



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 730

DATA: 07/10/2013

A P P U N T I

STUDENTE: Brigante

MATERIA: Materiali per l'Industria Meccanica

Prof. Scavino_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.**

MATERIALI PER L'INDUSTRIA MECCANICA

Scavino Gruppo Gruppo Scavino B.polito.it
 Notteis Paolo P. Notteis B.polito.it

Libro di testo : Walter Nicodemi Metallurgia vol 1 e 2.

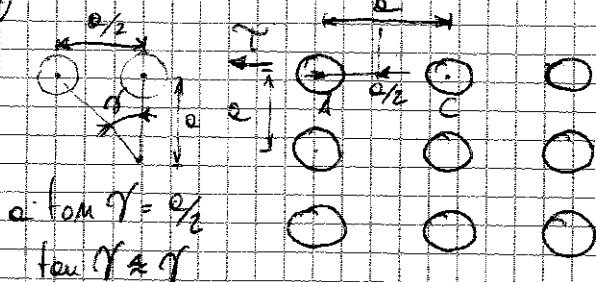
PROGRAMMA DI SCAVINO GIORGIO

Parlando di materiali metallici, si intende un materiale con particolari caratteristiche che lo rendono unico e insostituibile.

Le caratteristiche richiesti sono:

- Elevato rapporto costi - benefici che lo rendono insostituibile
- Legame metallico: permette di avere a livello di legame ionico (che consente una conduzione di elettroni) e legame covalente (che avviene per mezzo di una condivisione di elettroni). Il legame metallico consente una mobilità degli elettroni ed è la causa di tutti i comportamenti dei materiali metallici.

Nei materiali cristallini la disposizione degli atomi è periodicamente ben definita (e differenzia degli anodi o catodi). Infatti nei cristallini la disposizione si ripete nello spazio. Il reticolo è perfetto se tutti gli atomi si trovano nella stessa posizione. Se avviene un reticolo perfetto i materiali sono senza impurità e offrono una resistenza elevatissima. Concludendo il seguente reticolo perfetto, cosa accade deformando il materiale?



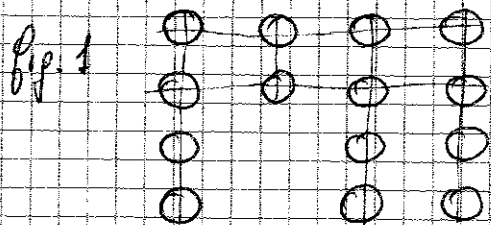
Si sposta tutto da file rispetto al piano sottostante.

Per deformare il reticolo occorre spostare gli atomi, ad esempio lateralmente: in ogni caso sforzi longitudinali τ . Per spostare l'atomo occorre rompere il legame e per far ciò occorre spostare gli atomi di circa di $a/2$. Le posizioni occupate inizialmente sono, non casuali, ma di $\frac{1}{2}$

Ma perché questa differenza tra valore teorico e valore sperimentale?
 Il motivo è perché teoricamente si considera un reticolo perfetto. Nelle
 realtà si ha un fenomeno a loro differente tra valore teorico e reale ha
 fatto notare l'ipotesi di difetti di tipo reticolare per spiegare appunto
 tale fenomeno: le DISLOCAZIONI. Esse sono state prima ipotizzate
 solo per spiegare il fenomeno, e poi individuate effettivamente, e
 fotografate.

DISLOCAZIONE: difetto reticolare che consiste nello mancante di un
 semipiano (non un piano intero, altrimenti il materiale
 sarebbe spezzato).

Consideriamo il seguente reticolo: questo presenta una dislocazione,
 un piano mancante degli atomi.



In un materiale vi sono milioni
 di dislocazioni. Queste derivano da
 una coalescenza di vacanze.

Nel reticolo perfetto, il punto difetto da n più favorevole sono le vacanze:

nella posizione in cui è previsto un
 atomo, tale atomo non è presente
 come nella figura di fianco.

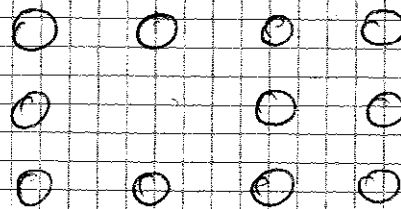


Fig. 2

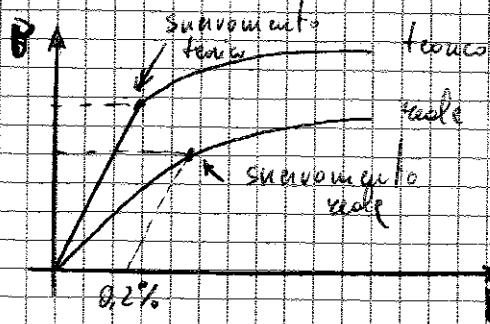
Tali vacanze esistono perché il materiale
 le prevede dal punto di vista termodinamico: cioè tra avere un
 materiale perfetto e uno con vacanze (materiale con unione di atomi
 e di vuoti) è più stabile ($e <$ energie) il materiale che
 presenta vacanze.

Si può calcolare il numero di vacanze presenti, il quale dipende dalla
 temperatura; tale numero sarà:

- Numero in funzione della temperatura di fusione
- Nullo allo zero Kelvin (0K)

Se il reticolo è stabile, raffreddando il numero di vacanze dovrebbe
 diminuire e ciò però non capita poiché si uniscono. Mentre poi
 le vacanze sono difetti di equilibrio, le dislocazioni non lo sono più.

Fino ad ora abbiamo visto le curve dei materiali metallici, ma non ancora le caratteristiche.



$R_{p0.2}$: è il carico che mi determina lo 0,2% di deformazione

Snervamento: punto in cui il materiale cambia microscopicamente comportamento. Un materiale tenace è capace di assorbire energia, è differente dai fragili.

Nelle realtà è difficile individuare lo snervamento

Un materiale metallico presenta snervamento, ma anche uno non metallico che coincide con il carico di rottura.

Altre caratteristiche e proprietà dei metalli sono:

- La lucentezza metallica è una proprietà che consiste nella capacità di riflettere la luce in particolari condizioni: cioè quando non sono presenti sulla superficie ossidi o altri composti che renderebbero la superficie non metallica. Una delle prime applicazioni dei metalli è stata quella di specchio: il problema fu però che i metalli si ossidano e dopo un po' non riflettono più la luce. Opp. questa proprietà dei metalli si sfrutta nell'analisi metallografica la quale consente di osservare la struttura interna dei metalli sfruttando appunto la riflessione della luce. (microscopi per tali analisi sono a riflessione, non come il resto dei microscopi che sono a trasmissione).

- Conduttività termica

- Conduttività elettrica

- Proprietà magnetiche (Fe, Co, Ni) non tutti i materiali metallici possiedono questa proprietà.

- Deformabilità plastica: è la caratteristica principale dei materiali metallici, gli altri materiali non la possiedono. Si può quindi affermare che un materiale metallico è un materiale deformabile plasticamente:

1. È una peculiarità dei materiali metallici, esclusiva di essi.

2. Fa sì che i materiali metallici si differenzino da tutti gli altri, in quanto consente determinati tipi di comportamento.

Proprio e tale movimento sono dovute le caratteristiche meccaniche che mi fanno capire le risposte alle sollecitazioni;

1. Da un lato mi fa capire come resiste il materiale
 2. Dall'altro come utilizzare l'energia immagazzinata dalle sollecitazioni.
- Tali 2 comportamenti concettualmente consistono nel movimento delle dislocazioni:

- Resistenza meccanica: vuol dire che le dislocazioni non si muovono. Per studiarlo (es. accrescere) devo evolvere tutti i meccanismi che riescono a bloccarle.
- En. immagazzinata: un metallo può utilizzarle o per creare nuove superfici di rottura (senza muovere le dislocazioni) oppure per far muovere le dislocazioni (senza creare nuove superfici). Occorre capire i meccanismi che le bloccano, per capire anche come sbloccarle.

Le dislocazioni sono l'argomento più importante di tale discorso.

Deformazione plastica in dettaglio

Siamo abituati a vederle come representative del tratto elastico, osservabile come un cambio di comportamento del materiale. Ma le cose vanno veramente così?

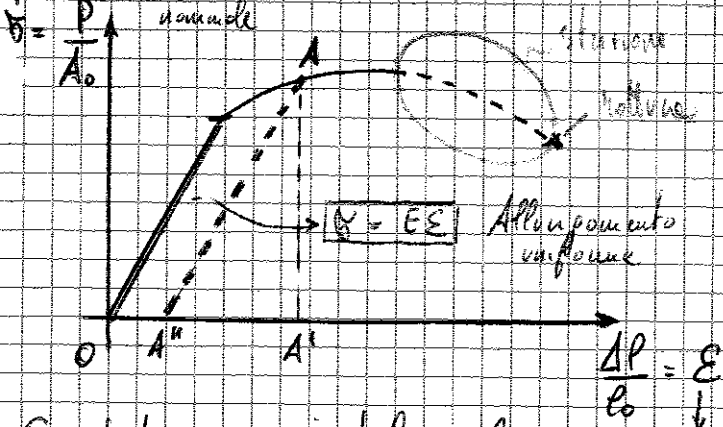
Cio che è bene ricordare è l'importanza del tratto plastico che permette di lavorare in condizioni di tranquillità.

Lo sviluppo dell'era industriale coincide con:

1. La capacità di progettare
2. Disponibilità di materiali più affidabili.

Già i Romani erano grandissimi ingegneri, opp. infatti moderni ponti volano. Per di più i Romani non sapevano progettare nel l'ottica moderna, cioè il progetto non solo deve funzionare, ma deve avere anche un giusto compromesso riguardo l'economicità, cioè ridurre il dispendio finanziario. Lo sviluppo moderno implica la realizzazione di progetti in chiave economica. I Romani avevano metodi e manodopera pressoché gratuite: potevano permettersi progetti onolussuriosamente sovradimensionati. E' questo che fa durare le costruzioni in cemento. Inoltre prima le costruzioni sono per lo più statiche: bastava fare meno spese. Per tali due motivi non avevano bisogno di materiali.

Vediamo la curva $\sigma - \epsilon$ di un materiale metallico:



Il tratto $\sigma = E\epsilon$ è caratteristica di tutti i materiali: non metallici e fine tratto rosso in loro posse, mentre i metallici ripropongono la linea nera (comportamento differenziale).
 Il tratto --- è di deformazione locale (= strizione).

Si distinguono in tale grafico allungamento nominale quindi tre diverse zone:

1. Tratto elastico ($\sigma = E\epsilon$) in cui la deformazione è uniforme e opposta, mentre è reversibile;
2. Tratto plastico ($\sigma = k\epsilon^n$): allungamento uniforme ma irreversibile (se tolgo il carico, rimane una deformazione);
3. Superato carico massimo si scende perché la deformazione è localizzata. (vedi linee rosse nel prossimo).



$R = \frac{\rho l}{S}$ Resistenza elettrica

Continua nel tratto 1; descritto dall'equazione $\sigma = E\epsilon$

E vale 210 GPa; tale valore è universale sia che si consideri ferro puro, sia acciaio (con carbonio).

Si è però sperimentato che tale valore utilizzato in alcuni software non fa tornare i conti. Ultimamente si stanno scoprendo nuovi dettagli per un'ottimizzazione delle simulazioni del comportamento dei materiali. Proiettore e simulatore sono strumenti potentissimi e disposizione: non fare ciò è molto costoso. Inoltre tali strumenti a volte necessitano di parametri e volte ~~scarsa~~ scarse scenti come ad es. E. Non è possibile che tutti gli acciai presentino il valore canonico di 210 GPa: e ciò è confermato dai risultati; nessuno ha approfondito quale è il modulo elastico dei singoli acciai.

Il modulo E di un acciaio dipende dal comportamento chimico e dalle condizioni termiche (cioè lo si vede effettuato prove di torsione); il valore ottenuto oscilla attorno al valore canonico; $E = 2,1 \cdot 10^5 \text{ MPa}$.

Se poi ci si muove e finisce da A a B: l'energia totale è $OABB'$ e anche questa si compone di due componenti parti:

- $B''B'B'$ = Componente elastica
- $OABB''$ = Componente plastica

I triangoli $A''AA'$ e $B''B'B'$ sono simili; ma $B''B'B'$ è maggiore. Per passare da A a B occorre fornire energia; la componente elastica che si trova nel tratto plastico, che non serve che perché il materiale me la restituisce (una deformazione di onde sonore, calore, per me è una spora!), è una perdita. Il secondo luogo si ha l'effetto molle (stream lock), consistente nel fatto che per deformare fino a B'' occorre proiettare gli stampi che arrivano fino al punto B' ; tale effetto è allora dato dal tratto $B''B''$ (effetto molle).

