



Appunti universitari
Tesi di laurea
Cartoleria e cancelleria
Stampa file e fotocopie
Print on demand
Rilegature

NUMERO: 2092A -

ANNO: 2017

A P P U N T I

STUDENTE: Aimar Mauro

MATERIA: Tecnologia Materia parte 2 - Prof. Matteis

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.**

ACCIAI: GENERALITÀ

Oggi si producono al mondo 600 milioni di tonnellate d'acciaio, frammentate in tantissimi produttori.
Il costo medio è di

€ 600 / tonnellata

ma si arriva a € 400 / tonnellata x barre di bassa qualità.
Il 50% della produzione di acciaio è destinata al settore delle costruzioni, sotto forma di barre rinforzate, profili di costruzione, materiale rotabile e coperture.

Tra i prodotti, esistono poi delle forti differenze

→ ACCIAI REBAR (barre rinforzate)

$$f_y = 450 \text{ MPa} \quad \epsilon_{rott} = 7,5\%$$

→ FILI PER FUNI IN ACCIAIO, ri torti in trefoli e poi intrecciati in funi

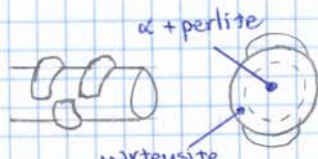
$$f_y = 1800 \text{ MPa} \quad \epsilon_{rott} = 1,5\%$$

Questa differenza è dovuta alla microstruttura

→ FILI:



la microstruttura è perlitica, cioè è presente la fase α' con lamine ferrite allineate di carburo di Ferro molto sottili (10 nm). Questa è anisotropa e anisotropa, cioè le proprietà dipendono dalla direzione a causa dell'orientamento delle lamine.



→ BARRA tipo europeo:

la microstruttura è disomogenea poiché il materiale è lo stesso, ma è diversa la distribuzione delle fasi. All'interno è presente Ferrite α e perlite più grossolana, mentre all'esterno si trova martensite rinvenuta, costituita da Ferrite e carburi di Ferro distribuiti in modo omogeneo. La differente microstruttura determina diversi comportamenti:



data una barra normale e la sua curva sforzo-deformazioni

→ se la barra è tornita in modo da rimuovere la corteccia esterna, si riduce la tensione di snervamento ma aumenta l'allungamento.

→ se dalla barra si estrae la parte interna, questa mostra una tensione di snervamento maggiore ma un allungamento minore.

si mettono insieme queste microstrutture in modo da ottenere la tensione e di snervamento e l'allungamento richiesti in modo economico.

2 Reticoli cristallini comuni

Il 90% dei metalli presenta una di 3 particolari strutture, siccome queste garantiscono un **ELEVATO IMPACCHETTAMENTO**.
I metalli tendono ad assumere queste strutture perché il livello energetico dei cristalli è basso e, dal punto di vista termodinamico, i cristalli sono stabili se gli atomi sono impacchettati.

Queste 3 strutture si costruiscono con regole semplici

→ **reticolo cubico a corpo centrato (CCC o BCC)** → Ferro a temperatura ambiente

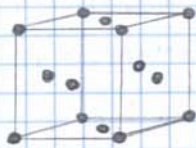


La cella primitiva è un cubo e i punti del reticolo sono i punti di vertice del cubo e il punto al centro della cella.
Affiancando i cubi in modo da far coincidere facce e spigoli tra le diverse celle, si ottiene il corpo metallico.

In realtà, occorre assere che questa è solo un'astrazione e fatta a descrivere il reticolo e il reticolo reale non è un insieme di cubi, bensì un insieme di punti reticolari.
Del resto, si può anche scegliere qualcos'altro come cella primitiva, ad es. l'unione di 2 cubi affiancati, anche se la scelta è fatta secondo un criterio di simmetria (il cubo è simmetrico rispetto alla rotazione degli assi).

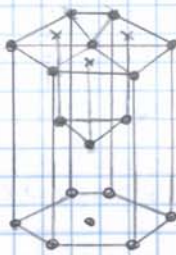
→ **reticolo cubico a facce centrate (CFC o FCC)**

→ molti metalli (rame, alluminio, etc.) e ferro ad alte temperature



La cella primitiva è un cubo dove i punti del reticolo corrispondono ai vertici del cubo e si trovano anche al centro di ogni faccia.

→ **reticolo esagonale compatto (EC)** → zinco, magnesio, titanio



È una struttura rara, in cui la cella primitiva ha una forma più complessa e meno simmetrica, poiché è un prisma a base esagonale.

I punti del reticolo si trova ai vertici del prisma, al centro delle basi e 3 punti sono completamente interni, a metà altezza. I punti sono disposti in modo tale che, divisa una delle basi in 6 triangoli, questi giacciono sulle verticali e i baricentri di 3 triangoli alterni.

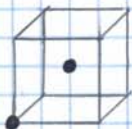
Questa struttura sembra essere molto diversa dalle altre ma, ragionando sui punti di reticolo, ricorda la struttura FCC.

In tutti questi schemi, si è individuato un certo numero di punti del reticolo. Questo non corrisponde al numero di atomi presente in una cella primitiva;

Infatti, gli atomi posizionati agli estremi o lungo le facce sono condivisi ~~tra~~ con le altre celle e non possono essere contati come interi.

→ **CCC**: la cella elementare presenta 8 punti ai vertici, che contano $\frac{1}{8}$, e un punto al centro, che conta intero.

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

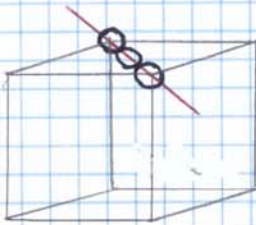


Infatti, la cella si può rappresentare diversamente, omettendo i punti in tutti i vertici ma mettendo un punto in un vertice e un punto al centro.

$$= \frac{2 \cdot \frac{4}{3} \pi r^3}{\frac{64}{3\sqrt{3}} r^3} \approx 68\%$$

→ si è sostituita la relazione della diagonale

→ FCC: in questo caso, si dimostra che la direzione in cui gli atomi sono vicini corrisponde alla diagonale delle facce.



In questo modo, tracciando le sfere in corrispondenza degli atomi lungo la diagonale, si ottiene

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

Inoltre, il numero di atomi x cella è pari a 4 e il volume occupato vale così

$$V_{occ} = 4 \cdot \frac{4}{3} \pi r^3$$

Il volume disponibile è sempre lo stesso e così il fattore di impaccamento atomico ora vale

$$FI = 74\%$$

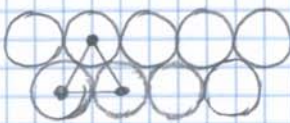
Così, nel Ferro a 950°C, dove possono coesistere le fasi CCC e CFC e i raggi atomici equivalenti (legati alla distanza di equilibrio forze di attrazione - forze di repulsione) sono simili poiché le forze d'interazione atomiche sono simili, il numero di atomi che si può mettere nel CFC è più grande

⇒ il reticolo CFC è più denso perché, a parità di temperatura, l'unità di volume contiene un maggiore numero di atomi

→ EC: si dimostra che il Fattore di impaccamento è lo stesso del reticolo CFC.

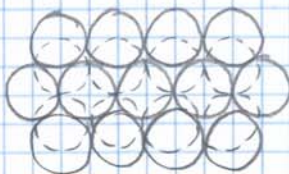
$$FI = 74\%$$

Detto ciò, ora si descrive la struttura in modo diverso e non più attraverso il reticolo, bensì attraverso un INSIEME DI SFERE che si dispongono nello spazio in un certo modo.



La disposizione più compatta delle sfere su un piano prevede che queste siano disposte in file lievemente sfalsate tra di loro, in modo che i centri di 3 sfere a contatto formino ~~un~~ triangoli equilateri. Questo piano forma lo strato A.

Questo modo di disposizione delle sfere rigide si ritrova sulle basi del reticolo EC ma anche nel piano a metà altezza. Tra l'altro, i triangoli equilateri alle basi e a metà altezza sono uguali.



Una disposizione simile si adotta x lo strato superiore, ma i centri sono ora disposti in corrispondenza dei vuoti lasciati dalle sfere del primo strato, occupando il 50% dei vuoti. Questo piano forma lo strato B.

Il III strato può essere costituito da sfere posizionate sulla verticale passante x i centri delle sfere dello strato A e dunque è uguale allo strato A.

⇒ disposizione A-B-A-B (tipico dell'esagonale compatto)

Siccome alcune direzioni sono equivalenti, il loro insieme si può indicare come

$$\langle 1 \ 1 \ 0 \rangle$$

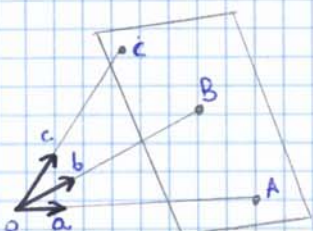
dove la direzione contenuta nelle parentesi è una direzione qualunque di questo insieme, tipicamente quella più semplice.

PROPRIETÀ → nel reticolo ccc, il sistema di riferimento (ossia i vettori a, b, c) corrisponde alla terna cartesiana perché i vettori sono uguali e sono perpendicolari tra di loro

→ nel reticolo EC, le diagonali della base non sono equivalenti alle diagonali delle facce laterali e dunque l'insieme delle direzioni equivalenti è più ristretto.

→ piani:

x descriverli, si usa il sistema degli **indici di Miller**.



Dato un generico piano, si prende come origine di riferimento un punto arbitrario e si ~~app~~ considerano 3 vettori a, b, c , alle cui direzioni in genere intersecano il piano nei punti A, B e C.

La designazione di Miller è la seguente

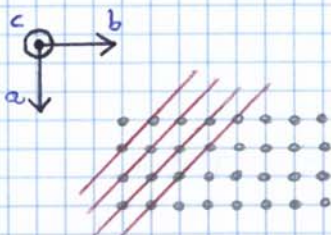
$$\left(\frac{|a|}{OA} ; \frac{|b|}{OB} ; \frac{|c|}{OC} \right)$$

Infatti, il rapporto $OA/|a|$ (oppure $OB/|b|$ o $OC/|c|$) indica quante volte bisogna applicare $|a|$ x coprire la distanza OA, ossia x arrivare al piano.

Nella designazione, si usa il reciproco x comodità perché così intervengano numeri piccoli e semplici.

Se il piano fosse parallelo a una delle direzioni di riferimento, x convenzione si pone 0 nella posizione corrispondente.

Es



Si considerano 3 assi nel piano e si tracciano dei piani perpendicolari al piano del foglio, che sono paralleli alla direzione c e che dunque si indicano come

$$(\dots j \dots ; 0)$$

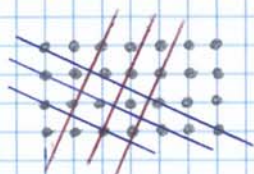
Dato un reticolo a maglia quadrata, si considera un certo piano (nella cristallografia, un piano indica un insieme di piani a uguale orientamento - non interessa l'origine) e questo si indica come

$$\left(\frac{a}{a} ; \frac{b}{b} ; 0 \right) = (1 \ 1 \ 0)$$

Si considera poi un altro piano che presenta un passo reticolare in orizzontale e 2 passi reticolari in verticale. In questo caso, dall'origine, l'intersezione si trova a una distanza 1 nella direzione b e a una distanza 2 nella direzione a.

$$\left(\frac{1}{2} \ 1 \ 0 \right) \approx \frac{|a|}{OA} = \frac{1}{2}$$

Come accade nelle direzioni, si possono individuare delle famiglie di piani equivalenti.



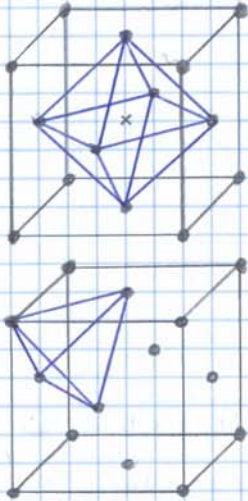
Ad es. nel reticolo a maglia quadrata, i piani perpendicolari sono equivalenti x simmetria

$$(1 \ 1 \ 0) \sim (1 \ \bar{1} \ 0) \approx \bar{1} = -1$$

4 Vuoti interstiziali

Se si rappresenta il reticolo attraverso delle sfere rigide centrate nei punti di reticolo, questo non è completamente riempito ma rimangono dei vuoti. In questi spazi, si può introdurre un altro materiale, tipicamente con atomi aventi piccolo raggio (es. carbonio) che si inseriscono tra gli elementi del reticolo.

→ reticolo FCC

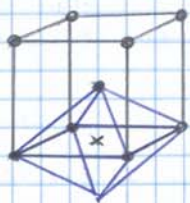


È presente una lacuna al centro del cubo e gli atomi primi vicini sono gli atomi ai centri delle facce. Se si tracciano le sfere, rimane un certo spazio e questo prende il nome di **sito ottaedrico** perché, unendo le posizioni di reticolo prime vicine, si ottiene un tetraedro regolare, in cui tutte le facce sono triangoli equilateri e gli spigoli e gli angoli sono uguali.

↳ tutti gli atomi sono alla stessa posizione dal centro.

Un altro sito interstiziale presente è il **sito tetraedrico**, in cui gli atomi primi vicini sono 4 e si trovano ai vertici di un tetraedro. Il tetraedro è più difficile da vedere ed è formato da un atomo ai vertici e da 3 atomi ai centri delle facce adiacenti.

→ reticolo CCC



È presente un **SITO OTTAEDRICO** che è centrato sul centro delle facce e presenta come atomi primi vicini gli atomi ai vertici delle facce e l'atomo al centro della cella primitiva. Si può però notare che, nonostante il volume libero nel reticolo CCC sia maggiore, il sito ottaedrico è più piccolo rispetto a quello del reticolo FCC, ciò si traduce in una maggiore difficoltà a inserire atomi, a parità di dimensioni del reticolo.

↳ il massimo raggio che si può inserire nello spazio interstiziale

Inoltre, lo spazio interstiziale non è perfettamente regolare perché alcuni spigoli sono lunghi quanto il lato a del cubo, mentre altri sono lunghi quanto metà diagonale del cubo, cioè $a\sqrt{3}/2$.

Così le facce dell'ottaedro sono triangoli isosceli e gli atomi primi vicini si trovano a diverse distanze dal centro del sito.

Per tanto, se si inserisce un atomo nel vuoto, questo non scambia più forze di interazione atomica identiche in tutte le direzioni, ma scambia interazioni più forti con gli atomi più vicini.

Così, se nel reticolo FCC si generava compressione isobara (uguale in tutte le direzioni), ora nasce una componente di tensione deviatorica in presenza di un atomo dentro il sito.

⇒ FCC: Piccolo volume libero ma questi sono "cumulati" in grandi vuoti ottaedrici e piccoli vuoti tetraedrici

CCC: Grande volume libero che è suddiviso in molti piccoli vuoti interstiziali di forma non regolare (quando sono occupati, nasce una componente di tensione deviatorica).

Il fenomeno determina un incremento di energia nel reticolo nell'intorno del difetto ma soprattutto determina un effetto importante dal punto di vista della **resistenza del materiale**.

A causa di

A causa dello stato tensionale, esiste un **LIMITE DI SOLUBILITÀ**, cioè un limite sulla quantità di atomi sostituzionali che si possono inserire rispetto a quelli che formano il reticolo.

→ **FATTORE DIMENSIONALE**: più i raggi atomici sono simili, più materiale si può mettere.
Ad es., Nichel e rame possono formare sempre una soluzione solida variando liberamente la quantità di rame e nichel.
In generale, è facile creare una soluzione solida con elementi metallici vicini nella tavola periodica.

→ **FORMA CRISTALLOGRAFICA**: se 2 elementi presi separatamente formano lo stesso reticolo, la solubilità dell'uno nell'altro è molto alta.

→ **ELETTRONEGATIVITÀ**, cioè caratteristiche chimiche

→ **VALENZA**

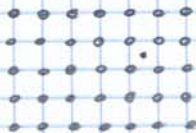
Superato il limite di solubilità, una parte degli atomi inseriti forma una II fase.

Questi aspetti sono riassunti nelle **regole di Hume-Rothery**

→ SE LA DIFFERENZA TRA I DIAMETRI ATOMICI È SUPERIORE AL 15%, LA SOLUBILITÀ È LIMITATA;
SE LA DIFFERENZA TRA I DIAMETRI ATOMICI È INFERIORE AL 15%, LA SOLUBILITÀ È COMPLETA.

→ PER AVERE ELEVATA SOLUBILITÀ, I DUE METALLI DEVONO AVERE LA STESSA STRUTTURA CRISTALLINA.

↳ Difetti interstiziali (DIFETTO PUNTUALE)



Un atomo inserito nel reticolo occupa uno degli interstizi. Questa può essere un atomo uguale a quelli che costituiscono il reticolo (raro) o un atomo di un altro elemento. I soluti più tipici presentano una dimensione ben più piccola rispetto agli atomi metallici di reticolo e possono essere

→ idrogeno H $r = 0,30 \text{ \AA}$

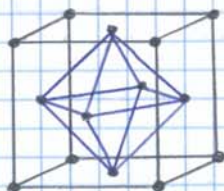
→ carbonio C $r = 0,77 \text{ \AA}$

→ azoto N

→ ossigeno O

In virtù delle loro piccole dimensioni, si potrebbe pensare che questi trovino facilmente posto negli interstizi.

In realtà, questi atomi occupano siti interstiziali aventi dimensioni nominali inferiori al raggio atomico.



Ad es., nel reticolo CFC, il sito interstiziale centrale è di tipo ottaedrico.

In esso, se si considera la rappresentazione con sfere rigide, si può vedere qual'è la più grande sfera che si può inserire nell'interstizio.

