI / SAE

Esempio acciaio da trattamento termico:

[gruppo] [%C × 100]

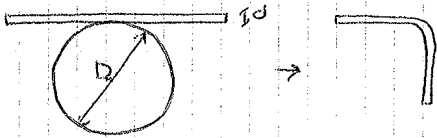
es: 1040

corrispondenza approssimata: C45E

Per questi acciai vi è l'obbligo di saldabilità per cui il carbonio equivalente deve essere: $C_{eq} < 0,52$

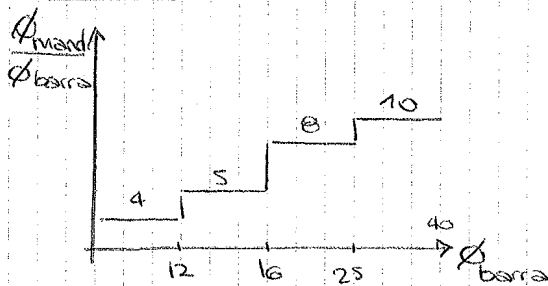
Per quanto riguarda la composizione chimica, questi acciai devono rispettare dei limiti massimi non superabili.[⊗] In alternativa sono ammessi acciai inox se conformi alle stesse proprietà meccaniche.

Per questi acciai, infine, è prevista una prova di piega. Lo scopo di questa prova è di verificare che questi tendini presentino sufficientemente ductilità per le operazioni di formatura a freddo. La prova consiste nel piegare il campione attorno ad un mandrino di grosso diametro, D ,



fino ad un angolo di 90° e di raddrizzarlo successivamente di un angolo di 20° , osservando se si producono fratture o cricche.

Il diametro del mandrino è funzione del diametro della barra. Per barre di piccolo diametro ($< 12 \text{ mm}$), il diametro del mandrino deve essere 4 volte



più grande di quello della barra. All'aumentare del diametro della barra, cresce anche il rapporto tra $\phi_{mandrino}$ e ϕ_{barra} .

Prima di venir raddrizzata, la barra viene lasciata invecchiare ad una temperatura di 100°C per 1 ora.

Questo perché con gli atomi di C possono andare verso le dislocazioni aumentando la resistenza a snervamento, ma riducendo la ductilità.

⊗ I limiti su fosforo e zolfo sono per tenere basse le possibili inclusioni. Tali limiti emp sono abbastanza alti perché gli acciai per c.a. sono economici. Il rame viene limitato perché gli acciai sono fabbricati quasi unicamente in forni elettrici partendo dal rottami, ed il rame è uno dei principali inquinanti del rottame.

→ ACCIAI PER STRUTTURE METALLICHE

Gli acciai per strutture metalliche sono normati dalla UNI EN 10025. In particolare la normativa riguarda i seguenti tipi di acciai:

- acciai strutturali laminati a caldo
 - acciai a grano fine
 - acciai a grano fine laminati termomeccanicamente
 - acciai corten, ossia acciai con resistenza alla corrosione atmosferica migliorata (ma non inossidabili)
- es: S235J0W
S355J0W

In questi acciai si aggiungono dei limiti su Cr e Cu che servono a limitare la patina superficiale generata dai prodotti di corrosione → si ottiene così un rafforzamento del processo corrosivo.

→ BULLONI

La classe dei bulloni è identificata da due numeri. Il primo numero indica la resistenza a rottura ed il secondo indica lo snervamento come percentuale della rottura:

$$\text{Classe} = \left(\frac{UTS [MPa]}{100} \right) \cdot \left(\frac{Y_s}{UTS} \right)$$

es: classe 5.6 6.8 8.8

All'aumentare della classe aumenta la resistenza a rottura e snervamento, ~ si riduce l'allungamento minimo richiesto ed aumenta la % minima di C.