La componente plastica di tutto ciò è che si ha una componente elastica nel tratto plastico.

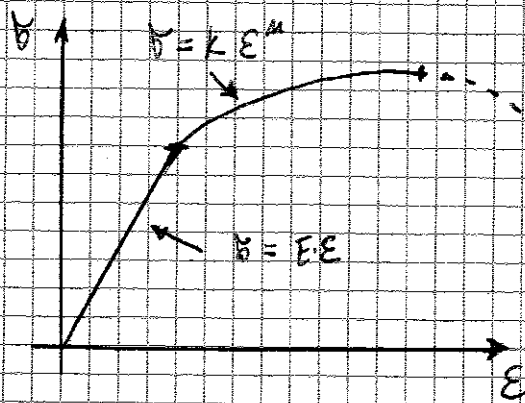
Per me si diceva che usare E_A nel punto B, i conti però non tornano; ciò è dovuto al fatto della variazione del modulo elastico. La componente elastica aumenta all'aumentare della deformazione in campo plastico e condiziona il comportamento del materiale. Tale discorso vale fino al carico massimo. Non occorre superare il punto C (carico max) altrimenti si ha strizione. Dopo C infatti, accade che l'energia immagazzinata dal materiale sotto forma di deformazione elastica viene rilasciata dal materiale che si deforma plasticamente.

Essendo questo, infatti, il punto D poi continua ad aumentare la componente plastica, ma diminuisce quella elastica: il materiale si deforma in modo localizzato (strizione) per effetto della sola deformazione plastica (l'energia elastica viene restituita). In tale campo è solo di interesse economico perché nella pratica non si va mai oltre il carico massimo.

Si ha così una stretta correlazione tra comportamento elastico e componente plastica (componente plastica ed elastica variano con la deformazione). Ciò è molto interessante perché si producono componenti in acciaio per stampaggio (circa il 90% dei componenti).

3. Coefficiente di invarianza

Sappiamo che nel tratto elastico vale la legge di Hooke: $\sigma = E \epsilon$



Nel campo plastico, prima del carico massimo vale una relazione analoga alla legge di Hooke:

$$\sigma = k \cdot \epsilon^n$$

A ripon però va detto che non si devono usare valori nominali di $\sigma - \epsilon$, cioè:

$$\sigma_n = \frac{P}{A_0}$$

A_0 : sezione iniziale

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (\text{allungamento nominale})$$

l_0 : lunghezza iniziale

Ma tali valori sono convenzionali: in una prova di trazione, si impone una forza (Newton) e la macchina misurerà un allungamento (metri). Per un confronto si dividono tali parametri per A_0 ed l_0 (costanti) in modo da non alterare la forma del diagramma. Ottengo così dei valori nominali che mi descrivono convenzionalmente le caratteristiche del materiale. Ma la tensione e la deformazione reali sono le seguenti:

$$\sigma_x = \frac{P}{A}$$

A : area istantanea

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l} \quad (\text{allungamento reale})$$

l : lunghezza istantanea

Finché restiamo in campo elastico si può confondere il nominale con il reale. Infatti:

$$\sigma_x = \frac{P}{A_0} \cdot \frac{A_0}{A}$$

Supponendo la costante del volume

$$A \cdot l = A_0 \cdot l_0 \Rightarrow \frac{A_0}{A} = \frac{l}{l_0} = \epsilon + 1$$

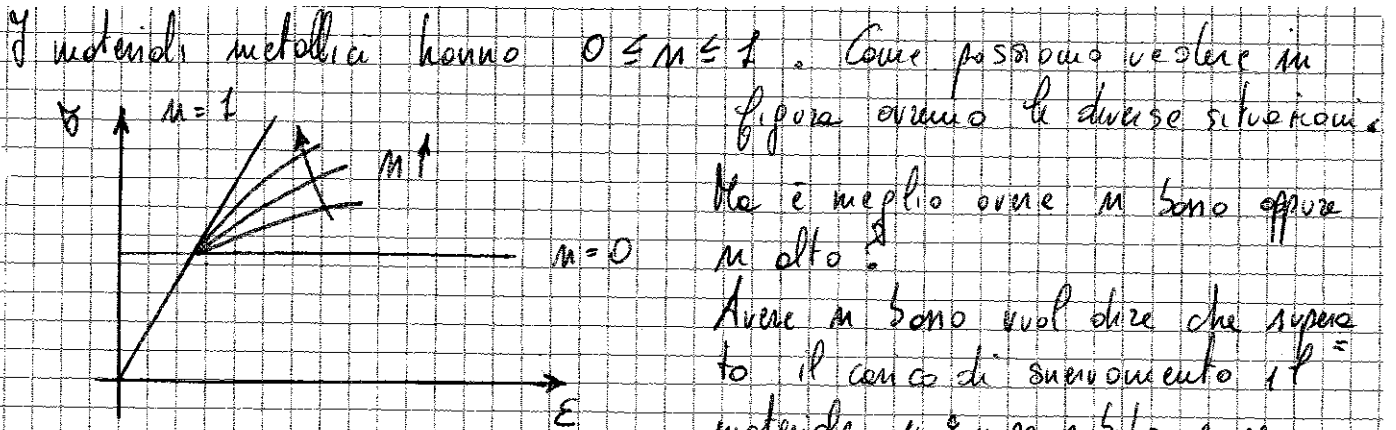
volume costante

$$\frac{A_0}{A} = \frac{l}{l_0} = \epsilon + 1$$

essendo $\epsilon = \frac{l - l_0}{l_0}$

In campo elastico gli allungamenti "ε" sono piccoli e $\sigma_x \approx \sigma_n$

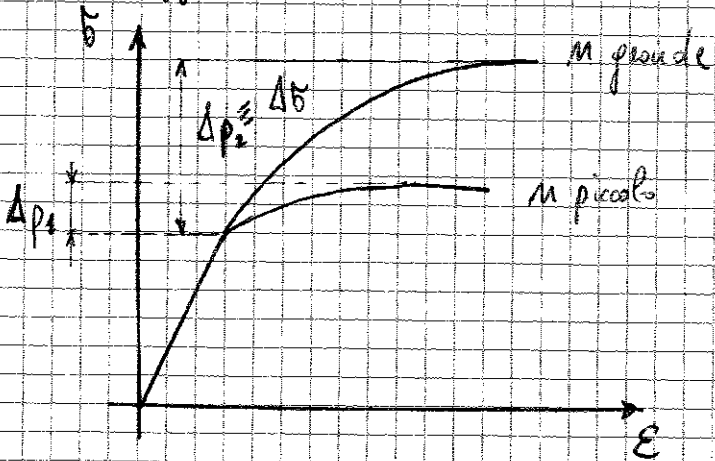
quindi $\sigma_n = \frac{P}{A_0} (\epsilon + 1) = \sigma_x (\epsilon + 1)$



Come possiamo vedere in figura vediamo le diverse situazioni. Ma è meglio avere n basso oppure n alto? Avere n basso vuol dire che superato il carico di snervamento il materiale si rompe subito e per

questo non posso sfruttare le potenzialità del materiale nel campo plastico.

L'incrudimento è tanto maggiore quanto maggiore è la capacità del materiale di resistere a deformazione, cioè quanto maggiore è il coefficiente di incrudimento n . Vediamo:



Con n grande ho una possibilità di sfruttare meglio il campo plastico: gli acciai da profondo stampaggio profondo richiedono un n più elevato possibile.

Conviene avere n elevato perché voglio avere un $\Delta\sigma$ più alto

possibile per avere il campo della deformazione plastica il più elevato possibile.

Con $n=0$, superato il tratto elastico vedo subito a rottura.

Bisogna assolutamente evitare il fenomeno della strizione in ogni punto del componente e per questo non bisogna mai andare oltre il carico massimo. La marcia nel fase $\sigma - \epsilon$ è data dal $\Delta\sigma$ e non è tanto più marcia che non si ovvia strizione quanto più il $\Delta\sigma$ è ampio (tratto, quanto maggiore è n).

Sappiamo però che un carico di snervamento maggiore comporta:

- Maggiore potenza alle presse (dispersione energetica);
- Maggiore ritiro elastico (SPRING BACK).

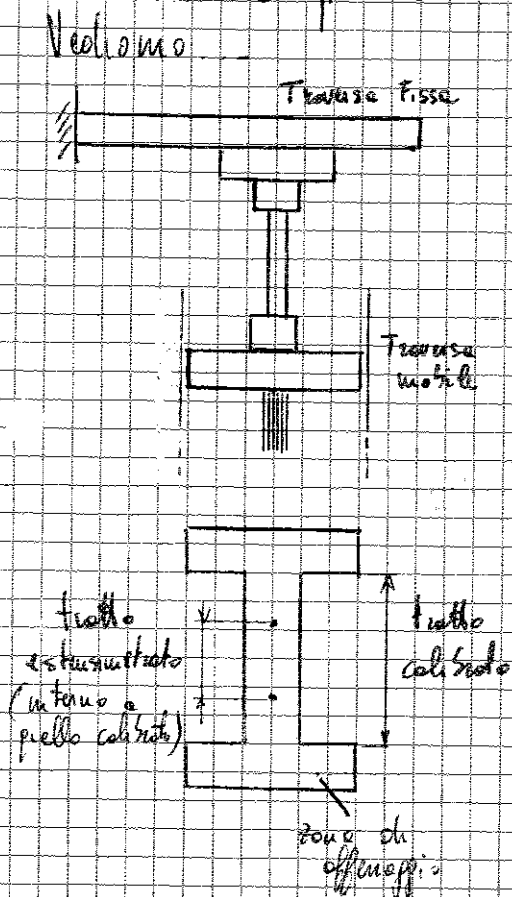
Ma come vengono determinate queste due caratteristiche?

non è costante in punto $m_1 \neq m_2$.

3. Quindi la risposta alla domanda è che la curva σ è la curva che stiamo cercando.

Riferendoci ad una prova di trazione si possono effettuare tre diversi tipi di controlli in base a quale sia il nostro studio:

- Controllo di carico: si dice alle macchine la legge con cui deve aumentare il carico e si va a misurare la deformazione.
- Controllo di deformazione: si dice alle macchine di applicare il carico in modo tale che il campione si deformi secondo una certa legge; si avranno infatti estensimetri sul provino o sui parametri controllanti.
- Controllo di spostamento: si dice alle traverse mobile di muoversi secondo una certa legge indipendentemente da ciò che accade sul campione.



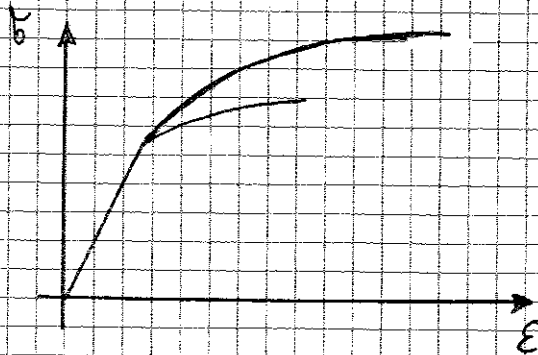
Il II e III tipo di controllo non sono uguali infatti la deformazione nel campione non è uguale al movimento della traverse;

- Esistono gli orientamenti della macchina, i giochi e altro;
- Le deformazioni elastiche degli afferoppi;
- Quando sono in controllo di deformazione si misura la deformazione dove stanno gli estensimetri e questo non è effetto uguale alle deformazione del campione.

Non occorre in una prova di trazione comprare gli estensimetri in precise parti sono molto costosi (specie nei controlli 1 e 3).

La curva tensione - deformazione dopo il carico massimo scende perché la deformazione è localizzata: la forza è concentrata su un'area di deformazione eccome un carico inferiore. Dividendo P e Δl per due costanti (A_0 ed l_0) la forma della curva è

La deformazione e il carico massimo è pari ad m : $|m = \epsilon|$



il carico massimo

La deformazione e il carico massimo è pari ad m : all'aumentare delle ripulite delle curve aumenta il salto di deformazione.