Nota la dimensione delle facce a e ricordandosi la relazione raggio - lato

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

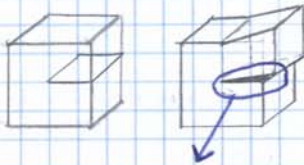
Nella dislocazione a spigolo, si può immaginare che si sia inserito un semipiano aggiuntivo di atomi nel reticolo e dunque si instaura nell'intorno del difetto uno stato di sforzo

→ la metà superiore, poiché gli atomi sono "schiacciati" dal semipiano, si trova in compressione

→ la metà inferiore si trova in trazione

La dislocazione inoltre aumenta l'energia interna del sistema.

Un'altra tipologia di difetto lineare è la **dislocazione a vite**, che è più comune perché di tipo tridimensionale, siccome il piano cristallografico tende ad assumere un andamento elicoidale (come se fosse il filotto di una vite).



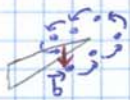
Si può immaginare che questa si ottenga x effetto di uno sforzo di taglio:

data un cubetto infinitesimo di materiale, si immagina di fare un taglio al suo interno e di tirare le porzioni in direzioni opposte. Si crea così una superficie libera, poiché gli atomi si spostano di una cella primitiva.

In particolare, a una certa distanza dal centro di dislocazione, si è in posizione "centrale" nel reticolo ma, camminando sulla superficie, a un certo punto si finisce sul piano reticolare inferiore.



Anche in questo caso, si definisce il vettore di Burgers che rappresenta lo scostamento relativo. Esso ora è parallelo alla linea di dislocazione:



infatti, se si compie un giro, ci si ritrova nella stessa posizione in pianta ma ci si trova a un livello superiore. Pertanto, il vettore x chiudere il percorso è parallelo all'asse della dislocazione.

Occorre però osservare che, nel caso più generale, le dislocazioni sono linee curve che attraversano il reticolo, in parte a spigolo e in parte a vite, x cui il vettore di Burgers non è né parallelo né perpendicolare alla linea di dislocazione. L'unica cosa costante lungo la linea di dislocazione è la lunghezza del vettore di Burgers, mentre cambia l'orientamento della linea di dislocazione.

RUOLO DELLE DISLOCAZIONI:

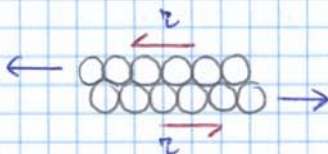
esse favoriscono molto la **deformazione plastica**, cioè in pratica rendono possibile la deformazione plastica

→ x controllare la deformazione plastica del metallo, si controllano le dislocazioni



In un CRISTALLO PERFETTO, la deformazione plastica avviene mediante scorrimento relativo dei piani cristallini, tipicamente piani densi, ad es il piano

$$(111)$$



nel reticolo FCC, che si presenta come costituita da 2 filari di atomi sovrapposti tra di loro. Una volta che questi si sono spostati, si instaura un nuovo equilibrio.

Di fatto, in questo processo, si rompono i legami, i piani scorrono e poi si riformano i legami. Ciò si traduce in una deformazione permanente.

Questo aspetto porta a definire i cosiddetti **Sistemi di scorrimento**, che sono l'insieme dei piani di scorrimento (piani di massima densità) e direzioni di scorrimento (direzioni di massimo impacchettamento appartenenti ai piani di massima densità).

Nel reticolo FCC, il sistema di scorrimento si definisce come

$$\{111\}; \langle 110 \rangle \rightarrow \text{nel piano di massima densità, lo scorrimento non avviene in ogni direzione}$$

Nel reticolo CCC, esso è

$$\{110\}; \langle 1\bar{1}1 \rangle \rightarrow \text{diagonale del cubo}$$

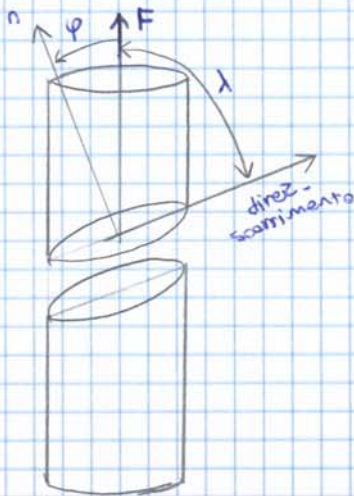
In realtà, la distanza tra gli atomi nel reticolo FCC è inferiore rispetto al reticolo CCC e ciò è dovuto al fatto che il reticolo CCC è meno denso e meno impacchettato

avere
 \Rightarrow lo scorrimento e deformazione plastica richiede uno sforzo maggiore nel reticolo CCC rispetto al reticolo FCC

Questo è il meccanismo di deformazione dei METALLI MONOCRISTALLINI.

In realtà, i materiali naturali non sono monocristallini, ma sono **metalli policristallini**:

essi sono un INSIEME DI TANTI CRISTALLI AFFIANCATI e uniti lungo le superfici mediante i cosiddetti **bordi di grano** che sono difetti di superficie dei cristalli. Attraversando i bordi di grano,



Attraversando i bordi di grano, si nota che cambia l'orientamento dei cristalli nello spazio.

Ciò è importante x la deformazione plastica perché, a livello di microstruttura, questa avviene quando lo stato tensionale applicato sollecita in modo adeguato quei piani e quelle direzioni e fa avvenire lo scorrimento relativo.

In particolare, quando si applica una forza verticale, esiste una giacitura in cui sono massime le tensioni tangenziali, ossia quella inclinata di 45° . Infatti il moto delle dislocazioni è semplice se il loro sistema di scivolamento si trova in piani densi inclinati di 45° .

La tensione tangenziale applicata sul piano cristallino di scorrimento si lega all'angolo tra forza applicata e normale al piano. Questa è scomposta sul piano di giacitura in una componente parallela alla direzione di scorrimento, che vale

$$\tau = \sigma \cos \lambda \cos \varphi \quad \text{dove } \sigma = \frac{F}{A}$$

Quando questa tensione raggiunge il valore critico, avviene lo scorrimento dei piani.

Detto ciò, durante la deformazione plastica



\rightarrow nei materiali monocristallini, se si applica lo stesso sforzo in direzioni diverse, il risultato è diverso perché si sollecitano piani di facile o difficile scorrimento.

\rightarrow nei materiali policristallini, che hanno tante direzioni dei piani cristallini, la deformazione plastica avviene quando su un possibile piano denso in una possibile direzione, la tensione tangenziale raggiunge un valore critico. Siccome i cristalli sono piccoli e orientati in direzioni diverse statisticamente questi sono sollecitati in modo più o meno favorevole alla deformazione plastica.

Metodi di rafforzamento dei materiali metallici

1 Spesso si cerca di migliorare le caratteristiche meccaniche del metallo (carico massimo R_m) senza ridurre la duttilità, ossia l'allungamento a rottura. Ciò avviene agendo sugli elementi, sulla struttura (cioè disposizione degli atomi nello spazio) e sulla microstruttura (cioè dimensione dei cristalli).

Questa operazione segue dei principi generali validi di tutti i materiali metallici e questi derivano da principi fondamentali:

si come il limite elastico rappresenta l'istante d'inizio della deformazione plastica, ossia l'istante in cui le dislocazioni cominciano a muoversi. Allora, aumentare il limite elastico, occorre rendere più difficile il moto delle dislocazioni in modo che, a muoverle, è richiesta uno sforzo maggiore.

2 Rafforzamento per incrudimento:

in una prova di trazione, si nota che dopo lo snervamento la capacità del materiale di sostenere un ulteriore sforzo, ossia lo sforzo necessario a deformare ulteriormente il materiale è maggiore rispetto a quello che si è impiegato a ottenere la deformazione precedente.

Ciò significa che, all'interno del materiale, avviene una modificazione permanente nella sua struttura, che determina l'incremento di resistenza del materiale. Questa modificazione corrisponde all'aumento della densità delle dislocazioni, cioè il numero di dislocazioni che tagliano la sezione del campione oppure la lunghezza totale delle dislocazioni in un volume di campione.

$$\rho = \frac{n}{S} = \frac{L_D}{V} \quad [\rho] = \left[\frac{1}{A} \right]$$

Essa si misura mediante diffrazione dei raggi X.

VALORI → reticolo ideale

$$\rho = 0 \text{ cm}^{-2}$$

→ materiale normale (non deformato)

$$\rho = 10^6 \text{ cm}^{-2}$$

→ materiale fortemente deformato

$$\rho = 10^{12} \text{ cm}^{-2}$$

Il fenomeno di moltiplicazione delle dislocazioni è causato dalla deformazione plastica:

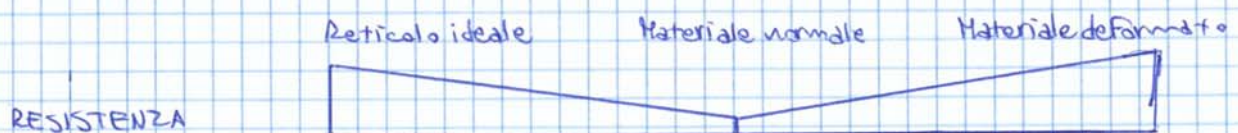
quando una dislocazione incontra nel suo percorso un ostacolo (un'altra dislocazione, un difetto locale o una II Fase), questa si incurva notevolmente generando altre dislocazioni. Ciò genera l'aumento della loro lunghezza.

Questo fenomeno determina il rafforzamento del materiale.

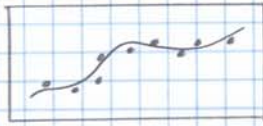
In realtà, questo è controintuitivo perché, passando da un materiale privo di dislocazioni a un materiale con 1 dislocazione, la resistenza meccanica crolla. Infatti, ora la deformazione plastica avviene muovendo una fila di atomi alla volta e non tutto il piano atomico.

Se però ci sono tantissime dislocazioni (una foresta di dislocazioni), le dislocazioni si ostacolano tra di loro e così ciascuna di esse ha un percorso libero medio (prima di incontrare un ostacolo) molto piccolo. Questo rende difficile la deformazione plastica.

Si può così dire che l'aumento del numero di dislocazioni determina un notevole incremento della resistenza meccanica.



Una volta che questi atomi si inseriscono presso la dislocazione, questa presenta la cosiddetta **atmosfera di Cottrell**:



Vicino alla linea di dislocazione, ci sono tanti punti che sono atomi interstiziali / sostituzionali, i quali si inseriscono lì vicino a ridurre l'energia complessiva.

Quando si mette in moto la dislocazione, questa è più veloce rispetto agli atomi e la dislocazione si separa dagli atomi e dunque dall'atmosfera di Cottrell. Dunque l'energia del sistema aumenta.

⇒ **bisogna mettere un'energia maggiore per mettere in moto le dislocazioni** perché la separazione dall'atmosfera di Cottrell comporta un aumento dell'energia del sistema e questa energia deve essere fornita.

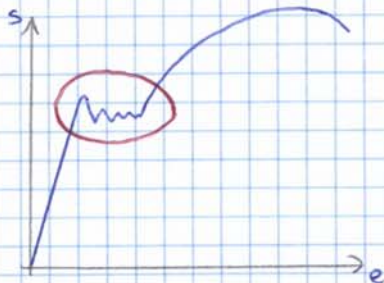
Inoltre, nella prosecuzione del moto, la dislocazione incontra o è raggiunta da altri difetti puntuali e questi sono un **OSTACOLO AL MOTO DELLA DISLOCAZIONE**.

PROPRIETA' → l'effetto di rafforzamento è maggiore se è maggiore la percentuale di elementi in lega nella soluzione solida (entro i limiti di solubilità)

→ a parità di quantità di soluto, l'effetto è più forte nelle soluzioni interstiziali (basta una piccola percentuale di soluto) perché, a causa delle maggiori sollecitazioni, in esse l'energia è maggiore.

Nelle soluzioni sostituzionali, a avere un rafforzamento significativo, occorre inserire una percentuale di materiale maggiore.

L'atmosfera di Cottrell è inoltre considerata responsabile dello **sneruamento apparente**.



In particolare, entro il limite elastico, il materiale si deforma elasticamente e i legami tra gli atomi sono stirati in modo reversibile.

Dopo di che, gli atomi sono liberati e questi possono muoversi rapidamente. Pertanto, la forza che si applica diminuisce.

In seguito, avviene un'oscillazione perché, in un materiale policristallino, questo fenomeno passa dal singolo grano agli altri grani.

Spesso si dà un piccolo incrudimento a eliminare lo snervamento apparente (ricaricando il materiale, questo non si presenta più).

4 Rafforzamento per affinamento di grano:

In questo caso, non si ragiona sulla struttura cristallina, bensì sui singoli cristalli.

Innanzitutto, occorre introdurre i difetti cristallini di superficie, ossia i **bordi di grano**.



Un metallo policristallino è diviso in tante porzioni (grandi $\frac{1}{100} - \frac{1}{10}$ mm), all'interno delle quali c'è lo stesso ordine cristallino. Queste unità sono dette **GRANI** e presentano un diverso orientamento degli assi della cella primitiva tra di loro.

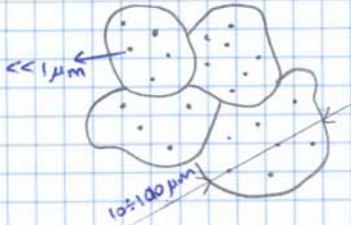
A un certo punto, esiste una zona di giunzione tra questi cristalli, che si chiama **BORDO DI GRANO**.

5 Rafforzamento per seconda fase (o precipitazione)

La precipitazione è il processo con cui tipicamente si ottiene la II fase, che è costituita da cristalli molto piccoli rispetto a quelli della prima fase e che si trovano al suo interno.

Il termine "precipitazione" deriva dal fenomeno di precipitazione all'interno delle soluzioni liquide, in cui si formano cristalli più densi che cadono verso il basso.

Nei soli di, avviene qualcosa di simile:

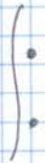


ad alte temperature, l'elemento si trova in soluzione. Al ridurre della temperatura, si riduce la solubilità e tende a svilupparsi una II fase separata. Questa non precipita fisicamente, bensì forma tante piccole zone contenenti atomi di solvente e di soluto con una forma cristallografica diversa.

La II fase è dispersa a effetto del processo di DIFFUSIONE poiché, a formare la II fase, gli elementi devono raggiungere il nucleo di cristallizzazione a diffusione, ma questo è un processo lento e difficile. Un meccanismo a minimizzare il processo di diffusione è far sì che gli atomi percorrano poco spazio e dunque si creano tanti nuclei attorno ai quali si sviluppano tanti piccoli precipitati.

↓ nuclei sono pochi e grandi precipitati

Si nota che la II fase rallenta le dislocazioni.



In fatti, le dislocazioni si muovono lungo i piani di scorrimento e, quando incontrano la II fase, non possono attraversarla oppure il suo superamento richiede un'energia maggiore. Così, macroscopicamente, si trova un carico a la deformazione plastica che è più alta.

Inoltre, le II fasi favoriscono la moltiplicazione delle dislocazioni poiché queste, quando sono bloccate, tendono a generarne di tre. Avviene così anche un incrudimento.

REQUISITI DEI PRECIPITATI

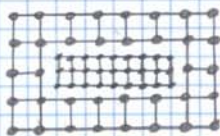
→ a calcolare la quantità di precipitato, non conta la frazione di volume ma il NUMERO DI PRECIPITATI, poiché conta la presenza di ostacoli che bloccano le dislocazioni in un punto. Pertanto, la densità di precipitati si calcola come

$$\rho_p = \frac{n}{V}$$

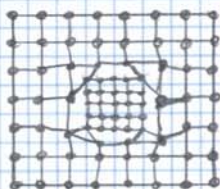
Inoltre, è importante la DISTRIBUZIONE DEI PRECIPITATI, che deve essere uniforme a evitare che ci siano zone libere a le dislocazioni.

→ LE II FASI DEVONO ESSERE MENO DEFORMABILI RISPETTO ALLA MATRICE e tipicamente sono intermetalli, carburi o nitruri.

→ è preferibile che la II fase abbia un'interfaccia coerente con il reticolo.



In particolare, se il cristallo di precipitato e il cristallo della matrice sono completamente separati e non c'è continuità tra di loro (c'è un vero bordo di grano), si parla di PRECIPITATO INCOERENTE.



Se invece la II fase ha un reticolo deformato poiché alcuni punti sono in comune con il reticolo di matrice, si parla di PRECIPITATO COERENTE. In questo caso, avviene una forte deformazione e tensione nel reticolo padre che, a sua volta, diventa ostacolo a le dislocazioni.

PROVE MECCANICHE

Prova di trazione

PRINCIPIO



Essa prevede di applicare a un campione prismatico (in genere cilindrico) una forza assiale, cercando di realizzare un tensore degli sforzi mono-assiale.

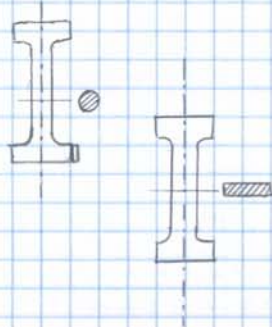
$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

D'altra parte, il tensore delle deformazioni presenta 3 componenti, cioè una assiale e due radiali

$$[\epsilon] = \begin{bmatrix} \frac{\sigma_1}{E} & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\nu}{E} \sigma_1 & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{\nu}{E} \sigma_1 \end{bmatrix}$$

MODALITÀ DI ESECUZIONE

La prova può essere eseguita su componenti interi in acciaio, ma la prova non è perfetta, perché la sezione non è costante e la tensione non è uniforme. Si può far riferimento a un valor medio di sezione, prendendo il volume di materiale in una certa lunghezza e dividendo x tale lunghezza.