Il trattamento termico per le classi minori non è prescritto, mentre per le classi superiori è prescritta la bonifica (tempra e rinvenimento a $T > 425^\circ\text{C}$). Per quanto riguarda la resistenza tutte le classi hanno la stessa prescrizione: 27 J a -20°C . Gli acciai con classi minori vengono arricchiti di zolfo (e piombo) per aumentare la velocità di lavorazione al tornio, e si dicono acciai risolforati.

sottostante dall'azione degli agenti chimici esterni. La famiglia degli acciai inox ha la caratteristica comune di avere un contenuto massimo di carbonio dell'1,2% ed un valore minimo di cromo libero pari al 12% per poter avere formazione dello strato di passivazione.

Gli acciai inossidabili si dividono, secondo la loro microstruttura, in due grandi famiglie:

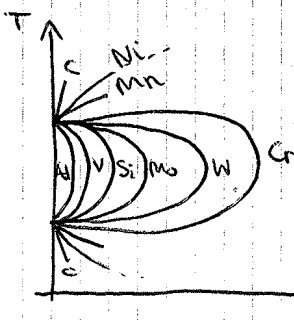
- acciai ferritici
- acciai austenitici

In realtà c'è una terza famiglia: acciai martensitici.

→ ACCIAI INOX FERRITICI & AUSTENITICI

Gli acciai ferritici sono acciai inossidabili al solo cromo (variabile dal 12 al 30% circa). Questi acciai hanno struttura ccc, come il ferro e per questo sono detti ferritici. Le proprietà meccaniche non sono elevate, hanno limiti di snervamento molto bassi, e per questo sono da utilizzare solo dopo la ricottura.

Gli acciai austenitici sono i più comuni. Hanno un tenore di carbonio inferiore allo 0,1%. Mentre gli elementi di lega sono in % molto maggiori e sono il cromo ed il nichel. Il nichel non favorisce la formazione dello strato protettivo, come il cromo, ma viene inserito per altre proprietà. Il nichel è un metallo nobile e quindi più resistente alla corrosione rispetto al ferro, inoltre è in grado di estendere il campo austenitico e mantenerlo per tempi indefiniti come si può osservare dalle curve seguenti:



Il C, Ni, Mn sono elementi di lega austenitizzanti, in quanto ampliano l'intervallo delle temperature entro il

dalla soluzione solida, soprattutto al bordo dei grani, sotto forma di carburi di cromo. Il



carbonio diffonde rapidamente al bordo dei grani alla temperatura

di sensibilizzazione, mentre il cromo diffonde assai più lentamente. Perciò, la precipitazione dei carburi di cromo

determina una grande perdita di cromo nella matrice, che porta l'acciaio a perdere la sua capacità di passivarsi spontaneamente. Sopra i 950° la curva di formazione

dei carburi non c'è più perché i carburi si sciolgono, quindi posso temperare l'acciaio a 1000°C e poi raffreddarlo velocemente per solubilizzare i carburi ed evitare la corrosione intergrana. Un altro metodo per evitare

la corrosione è quello di eliminare il carbonio (molto difficile). Infatti se la concentrazione di carbonio è

inferiore allo 0,03% la precipitazione del carburo di cromo è inferiore a quella che genera la sensibilizzazione e l'acciaio rimane immune alla corrosione. Un altro

metodo ancora per evitare la corrosione è quello di introdurre altri metalli che formano carburi diversi

da quelli di cromo, che sono stabili e intrappolano il carbonio. Quindi, in definitiva, i trattamenti termici

per evitare la corrosione intergranulare sono:

- ricottura
- solubilizzazione (elimina carburi)
- stabilizzazione (carburi stabili: TiC , NbC)

ne a freddo. Quest'ultima generalmente si esegue quando $\phi < 10\text{mm}$ in quanto non si riesce ad eseguire una laminazione a caldo precisa. Al numero segue una delle seguenti lettere:

H = incrudito

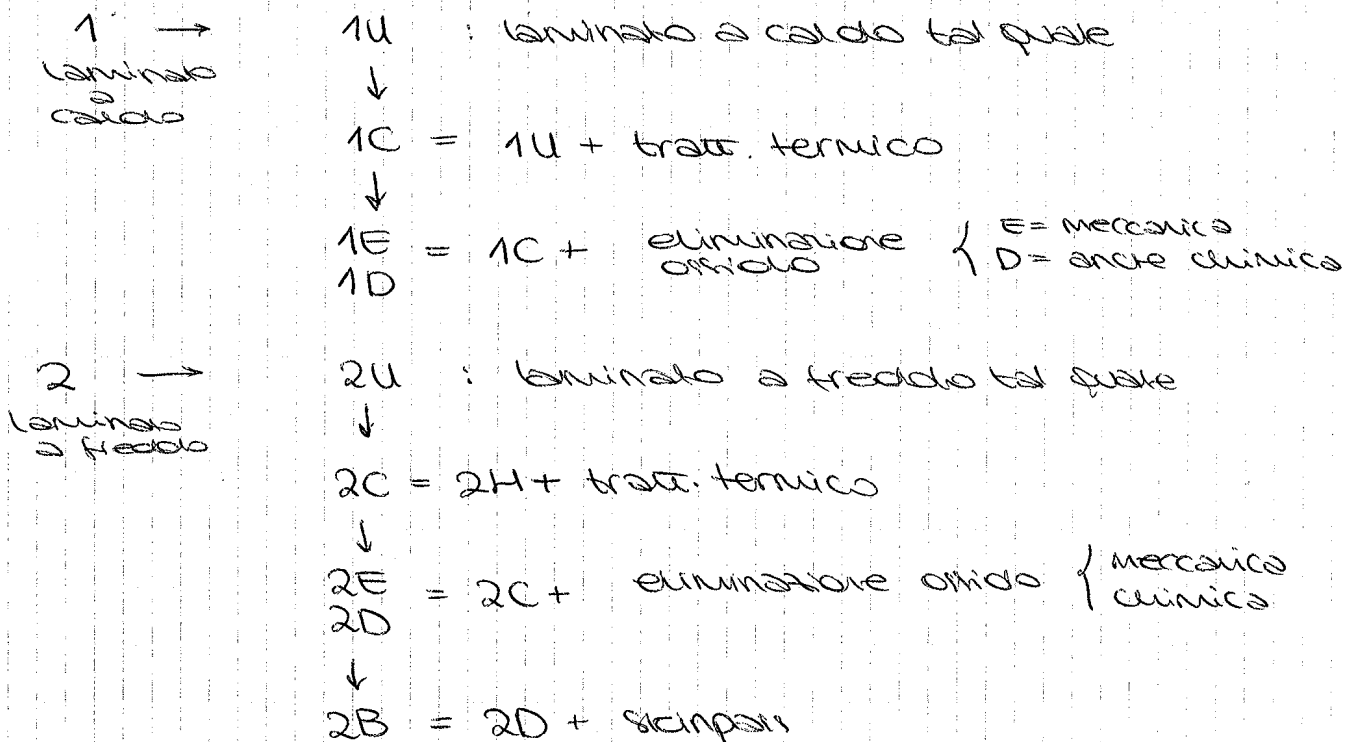
C = ricotto

B = ulteriore deformazione a freddo fatta con rulli per ottenere una rugosità della superficie migliore

U = tal quale

E, D = eliminazione ossidi (meccanica, chimica)

Esempio:

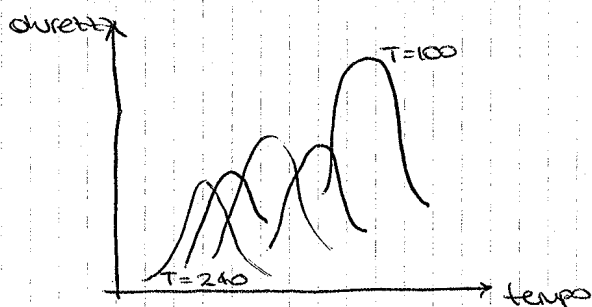


→ LEGHE di FERRO e LEGHE di ALLUMINIO

Le leghe di alluminio hanno resistenza e allungamenti minori di quelli delle leghe di ferro (1° limite dell'alluminio). La quantità di energia necessaria per produrre Al è all'incirca 5 volte più grande di quella richiesta per il Fe, l'alluminio costa quindi di più per la sua difficoltà ad essere prelevato dal minerale. Inoltre l'alluminio è molto più inquinante del ferro.