Al contrario ad essere nelle intervalli di sopra, cioè:

$$m \downarrow \Rightarrow \epsilon \downarrow \quad (\text{bassa deformazione})$$

$$m \uparrow \Rightarrow \epsilon \uparrow \quad (\text{alta deformazione})$$

Quindi m aumenta il campo in cui il materiale si trova in condizioni di plasticità.

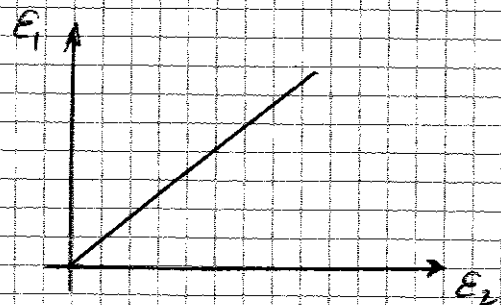
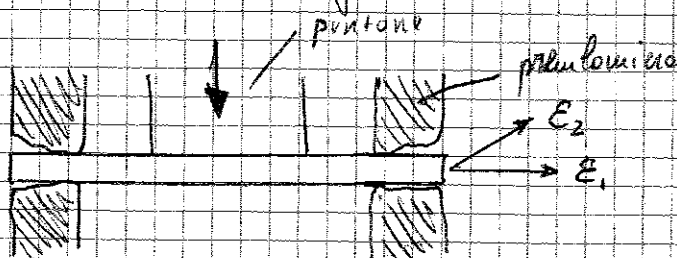
Coefficiente di Anisotropia

Nel caso di lamiere per stampaggio a freddo che sono molto sottili come imbroghi ed utilitati, cerchiamo di capire cosa succede quando lavoriamo a freddo.

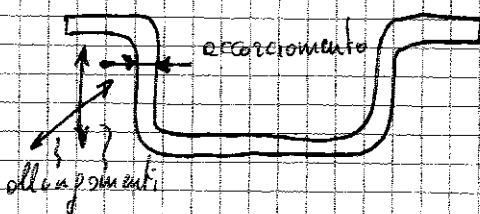
Se la lamiera è solitamente molto sottile si estende infatti prevalentemente in due dimensioni e si ottengono quindi manufatti molto sottili.

Il limite tra lamiere a freddo e lamiere a caldo è di $t, 8\text{mm}$, però, lamiere a caldo sono, più usate.

Deformando con un pressolamiere (quelli a lato) ed un punzone centrale, otteniamo le seguenti strutture:



Imbutitura



Se si analizziamo troppo da vicino alcune caratteristiche meccaniche. In pratica la sovrapposizione delle auto funzionali solo da fatto, ora è un fatto.

Per rispondere occorre che parlare della produzione dei moti di
 metallici in particolare degli acciai, che faremo poi dopo, ma
 per avere un'istinto concettuale possiamo dire che: si è visto
 che le deformazioni plastiche avviene per via del moto delle
 dislocazioni, che si muovono su piani e loro energeticamente
 concetti. Per muoversi occorre una sollecitazione meccanica che
 lo spinga dove questa abbia un piano che la permette il moto
 (piano favorevolmente orientato) in direzione della forza.



diverse rotture

Piano favorevolmente orientato è essenziale delle dislocazioni e situato
 in modo tale che la dislocazione, sotto lo spinto della forza, vada
 a finire su di esso.

Considerando un campione (come sopra) sottoposto a sforzo di trazione,
 alla fine si sarà deformato (si suppone che possa farlo) e probabilmente
 si romperà a 45° (in fatti, in tale direzione le σ sono massime).
 Infatti in occasione deformazioni plastiche, dislocazioni che si muovono
 per scorrimento, il piano è causato da τ . I piani favorevolmente
 orientati, sono posti a 45° e così il materiale si deforma.

Se invece il materiale non ha piani favorevolmente orientati a 45°
 la rottura sarà come in τ piuttosto che τ come quella di
 prima. Per deformarsi quindi un materiale ha bisogno che le
 dislocazioni si muovano in piani longitudinali, trasversali e
 lungo lo spessore.

I piani lungo i quali possono muoversi le dislocazioni sono pochi
 e sono quelli a maggiore impaccamento (in cui gli atomi sono vicini).

Nei C.C.C. i piani sono tutti quelli che contengono la diagonale
 del cubo; nel C.F.C. sono i piani che passano per tre vertici
 del cubo. Nel caso C.F.C. sono, usando gli indici di Miller, quelli
 (1, 1, 1) (indici di Miller).

stiche di omisotopia. Il nitruro di alluminio (AlN) precipitando un poliscio lo ricomponento soprattutto lungo la direzione dello spessore e crea omisotopia. I migliori acciai da profondo stampaggio sono quelli laminati a freddo e idrati di alluminio. Il colaggio consente di eliminare i gas (O_2 e N_2) che sono stati introdotti nell'acciaio nella operazione di convertitore che è un pentolone di $100 \div 200$ tonnellate in cui la ghisa viene trasformata in acciaio; nel convertitore si brucia carbonio. La ghisa proviene dall'altoforno: da esso non esce l'acciaio, ma lo GHISA.

Produzione degli acciai

Abbiamo visto che le caratteristiche degli acciai da profondo stampaggio, sono:

- Bono carico di snervamento ($\sigma_{snerv} \approx 150 \div 200 \text{ MPa}$) per evitare eccessive potenze alle presse e per evitare eccessivo consumo elettrico
- Elevato coefficiente di inamidamento per permettere stampabilità in campo plastico. Elevato modulo di Young
- Elevato coefficiente di omisotopia per permettere deformazione lungo una direzione preferita.
- Carica meccanica di rottura $\approx 300 \text{ MPa}$ (basta, ma in tali acciai interesse è deformabilità, allungamenti $20 \div 40\%$).

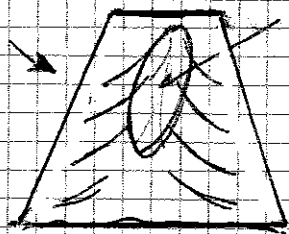
La sfida oggi è avere stessa deformabilità (40%) avendo però tutte altre caratteristiche meccaniche. Sempre nell'ottica di minor consumo e inquinamento si vogliono acciai che compiano elevate caratteristiche meccaniche ed elevata deformabilità. Il problema di tali acciai è la SALDABILITÀ, cioè che quando vengono saldati, sorgono dei problemi.

Le proprietà fino ad ora elencate si rappresentano con:

1. Matrici differenti da quelle usuali (ferritiche), infatti questi acciai hanno una matrice austenitica;
2. Trattamenti termici adeguati;
3. Devono essere prodotti e hanno costo (no elementi leganti costosi, quali ad esempio il Ni)

Tra 11, 12 e 13 la differenza è che nell'11 l'acciaio non è colmato (non si sono spesi soldi per togliere il gas (O_2) che c'era dentro); ciò non si è fatto perché ha un alto costo [perché il 13 costa più dell'11] e poiché in fase di solidificazione il gas tendono a concentrarsi al centro e in alto, ma oltre a questo anche tutte le impurità vengono trascinate nelle zone arricchite come il C e tutti gli altri elementi che non sono Fe.

Lingotto di acciaio



zona di concentrazione dei gas

trascinate nelle zone arricchite come il C e tutti gli altri elementi che non sono Fe.

L'ultimo liquido che solidifica è proprio in quella zona e se non si colma

l'acciaio in quella zona si ha molto gas che non è fuggito, più il gas più sono pulite (Fe ≈ puro). Ciò vuol dire che non presenta difetti esterni (venucchiabile bene) e anche dal punto di vista della deformazione meccanica è Fe puro. Il vero però lo schifo per cui non è resistente. Se non serve perché è molto resistente meccanica e si vuole spendere poco va bene l'acciaio FeP11 che viene detto anche effervescente.

Il FeP12 è semicolmato: cioè non si è speso il colmaggio fino alla fine. Il migliore, ma anche quello che costa di più del 12 è il FeP13, che è quello colmato all'alluminio.

Negli acciai laminati a freddo FeP01 ed FeP02 sono gli effervescenti invece che FeP03 è il semicolmato, e lo FeP04 colmato all'alluminio. FeP05 e FeP06 oltre ad avere Al hanno anche Ti ed hanno un ridotto tenore di carbonio.

Tutti questi acciai da profondo stampaggio elencati hanno:

1. Bona tenore di C (estremamente basso) [0,03 = 0,04% C], ma l'ideale sarebbe non averne affatto;
2. Bona tenore di elementi come Mn e Si (in generale in acciaio è detto non legato se gli elementi di lega $\leq 1\%$) per gli elementi di lega devono essere minori di 0,5%. Mn e Si saltano fuori dal metallo di partenza e vengono presenti in ogni acciaio. Inoltre sono ammessi anche elementi come S e P per tale acciaio ed infatti devono essere minori di 0,03%.

Nel caso di acciai colmati l'elemento principe è l'Al: infatti deve essere

tendente dell'elettrone e quella di fornire il minimo energetico, eliminando la causa che l'ha spostato. Genera un campo opposto (campo magnetico) che elide il campo magnetico induttore (diamagnetismo). Nel ferromagnetismo e paramagnetismo occorre capire perché il Fe è ferromagnetico. Nella tavola periodica è il n° 26, altri elementi ferromagnetici sono Co e Ni.

Cerchiamo di capire ora la struttura a livello atomico.

Atomo deriva dal greco "non separabile", ma tale nome ~~non~~ è di fatto esatto. Si pensava che fosse la particella più piccola della materia. L'atomo ha dimensioni di 10^{-10} m (1 Angstrom), l'occhio umano ad essere buoni riesce a separare due punti distanti 10^{-4} m. Occorre allora un microscopio in grado di fornire 10^6 m e questa la differenza: ma esiste tale microscopio? Un buon microscopio è a $1000\times$, cioè parte ~~con un potere di ingrandimento di~~ 10^{-10} m e vederlo ingrandito fino a 10^{-7} m. Ci sono microscopi elettronici che riescono ad ingrandire 100.000 volte (10^5); ma a noi occorrono ingrandimenti ancora superiori.

Il sospetto che l'atomo fosse divisibile venne a fine '300, prima del microscopio elettronico. Ma allora come è stato intuito?

Il meccanismo dei raggi X sono una prova che certifica la divisibilità atomica, ma non si è dimostrato con prove. Essi hanno invece dimostrato che la materia è costituita da atomi in posizioni precise e periodicamente ripetibili (reticoli cristallini e punti di difformità plastica) e che le distanze interatomiche sono dell'ordine dell'Angstrom.

L'esperimento che ha permesso di capire che l'atomo era divisibile è l'esperimento di scansione dei raggi catodici: si mettono per i raggi fatti in un tubo, se si crea un campo positivo ed uno negativo vuol dire che l'atomo si è disgregato. Immergendolo tali raggi fatti in un campo magnetico, si osserva la traiettoria delle particelle vengono deviate ed in tal modo si è ricavato il rapporto carica/massa e che $e^- = \frac{1}{1840}$ ^{relazione ha una massa di 1840 volte l'elettrone} come particella \oplus . Questa si è capito studiando e^- che H_2 ha una particella \oplus ed una \ominus .

e l'elettrodinamica classica, infatti queste non valgono per gli elettroni.

Il modello atomico che ~~veniva~~ viene colto è il modello di Bohr-Sommerfeld: il primo punto che l'elettrone compie è in un'orbita sferica attorno al nucleo di idrogeno. Sommerfeld entrò poi, fece teorie e tutti gli altri elementi: aiutò a studiare gli spettri; cioè un elettrone dovrebbe ricevere una radiazione (energia) per passare ad un altro livello.

Nel primo livello Bohr aveva individuato l'orbita sferica attorno al nucleo (1° livello), detta 1s. Nel secondo livello c'era un'orbita s (2s) e ~~due~~ orbita p (e forma di 8) (2p), nel terzo livello altre due orbite 3s e altre orbite p (3p) ^{anche il livello} c'erano 5 orbite a geometria (3d).

Anche per gli elettroni vale un principio energetico universale: la configurazione stabile (quella che effettivamente ottengono) è quella contraddistinta da un minimo di energia. Si vedeva che questo si appropinquava con le massime differenziazioni (principio di Pauli); cioè vuol dire che la massima differenziazione si ottiene quando gli elettroni sono completamente differenti tra loro, cioè che in ogni orbitale ci sono solo due elettroni che ruotano in senso opposto (Spin opposti).