In realtà, la prova è più precisa dal punto di vista scientifico usando campioni lavorati con macchine utensili, come

→ campioni cilindrici detti CAMPIONI "A OSSO DI CANE" perché presentano 2 teste di diametro maggiore, 2 tratti di raccordo e una parte centrale con un tratto calibrato a sezione costante

→ campioni ricavati da lamiere (es. sezioni a I) mediante ritaglio lungo la sezione. Il risultato è un campione con sezione trasversale rettangolare.



Gli estremi sono poi fissati alla macchina.

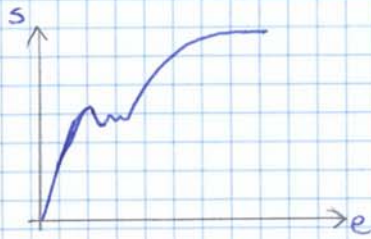
Il bloccaggio avviene mediante morse idrauliche aventi forma piatta o a V, in modo da ammorzare il cilindro.

Altrimenti, il campione è filettato e si avvia all'attrezzatura.

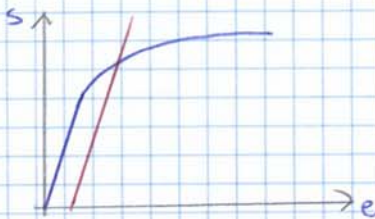
Con questo sistema, si applica una forza a un tratto a sezione costante e la rottura o deformazione plastica avviene in quel tratto e non agli estremi. La lunghezza del tratto centrale calibrato è pari tale che la sezione è costante nel centro del provino (è circa 5-10 volte il diametro). Questa forza comporta un allungamento del provino, che è misurato con uno strumento posto nel tratto calibrato. In questo modo, si è lontani dagli estremi e si risente meno dell'effetto di bordo.

PARTE ELASTICA

Si è visto che nei metalli, il limite elastico coincide con il limite di linearità.



In molti materiali da costruzione, la fine della linearità è segnalata dalla **zona di snervamento apparente**. Questa è definita da un punto di massima locale seguito da un minimo e da un'oscillazione. Il fenomeno è di piccola entità, ma comunque lì succede qualcosa di irreversibile e da lì la deformazione successiva è di tipo plastico.



In realtà, in molti materiali questo tratto non è visibile e la curva è continua e devia. In questo caso, siccome non c'è un limite apparente, è difficile definire il limite di elasticità. Pertanto, si considera la curva iniziale e la si sposta lungo l'asse e dello 0,1 ÷ 0,2%. Si trova così un punto, il cui valore di tensione prende il nome di **carico di snervamento**.

In questa parte, si misura anche il **modulo elastico**, che vale

$$E = \frac{\Delta s}{\Delta e}$$

Il calcolo di questa quantità richiede però una buona misura della deformazione. Il problema è che spesso si misura come allungamento lo spostamento della morsa della macchina, ma il valore è poco corretto, perché si includono la deformazione dell'estremo e della morsa. Pertanto, occorre una misura diretta sul tratto centrale.

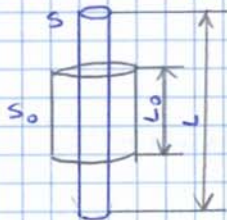
DEFORMAZIONE OMOGENEA

In questo caso, avviene una deformazione plastica (di tipo permanente) significativa e la forma del campione cambia durante la prova.



In particolare, se si arriva a un certo punto e poi si scarica, si scende lungo una quasi-retta che è quasi parallela alla retta di carico. Dopo la scarica, si misura così un allungamento residuo Δl .

Il fatto che nella deformazione plastica, la misura sia fatta su un oggetto che cambia di forma e cambia di sezione, porta a introdurre il concetto di **tensione vera**:



Il campione, a effetto della deformazione plastica, assume una lunghezza maggiore e una sezione minore. In campo plastico, vale l'ipotesi di **CONSERVAZIONE DEL VOLUME**. Questa ipotesi è comoda perché non si può misurare direttamente il diametro della sezione, poiché non è detto che la deformazione plastica laterale sia uguale in tutte le direzioni (la sezione può diventare ellittica), mentre è facile misurare l'allungamento.

Nota la lunghezza L a un certo istante, la sezione vale

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

Si considera poi l'allungamento relativo, che vale

$$e = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} = \frac{L}{L_0} - 1$$

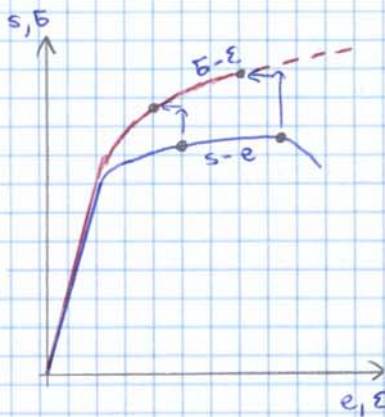
$$= \ln \frac{L}{L_0}$$

Ricordandosi l'espressione dell'allungamento relativo

$$e = \frac{L}{L_0} - 1$$

si ottiene

$$\varepsilon = \ln \frac{L}{L_0} = \ln(e + 1)$$



$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad \text{deformazione vera}$$

Siccome si sono individuate queste nuove grandezze, si traccia la curva reale, riportandola nello stesso piano delle grandezze nominali $s-e$, siccome hanno le stesse unità di misura:

le curve coincidono fino al valore di snervamento, poi che la deformazione nominale è piccola. All'aumentare di questa, poi, le curve si distanziano e si ottiene un valore di sforzo vero più alto e di deformazione vera più bassa rispetto ai valori ingegneristici. Infatti, assegnato un valore di e , si ha

$$B = s(e + 1) > s$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) < e$$

Le Formule valgono finché la deformazione plastica è omogenea, cioè ogni concio sullo sviluppo si deforma allo stesso modo degli altri. Se non è così, allora il ragionamento non ha più senso.

⇒ la forma della curva reale è corretta fino al limite dove la deformazione è omogenea, cioè il punto di massimo della curva ingegneristica.

Oltre questo valore, si possono definire comunque tensioni e deformazioni vere, ma queste non sono uguali in tutti i punti del campione, ma si possono prendere i valori massimi, cioè quelli nel punto più sollecitato. In tal caso, si nota che la curva continua a crescere fino al carico di rottura.

DEFORMAZIONE NON OMOGENEA

Perché in questa fase, dopo il massimo, c'è un tratto discendente?

Si valuta la forza rispetto al tempo e si consideri la sua variazione.

$$\frac{dF}{dt}$$

La forza si può esprimere come prodotto tra sezione vera e tensione vera.

$$F = S B$$

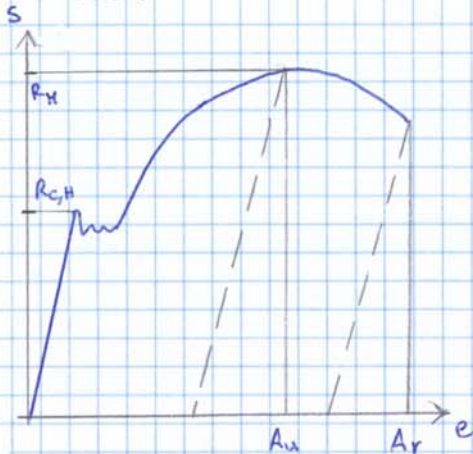
$$\Rightarrow \frac{dF}{dt} = S \frac{dB}{dt} + \frac{dS}{dt} B$$

↓
termine di incremento della forza a sezione costante

↓
termine di variazione della sezione a tensione costante

Pertanto, fino al massimo, si ricava qualcosa di preciso a livello di calcolo. Oltre questo limite, il calcolo diventa arduo, anche x aspetti geometrici (con la strizione, nasce un fenomeno tridimensionale di concentrazione delle tensioni - effetto intaglio - che è difficile da considerare).

RISULTATI



→ **modulo elastico**, se si dispone di misure precise di deformazione

→ **tensione di snervamento**, che si misura come tensione apparente R_{eH} o con il metodo della retta parallela $R_{p0,2}$

→ **carico di rottura**, che è il valore più difficile da interpretare (se si considera il valore ingegneristico). Infatti, invece della prova di trazione monoassiale, si può ricorrere alla prova di compressione monoassiale e in cui la sezione aumenta e dunque aumenta la tensione nominale s . Pertanto, x caratterizzare il materiale, conviene riferirsi alla tensione di snervamento (è più semplice).

→ **allungamento uniforme** A_u , cioè l'allungamento al massimo carico, che è omogeneo su tutta la lunghezza del campione.

→ **allungamento a rottura** A_r , che dipende dalla lunghezza del campione:

infatti, quando si verifica la strizione (e dunque prima della rottura finale del campione), la parte centrale del campione si deforma molto mentre i conci lontani non si deformano. Pertanto, se si misura l'allungamento, siccome si fa una media, ci possono essere due situazioni:

→ se la lunghezza del campione è grande, il contributo aggiuntivo da parte della strizione sulla lunghezza totale è piccolo, x cui conta solo la deformazione omogenea.

→ se la lunghezza è piccola ($L < 5\phi$), il contributo della strizione pesa molto e dunque

$$A_r \gg A_u$$

In ambito ingegneristico, siccome la prova è condotta su campioni di lunghezza limitata ma in opera, gli elementi in acciaio hanno una grande lunghezza, e è conservativo considerare l'allungamento uniforme.

↓ **allungamento si basano su A_u**

Inoltre, in riferimento all'allungamento uniforme e a rottura, si può definire l'area minima nella strizione al momento della rottura rispetto alla sezione originaria, cioè la riduzione di area A . Questo è un parametro di duttilità.

OSSERVAZIONE: MISURA DELL'ALLUNGAMENTO UNIFORME E A ROTTURA

Per l'allungamento uniforme, una volta giunti al massimo, si può scendere lungo un tratto inclinato ~~in~~ parallelo al ramo elastico, in modo da tenere conto del ritorno elastico, definendo un allungamento uniforme permanente $A_{u,p}$ (che non ha la componente elastica). In alternativa, si può scendere in verticale e si prende l'allungamento uniforme totale A_u .
Allo stesso modo, si può considerare l'allungamento a rottura totale o permanente (ci si ferma poco prima della rottura e si considera il ritorno elastico - si può misurare accostando gli elementi dopo rottura).

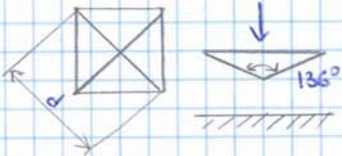
ossia l'impronta non deve essere né troppo grande né troppo piccola.

A livello operativo, la prova Brinell prevede 2 azioni di verse

→ APPLICAZIONE DEL CARICO

→ MISURA DEL DIAMETRO

→ prova Vickers



In questo caso, il penetratore è una piramide a base quadrata, le cui facce sono inclinate di 136° .

Come prima, si applica una forza al penetratore con la punta rivolta verso il materiale, lasciando un'impronta.

Questa impronta è piramidale e di essa si misurano le diagonali.

Da qui si ricava l'area dell'impronta, che rappresenta l'area di contatto, e la durezza si calcola come

$$H = \frac{F}{A} \quad [\text{kgf mm}^{-2}]$$

Il vantaggio di questo sistema è che le impronte sono tutte simili grazie al fatto che non c'è un arrotondamento all'apice della piramide e ciò garantisce una MAGGIORE RIPETIBILITÀ.

Esistono diverse scale di forza

Carico a peso morto
(+ prove di durezza)

$$F = 5 \div 100 \text{ kgf}$$

Prova a carico ridotto

↳ In questo caso, si ottiene un'impronta grande che è facile da misurare e si ottiene una misura della durezza del volume nell'intorno della zona, con meno sensibilità a difetti particolari (omogeneità della prova)

Prova a carico ridotto

$$F = 0,2 \div 3 \text{ kgf}$$

↳ misurare variazioni delle proprietà della sezione punto x punto

Prova di microdurezza

$$F = 0,01 \div 0,1 \text{ kgf}$$

SIGNIFICATO FISICO DELLE PROVE

Nelle prove si misura una forza rispetto alla superficie di appoggio, ossia una pressione.

Mediante un calcolo numerico del flusso elastico-plastico del materiale sotto la punta, si è ottenuto che

$$H \sim HBW \sim 3\sigma \quad [\text{kgf mm}^{-2}] \quad \sigma = \text{tensione}$$

Siccome in una prova di trazione prima della rottura avviene incrudimento, quando si misura il carico di rottura si misura qualcosa legato alla deformazione plastica e si può così scrivere che

$$H \sim HBW \sim 3\sigma \sim 3R_H \quad [\text{kgf mm}^{-2}]$$

PROCESSO DI PRODUZIONE DELL'ACCIAIO

Esistono 2 vie di produzione dell'acciaio

→ **produzione integrale**, cioè produzione diretta da minerale

70% della produzione

→ **produzione da rottami**

30% della produzione

I due processi produttivi si distinguono nella fase iniziale

→ **PRODUZIONE INTEGRALE**

Essa è preceduta da dei passi preliminari, ossia l'estrazione dei minerali e la loro preparazione.

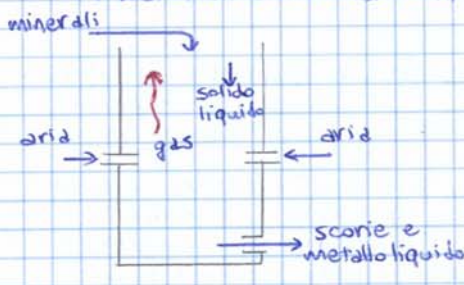
Le materie prime di partenza sono

→ **minerale**, costituito da ossidi di Ferro (Fe_2O_3 e/o Fe_3O_4)

→ **coke siderurgico**: è un prodotto di distillazione del carbone fossile, molto poroso. Esso si ottiene riscaldando in assenza d'aria il carbone, in modo che le parti più volatili siano eliminate e rimanga uno scheletro poroso.

→ **fondente** ($CaCO_3$): esso serve a controllare alcune reazioni secondarie, legate a impurezze sempre presenti nel minerale. Inoltre, esso permette di abbassare la temperatura di fusione.

I materiali sono inseriti all'interno dell'**altoforno**.

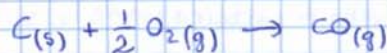


Esso può essere visto come un reattore chimico verticale in contro corrente.

Il materiale è inserito nella forma di carica di polvere con una certa granulometria dalla parte alta.

Scendendo, esso incontra un flusso di aria calda che è introdotta da una certa altezza. Di essa, l'azoto non reagisce mentre è fondamentale x il processo la presenza di ossigeno.

In particolare, la prima reazione fondamentale è la reazione tra l'aria immessa e il coke, che avviene al livello in cui l'aria è iniettata e consuma il coke, formando monossido e biossido di carbonio. In realtà, la temperatura e il rapporto tra i reagenti favoriscono la formazione di monossido di carbonio rispetto al biossido di carbonio.



Tra l'altro, siccome il coke è costoso e la sua produzione è molto inquinante, si può aggiungere del metano all'aria iniettata, in modo da avere una fonte alternativa di carbonio.

In seguito, il monossido o biossido di carbonio risale e incontra il minerale di ferro (che scende) e sviluppa una reazione in cui l'ossido di ferro è ridotto a ferro metallico.



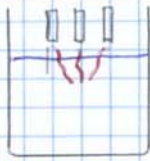
Ma mano che il materiale scende, la temperatura aumenta e anche i gas poveri di monossido di carbonio si rendono utili, poiché contribuiscono a scaldare la carica.

Al livello più basso, la carica raggiunge la temperatura di fusione e dunque si può capire che, nell'altoforno, la reazione di riduzione avviene tra minerale solido e gas (nella parte superiore) e minerale fuso e gas (nella parte inferiore).

D'altra parte, il coke non fonde e dunque contribuisce a sostenere la colonna e, attraverso la sua porosità, lascia passare il gas.

→ PRODUZIONE DA ROTTAMI

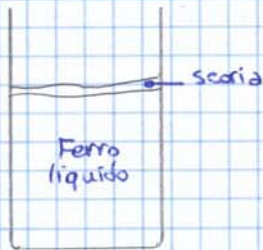
In questo caso, si fa ricorso a un **Forno ad arco elettrico**.



I rottami di ferro sono inseriti in un forno che presenta degli elettrodi di ferro, i quali sono collegati a 3 poli di fonte elettrica trifase. Questi accendono 3 archi elettrici che, attraversando il metallo, lo scaldano e lo portano a fusione.

PROPRIETÀ → la produzione di un altoforno è molto elevata, mentre un forno elettrico è più piccolo e flessibile. Infatti, esso non necessita un funzionamento continuo e si carica, si fonde il materiale e si riversa il metallo liquido in un apposito contenitore x le elaborazioni successive.

Una volta che il metallo fuso è giunto dal forno elettrico o dall'altoforno, esso è inserito all'interno di un contenitore refrattario, detto **siiera**.



In essa, il materiale è soggetto a un'elaborazione fatta x **REGOLARE MEGLIO LA COMPOSIZIONE CHIMICA** x arrivare alla composizione desiderata. Da una parte, si aggiungono degli elementi di lega e, dall'altra, si eliminano gli elementi indesiderati.

In particolare, si cerca di far uscire le sostanze residue del convertitore (es. H, O e S) e farle passare allo stato gassoso. Tipicamente, è presente una scoria liquida di ossidi che galleggia sopra l'acciaio liquido e che impedisce la reazione diretta del metallo con l'aria (così non occorre creare il vuoto).