→ RAFFORZAMENTO PER PRECIPITAZIONE

la resistenza e la durezza di alcune leghe metalliche possono essere aumentate mediante formazione di particelle estremamente piccole disperse di una seconda fase all'interno della fase della matrice originaria. Questo può essere ottenuto attraverso il processo di rafforzamento per precipitazione (NB: indurimento per precipitazione e trattamento dell'acciaio che porta alla formazione di martensite sono completamente differenti). L'indurimento per precipitazione viene realizzato tramite due differenti trattamenti. Il primo è un trattamento termico di soluzione in cui tutti gli atomi di soluto vengono disciolti per formare una soluzione solida monophasica. Il secondo è un trattamento termico di precipitazione che consiste nel riscaldare la fase monophasica ad una T entro la regione bifasica di modo che inizi a formarsi anche la seconda fase sotto forma di particelle disperse. Dopo un adeguato periodo di tempo la lega viene raffreddata a T ambiente. La crescita delle particelle di precipitato dipende dal tempo e dalla temperatura alla quale è stato effettuato questo processo. L'influenza del tempo e della T può essere osservata riportando in un grafico durezza-tempo i risultati ottenuti da diverse prove a differenti temperature.



Al crescere del tempo, la durezza aumenta fino a raggiungere un massimo e poi diminuire. Questa riduzione di durezza è detta sovra-invecchiamento ed è

dovuta dal fatto che dopo un certo tempo i precipitati diventano sempre più grandi e meno numerosi. Per quanto riguarda la temperatura, sovrapponendo varie curve si ottiene che più la temperatura è bassa e più il picco di durezza risulta elevato.

→ PROCESSO di CORROSIONE

La corrosione è un processo di degrado di un materiale metallico che agisce con l'ambiente circostante. Questo processo comporta l'alterazione delle proprietà chimico-fisiche e meccaniche del materiale, con conseguente anche significativa se il materiale è utilizzato a scopo strutturale. Il processo avviene se l'energia libera associata è negativa $\Delta G < 0$. Se il processo avviene, si autoalimenta in quanto è catalitico, bisogna dunque far ridurre la velocità del processo fino a valori trascurabili. Inoltre il fenomeno corrosivo è irreversibile, ossia il materiale metallico non può più essere riportato alle condizioni iniziali. Perché si verifica la corrosione?

Nell'ambiente ci sono specie chimiche, quali O_2 e H_2O (umidità), che sono aggressivi nei confronti del metallo. L' O_2 porta il metallo ad ossidarsi e l' H_2O funge da catalizzatore del processo. Se è presente dell'acqua allo stato condensato si parla di corrosione a umido, altrimenti si parla di corrosione a secco. A parità di temperatura, quest'ultima corrosione è generalmente caratterizzata da velocità più bassa. Inoltre, sempre per quest'ultima, la temperatura funge da catalizzatore. All'aumentare della T si ha un aumento della velocità di corrosione (anche se T si parla di corrosione a caldo).

Un metallo è soggetto a corrosione perché in natura esso esiste sotto forma di ossidi e solfuri (Fe_2O_3, TiO_2, Al_2O_3). Quando estraggo il metallo dal minerale, lo stato libero non è termodinamicamente stabile, ma è meta-stabile. Dunque se ci sono le condizioni necessarie alla corrosione, il metallo tende a ritornare al suo stato iniziale di ossido.

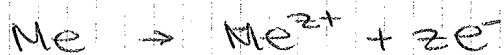
La tendenza all'ossidazione di un metallo, la posso valutare facendo riferimento alla serie elettrochimica.

corrosione localizzata. Ti, Cr, Al e gli acciai inox sono più soggetti alla corrosione localizzata in presenza di questi ioni cloruro.