Anche le teorie di Bohr-Sommerfeld esse contentevoli: evidentemente una falla. Fino ad ora si sono confusi termini di orbite ed orbitali. La teoria di Bohr-Sommerfeld (orbite) diceva che se si sa la posizione, ma se lo so, ma se posso sempre, in ogni istante sapere dove si trova l'elettrone.

Ma quale è la velocità di un elettrone?

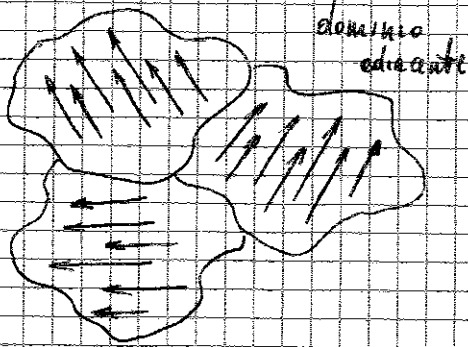
Lo spazio in cui si trova è dell'ordine di 10^{-10} m e la velocità è quella della luce ($3 \cdot 10^8$ m/s): la mia misura deve essere accurata e nel punto da rilevare più di 10^{-10} m a tale velocità: in tal caso prende l'errore, per la teoria degli errori, è grande più della misura stessa (il fatto che il valore di Δm è indicato con $\Delta m \pm 15 \text{ km}^2$)

La rivoluzione fu quella di abbandonare la meccanica classica (si abbandonò la certezza di sapere la posizione) ponendo alla determinazione probabilistica. (Principio dell'indeterminazione di Heisenberg)

L'unico caso in cui gli elettroni "incappano" spontaneamente sono i piccoli elettroni del livello 3d. Tali elettroni si muovono e non essendo occupati generano un momento magnetico elementare; per ogni singolo atomo o ione piccoli momenti magnetici elementari (dall'atomo al vedovino $\frac{5}{2}, 6$ di momenti magnetici, in pratica si sovrappongono).

Ogni atomo di Fe ha 2,6 momenti magnetici elementari. Noto che in 1 mole di Fe (86 gr) si hanno $6,02 \cdot 10^{23}$ atomi (n° di Avogadro). L'effetto cumulativo di tutti i momenti magnetici presenti in un "cristallo" di Fe (ad esempio) è nullo: non c'è un effetto magnetico.

Come vedere più da vicino cosa accade: indagando la struttura di un atomo di Fe, si vede che i momenti magnetici sono raggruppati in zone dette "domini magnetici".

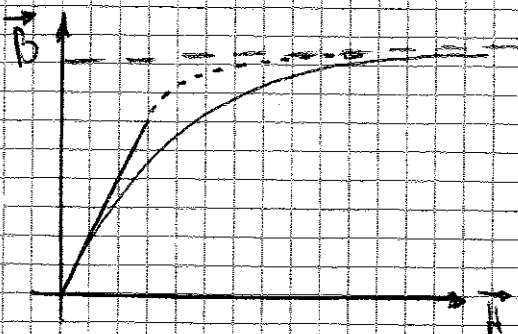


Il momento magnetico degli atomi si ritiene in ogni dominio. La somma di tali domini è ovviamente nulla. Introducendo tale materiale in un campo magnetico, spontaneamente si crea un accento del campo magnetico \vec{B} , si unifica

o \vec{B} ; ~~si unifica in un campo magnetico~~ un proprio orientamento del campo magnetico esterno da parte di questi domini.

Come quindi fornire energia per compiere tale rotazione.

All'aumentare del campo magnetico \vec{H} esterno aumenta l'orientamento dato da \vec{B} .



In realtà non è una retta ma una curva asintotica. Aumentando il campo non cresce più il campo magnetico \vec{B} ; in tal caso il materiale magnetico è totalmente orientato. Si è in tal caso in SATURAZIONE.

centro delle forze atomi che possono entrare (atomi piccoli, solitamente C) sono a questo punto di fronte ad una soluzione solida interstiziale. Molto più efficace dal punto di vista dell'intralcio del movimento delle dislocazioni è più efficace l'inserimento degli atomi interstiziali.

I metalli magneticamente doli tendono a togliere tale intralcio al moto delle dislocazioni (il C), per cui si avvicinano al Fe puro. Ma partire da Fe puro per fare tali materiali non è convenientemente; così si parte da acciai che devono essere costituiti da poche impurezze. Ma come detto molte volte gli acciai vengono da carboni oppure ci sono elementi che vengono dal minerale di partenza. Nei magneticamente doli non sono desiderate tali impurezze, e non fosse neanche eliminare tutti gli elementi leganti (non è conveniente) si fa quindi una scelta.

Si può fare in modo di eliminare il carbonio in soluzione solida interstiziale. Ciò si fa mettendo un elemento meno atomico del carbonio e che sia in grado di espellere quest'ultimo. Tale elemento è il Silicio (Si).

Quando si parla di ghise, viene sistematicamente aggiunto Si; questo perché esso ha la proprietà di aumentare l'attività del Carbonio, cioè, osservando il Fe-C il Carbonio ha solubilità fissata nell'austenite (vengono poco); il Si fa sì che il carbonio si comporti come se ce ne fosse di più (di carbonio). Il rapporto è di 3:1 (3 parti di Si fanno sì che ce ne sia una parte in più di C).

GHISA: lega che si trova ad operare al di là della solubilità MASSIMA del carbonio nell'austenite. L'aumento di attività fa sì che si abbia una precipitazione.

Nelle ghise il C può essere presente sotto forma elementare (grafite). Per essere in tale fase il C deve essere generato da una fase liquida (se generato da una fase solida si ha cementite).

Tutte le leghe con tenore di C < 2% ad un certo punto non sono costituite dal 100% di austenite (nel grafico seguente lo sono III)

I materiali magneticamente duri si deformano poco o niente, sono ricchi di C e hanno subito trattamenti per far sì che il materiale sia poco deformabile (a meno carboni, martensite, ecc.). Si fa divenire magnetico bombardandolo con campi magnetici in modo che in posti in condizioni di isolamento e a risonanza.

EFFETTO DELLA TEMPERATURA

Scaldando un materiale ferromagnetico, si perde l'effetto magnetico ed il materiale diventa paramagnetico. Questo passaggio avviene alla temperatura di Curie (punto di Curie \rightarrow punto di trasformazione da ferromagnetico a paramagnetico). Per il Ferro $T_{cu} = 768^\circ\text{C}$; per il Nichel $T_{cu} = 358^\circ\text{C}$ e per il Cobalto $T_{cu} = 1115^\circ\text{C}$.

$$[T_{cu}(\text{Ferro}) = 768^\circ\text{C}; T_{cu}(\text{Nichel}) = 358^\circ\text{C}; T_{cu}(\text{Cobalto}) = 1115^\circ\text{C}]$$

Facciamo ora qualche considerazione sulle temperature:

- Fe, Ni, Co sono i metalli più comuni che hanno le proprietà di avere T_{cu} molto elevate quindi hanno comportamento ferromagnetico anche a T molto spiccate; esistono altri materiali con elevate proprietà ferromagnetiche ma che presentano T_{cu} sotto lo zero \Rightarrow per questo si devono lavorare in ambiente molto raffreddato.
- Il Diagramma Fe-C presenta tre tipi di configurazioni del Fe:
 - \rightarrow Fe α (ferrite α) $0 \leq T \leq 907^\circ\text{C} \rightarrow \text{CCC}$
 - \rightarrow Fe δ (austenite δ) $907 \leq T \leq 1400^\circ\text{C} \rightarrow \text{CFC}$
 - \rightarrow Fe γ (ferrite γ) $1400 \leq T \leq 1537^\circ\text{C} \rightarrow \text{CCC}$

Esiste anche la ferrite β che sarebbe ferrite α (CCC) però paramagnetica, ovvero da questo punto vediamo ferrite β per temperature $768 < T < 907^\circ\text{C}$.

A parte i fenomeni magnetici, non vi è alcuna differenza tra ferrite α e ferrite β (per questo motivo non viene indicata nei diagrammi di stato).

Oltre al ferromagnetismo esiste anche il **ferrimagnetismo**.
 Nel ferromagnetismo vi sono dei domini in cui gli atomi sono **isocorrentati**. Invece nel ferrimagnetismo l'isocorrente magnetica non è perfetta, e ciò nonostante le esultanze del momento magnetico dovute ai domini magnetici è diversa da zero. Ha fondamentalmente il comportamento è analogo ai materiali ferromagnetici.

Il materiale **paramagnetico** nelle condizioni anti-ferromagnetiche cioè quando gli atomi hanno momento magnetico fisso.





Anti-ferromagnetismo: proprietà di un gas di atomi isolati, consistente nell'avere in presenza di campo magnetico esterno, i poli magnetici con i versi e due a due opposti. Le sostanze che possiedono questa proprietà sono le sostanze magnetiche, in presenza di due polarizzazioni opposte si neutralizzano a vicenda.

I materiali metallici sono buoni conduttori elettrici; quelli che vengono usati per tale scopo sono:

- Il **RAME** (il Rame puro è un ottimo conduttore perché la costituzione elettronica si basa sugli ioni che costituiscono una strada per il passaggio degli elettroni. Saldando, diminuisce la conducibilità elettrica. Un altro ostacolo alla conduzione è la presenza di sostanze estranee [principalmente O_2] per questo motivo bisogna che il rame sia puro).
 - L'**ORO**
 - Il **PLATINO**
- Sono molto ostili alla ossidazione, infatti, in usanze in applicazioni di microelettronica, ma la quantità di materiale usato è limitata, e ciò comporta il loro costo.
- L'**Aluminio** è molto utilizzato perché è leggero; essendo leggero è possibile realizzare conduttori di grosse sezioni nel caso di tensioni elevate.

* Tuttavia, al di sopra di una certa temperatura, detta T_N di Neel, il permanere dei dipoli scoppia improvvisamente e le sostanze in oggetto presentano proprietà ferromagnetiche.

Il disordine si ha quando esiste una contemporaneità di più sistemi ordinati o sovrapposizione di più sistemi ordinati.

Geneti che li vuole le scatole in parallelo  o  o  e il sistema è disordinato se abbiamo 

Il disordine si ha quando si ha una molteplicità di sistemi ordinati. L'entropia in senso opposto è molteplicità di sistemi ordinati possibili.

Si è detto che $G = H - TS$ e $G \approx H$ in molti casi; e l'entropia invece? L'entropia è un processo che mi focalizza l'evoluzione verso energie inferiori (mi tende ad abbassare l'energia, molto in \ominus). Quest'evoluzione viene mediata dalla temperatura, per cui si ha:

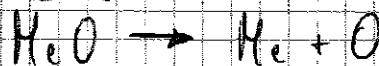
$$G = H - TS$$

Questa espressione ci dice che se abbiamo una temperatura costante, ovvero che:

$$\Delta G = \Delta H - T \Delta S \quad T = \text{costante}$$

Un fenomeno avviene se il ΔG è negativo (in fondo $<$ in minima)

In metallurgia ci interessa per capire in quale condizione avviene la seguente trasformazione schmelzt alle metalle con un ossido



Devi solo capire se e come (in che condizioni) avviene tale reazione: ti occorre G , H ed S .

Si è parlato quindi di energia libera. Essa individua l'energia che è attribuita ad un sistema. Ci serve a capire se ci sono possibilità di evoluzione nel sistema, cioè capire se un fenomeno avviene o meno.

$$G = H - TS$$

Espressione di Gibbs-Helmholtz

La S è una misura del disordine, il più ha un'accezione positiva: avere disordine vuol dire avere una molteplicità di stati di equilibrio. Più entropia vuol dire più dispersione di energia e quindi "semplice" semplice

Uguale vedere l'energia libera (o per ogni temperatura) del sistema occupato da vacanze più atomi esistenti (nel nostro caso atomi di C e Fe), dove è minima, cioè, per quale n° di vacanze l'energia è minima.