Esistono più vie x eliminare le impurezze

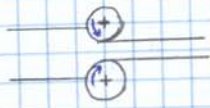
→ l'ossigeno si elimina aggiungendo una piccola quantità di alluminio che, nel bagno liquido, reagisce formando un ossido. Questo, essendo meno denso, viene a galla e si unisce alla scoria

→ lo zolfo si elimina mediante addizione di sodio o manganese che, insieme a zolfo e ossigeno, forma una **II FASE** leggera che si separa e passa nella **crosta**

→ un modo x eliminare le ^{un certo} tracce di gas è esporre il metallo liquido in un'atmosfera priva di quel gas, in cui la sua pressione parziale è nulla. Siccome il gas è in equilibrio con l'atmosfera in cui si trova, esso fuoriesce

→ in alternativa, si soffiano nel metallo liquido delle goccioline di argon dal fondo. Queste risalgono attraverso il fuso e, siccome in esse c'è solo argon, sfruttando le pressioni parziali, esse offrono una superficie x accogliere i gas. In tal modo, si fanno fuoriuscire i gas.

In realtà gli acci di costruzione non sono troppo elaborati e si accetta di loro interno una certa quantità di impurezze.

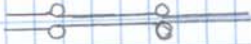


In questo processo, il metallo è fatto passare attraverso coppie di rulli che ruotano in versi opposti, in modo che la velocità periferica sia uguale e concorde. Queste lasciano una certa luce di passaggio.

Da un lato, entra il materiale con una dimensione maggiore della luce di passaggio.

I rulli trascinano poi il materiale, deformandolo e trascinandolo verso un orifizio.

Il materiale poi esce dalla parte opposta e, dopo un piccolo ritorno elastico, la sezione presenta la spessore finale.



Il processo avviene in più passaggi (anche in grande numero), in modo da ridurre progressivamente la sezione. Se il passaggio fosse solo uno, si genererebbe una forza eccessiva.

Questi passaggi successivi avvengono in linea e si parla di **TRENO DI LAMINAZIONE**, cioè una serie di passaggi di laminazione in linea.

↓ ci sono più gabbie di rulli

In particolare, le prime gabbie di rulli servono solo a ridurre la sezione, mentre nell'ultimo passaggio i rulli presentano un profilo sagomato (è il negativo rispetto all'elemento), a dare la forma finale.

Nel processo, i parametri che si controllano sono

→ TEMPERATURA

→ DEFORMAZIONE PLASTICA in ogni passaggio

→ MODALITÀ DI RAFFREDDAMENTO FINALE, da cui dipende la microstruttura finale.

In particolare, questo è un processo a caldo, in cui il metallo è lavorato a 1000-1200°C perché, a quelle temperature, l'acciaio si trova in fase austenitica ed è più facile da lavorare, ossia la deformazione plastica è favorita.

Il materiale può arrivare direttamente dalla colata continua, ma esiste un FORNO DI PRE-RISCALDAMENTO affinché all'inizio l'acciaio si trovi a una temperatura precisa.

Nei passaggi successivi, l'acciaio non è più riscaldato in modo attivo con forni, bensì è l'azione meccanica di deformazione permette di emettere calore verso l'esterno:

così, si può regolare la velocità del processo in modo da mantenere più o meno la stessa temperatura nel processo.

In realtà, la temperatura scende di poco, ma l'acciaio si trova sempre in campo austenitico.

↓ tra l'altro, la velocità del processo deve crescere man mano che si va avanti perché il volume di materiale è lo stesso ma, siccome i passaggi sono più piccoli, la velocità di rotazione dei rulli deve aumentare.

PROPRIETÀ → in questo processo, avviene un particolare effetto sull'incrudimento, che è il fenomeno in cui un materiale deformato accumula dislocazioni e diventa più resistente (occorre applicare una maggiore tensione a deformarlo ulteriormente).

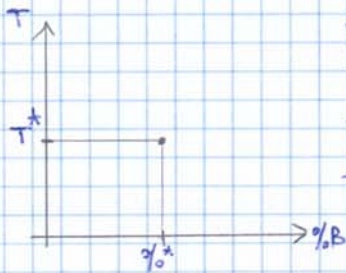
Nelle gabbie di rulli, il materiale incrudisce.

Viceversa, nella zona compresa tra le gabbie, siccome la temperatura è elevata, le dislocazioni possono ricombinarsi tra di loro e avviene un processo di **ricottura dinamica**, dove il materiale perde incrudimento e raddolcisce.

DIAGRAMMI DI STATO

I diagrammi di stato sono rappresentazioni grafiche che permettono di capire rapidamente lo stato termodinamicamente più favorito di una certa lega, in funzione della temperatura.

2 Diagramma di stato binario con completa solubilità



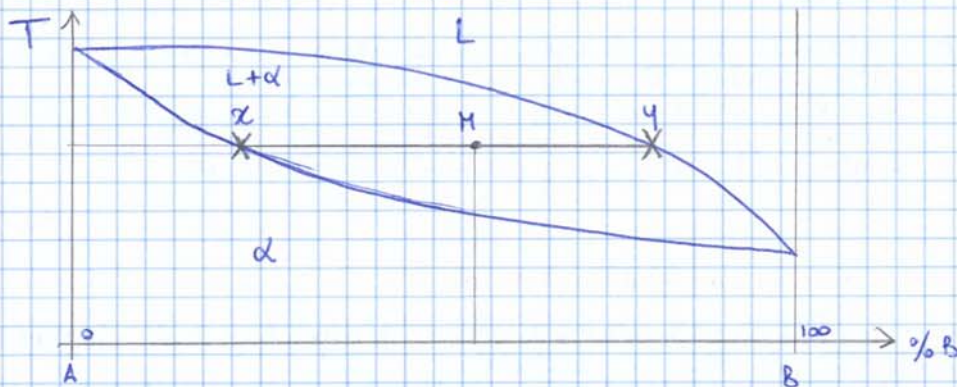
Un diagramma di stato binario descrive il comportamento di una lega costituita da 2 elementi e ciò avviene in un diagramma con

→ asse y = temperatura T

→ asse x = percentuale di una delle componenti (es. B).
A tal proposito, si definiscono 2 assi verticali, uno corrispondente a 0% (solo componente A) e uno al 100% (solo componente B).

In ogni punto appartenente a questo piano, si riporta quale è la fase che è termodinamicamente più stabile a quella composizione chimica e temperatura, ossia la situazione a minore energia libera.

La situazione più semplice è il diagramma di stato binario con solubilità completa tra i due elementi (es. Nichel e rame).



In questo caso, si riconoscono solo 2 fasi

→ LIQUIDO (parte superiore)

→ SOLUZIONE SOLIDA (parte inferiore), che è indicata con una lettera greca

Le due zone sono delimitate da 2 curve

→ **curva del liquidus**, che rappresenta la condizione di equilibrio del liquido con il primo cristallo solidificato

→ **curva del solidus**, che rappresenta la condizione di equilibrio dell'ultima goccia di liquido con il resto, che è tutto solido.

Nella zona intermedia, esiste una miscela di fase liquido + solido.
In essa, si possono valutare 2 quantità

→ **RAPPORTO TRA LE FASI**, cioè percentuale in massa delle fasi:

a partire dal punto di interesse, si traccia una retta orizzontale che interseca la curva di liquidus nel punto che rappresenta la composizione del liquido più prossima rispetto alla composizione media di interesse e la curva del solidus nel punto che ha la composizione del solido più prossima rispetto alla composizione di interesse.

Il diagramma presenta una certa forma, che si dimostra x ragioni termodinamiche.

Inanzitutto, si riconosce un'unica fase liquida, poiché in questo modo l'entropia è maggiore e si riduce l'energia libera.

Agli estremi, a partire dalle temperature di fusione di A puro e B puro, si individuano 2 regioni unifasiche (di fase α o β), che accettano una piccola quantità dell'altro elemento.

In esse, si individua una soluzione solida che corrisponde alla struttura cristallografica di A (o B) con all'interno qualche atomo di B (o A).

Tali regioni sono delimitate da una curva, detta **curva limite di solubilità**:

essa indica quanto grande può essere la frazione di atomi di tipo B (o A) soluti nell'elemento A (o B), senza che nasca una II fase, x una certa temperatura.

Si individuano poi 3 regioni bifasiche

→ $\alpha + L$ = zona di compresenza della fase α con il liquido

→ $\beta + L$ = zona di compresenza della fase β con il liquido

→ $\alpha + \beta$ = zona di compresenza della fase α con la fase β :

In questa zona, la configurazione di equilibrio è un policristallo con una frazione cristallina α e una frazione cristallina β .

In queste regioni, si può applicare la regola della leva e si può studiare la composizione delle due fasi, allo stesso modo di prima.

Nel diagramma, si può poi notare una retta orizzontale, che permette la compresenza delle 3 fasi α , β e liquido:

Se si è un infinitesimo sopra tale linea, si hanno le fasi α e L (o β e L).

Scendendo un poco nella temperatura, si hanno invece le fasi α e β .

Così, nel passaggio attraverso tale linea, avviene la transizione



ed esattamente su tale linea c'è la possibilità che siano compresenti tutte e 3 le fasi.

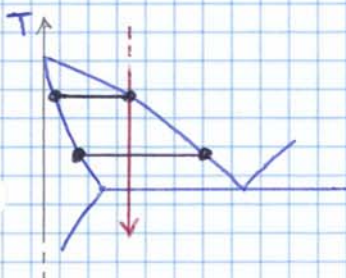
A questa linea corrisponde una temperatura, alla quale la reazione di trasformazione di fase è in equilibrio e sono compresenti tutte le fasi.

Tale temperatura si dice **temperatura dell'eutettico** T_E :

essa è LA TEMPERATURA IN CUI SONO COMPRESENTI TUTTE LE FASI.

Inoltre, su tale linea si trova un particolare punto, detto **punto dell'eutettico**:

esso è un punto in cui, raffreddando un liquido di composizione corrispondente a tale punto, si ottiene un SOLIDO AVENTE LA STESSA COMPOSIZIONE DEL LIQUIDO.



Diversamente, si svilupperebbe un solido avente composizione inizialmente più povera di elementi di lega (è un solido più puro) e poi cambierebbe ancora composizione man mano che la temperatura scende.

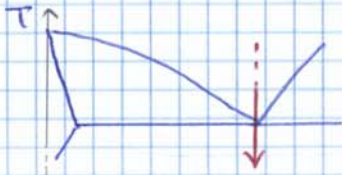
Viceversa, al punto eutettico la composizione rispetto al liquido non cambia, solo che ora il solido è la miscela delle 2 fasi α e β .

Però, pertanto, nella trasformazione il liquido scompare completamente, si forma la nuova fase β e aumenta la fase α .

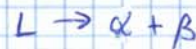
⇒ si può dire che la quantità iniziale di fase α sia inalterata e il liquido si scompone in una porzione α e nella nuova fase β .

Così la microstruttura prevede dei cristalli di fase α originario più grandi (sono nati prima e hanno potuto espandersi in maniera indisturbata) insieme a dei cristalli più fini di fase α e β alternati, derivanti dalla decomposizione del liquido.

→ CASO (II)



Si immagina di operare con la composizione dell'eutettico. In questo caso, avviene solo una trasformazione



Se si considerasse una composizione con l'elemento B dominante (cioè si è a destra nel diagramma), il ragionamento è simile al primo caso.

OSSERVAZIONE: insieme all'eutettico, spesso si definisce il **punto eutettoideo**. Esso è analogo alla trasformazione eutettica, ma ora avviene tra una fase di soluzione solida che si divide in una miscela di 2 fasi α e β aventi diversa composizione e finemente suddivise.

→ nella fase γ la solubilità è molto maggiore e si spinge fino al 2,1% di grafite.
 La presenza del carbonio interstiziale, infatti, induce sempre uno stato tensionale ma ora questo è più piccolo e isotropo, visto che i siti interstiziali sono più grandi e simmetrici nel reticolo FCC.

↳ in effetti, anche nelle zone dove c'è compresenza di ferrite (α o δ) e austenite, l'austenite si prende più carbonio rispetto alla ferrite.

Oltre i limiti di solubilità, si identificano i classici campi bifasici

→ $\delta + L$

→ $\delta + \gamma$

→ $\delta + L$

→ $\alpha + \gamma$ (molto importante):

questo ultimo campo è delimitato da 2 valori di temperatura

→ A_3 = TEMPERATURA MINIMA ALLA QUALE ESISTE AUSTENITE PURA, cioè la massima temperatura alla quale esiste la miscela austenite-ferrite α . Essa dipende dal tenore di carbonio w (tra 727°C e 912°C).

→ A_1 = è una temperatura fissa x le leghe Ferro-Carbonio, che vale

$$A_1 = 727^\circ\text{C}$$

→ minima temperatura a cui è stabile una frazione di fase γ

In seguito, si definiscono altri 2 campi:

questi, in un vero diagramma di stato, dovrebbero presentare in ogni punto la condizione di minima energia libera, la quale prevede che si formi carbonio puro. Pertanto, il II asse sarebbe il carbonio e, in quelle zone, si dovrebbero



In realtà, nel campo degli acciai ($\%C \leq 2, \%$), è poco probabile che si formi carbonio puro. Sostanzialmente, se questo è presente, il motivo è che è già formato già dall'liquido.

Se però si raffredda una composizione tipica degli acciai, non si trova mai carbonio puro, bensì **carburo di ferro** Fe_3C (o **CEMENTITE**).
 La cementite è una fase metastabile, cioè l'energia libera è maggiore rispetto alla miscela corrispondente di ferrite e grafite a qualunque temperatura, ma la sua formazione è favorita dal punto di vista cinetico:

la cementite non è favorita dal punto di vista termodinamico e le componenti ferro e carbonio tendono a separarsi.
 Questo processo però richiede percorsi di diffusione molto lunghi e la separazione degli atomi diventa estremamente lenta, cosicché a temperatura ambiente non si vedrà mai la formazione di grafite.

⇒ la cementite, dopo la formazione, rimane fatto stabile.

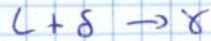
Così di fatto, non ha senso ragionare sul carbonio e si studia il **diagramma di stato metastabile ferro-cementite**:

esso è un diagramma di stato non stabile che si applica sotto il vincolo cinematico che non si formi una fase stabile, poiché ciò richiederebbe troppo tempo.

In Fatti, sopra di esso ci sono 2 fasi δ e L e sotto c'è una fase γ .

Attraversando questa temperatura, avviene una trasformazione completa. Infatti, ora le fasi iniziali (δ +liquido) devono scomparire completamente e deve esserci solo più fase γ .

Pertanto, diversamente da prima, la trasformazione non è graduale ma si concentra a quella temperatura. A livello di temperatura, siccome a T_2 avviene completamente la trasformazione



la temperatura si arresta completamente, x un tempo dato dal rapporto calore latente - velocità di raffreddamento.

→ fino a ③, si è nell'austenite e non succede nulla di particolare alla struttura (al più, varia il numero di vacanze), mentre la temperatura scende in modo graduale, con una velocità correlata alla capacità termica del materiale.

→ in ③, si è di nuovo in una situazione simile a ①:

compare la nuova fase α che sostituisce gradualmente quella iniziale e il raffreddamento rallenta.

In questo intervallo, l'austenite non scompare completamente ma diventa minoritaria rispetto alla ferrite e, poco sopra la temperatura dell'eutettico, si ottiene una miscela di austenite e ferrite dove

→ l'austenite ha composizione eutettoidica

$$\%C = 0,76\%$$

→ la ferrite ha composizione pari alla solubilità

$$\%C = 0,02\%$$

→ in ④, si attraversa la temperatura dell'eutettoide:

poiché si passa da una miscela di ferrite e austenite a una miscela di ferrite e cementite (una trasformazione completa), avviene una nuova situazione di arresto termico.

La ferrite pre-esistente rimane inalterata, mentre l'austenite si trasforma in una miscela fine di ferrite e cementite, detta PERLITE.

→ dopo ④, si riduce la temperatura e non avvengono ulteriori trasformazioni

OSSERVAZIONE ①: se si ragiona su un acciaio con composizione eutettoidica, in ④ avviene una trasformazione di tutta l'austenite in ferrite e perlite.

OSSERVAZIONE ②: questa descrizione è corretta se il raffreddamento è molto lento, ossia se il raffreddamento è una successione di stati di equilibrio termodinamico:

ad ogni temperatura, il sistema si trova in equilibrio.

Questo richiede un processo molto lento e, nella pratica, il raffreddamento industriale è molto più rapido e dunque il processo è diverso.

Microstruttura dell'acciaio

1. Una volta viste quali fasi si formano negli stati di equilibrio termodinamico, si valuta la MICROSTRUTTURA, ossia come si organizzano le fasi nello spazio.

In questo ambito, ci si focalizza solo sulla zona attorno alla temperatura dell'eutettoide, in cui avviene la trasformazione allo stato solido che determina la struttura finale dell'acciaio:

infatti, nella lingottiera si crea una certa microstruttura che dipende solo da cosa è successo sopra T_E .

Tutto questo però, è cancellato nella laminazione a caldo poiché, in essa, i cristalli sono deformati e riformati e si cancellano le tracce.

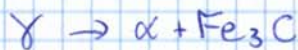
Così, la microstruttura finale e le proprietà meccaniche dipendono solo da

→ TRASFORMAZIONI FINALI dopo la laminazione a caldo

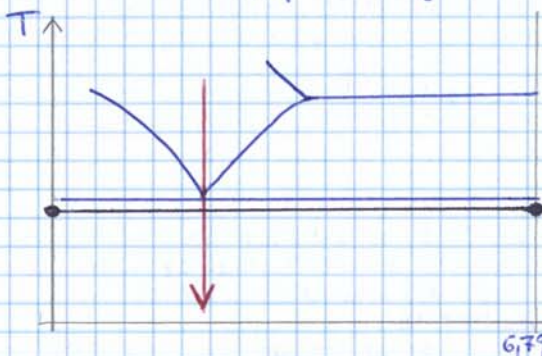
→ RAFFREDDAMENTO fino a temperatura ambiente.