→ TEORIA DEL POTENZIALE MISTO

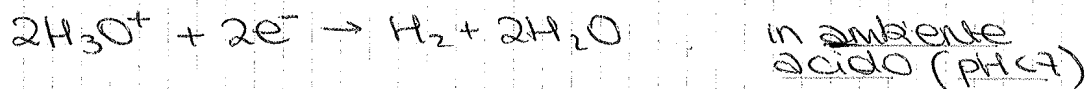
La teoria del potenziale misto (formulata da Wagner-Trand nel 1938) dice che il processo corrosivo è di natura elettrochimica, perché la superficie del materiale è soggetta ad almeno due reazioni elettrochimiche concomitanti, che sono:

→ reazione anodica: dissoluzione del metallo e deposizione degli elettroni di valenza sulla superficie

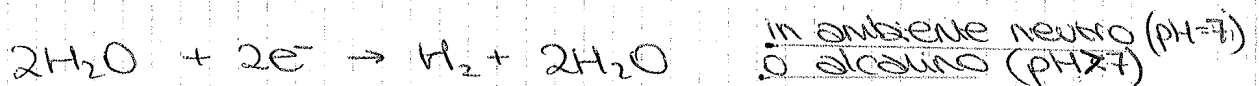


→ reazione catodica: si diversifica a seconda del pH dell'ambiente con cui il metallo reagisce

- reazione di riduzione degli ioni H₃O⁺



- reazione di riduzione dell'H₂O

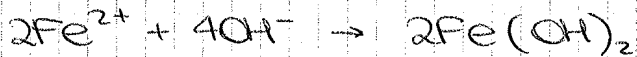


- reazione di riduzione dell'ossigeno (se siamo in presenza di cloruri)

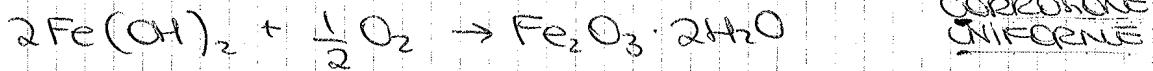


Ognuna delle reazioni scritte è caratterizzata da un valore specifico di potenziale elettrico, chiamato POTENZIALE REVERSIBILE. Questo potenziale non può essere determinato sperimentalmente, ma si può solo calcolare con le equazioni di Nernst. Il materiale metallico è

Gli ioni ossidrilici reagiscono con gli ioni ferro:



Idrossido ferroso, in presenza di O_2 si trasforma in ruggine (ossido ferrico idrato):



La ruggine non è protettiva, quindi deve intervenire per ridurre la velocità delle due reazioni elettrochimiche.

Il potenziale standard reversibile del Fe è pari a $-0,44\text{V}$.

L' O_2 può ridursi a spese del ferro perché il potenziale standard della reazione catodica è $E^\circ_{\text{O}_2} = +0,401\text{V} > 0$ quindi

l' O_2 ha maggior tendenza a ridursi ed il ferro ad ossidarsi.

Si parla di accoppiamento galvanico.

$$V_{\text{corr}} = \frac{\Delta m}{s \cdot t} \left[\frac{\text{g}}{\text{dm}^2 \cdot \text{day}} \right]$$

Δm = perdita di massa
 s = superficie esposta all'ambiente aggressivo
 t = tempo di esposizione

Maggiore è Δm e maggiore è V_{corr} a parità di s e t .

Come abbiamo già detto prima, ci sono metalli che hanno potenziale standard reversibile minore di quello del ferro, ad esempio:

$$\text{Ti} \rightarrow -1,63\text{V}$$

$$\text{Cr} \rightarrow -0,73\text{V}$$

$$\text{Al} \rightarrow -1,66\text{V}$$

Se questi elementi interagiscono con l'ambiente aggressivo, all'inizio si ossidano con velocità maggiori di quella del Fe.

Dopo, però, il metallo si ricopre di un sottile film di ossido del metallo stesso (TiO_2 , Cr_2O_3 , Al_2O_3). Questo film di ossido, avente spessore inferiore ai 10nm , è uniforme, estremamente compatto e isolante. Tale film, dunque,

isola il metallo ed una volta che lo ha interamente ricoperto,

la velocità di corrosione scende a valori praticamente nulli. Si dice che il metallo è soggetto al