E' uguale parlare o di vacanze o di atomi di carbonio in soluzione. Per creare vacanze (o per introdurre atomi di C) occorre vincere la forza di attrazione tra atomo e atomo e quindi compiere lavoro. Tale lavoro mi fa aumentare l'energia: vediamo di quantificarlo;

- $M_0 = M^0$ di atomi
- $M_v = M^0$ di posizioni vacanti
- $W_v =$ lavoro richiesto per formare una vacanza
- $M_v \cdot W_v =$ incremento di energia interna necessario a creare vacanze (termine entalpico)

Dal punto di vista entalpico si ha un maggiore disordine, vibrazioni più disordinate, entropie di miscela S_m .

$$S_m = - (M_0 + M_v) k \left\{ \frac{M_v}{(M_0 + M_v)} \ln \left[\frac{M_v}{(M_0 + M_v)} \right] + \frac{M_0}{(M_0 + M_v)} \ln \left[\frac{M_0}{(M_0 + M_v)} \right] \right\}$$

si tratta (quella sopra) di una espressione probabilistica. Indica che le probabilità che le vacanze e gli atomi di metallo (oppure atomi di C e atomi di Fe) si mescolino; cioè la probabilità che avvenga la miscela tra vacanze e atomi del reticolo base.

$$\begin{aligned} S_m &= k \left\{ -M_v \ln \left[\frac{M_v}{(M_0 + M_v)} \right] - M_0 \ln \left[\frac{M_0}{(M_0 + M_v)} \right] \right\} = \\ &= k \left[-M_v \ln(M_v) + M_v \ln(M_0 + M_v) - M_0 \ln(M_0) + M_0 \ln(M_0 + M_v) \right] = \\ S_m &= +k \left[(M_0 + M_v) \ln(M_0 + M_v) - M_v \ln(M_v) - M_0 \ln(M_0) \right] \end{aligned}$$

costante di Boltzmann

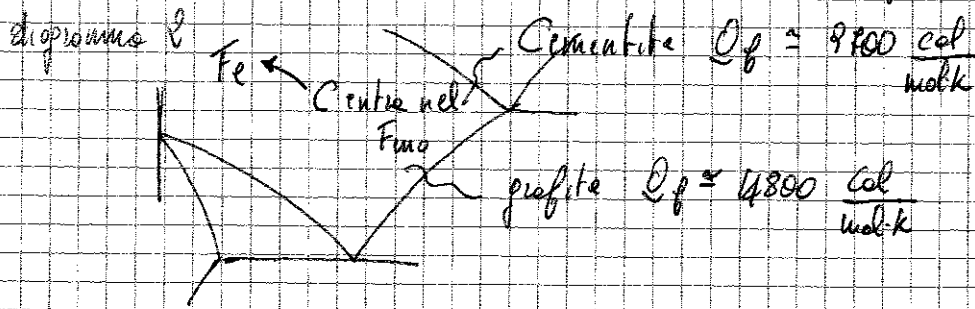
Espressione dell'energia libera delle vacanze pari.

$$G_v = M_v W_v - T \cdot S_m \quad \text{e quindi sostituendo } S_m$$

$$G_v = M_v W_v - T \cdot k \left[(M_0 + M_v) \ln(M_0 + M_v) - M_v \ln(M_v) - M_0 \ln(M_0) \right]$$

Si ha la G in funzione del numero di vacanze (o degli atomi di C). Il sistema, T ferma, per Temperature tendere ad assumere una energia

Q_f è l'energia meccanica per introdurre una mole di C nelle forme. Tale mole di C arriva da chi ha due fonti; la fonte può venire o dalla cementite o dalla grafite.



La grafite richiede una energia Q_f maggiore della cementite, per questo non si forma mai grafite nelle zone indicate.

Dal punto di vista termodinamico è impossibile che ci sia fonte-grafite. Nel diagramma di stato Fe-C è impossibile avere la miscela Fonte-grafite nella zona vista nel diagramma 1. Tutti i diagrammi di stato sono quindi realistici, nello momento termodinamico visto.

La solubilità aumenta all'aumentare della temperatura. Anche il numero di vacanze n_v aumenta all'aumentare di T .

Poco è noto il fatto che al crescere della T , decresce la conducibilità elettrica del materiale; infatti, se a zero vacanze la conducibilità elettrica diminuisce in quanto se non vi sono atomi, gli elettroni non possono passare.

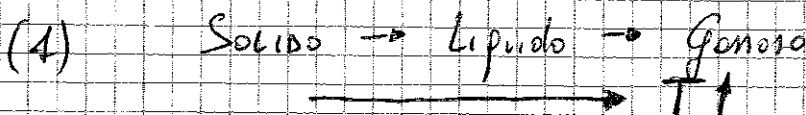
I materiali per questo motivo divengono sempre più conduttivi, quando sono allo 0° Kelvin, infatti, allo zero assoluto ovvero:

$$\frac{n_v}{n_0} = 0 \rightarrow \text{zero vacanze !!!}$$

A temperatura ambiente ha 1 vacanza ogni 100000 atomi

A temperatura di fusione (1089 K) ha 1 vacanza ogni 10 atomi; infatti: $\frac{n_v}{n_0} = 10^{-3}$

Abbiamo quindi visto che è possibile calcolare la linea di solubilità massima del carbonio e in generale tutti i diagrammi di stato. Si nota che la T è sempre crescente al termine eutettico. Per studiare tale regione si parte dagli stati di aggregazione della materia.



Lo studio si può fare per i fenomeni magnetici

Il più costoso è quello di fare trattamenti in vuoto (farne sotto vuoto).
 Il materiale è così molto costoso da preparare e da trattare. Nel vuoto, inoltre, per scaldare si ha solo l'ingobbimento e dunque i tempi sarebbero lunghissimi, in realtà si usa un po' per scaldare e poi viene evacuato e resta il materiale nel vuoto che poi viene raffreddato. $R_{in} = 235 \text{ A} \approx 0$ $R_{out} = 545 \text{ A} \approx 10\%$
 Vediamo pro e contro dei trattamenti in vuoto:

PRO - Trattamenti in vuoto

- Permette di avere ~~una~~ superficie perfetta (la più liscia e levigatissima);
- L'ossidamento è ridotto al minimo in quanto si immette niente in atmosfera. E questo è uno dei principali problemi dei sistemi, processi idroelettrici;

CONTRO - Trattamenti in vuoto

- Elevato costo di impianto e di gestione;
- Problemi tecnici: occorre fare conto dell'emissione per esempio di Cr , lo zinco (Zn) muove bolle a 900°C .
- Per il raffreddamento occorre un gas sottopumato (He , N). ciò vuol dire che il materiale è sottopumato (le velocità di raffreddamento è maggiore di quella di un liquido); l'acciaio deve essere ad elevata tempestività, quindi legato \rightarrow costoso. Un acciaio al carbonio non è tempestibile in gas.

Vi sono poi anche dei trattamenti a doppia camera: in una seconda camera ^{normale} si mette un po' per resistere le pressioni atmosferiche. Si apre il pannello e il materiale finisce nel liquido, il gas non evapora perché sopra vi è la pressione atmosferica.

Oltre al meccanismo del vuoto si possono usare gas protettivi a questi sono gas nobili (perché non contengono ossigeno) e che non reagiscono \rightarrow gas nobili (He , Ne , Ar , Kr). Questi ultimi vengono da una distillazione frazionata dell'aria. La si comprime, la si raffredda e poi si distilla (le uscolate per separare le fasi). Visto che i gas nobili vengono dalla distillazione dell'aria, possono contenere 45

metallurgico. Tali atmosfere (miscele protettive) dipendono anche dalla % H in modo tale da:



$$K = \frac{p_{\text{CO}_2}}{p_{\text{CO}}} \cdot \frac{p_{\text{H}_2}}{p_{\text{H}_2\text{O}}}$$

$$\frac{p_{\text{CO}}}{p_{\text{CO}_2}} = \frac{1}{K} \frac{p_{\text{H}_2}}{p_{\text{H}_2\text{O}}}$$

Cioè il rapporto $p_{\text{CO}}/p_{\text{CO}_2}$ dipende dal rapporto $p_{\text{H}_2}/p_{\text{H}_2\text{O}}$: per regolare la % di C si agisce su $p_{\text{H}_2}/p_{\text{H}_2\text{O}}$.

Vogliamo una prefissata % C per ogni temperatura → uso così generatore isotermici, cioè dove sono io e scaldare il generatore, questo regolando la portata di aria.

che macchina sotto
false apparenza

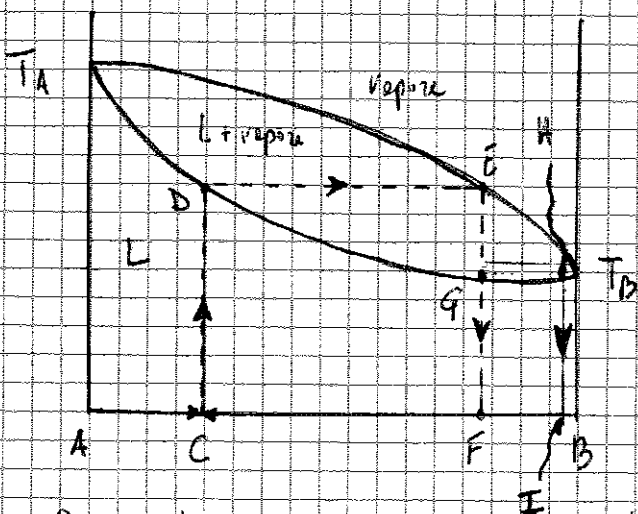
Il CO è poi un gas estremamente velivolo; è sottile; il CO è omoliticissimamente imaturo, con azione progressiva che avviene nel tempo e prende ce ne accorge e tardi.

DISTILLAZIONE

È un trattamento che viene fatto per ottenere per lo usere ~~una~~ protezione del metallo puro, ad esempio la zappine, in un generico processo metallurgico.

Aria → compressa e raffreddata → aria liquida

Neobiamo così successo in un diagramma di fase

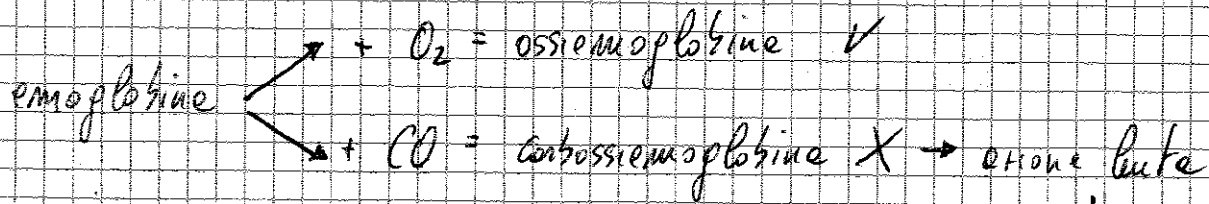


- A, B miscelabili allo stato liquido
- Parto da una miscela di composizione C
- A+B liquidi (ES: alcool + acqua, idrocarburi nel petrolio)
- Scaldato fino a D (liquido di compos. D)
- Si forma vapore con composizione E (è più ricco di B, volatile $T_B < T_A$)
- Raffreddo ed ho liquido di composizione F più ricco in B.

- Si procede così con un riscaldamento in G, si forma vapore di composizione H e nel punto raffreddato ed ho liquido di composizione I e continuo... in teoria alcuni vapori, due componenti della miscela in. etc.

MONOSSIDO DI CARBONIO CO

Si è detto essere inodore, insapore e incolore; ciò è non si vede che c'è, e ne si avverte la sua presenza. Non è pericoloso come gas; infatti, sono più pericolosi il cianuro di potassio (KCN), l'acido solfidrico anche se questi lo si avverte e lo si sente che si non- e sono molto difficili da trovare accidentalmente. Il CO non lo si avverte e lo si trova facilmente in giro (es. camino in stanza non aerata; in quanto si ha carenza di ossigeno; la combustione diventa non completa e quindi si produce CO anziché CO_2).



→ etione lutea

↓
parte a stonchiate,
sonnolente, intorpidimento
fino ad addormentarsi
e morire.

ANIDRIDE CARBONICA CO_2

Per quanto riguarda invece l'anidride carbonica, si può dire che esse si formi con combustione completa (es. scoldo acqua per parte → ho vapore più CO_2), essa è pericolosa in ambienti stagnanti: è per questo che le caldaie non si possono più tenere in case, perché se i renometri (infissi) sono a tenuta può accadere che l'ambiente in natura di CO_2 e questo produce morte per soffocamento (è un gas che non respira, ma danneggia il corpo). Perciò la CO_2 non è pericolosa in sé; infatti per eliminare CO, lo si brucia, trasformandolo in CO_2 . Nelle industrie si hanno fiamme pilota (di emergenza) che bruciano eventuali gas fuoriusciti e lo trasformano in CO_2 .

Nei focolari, all'interno si ha CO (o comunque gas); per evitare danni per ripieno di ossigeno dell'esterno, si lavora in sovrappressione internamente; con i gas escono e non entra ossigeno. Se infatti entrasse ossigeno ovver esplosioni. Dovendo con tale sovrappressione i gas trafilano e vengono fuori dalla parte, vicino alle pieli sono posti dei barometri per bruciarli appunto i gas uscenti.