2. Acciaio eutettoidico:

in esso, avviene una trasformazione



Innanzitutto, quanto valgono le quantità di ferrite e cementite?



Guardando sul diagramma di stato, poco sotto la temperatura dell'eutettoide si ottiene una miscela di ferrite e cementite, dove la ferrite ha pochissimo carbonio e la cementite ha il 6,7% di carbonio. Applicando poi la regola della leva all'eutettoide, le fasi valgono

$$\% \text{Fe}_3\text{C} \approx 12\%$$

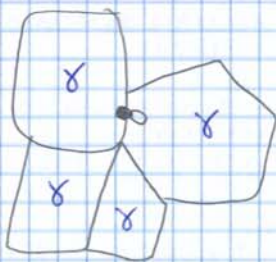
$$\% \alpha \approx 88\%$$

Se si raffredda ulteriormente, le composizioni delle fasi variano poco poiché la cementite non può modificare la composizione stechiometrica mentre nella ferrite la variazione è piccola rispetto ai valori in gioco.

Come si forma questa miscela di fasi?

Si può immaginare che l'austenite sia costituita da grani poligonali.

Infatti, i bordi di grano sono difetti superficiali e si tende a ridurre l'area. Ciò fa sì che la sezione trasversale sia una poligonale.



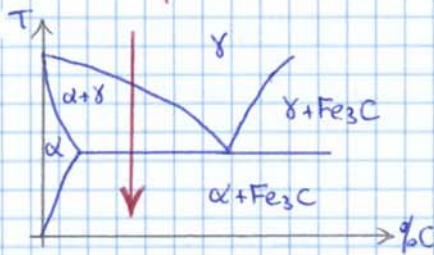
Alla temperatura eutettoidica, iniziano a enucleare le fasi di ferrite e cementite:

nascono dei nuclei delle nuove fasi in corrispondenza dei bordi di grano che, essendo più disordinati, facilitano la creazione di una nuova fase.

In parti colare, si formano granelli di ferrite insieme a granelli di cementite:

questi nascono insieme a questioni di diffusione del carbonio poiché, laddove nasce ferrite (che raccoglie poco carbonio), si determina un eccesso di carbonio.

3 Acciaio ipoeutettoidico:



In questo caso, si parte da una microstruttura con tanti grani di fase γ , che è stabile fino al punto A_{e3} .

Da qui, iniziano a formarsi gradualmente dei grani di ferrite sui bordi di grano, che sono le zone più disordinate e in esse è facile la diffusione. Questi grani si estendono sempre di più fino alla temperatura eutettoidica.

In particolare, questi grani di ferrite (detta FERRITE PRE-EUTETTOIDICA) accrescono preferenzialmente lungo i bordi di grano dell'austenite pre-esistente. Infatti, lo sviluppo di ferrite implica una migrazione degli atomi di carbonio dal bordo della ferrite verso l'austenite circostante e la diffusione è semplice lungo i bordi di grano che attraversano i cristalli.



Il risultato è una particolare distribuzione spaziale dei grani in cui si forma una sorta di rete costituita da fili di ferrite e maglie interne di austenite. In questa rete, alla temperatura dell'eutettoide, prevale la ferrite.

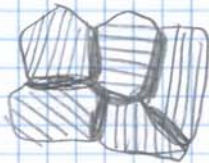
$$75\% \alpha + 25\% \gamma$$



L'austenite residua, durante il raffreddamento, ha subito un'alterazione perché si è arricchita di quel carbonio che è fuoriuscito dalle zone dove si è creata la ferrite.

Pertanto, alla temperatura dell'eutettoide, dall'austenite rimanente si nuclea della perlite, secondo un meccanismo di trasformazione analogo a prima (v. 2) visto che l'austenite ha composizione eutettoidica. Visto che era poca l'austenite, saranno piccole le zone perlitiche (circa 10%).

Queste colonie perlitiche si nucleano in prevalenza all'interfaccia austenite-ferrite pre-eutettoidica.



↳ In altri, se la composizione è molto vicina a quella eutettoidica, ci sarebbe solo perlite con un sottile film di ferrite.

Queste microstrutture si dicono **microstrutture ferritico-perlitiche**.

OSSERVAZIONE: se l'acciaio è ipereutettoidico, il processo è simile ma nasce prima la cementite pre-eutettoidica presso i pre-esistenti bordi di grano dell'austenite.

→ trasformazioni senza diffusione

In questo caso, la situazione è ribaltata

→ i reticoli della nuova fase presentano una relazione geometrica quasi prestabilita con il reticolo della fase originaria e la posizione reciproca degli atomi della nuova fase è determinata dalla posizione reciproca degli atomi della rete precedente.

→ nella trasformazione, c'è un movimento coordinato degli atomi da una struttura all'altra, in cui direzione e angolo variano in modo coerente e gli atomi mantengono lo stesso ordine reciproco.

↳ spostamento non indipendente

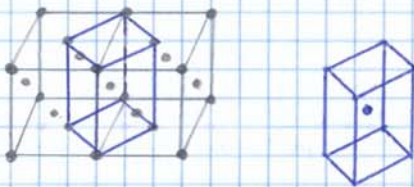
Non è più possibile la diffusione di elementi di lega, che rimangono nella stessa posizione rispetto agli atomi che li circondano

⇒ queste trasformazioni non seguono i diagrammi di stato, poiché la condizione di equilibrio prevede che la formazione di nuove fasi comporti la ripartizione degli elementi di lega.

3 Trasformazione martensitica:

essa è una trasformazione senza diffusione che si può descrivere dal punto di vista cristallografico.

Per definire la regola attraverso cui gli atomi passano da una struttura all'altra, si sfrutta una costruzione geometrica: la deformazione di Bain.



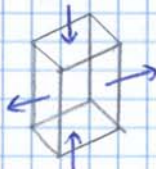
Si consideri un tratto di reticolo austenitico corrispondente a due celle FCC. Collegando gli atomi nelle facce superiori e negli spigoli comuni, si può evidenziare un'altra cella primitiva, ossia un parallelepipedo con facce quadrate inclinate di 45° . Questa è una struttura tetragonale in cui, se a è il lato della cella elementare FCC

→ la base vale $\sqrt{2}a$ e $0,7a$

→ l'altezza vale a

Questa cella definisce un reticolo a corpo centrato, siccome al centro c'è un atomo che è quello che sta al centro della faccia comune tra le due celle FCC.

Così l'austenite si può esprimere con un reticolo tetragonale a corpo centrato (TCC).



Il reticolo può poi essere schiacciato mediante un movimento coordinato di atomi finché l'altezza non eguaglia la lunghezza di base e si ottiene un reticolo CCC.

Questa deformazione è la deformazione di Bain ed è una regola geometrica che descrive la trasformazione martensitica:

Nel reticolo FCC si può individuare una cella elementare CCC a partire da un prisma a base quadrata e il reticolo CCC si ottiene mediante una trasformazione coordinata che corrisponde ad avvicinare i piani orizzontali del reticolo e allontanare i piani verticali.

In realtà, la formazione della martensite è un fenomeno più complesso:

secondo quanto detto, dovrebbe esserci un'enorme variazione della forma esterna del reticolo, che corrisponde alla variazione della forma della cella elementare.

In realtà, quando dal cristallo padre di austenite si forma un cristallo figlio di martensite, esso deve occupare uno spazio (quello lasciato dall'austenite) che non è compatibile con la sua forma e si instaurano così tensioni molto elevate.

Dunque, a questa trasformazione della cella primitiva, si accompagna una serie di deformazioni plastiche e durante la crescita dei nuovi cristalli, attraverso il moto delle dislocazioni.

⇒ la trasformazione dei cristalli di martensite porta con sé una **deformazione plastica** e un'elevata concentrazione di dislocazioni.

Così la trasformazione martensitica è combinazione di

→ DEFORMAZIONE DI BAIN

→ DEFORMAZIONE PLASTICA

PROPRIETÀ DELLA TRASFORMAZIONE MARTENSITICA

→ MICROSTRUTTURA



Dai grani di austenite si formano grani lenticolari di martensite, che sembrano ellissi schiacciate in una direzione, inserite nell'austenite residua. Questa forma rende minore la tensione meccanica all'interfaccia.

→ VELOCITÀ

Si come non è necessario avere un fenomeno di diffusione, ma gli atomi devono spostarsi di pochissimo rispetto al lato della cella primitiva, si può intuire che la trasformazione avvenga in modo estremamente veloce.

In pratica, a una data temperatura, il fenomeno è istantaneo e dunque la quantità di nuova fase dipende solo dalla temperatura.

In altri termini, **la temperatura determina il numero di siti di nucleazione.**

Se la temperatura è minore, più cristalli della nuova fase sono nucleati, poiché i difetti raggiungono un livello energetico sufficiente per la nucleazione.

Per ogni nucleo della nuova fase che si forma, avviene uno sviluppo istantaneo e ciò porta allo sviluppo di lamelle di martensite la cui crescita è limitata dai

bordi di grano

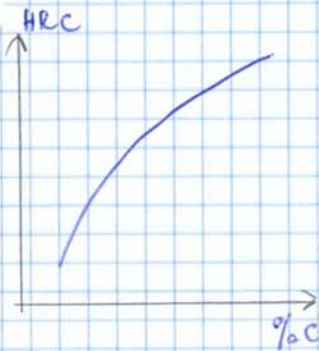
→ le lamelle non attraversano i bordi di grano dell'austenite poiché, attraversandoli, la regola di Bain non ha più significato.

Così a una certa temperatura si attivano i difetti, si enucleano, crescono fino a un limite massimo e poi si fermano.

Se si raffredda, si sviluppano cristalli aggiuntivi che crescono fino a fermarsi.

⇒ solo LA TEMPERATURA RAGGIUNTA INFLUENZA LA QUANTITÀ DI MARTENSITE che si forma e non il tempo trascorso dall'inizio della trasformazione. A una certa temperatura, si formano dei nuclei e i cristalli si propagano molto velocemente fino al successivo ostacolo, ad es. un bordo di grano - non c'è dipendenza sensibile dal tempo.

→ DUREZZA (e resistenza meccanica a trazione)



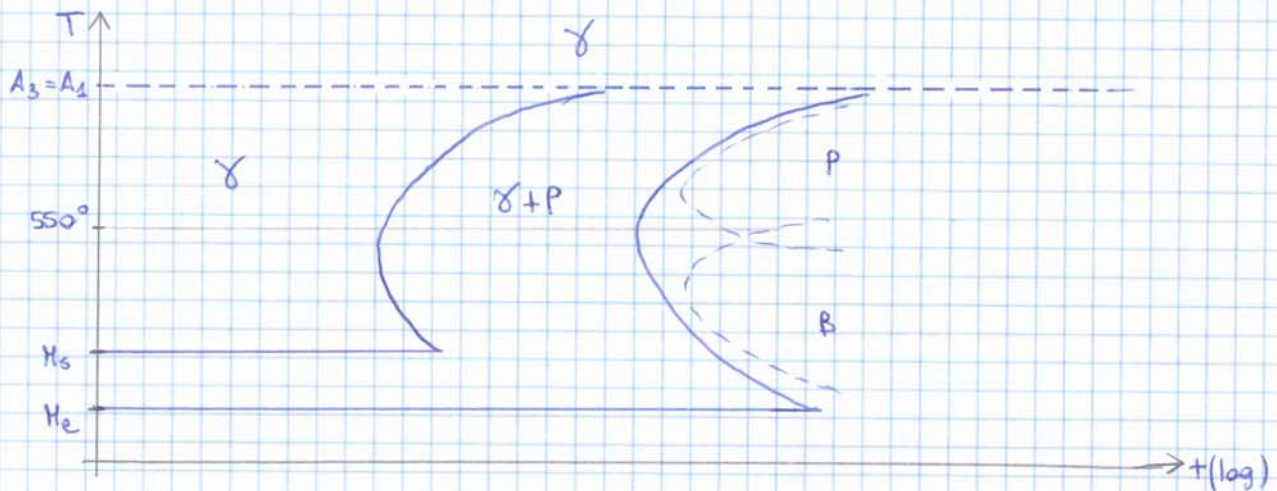
Essa dipende dal tenore di carbonio e aumenta all'incrementare di esso.

Ciò si deve all'effetto di più fenomeni, in particolare il rafforzamento \times soluzione solida poiché la martensite presenta molti atomi di carbonio in soluzione solida, che contribuiscono a bloccare le dislocazioni. Viceversa, se si formasse cementite, l'effetto sarebbe molto minore.

Interviene anche l'effetto dell'incrudimento, legato al meccanismo di trasformazione, e l'affinamento del grano, poiché il meccanismo di trasformazione determina la formazione di tanti piccoli cristalli di martensite.

Questi diagrammi danno indicazioni su come procede una trasformazione all'interno del materiale.

→ ACCIAIO EUTETTOIDICO



Dato il piano tempo - temperatura, innanzitutto si traccia la linea orizzontale corrispondente alla temperatura $A_1 = A_3$ (di eutettoide, avviene un passaggio diretto austenite - ferrite senza che convivano le fasi).

Ci si focalizza sul dominio al di sotto di tale retta poiché, essendo il raffreddamento condotto ad elevata velocità, le trasformazioni di fase sono partecipate a temperature inferiori rispetto a quella di equilibrio, a effetto dell'inerzia del sistema.

Così, a basse temperature, si può trovare austenite che poi si trasforma.

Nel diagramma, si definiscono delle curve, che delimitano una regione dove c'è austenite (anche sotto a $A_3 = A_1$ perché non si è lasciato il tempo di trasformare), austenite e perlite e perlite.

Il diagramma si interpreta leggendo le rette orizzontali:

a una certa temperatura, una volta raffreddato il materiale, esso si presenta inizialmente come austenite.

Quando si incontra la prima curva, si avvia la trasformazione di perlite e, in quel punto, ci sono 99% austenite e 1% perlite.

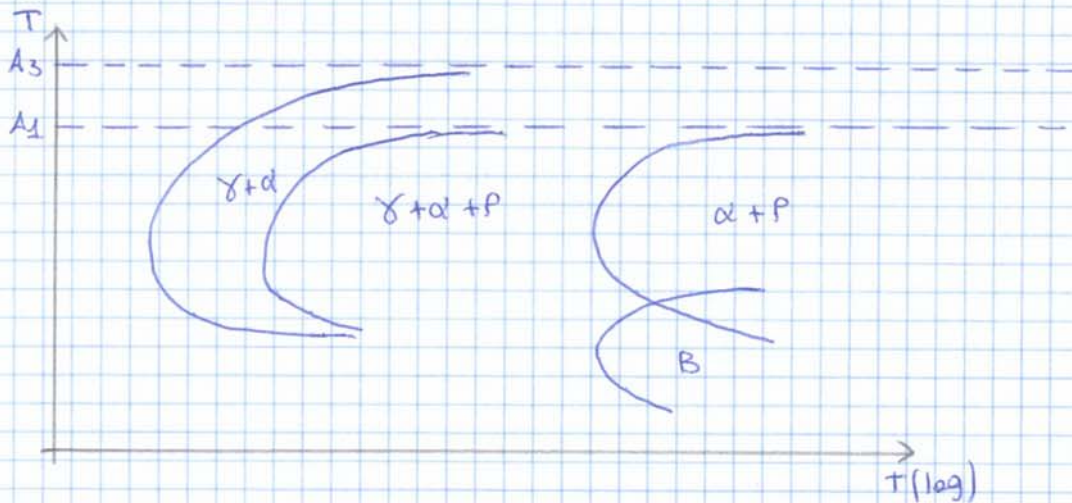
Con il tempo, la trasformazione procede fino a quando non si interseca la seconda curva, in cui la trasformazione è completa e ci sono 1% austenite e 99% perlite. Da lì in poi, si trova solo perlite.

Si può notare che le curve hanno una forma a C e ciò si deve alla competizione tra i fenomeni:

→ la trasformazione da austenite a perlite è un fenomeno ricostruttivo, in cui la fase ferritica e la fase di cementite crescono gradualmente a spese della fase madre e si costituisce di due stadi

→ NUCLEAZIONE: a temperature alte (prossime a $A_3 = A_1$), la nucleazione è molto lenta perché la differenza di energia libera, che si lega alla differenza di temperatura di trasformazione e temperatura di equilibrio, è bassa. Manca così la forza motrice della trasformazione, poiché questa porta a un'energia libera più piccola. Viceversa, a temperature più basse, c'è maggiore energia disponibile per la trasformazione. Questa energia è spesa in calore e formazione di nuove interfacce (quelle tra cementite e ferrite). Infatti, se c'è più energia, la distanza interlamellare è più piccola.

→ ACCIAIO IPOEUTETTOIDICO



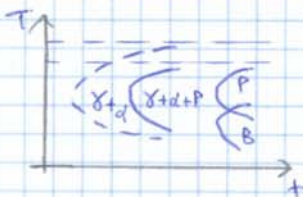
In questo caso, si tracciano 2 tratti orizzontali distinti x le temperature $A_3 \neq A_1$

Nel tempo, si forma prima ferrite e poi la perlite. Pertanto, si definisce una curva che indica l'inizio della trasformazione austenite-perlite, seguita più in basso da una curva che indica l'inizio della trasformazione austenite-perlite (quest'ultima è più in basso e a destra). A destra, un'altra curva delimita la regione di ferrite e perlite.

Queste curve, nella parte superiore, terminano poco più in basso rispetto alla temperatura A_1 . Ciò è dovuto a questioni sperimentali, perché studiare il comportamento del materiale a quelle temperature richiederebbe un tempo infinito. A livello teorico, la curva TTT è tangente alla retta A_1 , poiché a equilibrio è sempre presente austenite a tale temperatura.