→ Nel nostro ambiente il CO è molto utile per proteggere (es. nello TEMPERA); è molto utile nei trattamenti superficiali.

Lo trattamento viene fatto su acciaio con alte percentuali di C ($C \sim 0,4 = 0,5\%$) più elementi di lega (Al, Vanadio)

3. Le temperature dei tre trattamenti sono diverse:

- TEMPERA SUPERFICIALE $\rightarrow T \sim 800 - 900 - 1000^\circ\text{C}$ (campo austenitico);
- CEMENTAZIONE $\rightarrow T \sim 900 - 1000^\circ\text{C}$ (campo austenitico)
- NITRURAZIONE $\rightarrow T \sim 500^\circ\text{C}$ (campo ferritico, meno distorsione, e non vi sono shock termici)

4. Gli spessori che raggiungono questi trattamenti sono diversi:

- TEMPERA SUPERFICIALE $\rightarrow \sim 1\text{ mm}$
 - CEMENTAZIONE $\rightarrow \sim \frac{6}{10}; \frac{7}{10}; \frac{8}{10}$ di mm
 - NITRURAZIONE $\rightarrow \sim \frac{2}{10}; \frac{3}{10}$ di mm
- ↑ spessore aumenta

5. Il tempo in proprio per effettuare questi trattamenti varia

- TEMPERA SUPERFICIALE \rightarrow istantanea
 - CEMENTAZIONE $\rightarrow 4, 5, 6$ ore
 - NITRURAZIONE $\rightarrow \sim 90$ ore
- ↓ tempo aumenta

Vediamo questi trattamenti ora uno per uno vedendo le loro caratteristiche.

TEMPRA SUPERFICIALE PER INDUZIONE

La superficie viene riscaldata per induzione mediante un solenoide percorso da corrente, o un pannello rappresentante il trifono ^{che viene magnetizzato}. Tale processo è istantaneo, poiché non si vuole scaldare il cuore, ma si scalda e poi si raffredda in olio. Vediamo ora le potenze e le frequenze che viene utilizzate:

- FREQUENZA: $\sim 1000\text{ Hz}$ basse \uparrow profondità di trattamento
 - $\sim 50000\text{ Hz}$ alte \uparrow profondità di trattamento
- Al crescere della profondità di trattamento, deve decrescere la frequenza delle correnti
- POTENZA/unità di superficie $\Leftrightarrow \rightarrow$ velocità di pompaggio.

Se la potenza specifica aumenta allora aumenta la profondità del trattamento. Una velocità elevata implica una potenza specifica alta che si traduce in una profondità controllata. Se la velocità scende significa che si riduce anche la profondità, ecco perché quando non

Ricordiamo che durante la cementazione siamo con $T \approx 1000^\circ\text{C}$ e quindi siamo in campo austenitico e per questo si hanno atmosfere ricche in CO (circa il 98%).

Durante tale trattamento, vengono ripetuti degli stadi di boost (accrescimento) e diffusioni (diffusione); cerchiamo di capire come sono:

- **Boost**: per un certo periodo di tempo si usa atmosfera ricca in CO e quindi si accumula carbonio in superficie;
- **Diffusioni**: poi si fa andare atmosfera protettiva e ciò permette al carbonio di diffondersi verso l'interno.

Poi si ripetono questi trattamenti per diverse volte (cioè boost-diffusione, boost-diffusione) fino ad arricchire in superficie il metallo di carbonio $\sim 0,8\% \text{ C}$ (ovvero $0,8\% \text{ C}$ in superficie, ma più all'interno si arriva a $0,2\% \text{ C}$). Ricordiamo però che la diffusione dipende dal tempo secondo la seguente proporzionalità:

$$\text{diffusione} \rightarrow d \sqrt{\text{tempo}} \quad ?$$

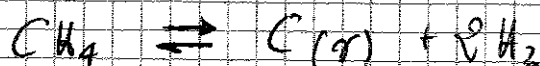
Si ha costante superficiale ricca in C ($T \approx 900^\circ\text{C}$); si tempera in olio ($T \approx 700^\circ\text{C}$) perché ha acciai legati.

Prima venivano usati acciai di C \rightarrow tempera doppia in acqua, perché se sto ad alte temperature, si ha ingrossamento del pezzo:

I. Temperatura per ripercuotere il cuore ($T \approx 900^\circ\text{C}$), ma ho frammenti in superficie;

II. Temperatura per ripercuotere la superficie ($T \approx 750^\circ\text{C}$) e il cuore rimane.

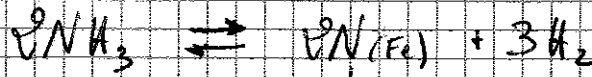
Per tali trattamenti in **ENDOGAS** però esiste un problema; si hanno problemi perché si ha anche H_2O (o comunque ossigeno) e quindi ossidazione superficiale. Si ricorre per questo e trattamenti in zona pressurizzata, invece di atmosfera endo (con CO e CO_2). Si introduce così direttamente metano o propano puri ($\approx 100\%$). Le zone pressurizzate perché il metano a p_{amb} e $T = 1000^\circ\text{C}$ dà esplosioni elisostose:



Ora non vi è ossigeno e dunque non si ha ossidazione. Si usa questo

Nei trattamenti con idrogeno occorre considerare il fenomeno da infraggi-
 mento del idrogeno. L' H_2 ha un diametro atomico confrontabile con
 le lacune della struttura FCC (le lacune ottaedriche): l' H allo stato atomico
 può dunque entrare. Trattamenti polimerici con atmosfere all'idrogeno atomico
 danno il pericolo che questo entri nel materiale senza che ne sia che segni (mutomi).
 Dopo $t = 3$ mesi il gas si spaccia in modo apparentemente inspiegabile, sotto
 forme delle catene. L' H atomico si posiziona e trova posto o nelle
 dislocazioni, o sulle vacanze (tali luoghi sono debbi trappole dell'idrogeno).
 Dallo stato atomico l'idrogeno tende a divenire molecole, nel materiale
 indeformabile (o allo stadio solido il materiale), nascono così delle
 tensioni (il materiale è tensionato) che portano a rottura difficile.
 Non è possibile verificare se un materiale è carico di idrogeno;
 ma si può solo agire preventivamente: se si è fatto un trattamento
 polimerico, è sicuro che è entrato idrogeno nel materiale. Si interviene
 così riscaldando il materiale ($T \approx 180^\circ - 200^\circ C$) per $24 = 48$ h per
 avere deidrogenazione (se scaldato l'acqua effluente le bollicine di
 H_2 vanno su; stessa cosa); tale trattamento va fatto subito dopo
 il trattamento polimerico: poiché nessun l'idrogeno per l'interno del
 reticolo cristallino, pena allo stato molecolare e non esce più dal materiale.
 Se i pezzi sono di grosse dimensioni, la deidrogenazione si fa a
 $T = 500 - 600^\circ C$ per tempi di \approx una settimana. L'idrogeno è pericoloso
 per i metalli che non sono solo deformabili: i metalli sottoposti
 a una resistenza meccanica maggiore di 1000 MPa (resistenze tipiche
 in acciaio). Le lamiere (resistenza meccanica 200 MPa) sono più defor-
 mabili e non hanno infraggiamento da idrogeno.

Anche lo zolfo (S) è pericoloso (anche se non c'entra con i tratta-
 menti che stiamo vedendo): la presenza di zolfo forma sì che il
 materiale si presenta come se fosse bicchierato; infatti, il zolfo infregli scava
 il materiale. Acciai ad alto tenore di zolfo sono fragili. Esistono casi in
 cui lo zolfo viene volutamente inserito per migliorare la lavorabilità (acciai
 a lavorabilità migliorata, o acciai automatici). Quando si lavora per
 esportazione di truciolo, infatti, si vuole che il truciolo si spetti, albu-
 menti molto subito fuori uso l'utensile che lavora (ovvero per il
 trasportandolo). Si sacrificano perciò le caratteristiche meccaniche per
 fornire la lavorabilità per esportazione di truciolo (in molte casi, anche 55



si tratta di ototo che va a finire nel Fe (non austenite, perché non è CCC. p.d.a. 500°C)

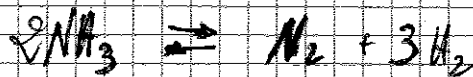
- Tenore elevato di NH_3 favoriscono la niturazione
- Tenore elevato di H_2 favoriscono l'idrogenazione.

Abbiamo visto che $\% \text{C} \propto \frac{P_{\text{CO}}^2}{P_{\text{CO}_2}}$ e analogamente in tal caso in caso per la niturazione:

$$\% \text{N} \propto \frac{P_{\text{NH}_3}^2}{P_{\text{H}_2}^3}$$

sono elevati ai loro coefficienti stechiometrici

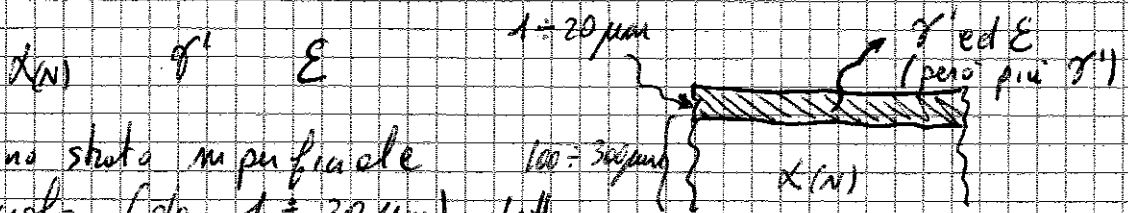
Per ottenere NH_3 e H_2 basta una bombola di ammoniaca. Prima di entrare nei forni di niturazione si invia ammoniaca prima nei forni predissociatori a 900°C , che producono ototo indolore (inerte) e idrogeno; così effettivano le seguenti reazioni:



A seconda del tenore di ammoniaca si forma una soluzione solida α , C.C.C., nella quale c'è ototo

$\alpha(\text{N})$

oppure si può formare una soluzione solida γ' che è un miscuglio: Fe_2N ; per formare poi la soluzione solida ϵ ($= \text{Fe}_3\text{N}$). Si avrà quindi ripilopando la seguente struttura:

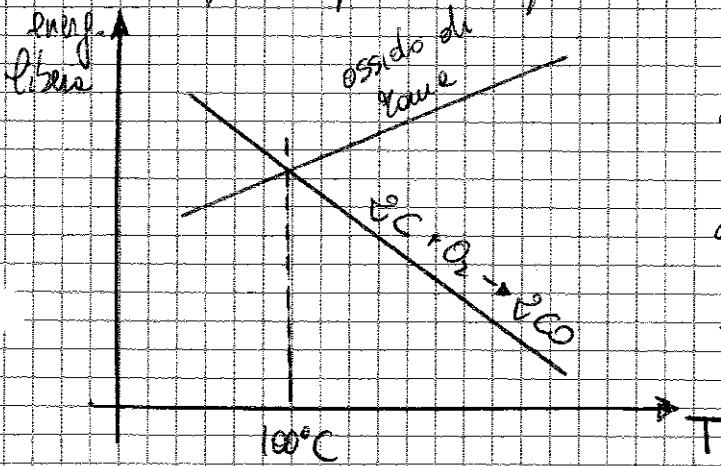


Si ha così uno strato superficiale molto piccolo (da $t = 20 \mu\text{m}$) dello strato dei composti, costituito da γ' ed ϵ (più γ' che ϵ). Al di sotto ($100 = 300 \mu\text{m}$) si ha lo strato di diffusione di arricchita in ototo ($\alpha(\text{N})$). Il grosso vantaggio è che non si solleva il pezzo termicamente (sono a 500°C); lo svantaggio è però che questo trattamento è molto lungo, infatti dura circa 80 ore, in confronto agli altri due trattamenti visti.

primi ho una rete ossidante

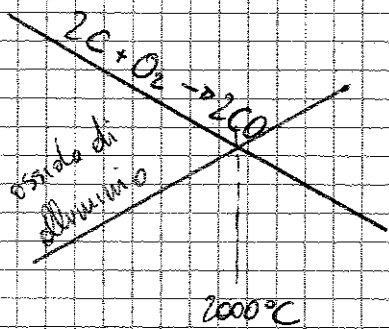
$CO_2 \rightarrow$ indipendente dell'energia della T e per ogni T ha la stessa energia libera

La prima rete che in ~~incroci~~ incrocia è quella del Cu e ciò non sorprende: il primo metallo è stato il primo metallo usato nell'antichità; ciò per una questione di tipo termodinamico.