D'altra parte, nella zona a temperature basse, si trovano bainite e martensite e valgono le stesse considerazioni viste nel caso degli acciai eutettoidici.

PROPRIETÀ: a volte le curve sono tratteggiate x aspetti sperimentali. Infatti, in teoria bisognerebbe raffreddare rapidamente e in modo istantaneo ma, a volte, la velocità non è sufficiente e la trasformazione si avvia prima di arrivare alla temperatura voluta. Ciò determina incertezza nei risultati.



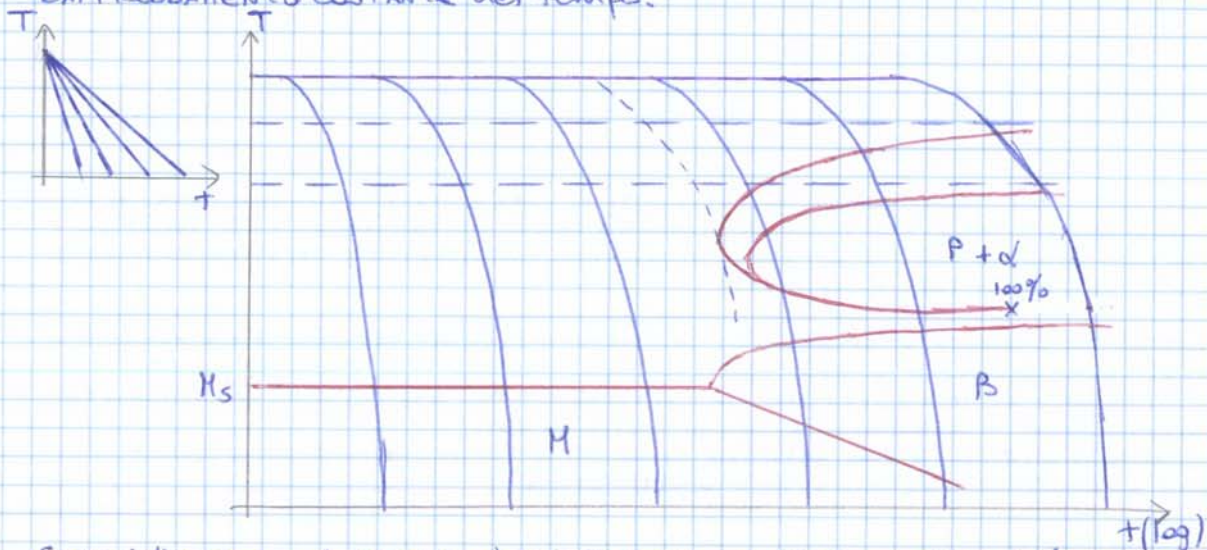
3 Diagrammi CCT:

I diagrammi TTT sono corretti dal punto di vista teorico e sono comodi perché permettano di distinguere bene gli effetti del tempo da quelli della temperatura.

Questi però non vanno bene a livello applicativo, poiché nella produzione non si applica un raffreddamento istantaneo seguito da una fase a temperatura costante, bensì si raffredda a varie velocità.

Si introducano allora i **diagrammi Continuous Cooling - Temperature**:

essi sono diagrammi che considerano l'applicazione, dopo austenitizzazione, di diverse curve di raffreddamento, caratterizzate da **VELOCITÀ DI RAFFREDDAMENTO COSTANTE** nel tempo.



Come i diagrammi TTT, anche i diagrammi CCT sono tracciati sul piano semilogaritmico tempo-temperatura.

In esso, a dovere una lettura corretta, si riportano innanzitutto le diverse curve di raffreddamento, a capire quale processo si sta seguendo:

In un piano lineare, queste curve sarebbero delle rette a diversa inclinazione; in un piano semilogaritmico, esse sono delle curve logaritmiche.

Per ciascuna curva di raffreddamento, si segna il punto d'inizio delle varie trasformazioni.

Le curve che vengono fuori presentano una forma più complicata, poiché il processo non prevede più di fermarsi a una certa temperatura e vedere cosa succede, bensì si impone un raffreddamento continuo nel tempo.

Così, ad es., si può avere una trasformazione austenitico-ferritica e poi una trasformazione in perlite che, a un certo punto, si arresta perché la temperatura è troppo bassa. Lì rimane una certa quantità di austenite residua che si trasforma in bainite e martensite.

Per questo motivo, nei rami inferiori delle curve si riporta una percentuale che indica quanto materiale si è trasformato (il suo complementare, ad es., può essere l'austenite passante).

Ma quando che si considerano curve di raffreddamento a destra, cioè raffreddamenti lenti, la percentuale di materiale trasformato aumenta, fino al 100%.

Lì il ramo inferiore si arresta perché lì la trasformazione è completa e irreversibile e il materiale prosegue così com'è fino a temperatura ambiente.

Le curve intermedie, invece, possono ancora subire trasformazioni e si definisce una curva che indica la trasformazione bainitica.

Questa non interseca la curva inferiore della regione perlitica.

Metallurgia

1 La metallurgia consiste nell'analizzare visivamente (con microscopio) un campione metallico, in modo da individuarne la microstruttura.
In questo caso, si fa riferimento agli acciai più comuni, ossia a quelli a medio-basso tenore di carbonio.

2 FASI DELL'ANALISI METALLOGRAFICA

I Prelievo del campione

Si preleva un campione da un oggetto metallico, ossia un prodotto siderurgico che può essere omogeneo o può presentare una diversa microstruttura a seconda della zona che si considera nella sezione (es. cuore di ferrite e perlite e superficie esterna martensitica).

Infatti, tipicamente il prelievo avviene da elementi laminati a caldo e, nella direzione longitudinale le proprietà non cambiano (x effetto del processo produttivo), mentre possono variare in modo significativo lungo la sezione.
Sono richiesti i seguenti requisiti

→ il campione deve avere dimensioni significative, dell'ordine di 1 cm

→ inizialmente, il campione può essere prelevato con taglio a cannello (taglio a caldo).

L'ultimo taglio deve essere a freddo (mediante sega o fresatrice meccanica), in modo da eliminare la porzione danneggiata dal taglio a caldo (può aver subito trasformazioni di fase o fenomeni di invecchiamento dovuti alla maggiore diffusività).

II Inglobatura



Si realizza una resina polimerica che è conformata in modo da formare un cilindro di forma standard ($\phi = 2 \div 3$ cm), adatta alle lavorazioni successive; nel quale si ingloba il campione.
Tipicamente, si esegue un'INGLOBATURA A FREDDO:

il campione è inserito all'interno di un cilindro cavo, nel quale si versa la resina liquida che poi è fatta reticolare.

III Pulitura

L'analisi richiede una superficie piana ideale che attraversi il campione.



Siccome la superficie, per quanto appaia liscia, presenta i segni delle lavorazioni fatte in precedenza, questa è trattata con una serie di ABRASIVI successivi fino ad ottenere un piano avente una rugosità residua inferiore al micron.

In particolare, si usano inizialmente abrasivi grossolani, cioè carte abrasive (sono dei fogli aventi una polvere abrasiva sulla superficie), con cui si riduce la rugosità a $10 \mu\text{m}$.

In seguito, si ricorre ad abrasivi fini, tipicamente panni su cui è applicata una sospensione liquida nella quale è distribuito l'abrasivo, con cui si arriva a una rugosità residua di $0,1 \mu\text{m}$.

In questo modo, si ottiene una superficie liscia e non si confondono i segni dovuti alla preparazione con le caratteristiche intrinseche del materiale che si vogliono evidenziare.

le lamelle di cementite, mentre le zone di ferrite sono più consumate all'interno.

In questo modo, si possono distinguere le diverse fasi.

3 Metallografie di acciai ferritico-perlitici

Si è visto, nel diagramma di stato ferro-carbonio, che la zona di interesse è compresa tra il limite di solubilità del carbonio nel ferro e l'eutettoide. Raffreddando l'austenite, si forma ferrite in modo preferenziale nei bordi di grano e poi, dall'austenite residua, si ottengono cementite e ulteriore ferrite.

MICROGRAFIE TIPO

→ ACCIAIO 0,1% C



Si possono vedere i bordi di grano di molti cristalli di ferrite, di dimensioni di 10 μm .

→ ACCIAIO 0,25% C



C'è più carbonio e la perlite occupa un'area maggiore. Quest'ultima presenta un colore grigio-perlaceo, che è l'effetto cumulativo delle lamelle sporgenti dalla superficie, che impediscono la riflessione della luce da parte delle lamelle ferritiche.

Al massimo ingrandimento \times il microscopio ottico (5 μm), si possono vedere queste due fasi, che sono allineate.

→ ACCIAIO 0,45% C

La quantità di perlite aumenta e attorno a essa, si forma una rete di ferrite, secondo una rete.

→ ACCIAIO 0,6% C

C'è quasi tutta perlite, con poca ferrite che si trova in corrispondenza dell'austenite pre-esistente.

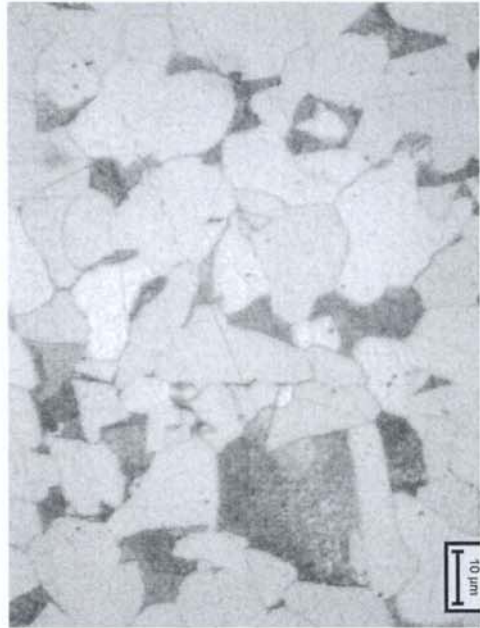
È difficile ora riconoscere le lamelle a causa delle limitazioni del microscopio ottico, che non riesce a distinguere gli oggetti a distanze molto minori di 1 μm .

→ ACCIAIO 0,6% C LEGATO

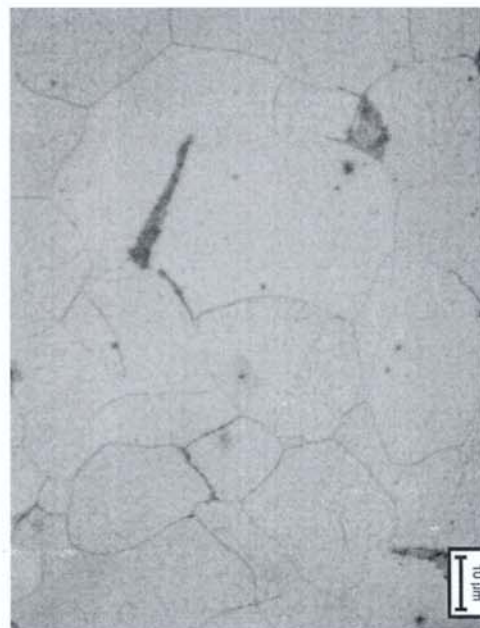
In questo caso, la perlite è molto fine e l'affinamento è favorito dagli elementi di lega.

↓
ciò si nota con un microscopio elettronico, che restituisce l'immagine in negativo \times effetto della dispersione degli elettroni che, una volta riemessi dal materiale, sono raccolti. Così, le zone più alte (quelle più vicine), sono più evidenti.

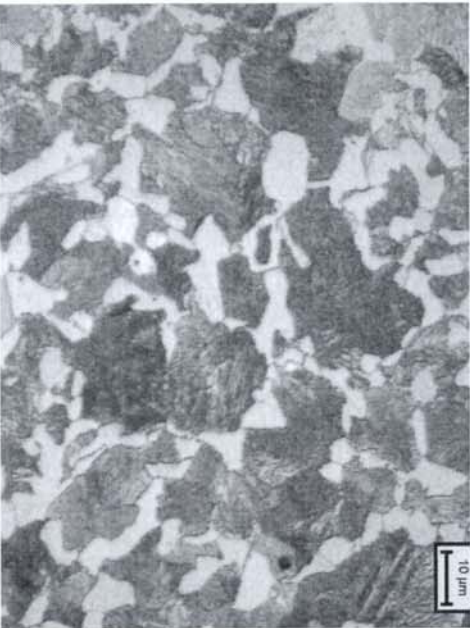
Acciaio $\approx 0.25\%$ C, ricotto



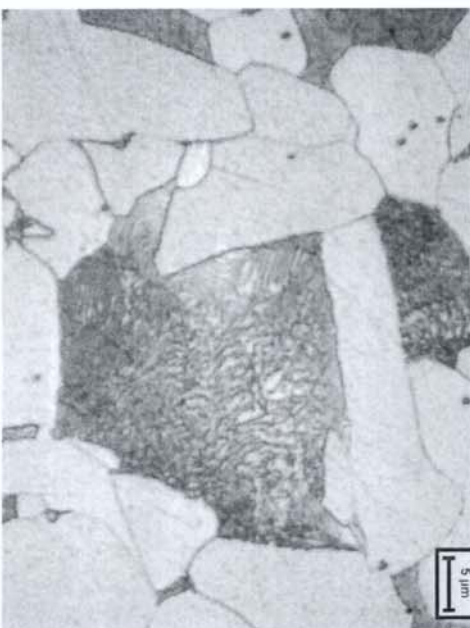
Acciaio $\approx 0.1\%$ C, ricotto



Acciaio $\approx 0.45\%$ C, ricotto



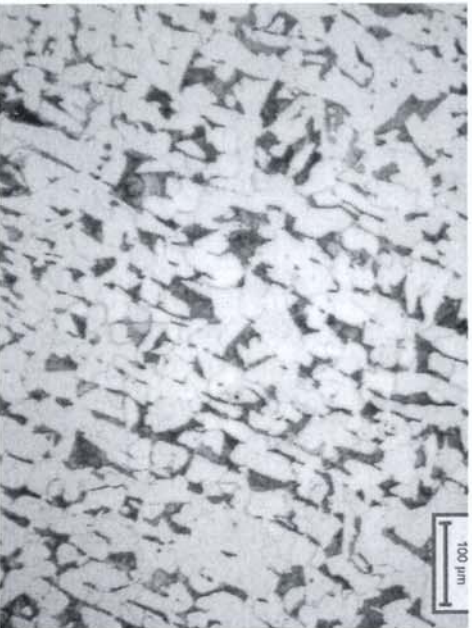
Acciaio $\approx 0.25\%$ C, ricotto (ingrandimento)



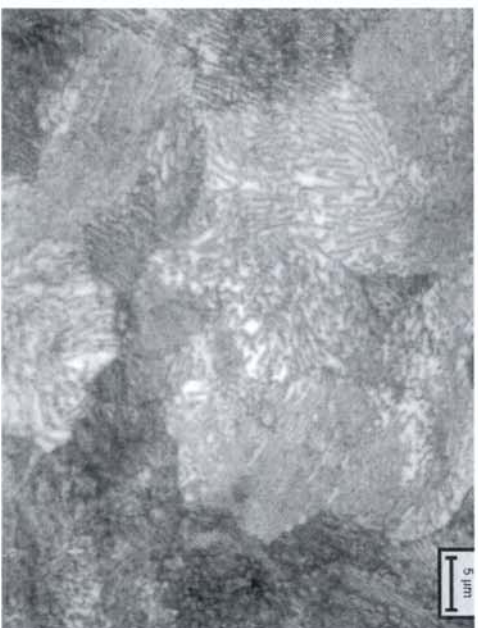
Acciaio $\approx 0.4\% \text{ C}$, legato
Perlite fine (microscopio ottico)



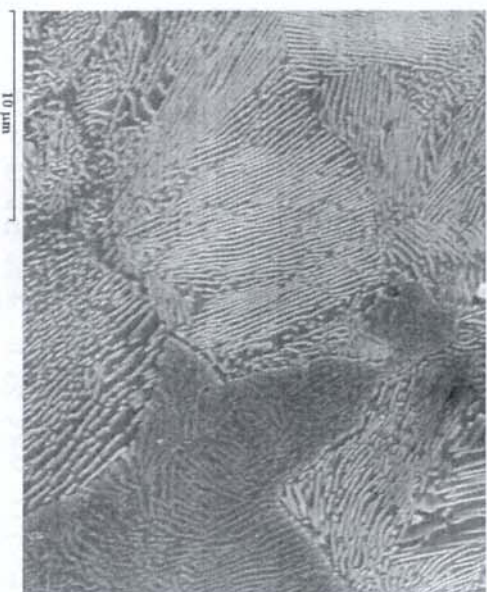
Acciaio $\approx 0.15\% \text{ C}$, 1% Mn, ricotto
bandizzato (sezione A)



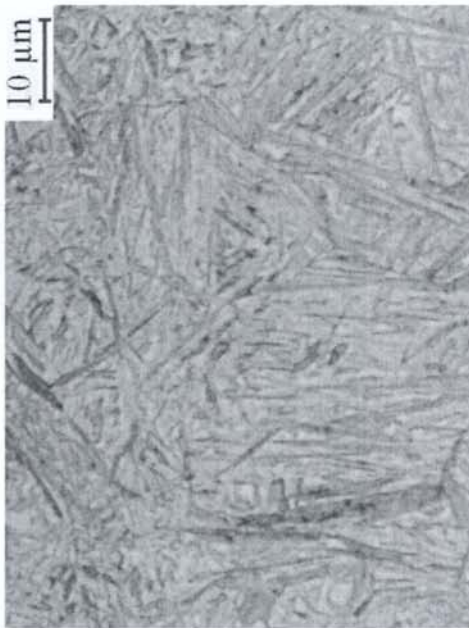
Acciaio eutettoidico, ricotto (ingrandimento)



Acciaio $\approx 0.4\% \text{ C}$, legato
Perlite fine (microscopio elettronico)



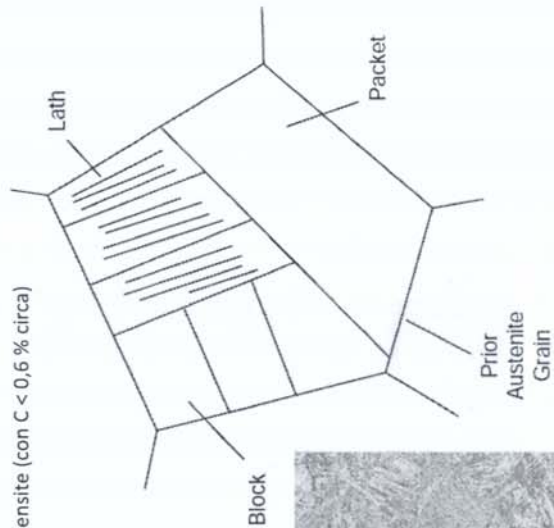
Acciaio 40CrMnNiMo8-6-4 temprato,
attacco Nital (ingrandimento)



Acciaio 40CrMnNiMo8-6-4 temprato,
attacco Nital

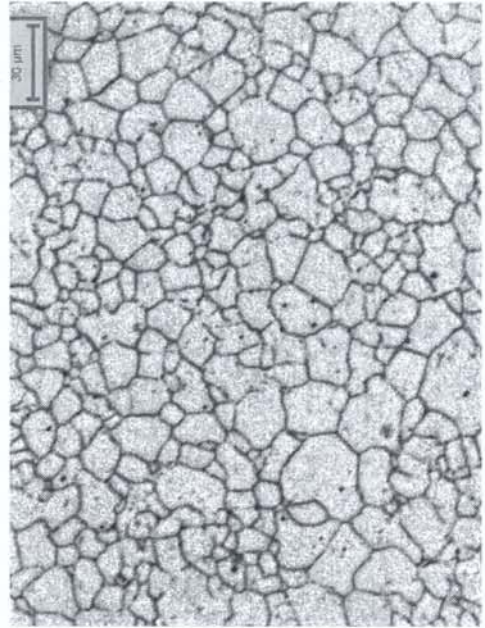


Aspetto metallografico della Martensite (con C < 0,6 % circa)



Lath martensite.

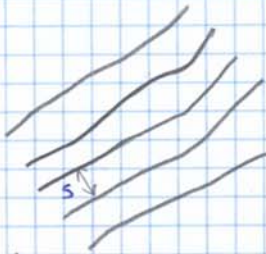
Acciaio 40CrMnNiMo8-6-4 temprato, attacco
Bechet - Beaujard – b.g. austenitici preesistenti



ACCIAI PERLITICI

1 Microstruttura perlitica:

essa presenta **ELEVATA DUREZZA** e **RESISTENZA A TRAZIONE** e le proprietà dipendono dalla **distanza interlamellare** d



Si è visto che le colonie perlitiche sono formate da un sistema di lamelle di cementite immerse in un bagno di ferrite e la distanza interlamellare è la distanza tra lamelle successive di cementite. Essa rappresenta il cammino libero delle dislocazioni tra due lamelle di cementite.

Nella perlite pura, vale la legge di Hall-Petch

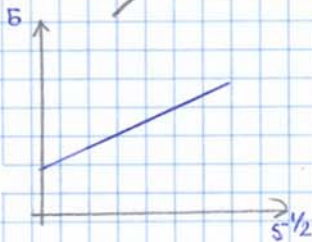
$$\sigma = \sigma_0 + k \frac{1}{\sqrt{s}} \quad s \approx 0,2 \mu\text{m}$$

Negli acciai perlitici, vale una relazione simile

$$\sigma_s = a_1 + b_1 \frac{1}{\sqrt{s}} \quad \sigma_s = \text{tensione di snervamento}$$

$$\text{UTS} = a_2 + b_2 \frac{1}{\sqrt{s}} \quad \text{UTS} = \text{resistenza a rottura}$$

$$\text{HBW} = a_3 + b_3 \frac{1}{\sqrt{s}}$$



Dunque, quando le lamelle sono più ravvicinate e dunque più sottili (il rapporto volume di cementite - volume totale è costante), cioè la microstruttura è molto fine, la resistenza meccanica cresce.

Nella perlite, è presente una certa quantità di cementite che si determina con la regola della leva

$$[\text{Fe}_3\text{C}] = \frac{[\% \text{C all'eutettoide}] - [\text{solubilità}]}{[\% \text{C in cementite}] - [\text{solubilità}]} = \frac{0,76 - 0,022}{6,67 - 0,022} \approx 11\% \rightarrow \text{percentuale in volume}$$

2 APPLICAZIONI

→ **rotarie:**

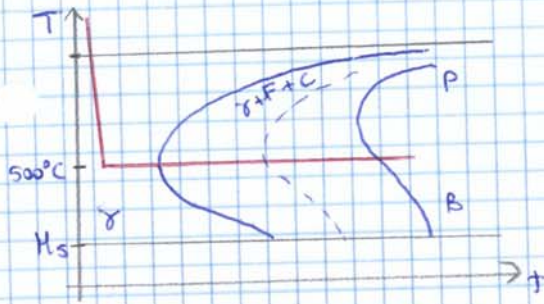
gli acciai a rotarie si classificano in base alla durezza e la classe tipica è

$$\mathbf{R260} \quad R = \text{rail steel} \quad \text{Durezza} \geq 260 \text{ HBW}$$

La composizione è la seguente

$$\text{C } 0,7\% \quad \text{Mn } 1\% \quad \text{Si } 0,3\%$$

Gli altri elementi in lega sono indesiderati e devono essere limitati (es. zolfo e fosforo devono essere contenuti entro 0,03%)



Le matasse di vergella sono austenitizzate dopo la laminazione a caldo e sono poi raffreddate in un bagno di piombo liquido alla temperatura di 500°C . Si utilizza il piombo perché non reagisce con il metallo e dunque non forma composti intermetallici sulla superficie che, essendo un metallo liquido, ha una capacità di assorbire calore molto elevata. In questo modo, avviene un raffreddamento molto rapido.

Il processo è fissato alla temperatura di 500°C perché, nel diagramma TTT (dove perlite e bainite sono uniti perché non si possono distinguere), questa corrisponde alla minima temperatura e al tempo minimo a formare perlite.

→ se $T < 500^{\circ}\text{C}$, si impiega più tempo e c'è il rischio che si formi bainite.

→ se $T > 500^{\circ}\text{C}$, la trasformazione porta a una perlite a grana più grossolana.

L'obiettivo, infatti, è ottenere PERLITE FINE, a grana piccola (distanza interlamellare $0,1 \mu\text{m}$). Essa, oltre ad essere più resistente, è deformabile in maniera adeguata per i successivi processi a freddo.

↓ è più resistente e duttile grazie all'affinamento del grano.

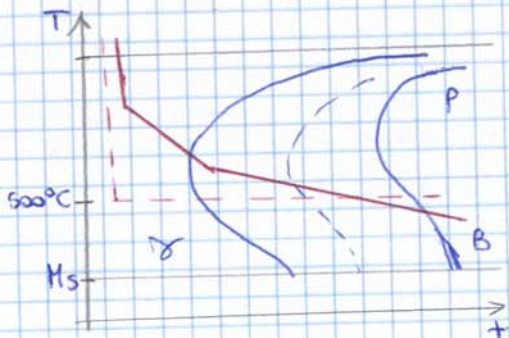
Dal punto di vista metallurgico, questo è un processo ottimo perché segue il principio del diagramma TTT.

L'austenite è portata in condizione metastabile a una certa temperatura, alla quale avviene la trasformazione.

D'altra parte, il piombo è costoso e tossico ed è anche costoso il processo di riscaldamento, raffreddamento e mantenimento a temperatura costante.

→ processo Stelmor

Il principio è simile al patentamento, ma ora c'è solo il raffreddamento.



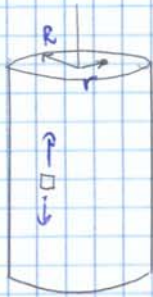
La vergella esce dalla laminazione a caldo ed è inizialmente soggetta a un raffreddamento veloce, ottenuto mediante spruzzo di acqua sul bordo. In seguito, si esegue un raffreddamento lento in aria.

Per evitare la formazione di martensite, si sfrutta l'inerzia termica della vergella arrotolata. Questa è infatti disposta sul tappeto di raffreddamento a formare una sorta di spirale, in cui la larghezza delle spire è calibrata in modo da ridurre la velocità di raffreddamento (è minore l'area esposta).

Si ottiene sempre PERLITE FINE con un forte risparmio di energia, ma il sistema è più difficile da controllare.

III Distensione

Dopo il processo di deformazione a freddo, il filo è soggetto a TENSIONI RESIDUE.



Infatti, durante la trafilatura, il filo soggetto alla tensione riduce il proprio diametro. In realtà, la deformazione plastica non è propriamente omogenea e la cortecchia esterna si deforma un po' di più, mentre l'interno si deforma un po' di meno. È come se il cilindro interno e la corona esterna subissero diverse deformazioni.

Ciò determina un diverso grado di deformazione rispetto al raggio all'interno del filo e ci sono zone a maggiore deformazione plastica e zone con sola deformazione elastica.

Così, all'uscita dalla trafilatura, quando vengono meno i carichi, il ritorno elastico delle diverse parti è differente e ciò determina la nascita di tensioni residue.

→ lo strato esterno è in trazione

→ lo strato interno è in compressione

Infatti, a congruenza, gli strati subiscono lo stesso ritorno allo scarico e così la tensione è di trazione in superficie e di compressione all'interno.

Il fenomeno è dannoso perché, in esercizio, le tensioni residue si sommano alle tensioni efficaci e si incrementa il livello tensionale, soprattutto sullo strato esterno (dove è massima la tensione dovuta a flessione).

Inoltre, il fatto che il carico effettivo sia più grande del carico di progetto, porta a esaltare i fenomeni di rilassamento, fatica, etc.

Lo stato di trazione esterno può essere misurato in modo indiretto mediante raggi X, con cui si misura la distanza tra gli atomi dovuta alla distensione.

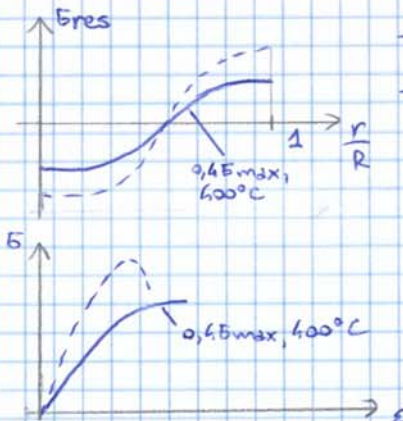
Detto ciò, la distensione è fatta dopo che i fili sono stati avvolti in trefoli e funi, ossia sul prodotto finito in modo da distendere l'ulteriore tensione residua:

questo è un trattamento termico in cui, a $250^{\circ}\text{C} \div 400^{\circ}\text{C}$, si applica una lieve trazione.

In questa situazione, il processo di deformazione plastica è più agevole e le tensioni residue diminuiscono.

Infatti, il calore consente il movimento delle dislocazioni e queste, muovendosi secondo le tensioni, annullano la tensione presente nel materiale.

EFFETTI



→ RIDUZIONE DELLE TENSIONI RESIDUE

→ invecchiamento:

esso corrisponde alla segregazione del carbonio proveniente da cementite presso le dislocazioni. Questo tende a bloccare e ciò si traduce in un piccolo aumento della resistenza meccanica.

TRATTAMENTI TERMICI E TERMO-MECCANICI DEGLI ACCIAI

Essi si basano sulla trasformazione austenite-ferrite e ne esistono diverse tipologie.

→ TRATTAMENTO DI RICOTTURA

→ TRATTAMENTO DI TEMpra

→ TRATTAMENTO DI RINVENIMENTO

→ TRATTAMENTO DI BONIFICA = tempra + rinvenimento

2 Trattamento di ricottura:

esso è un trattamento di riscaldamento e raffreddamento lento e, a seconda della temperatura raggiunta, si parla di

→ ricottura subcritica

È un trattamento condotto a una temperatura

$$T < A_{e1}$$

in modo che non inizia la trasformazione ferritico-perlitica e si esegue x RIDURRE lo STATO DI INCRUDIMENTO e/o DI TENSIONE RESIDUA DEL MATERIALE.

Questo è il processo tipico x gli acciai e le leghe metalliche dopo la deformazione a freddo, siccome questa determina un aumento del tenore di dislocazioni, una maggiore difettosità del materiale e la deformazione dei grani (assumono forma anisotropa) e anche orientamento cristallografico anisotropo.

Nella fase di riscaldamento, all'aumentare della temperatura, avvengono 3 fenomeni

→ recovery:

la maggiore mobilità e diffusività degli atomi e del reticolo tendono a portare verso una condizione di perfezione

→ a livello microscopico, si elimina parte delle dislocazioni e si riorganizzano le restanti e si riportano i grani alla forma originaria (non c'è più allungamento) e a una situazione a minore energia. Così si riduce il disordine.
Ciò determina una riduzione della resistenza meccanica e un aumento della deformabilità.

→ a livello macroscopico, si eliminano le tensioni residue.

→ ricristallizzazione:

è un fenomeno in cui si formano nuovi cristalli mediante un processo costruttivo. Infatti, essendo i cristalli fortemente disturbati, dal punto di vista energetico conviene formare nuovi cristalli.

In particolare, gli atomi si organizzano x creare nuovi nuclei cristallini e passano gradualmente dai vecchi cristalli a nuovi cristalli poco difettosi che, alla fine, sostituiscono i cristalli pre-esistenti.

La combinazione deformazione a freddo - ricristallizzazione è un metodo che si usa anche x ridurre la dimensione dei grani. Infatti, se un grano presenta molte difettosità, da esso nascono molti più cristalli.

3 Normalizzazione:

è un processo quasi uguale alla ricottura, in cui l'acciaio è riscaldato ma poi esso è soggetto a raffreddamento incontrollato in aria.

↳ nella ricottura, c'è controllo sulla metallurgia finale; nella normalizzazione, c'è controllo sul processo, mentre la microstruttura finale dipende dal tipo di acciaio (dalla curva CCT) e dalle dimensioni del pezzo (se è piccolo, la velocità di raffreddamento è maggiore)

4 Bonifica:

esso è un processo molto comune negli acciai ma anche molto importante, poiché è impiegato nella realizzazione delle barre di rinforzo nelle strutture in cemento armato.

La bonifica si articola in 3 passi

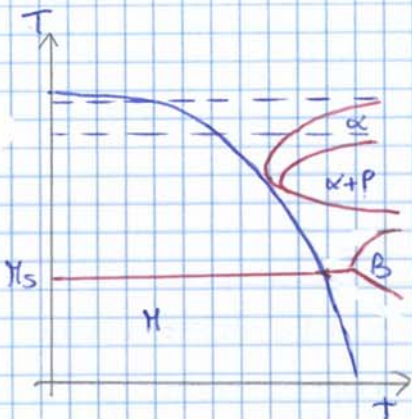
I Austenitizzazione:

l'acciaio è scaldato alla temperatura $A_{c3} + 50^\circ C$, in modo che si trasformi completamente in austenite e in modo rapido e i grani di austenite non si ingrossino.

II Tempra

Essa consiste in un RAFFREDDAMENTO RAPIDO dell'austenite, mediante immersione in un fluido di tempra a temperatura ambiente (es. acqua od olio) o spruzzi d'acqua. L'obiettivo della tempra è ottenere una MICROSTRUTTURA QUASI COMPLETAMENTE MARTENSITICA.

Se le fasi di riscaldamento (austenitizzazione e rinvenimento - v. dopo) sono fasi di riscaldamento lento in cui il risultato dipende sostanzialmente dalla temperatura (e un poco dal tempo), la fase di tempra è molto delicata.



Infatti, in linea di principio, si fa riferimento al diagramma CCT:

una volta definite le curve di inizio e fine trasformazione, è possibile definire una particolare curva di raffreddamento che sfiora la regione perlitica e la regione bainitica senza entrarci. Seguendo questa curva, si può arrivare direttamente alla martensite start M_s senza che, in precedenza, siano avvenute ulteriori trasformazioni.

In parti calde, questa è la curva che corrisponde al raffreddamento più lento che permette di avere la completa trasformazione in martensite (o meno di austenite residua).

È chiaro che, anche seguendo le curve a sinistra (velocità di raffreddamento più alte), si ha completa trasformazione in martensite.

Nel caso della tempra, è necessario seguire una di quelle curve, in modo da ottenere martensite.

In realtà, per ottenere una microstruttura omogenea di martensite, è necessario che in ogni punto del componente la velocità di raffreddamento sia superiore alla velocità critica (quella corrispondente alla curva limite di raffreddamento). In caso contrario, in alcuni punti avviene la formazione di perlite e/o bainite.

↳ se non si seguono quelle curve, si ottengono microstrutture diverse

I punti che si trovano sulla circonferenza che separa martensite e ferrite + perlite sono punti che hanno subito il raffreddamento secondo la velocità critica (hanno seguito la curva che sfiora le regioni di perlite e bainite). I punti più esterni hanno dato luogo solo a martensite, mentre i punti interni hanno dato luogo a perlite e ferrite.

→ se il diametro è molto grande, l'anello esterno in martensite si riduce fino a scomparire e così rimangono solo più ferrite e perlite.

Visto che il risultato dipende dal diametro, si definisce come **diametro critico** il diametro massimo che la barra deve avere perché, nella tempra, quasi tutta la sezione si trasformi in martensite e ci sia una traccia minima di ferrite e perlite.