Superando i $100^\circ C$, si ottiene ossido di rame e carbonio, l'ossido di rame fonde e dona ossigeno al carbonio struendo del rame puro. Il C diventa capace di ridurre l'ossido di Cu.

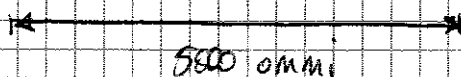
Se invece si va a vedere l'alluminio o il titanio, l'ossido di Carbonio ha un'energia inferiore oltre i $2000^\circ C$.



Per questo motivo la produzione di Al avviene per via elettrolitica.

La riduzione degli ossidi di Ferro si ha ad $800-900^\circ C$; infatti gli ossidi di Fe iniziano a ridursi, mentre per il

rame bastano i $100^\circ C$. Gli $800^\circ C$ si ottengono con il forno soffice, in aumento la T con il pirometro era oppure in uso un mantice. Per scoprire ciò, ci sono voluti circa 5000 anni.

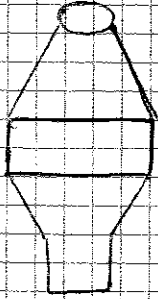


punto di vista

Dal punto tecnico-pratico la vera evoluzione non si è avuta col Cu puro (ha poche applicazioni termiche in quanto non ha resistenza meccanica), ma col Bronzo (3-4000 e.C.) che ha durata e resistenza meccanica (infatti sono stati così realizzati armi e veni strumenti in campo agricolo). Il bronzo dava una efficienza anche 59

Altoforno e suo funzionamento

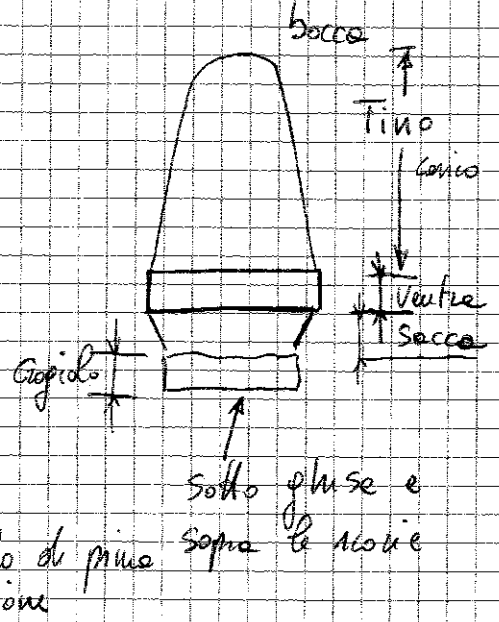
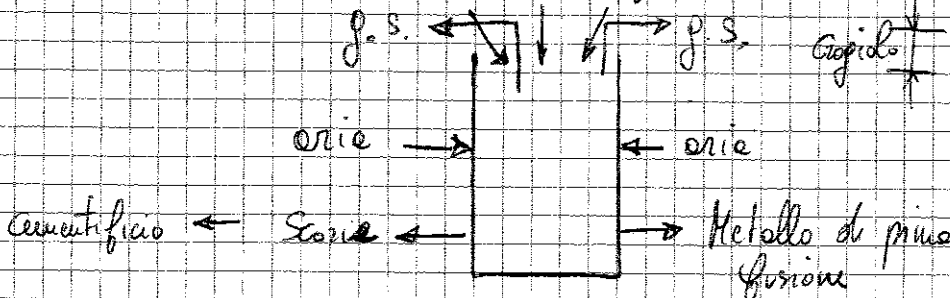
L'altoforno è alto più di 30 m (30 = 35 m) come un palazzo di 10 piani, con un diametro di circa 15 = 20 m. Produce circa 10000 tonnellate al giorno di ghisa.



Dall'altoforno non esce acciaio, ma ghisa

Nel forno si carica:

Carbone, minerale, fondente



Vediamo ora il Bilancio dei prodotti.

INPUT

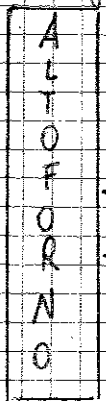
Minerale (Fe 50%) 2 tonni
 Coke 0,8 tonni (pari 1 tonnellata)
 $CaCO_3$ 0,41 t (fondente 0,5 tonni)
 Aria 4 tonnellate

OUTPUT

Ghisa 1 tonnellata
 Scorie 0,8 tonnellate
 Gas enough 5,4 tonnellate
 Polvere 0,1 tonnellate

Le scorie vengono usate come materiale inerte

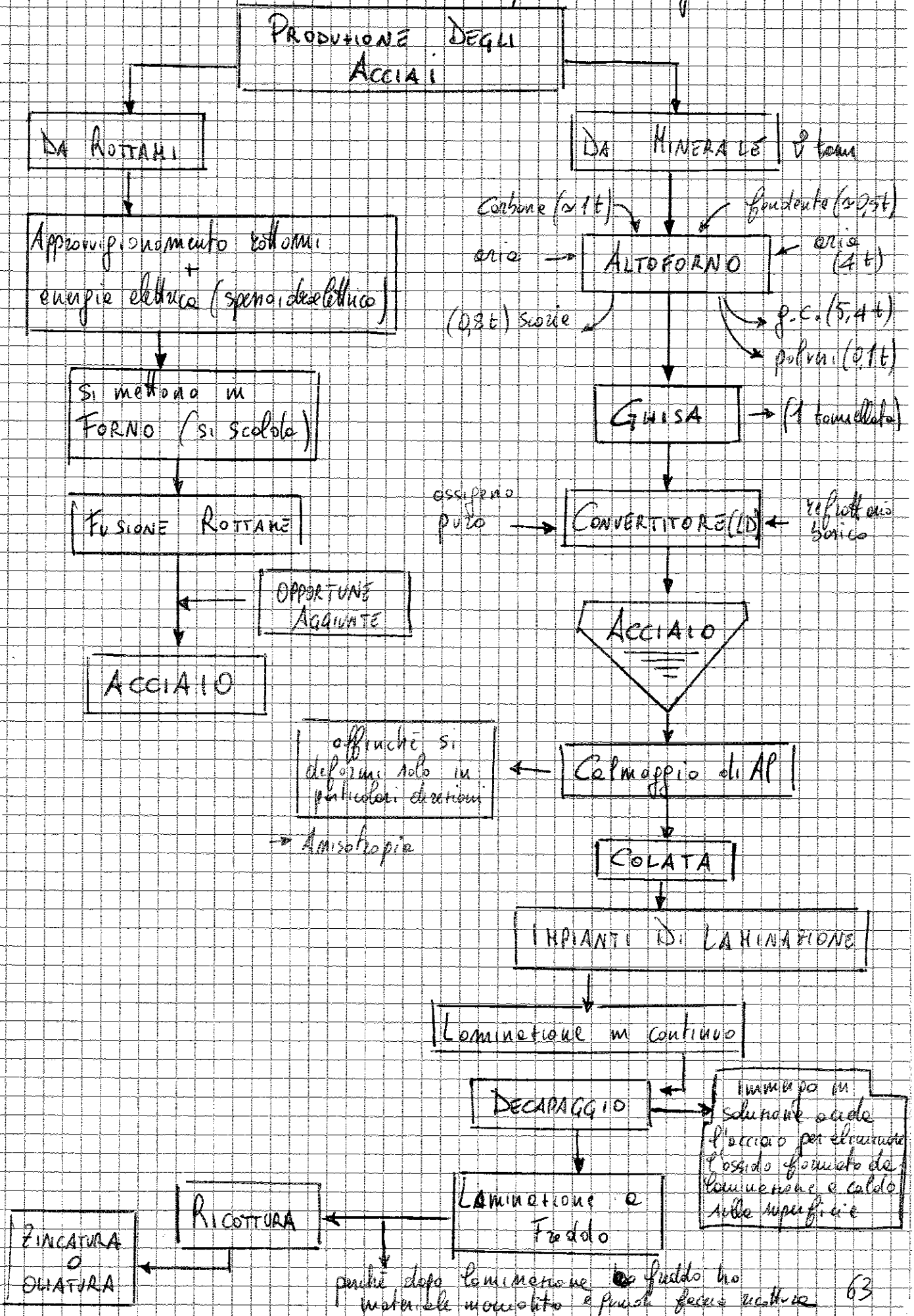
Si carica dall'alto di Coke; minerale fondente ($CaCO_3$) e ~~minerale~~ escono gas che contengono ancora CO. I gas vanno a finire in



tonni che vengono
 riscaldate
 (COUPERS)

delle toni chiamate COUPERS. In i
 gas vengono bruciati per rendere inco
 scade (dopo ≈ metà ora), i gas
 vengono mandati in altre due toni
 (non so perché); e nelle due
 toni incandescenti viene mandata aria
 che viene preriscaldata e poi inviata nel GI

Facciamo uno schema sommario sulla produzione degli acciai.



Regola della leva

La frazione di C complessiva, x , è la somma della frazione di C della ferrite moltiplicata per la frazione di ferrite (f_a), e della frazione di C dell'austenite, moltiplicata per la frazione di austenite (f_r), ovvero (definiti a e c come in figura):

$$f_a \cdot (x-a) + f_r \cdot (x+c) = x$$

Inoltre, la somma delle frazioni di ferrite e di austenite è 1:

$$f_a + f_r = 1$$

Combinando queste due relazioni si ottiene la regola della leva:

$$f_a = \frac{c}{(a+c)} \quad e \quad f_r = \frac{a}{(a+c)}$$

Sia nell'austenite, sia nella ferrite, il C è un soluto interstiziale. La solubilità del C è però molto maggiore nell'austenite (fino a 2,1%) che nella ferrite (al massimo 0,02 %); ciò è dovuto al fatto che il reticolo FCC dell'austenite (benché sia più denso) offre dei siti interstiziali più ampi; in particolare il C occupa nell'austenite il sito ottaedrico che si trova al centro della cella elementare. La presenza di un atomo carbonio interstiziale comporta in entrambi i casi un campo di tensioni, ma queste ultime sono maggiori nel caso della ferrite.

Sono importanti il punto eutettoidico a 727 °C nel diagramma metastabile ed il punto eutettico a 1153 °C nel diagramma stabile. Con riferimento a questi punti, le leghe Fe-C si classificano come in tabella 1.

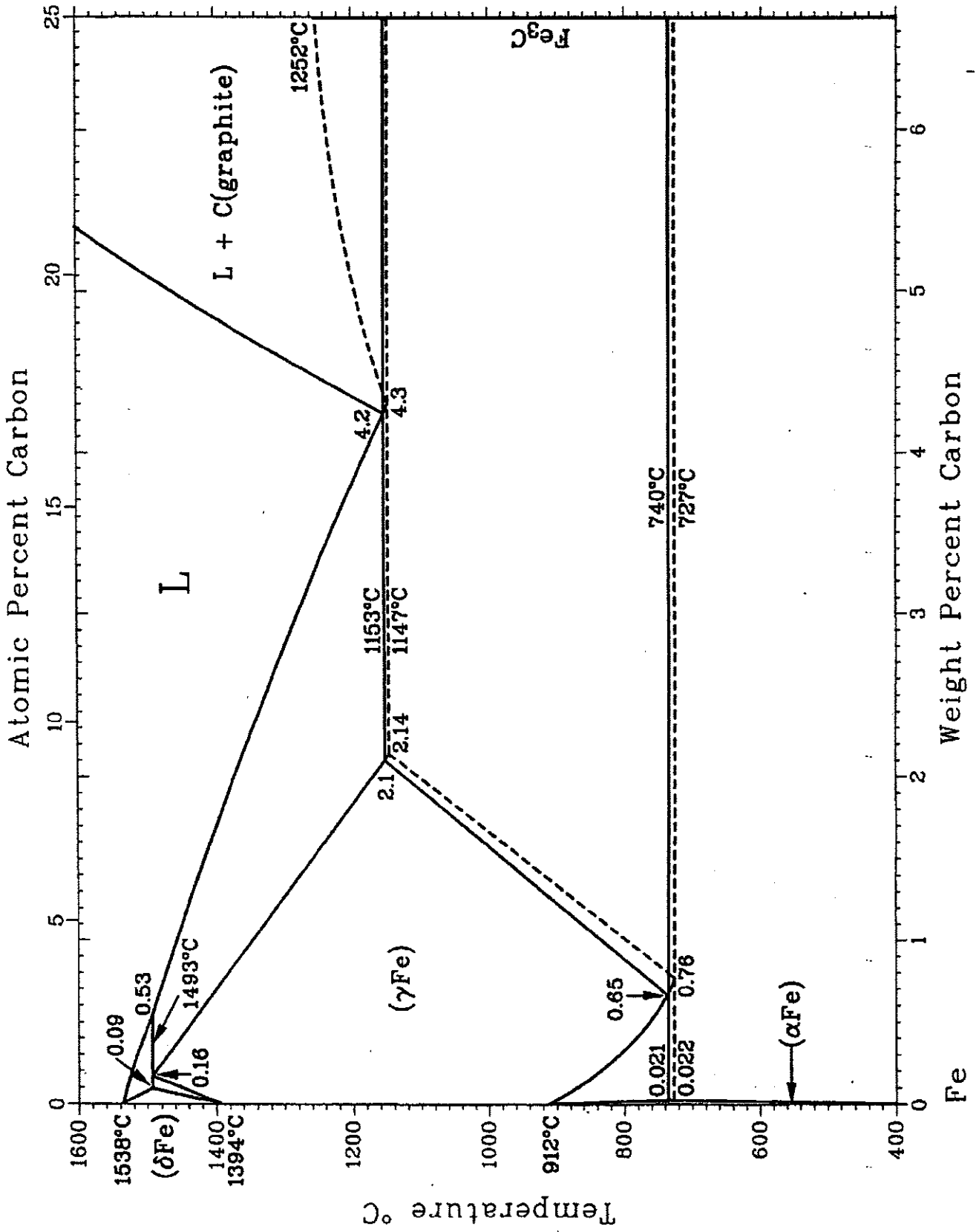
Tab. 1 – Classificazione delle leghe Fe-C