Più precisamente, visto che il passaggio tra la zona di martensite e la zona di ferrite e perlite non è netto ma graduale, il diametro critico corrisponde al **DIAMETRO IN CUI UN PUNTO, NEL SUO INTORNO, PRESENTA UNA MICROSTRUTTURA CON 50% DI MARTENSITE**

→ $\phi \geq \phi_{crit} \Rightarrow$ la zona centrale non è martensitica

→ $\phi < \phi_{crit} \Rightarrow$ la sezione è completamente trasformata in martensite

Il concetto di diametro critico riassume l'effetto della geometria sulla temprabilità.

D'altra parte, si vorrebbe disporre di una descrizione della temprabilità che non dipenda dal mezzo temprante.

Pertanto, si introduce il cosiddetto **mezzo temprante ideale**:

esso è un mezzo che presenta, rispetto alla superficie dell'acciaio, un coefficiente di scambio termico limite infinito.

In sostanza, questo mezzo assorbe tutto il calore in uscita dal metallo, senza aumentare la propria temperatura e porta istantaneamente la superficie alla temperatura del mezzo e la mantiene costante nel mezzo.

D'altra parte, esso non riesce a raffreddare istantaneamente l'interno del metallo, poiché esiste un limite interno dato dalla conducibilità del metallo stesso.

⇒ in un mezzo ideale, la curva di raffreddamento in ogni punto dipende solo dalle proprietà termofisiche del metallo, visto che il raffreddamento è rallentato solo dalla necessità di condurre calore attraverso il metallo.

I mezzi ideali non esistono, anche se esistono dei casi simili (es. getti d'acqua a bassa temperatura).

In ogni caso, questi sono utili per la valutazione della TEMPRABILITÀ:

è possibile definire un **diametro ideale critico**, che corrisponde al diametro critico di un acciaio temprato in un mezzo temprante ideale.

Questo è una **CARATTERISTICA INTRINSECA DEL TIPO DI ACCIAIO**, poiché dipende solo dalla composizione e dalle dimensioni del grano austenitico ed esprime l'influenza delle proprietà termofisiche e della cinetica delle trasformazioni di fase sul processo di tempra.

Questo parametro, in sostanza, dà una misura della temprabilità, in quanto indica il diametro che la barra deve avere per completare la tempra in un mezzo.

Esso si misura mediante stime basate su esperimenti eseguiti con mezzi di tempra via via più veloci o con calcolo al ritroso. La dipendenza del parametro dalla composizione chimica è riassunta dalla relazione empirica ASTM-A255.

→ tra i 230°C e i 300°C , in parallelo alla formazione del carburo ϵ , l'austenite residua si trasforma in una miscela di ferrite e carburi, secondo una trasformazione simile a quella bainitica

→ tra i 200°C e i 350°C , avviene formazione di cementite, che precipita sottraendo ulteriore carbonio alla ferrite e al carburo ϵ . Inoltre, avviene un'ulteriore riduzione del contenuto di carbonio nella martensite e ciò porta a una graduale conversione della matrice da martensite a ferrite, poiché il rapporto tra i lati della cella tetragonale a/a tende a 1.

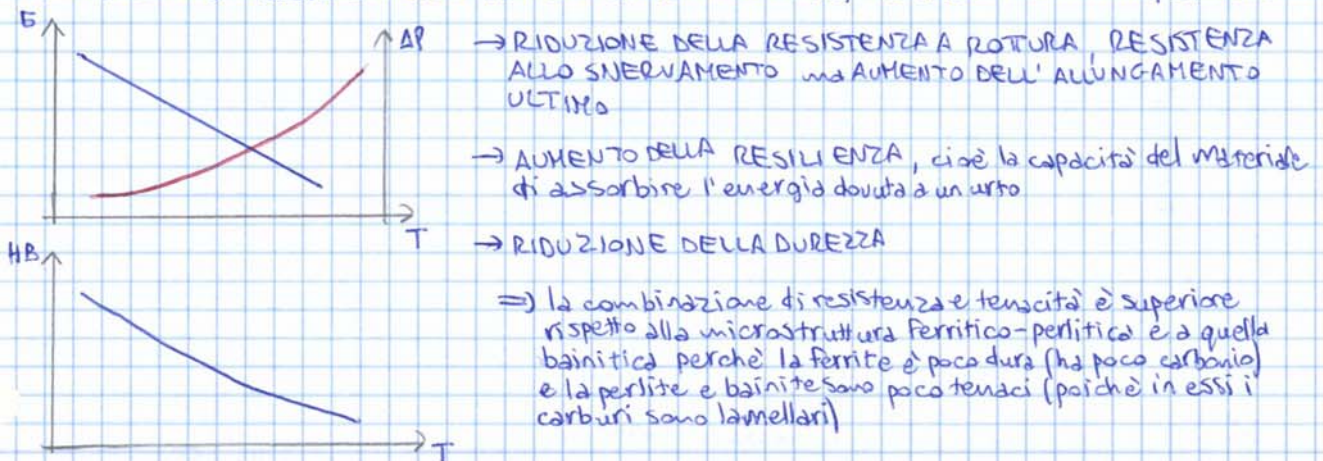
→ oltre i 350°C , inizia il fenomeno di ricottura della matrice ferritica, in cui si riducono le dislocazioni e si eliminano i bordi di grano a basso angolo. Avviene così una sorta di RECOVERY. D'altra parte, i precipitati (cioè i carburi) ingrossano poiché, a temperature maggiori, c'è più energia disponibile e il carbonio migra più facilmente.

↳ i precipitati che si formano a basse temperature sono piccoli e tanti; i precipitati che si formano ad alte temperature sono più grossi e meno efficaci dal punto di vista del rafforzamento

→ oltre i 600°C , avviene la ricristallizzazione della ferrite, cioè nucleazione e crescita di nuovi grani di ferrite.

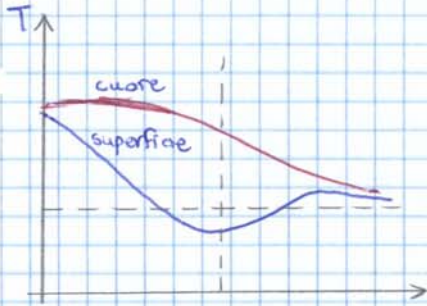
Tutti questi fenomeni dipendono dalla temperatura e, in secondo luogo, dal tempo.

Alla fine del processo si ottiene una miscela di ferrite e carburi che, a livello di fasi, è uguale alla miscela di ferrite e perlite ma la diversa distribuzione, forma e tipo di carburi fanno sì che si abbiano PROPRIETÀ MECCANICHE MIGLIORI rispetto ad acciai ferritico-perlitici.



VANTAGGI DELLA BONIFICA → miglioramento delle proprietà meccaniche

SVANTAGGI DELLA BONIFICA → richiede 2 riscaldamenti (austenitizzazione e rinvenimento) e dunque è un processo costoso.



Pertanto, se il raffreddamento avviene completamente in acqua, questo è più veloce in superficie rispetto al cuore. Nel processo TempCore, invece, la curva è seguita fino a un certo istante, nel quale si cambia metodo di raffreddamento, che non è più in grado di portare via il calore che si stava asportando. In questa seconda fase,

→ il cuore si raffredda più lentamente

→ la superficie si scalda per poi riprendere a raffreddarsi alla stessa velocità del cuore.

In questo processo, è necessario che

→ la temperatura minima alla quale si trova la superficie sia inferiore a M_s , in modo che avvenga la formazione di martensite

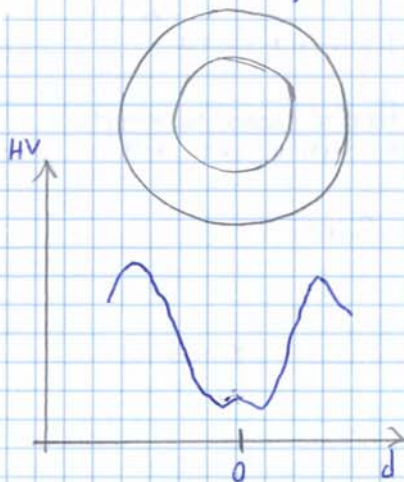
→ il picco di temperatura che la superficie raggiunge transitoriamente deve ricadere entro il range delle temperature di rinvenimento. In questo modo, la corteccia esterna in martensite è rinvenuta.

PROPRIETÀ: se si allunga il cassone di raffreddamento, si somministra più acqua, etc., si ottiene uno spessore maggiore dell'anello di martensite perché il raffreddamento è più forte e, per lo stesso motivo, la quantità di calore ancora accumulata nel cuore è inferiore. Siccome è presente meno calore residuo, nel raffreddamento in aria la superficie aumenta di meno la propria temperatura e il rinvenimento è più blando.

⇒ il materiale presenta una corteccia esterna più dura e spessa e questa è più resistente e meno duttile. Viceversa, prima il materiale risultante era meno resistente e più duttile.

Per ottenere le proprietà volute, occorre cambiare opportunamente i parametri.

Così, nel tappeto di raffreddamento, si completa la trasformazione, in cui la superficie passa da martensite a martensite rinvenuta, mentre il cuore passa da austenite a ferrite-perlite con microstruttura fine (più fine rispetto al normale raffreddamento in aria). Quest'ultima non ha proprietà eccezionali.



MICROSTRUTTURA FINALE

→ strato esterno in martensite rinvenuta con tante lamelle

→ strato intermedio in bainite

→ cuore in ferrite e perlite con lamelle fine

Le proprietà meccaniche (es. durezza) variano muovendosi lungo la sezione.

D'altra parte, la curva di trazione relativa alla barra intera presenta caratteristiche di resistenza e duttilità che sono intermedie rispetto alla curva della sola parte centrale in ferrite-perlite (ottenuta per tornitura) e alla curva della sola parte superficiale in martensite.

APPLICAZIONI: il processo TempCore è molto usato per gli ACCIAI D'ARMATURA, poiché questo consente di raggiungere le specifiche richieste in modo economico

D'altra parte, non interviene la dimensione del grano a peggiorare l'allungamento A_{u} .

⇒ per rafforzare la microstruttura degli acciai a basso tenore di carbonio, conviene lavorare sulla dimensione dei grani e, in particolare, eseguire un **affinamento del grano**.

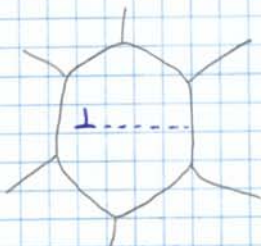
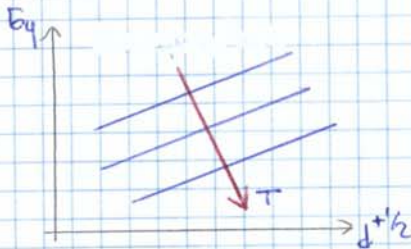
Si si concentra su questo per più motivi

→ la quantità di elementi di lega che si possono inserire nell'acciaio è limitata, anche per esigenze di saldabilità.

→ non determina una riduzione della TENACITÀ

→ l'affinamento dà luogo a un INCLUDIMENTO, ossia a un incremento della tensione di snervamento, che può essere individuato mediante la formula di Hall-Petch.

$$\sigma = \sigma_0 + k \frac{1}{\sqrt{d}}$$



Dunque, se il grano è piccolo (d piccolo), la resistenza è maggiore.

SPIEGAZIONE FISICA:

il moto delle dislocazioni, che dà luogo alla deformazione plastica, è impedito dai bordi di grano perché queste si muovono lungo un piano cristallografico e, per poter passare all'altro grano, bisogna attraversare una zona amorfa. Si genera così un impilamento di dislocazioni, che determina un'intensificazione locale delle tensioni proporzionale a $d^{1/2}$.

Questo determina lo snervamento del grano adiacente, ossia induce il moto delle dislocazioni in esso.

Il fenomeno si ripete fino allo snervamento di tutti i grani.

L'accumulo di dislocazioni (e dunque la concentrazione di tensioni) dipende dalla dimensione del grano

→ grano piccolo: il movimento delle dislocazioni è piccolo, le tensioni sono minori e si ritarda la propagazione della deformazione plastica.

→ grano grande: le tensioni indotte dall'accumulo di dislocazioni salgono rapidamente ed è più facile innescare il moto delle dislocazioni negli altri grani.

→ il grano grosso, oltre a favorire la deformazione plastica del grano successivo, può favorire la **ROTTURA FRAGILE** con altri meccanismi (v. dopo).
Dunque un grano grande non solo riduce la resistenza ma favorisce anche la frattura come meccanismo in competizione rispetto alla deformazione plastica.

→ avere grani piccoli è conveniente anche per un altro fattore, ossia le **IMPURITÀ**.

Esistono degli elementi che tendono ad accumularsi sui bordi di grano, indebolendoli e addirittura creando fratture lungo essi.

Se il grano è grande, l'area dei bordi di grano su cui si distribuiscono le impurità è più piccola.

Se ci sono tanti piccoli grani, a parità di concentrazione di impurità, queste si distribuiscono su un'area maggiore e l'effetto indotto da esse è ridotto.

⇒ CONVIENE AVERE GRANO FINE

Questo aspetto termodinamico fa sì che diventi molto difficile spostare i bordi di grano dai precipitati che si sono formati

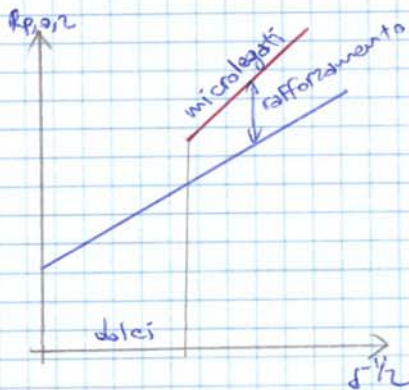
⇒ il bordo di grano tende a stare fermo e i grani non possono più crescere.

Di fatto, è come se la temperatura di ricristallizzazione fosse spostata in alto, praticamente alla temperatura di solubilizzazione dei precipitati (li scampiano e scampare dunque il loro effetto).

In questo modo, se si eseguono le ultime fasi di laminazione a temperature inferiori alla nuova temperatura di ricristallizzazione, si riesce a ottenere un'austenite con grani piccoli e difettosi. Ciò consente di aumentare un po' la temperatura nelle fasi finali.

Inoltre, negli acciai HSLA interviene un effetto secondario, ossia il **rafforzamento per precipitazione**:

la presenza di precipitati all'interno dei grani di ferrite può ostacolare il moto delle dislocazioni; anche perché durante il raffreddamento si formano altri precipitati che si disperdono all'interno del grano di ferrite.



Si può valutare l'effetto degli elementi di lega sulla resistenza $R_{p,0.2}$, espresso in funzione della dimensione dei grani (parametro di base).

Gli acciai di base presentano un andamento lineare e gli acciai dolci, non soggetti a particolari sistemi di rafforzamento, e aventi micro-struttura ferritico-perlitica, si trovano sulla parte sinistra del grafico.

A destra si trovano gli acciai HSLA, che presentano una resistenza elevata e un salto rispetto alla regione lineare grazie al rafforzamento per precipitazione.

Il rafforzamento con elementi di lega è più costoso (gli elementi di lega costano) ed è molto efficace per rafforzare gli elementi di grande sezione, che tendono a raffreddare in tempi maggiori.

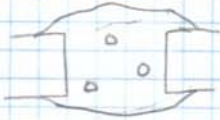
4 PROBLEMI LEGATI ALLA SALDATURA

→ porosità all'interno della saldatura

Durante la solidificazione, possono formarsi delle cavità all'interno del metallo che, su una sezione lucidata al microscopio a riflessione, compaiono come macchie nere.

Le porosità possono avere più forme

→ POROSITÀ SFERICHE, dovute a bolle di gas:



nel metallo liquido, si trovano gas in soluzione nel liquido. Questo, siccome non crea una soluzione con il solido, durante la solidificazione si separano e creano delle bolle, dando così luogo a cavità.

→ POROSITÀ ALLUNGATE, dovute in genere al ritiro:



queste si generano perché il liquido si esaurisce prima che i fronti di solidificazione si uniscano, a causa di tensioni di trazione che allontanano le porzioni o del solo ritiro.

infatti, la porosità può essere più marcata a causa del ritiro spontaneo del materiale, ossia del fatto che il volume del solido sia inferiore al volume del liquido di partenza.

→ microstrutture indesiderate

Sia nella zona fusa che in quella termicamente alterata, indipe il metallo da M contro a trasformazioni che possono essere anche complicate dagli elementi di lega e si possono ottenere microstrutture aventi proprietà non adeguate.

Il vero problema è legato alla formazione di MARTENSITE:

Siccome accanto alla zona calda (che ha piccole dimensioni) è presente una vasta zona di materiale freddo, quest'ultimo fa da pozzo di calore che porta via velocemente il calore, inducendo un rapido raffreddamento. Ciò porta allo sviluppo di martensite, che può essere molto fragile e, in combinazione con altri elementi, portare a rottura.

→ tensioni residue:

durante il ciclo termico, il fatto che avvengano espansione e contrazione in diversi punti, fa sì che il componente subisca in parte deformazioni elastiche e deformazioni plastiche e non è detto che, a raffreddamento completo, queste si compensino.

Ciò significa che la sezione è soggetta a tensioni di trazione e di compressione (la risultante è nulla), anche se il componente non è caricato.

→ difetti di saldatura (ATTACCO DA IDROGENO):

un difetto soggetto a un certo stato tensionale dà luogo, alle sue estremità a tensioni molto elevate. Se questo si trova in una microstruttura che non si deforma prontamente (es. martensite), la tensione presente diventa molto alta e il reticolo cristallino si dilata. Questa dilatazione richiama idrogeno e la sua presenza rende meno efficace il legame metallico tra gli atomi.