% C	denominazione
< 0,76	acciai ipoeutettoidici
≈ 0,76	acciaio eutettoidico
0,76 - 2,1	acciai ipereutettoidici
2,1 - 4,3	ghise ipoeutettiche
≈ 4,3	ghisa eutettica
> 4,3	ghise ipereutettiche

Per un dato acciaio, la minima temperatura alla quale è stabile una frazione di austenite è detta A_{e1} , mentre la massima temperatura alla quale è stabile una frazione di ferrite è detta A_{e3} . In assenza di elementi di lega diversi da Fe e C, A_{e1} è la temperatura eutettoidica, cioè 727 °C, mentre A_{e3} varia con il contenuto di C; per gli acciai ipoeutettoidici, A_{e3} è compresa tra 912 e 727 °C. La presenza di elementi di lega modifica entrambe queste temperature.

Trasformazioni dell'austenite in ferrite e cementite

Si esamini sul diagramma di stato Fe-C (metastabile) il raffreddamento della lega eutettoidica (C = 0,76 %) a partire dalla fase austenitica, in condizioni di quasi-equilibrio termodinamico. L'austenite è stabile finché la temperatura è superiore a 727 °C. Alla temperatura di 727 °C, l'austenite si trasforma interamente in ferrite e cementite; poiché questa trasformazione avviene ad una temperatura fissata (anziché in un intervallo di temperature) e comporta la liberazione di un calore latente di trasformazione, si verifica un arresto nella curva di raffreddamento. Il raffreddamento riprende non appena la trasformazione è completa e non si verificano ulteriori trasformazioni durante il raffreddamento successivo. La trasformazione eutettoidica richiede che il C, che precedentemente era distribuito in modo omogeneo come soluto nell'austenite, sia invece ripartito in modo diverso tra ferrite e cementite (per la quasi totalità nella sola cementite). Pertanto, è favorita la formazione di una microstruttura che rende minima la distanza percorsa dal C. Si ottiene la *perlite*, costituita da lamelle di ferrite e di cementite alternate con regolarità (figura 8a). Si chiama *colonia perlitica* un gruppo di lamelle parallele ed adiacenti. Lamelle di ferrite e di cementite adiacenti in una stessa colonia crescono contemporaneamente, a scapito dell'austenite, perché ciò rende minimo il percorso degli atomi di C. La nucleazione di una

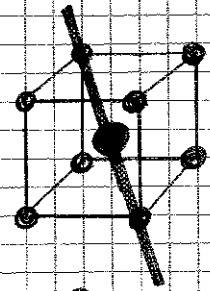


Il diagramma Fe-C è suddiviso in due parti: diagramma stabile e diagramma metastabile.
 Il diagramma stabile serve per lo studio della solidificazione del liquido ed in esso compare la fase C, grafite.
 Nel diagramma Fe-C compare anche la cementite (Fe_3C): è una fase verticale (quindi monofase, non c'è variazione di concentrazione).
 Nel caso a me la cementite in luogo della grafite, la quale grafite fonde a T molto maggiore, in luogo delle linee ----. Inoltre il diagramma finisce in tal caso al 6,7% e non continua a destra come quando c'è la grafite. Inoltre in ogni caso bifase in cui c'è grafite, compare il posto di una cementite.
 Il diagramma metastabile è rilevante per lo studio della trasformazione allo stato solido.

Andiamo ora le strutture di Ferrite e Austenite.

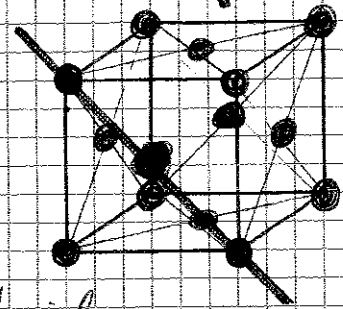
• Ferrite α e δ :

- Struttura cubica a corpo cubato (C.C.C.)
- la cella primitiva contiene 2 atomi



• Ferrite γ [austenite]

- Struttura cubica a facce centrate (C.F.C.)
- (Gli atomi sui vertici e al centro di ogni faccia)
- la cella primitiva contiene 4 atomi



Se in α che in γ il C è un soluto interstiziale.

La solubilità di C è \gg in γ (fino a 2,1%) che in α (0,02%) presto perché il reticolo C.F.C. dell'austenite (benché più denso) offre dei siti interstiziali più ampi.

Le dimensioni di massima densità sono indicate in verde (e hanno atomi più vicini e se potremmo disegnarla la rete dimensionale delle celle, in tale direzione gli atomi si toccano).

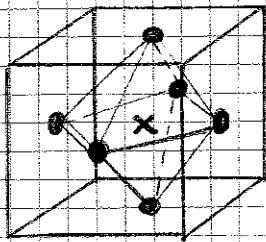
La presenza di un atomo di C interstiziale comporta in tutto i casi un campo di tensione, una parte almeno sarà maggiore nella ferrite piuttosto che nell'austenite.

Sono molto importanti perché anche gli interstizi di queste celle in quanto nelle leghe possono essere degli elementi vuoti.

Atomi interstiziali sono: C, N₂, H₂, O₂

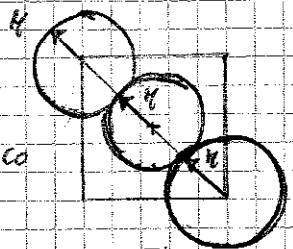
Nelle configurazioni viste il C è sempre interstiziale trovato nelle cementite.

Vediamo qualche tipo di interstizio



Si ottiene un ottaedro: la posizione centrale dell'interstizio nel cubo faccia centrato e al centro del cubo.

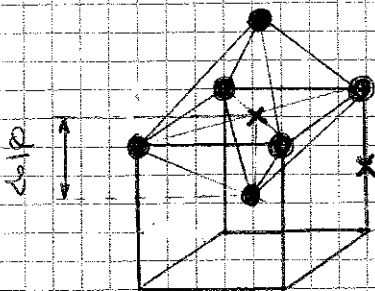
$$4R = \sqrt{2} \cdot a$$



C.F.C. (Austenite γ) x: interstizio ottaedrico

Vediamo ora l'interstizio ottaedrico nella ferrite

$$\sqrt{2} \cdot a - \sqrt{2} \cdot R$$



x: interstizio ottaedrico

ottaedro: la posizione del centro dell'interstizio. In tal caso la lacuna interstiziale è al centro delle facce.

C.C.C. ferrite α

$$4R = \sqrt{3} \cdot a$$

$$\left(\frac{4}{\sqrt{3}} - 1 \right) \cdot R$$

dimensione della sfera che in più viene nell'interstizio.

È più facile quindi mettere un atomo all'interno dell'austenite piuttosto che nella ferrite. Infatti solubilità maggiore in γ perché il raggio dell'interstizio è maggiore.

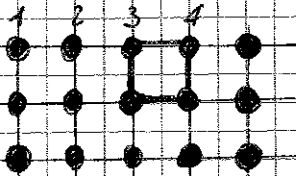
Il C.F.C. rispetto al C.C.C. non solo è più grande, ma è anche espandibile in modo isotropo, infatti mettendo dentro la cella un atomo questo tende ad espandersi isotropicamente.

Nel reticolo C.C.C. mettendolo un atomo interstiziale, il campo tensionale non è idrostatico (tende ad espandersi nella verticale in alto e per il cubo) ma ha componente di taglio; l'interazione con le dislocazioni è maggiore. Si ha per questo maggiore rafforzamento per soluzione solida.

TRASFORMAZIONI DI FASE IN GENERALE

- Trasformazioni Ricostruttive
- Trasformazioni Displensive (periti delle trasformazioni)

Considerando un reticolo cristallino e una ^{quantistica} alle primitive ^{presente} che deve trasformarsi in una forma di parallelepipedo otteniamo le seguenti due situazioni:



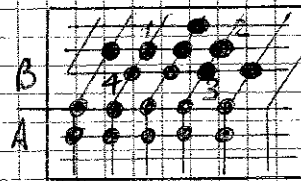
Ogni posto nella struttura madre si ha un atomo sostituzionale (quelli rossi).

Nota le posizioni degli atomi sostituzionali nelle fosse madre e poi, una volta nelle due diverse fosse figlie relative alle diverse trasformazioni.

fosse madre

RICOSTRUTTIVA (civile)

- Perlite
- Ferrite allotomorfe
- Ferrite idiomorfe



parallelepipedo fosse figlie
fosse madre prodotta

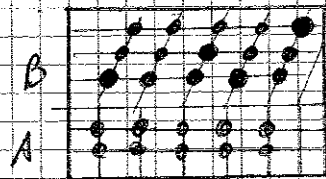
Gli atomi sostituzionali possono preferire una fosse rispetto ad un'altra; non viene però in fatti, mantenuto un ordine preciso. In generale la forma esterna del microcristallo non viene influenzata dalla trasformazione per fenomeni di diversa diffusione.

Ricostruttiva (o civile):

- No ORDINE
- CAMBIAMENTO DI FORMA ESTERNA DEL MONOCRISTALLO
- DIFFUSIONE DEI SOLTI
- RICHIEDE TEMPO

DISPLASIVA (militare)

- Martensite
- Bainite e Ferrite eccitata
- Widmanstätten figure



DISPLASIVA (o militare):

- ORDINE RESTA
- FORMA CARENZA NO
- MANCANZA DI DIFFUSIONE SOLTI
- INSTANTANEA

In tal caso la forma ^{madre} cambia, l'ordine degli atomi resta lo stesso. Inoltre si ha la mancanza di diffusione di soluti (quelli rossi) che si ritrovano nello stesso posto pur avendo il reticolo di partenza. Può essere, stentorea e c'è una ~~manca~~ ^{manca} ~~la~~ fosse iniziale e fosse finale.

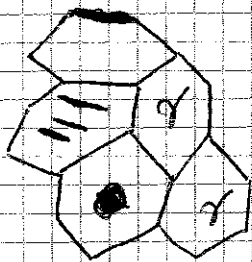
ibridi e cresce su un solo grano. C'è diffusione non di sostituzionali ma degli interstiziali. Volcano le caratteristiche della dislocazione e le fessure di Widmann Stollén è meno frequente della precedente.

Può derivare inoltre dalle Fessure idromorfiche:

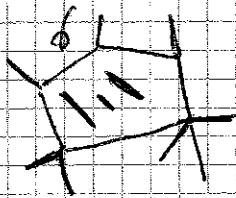


caratteristica
forma a pettine

Poi vi sono nucleazioni di fessure che non arrivano al bordo grano, bensì dell'interno dello stesso. Queste sono:



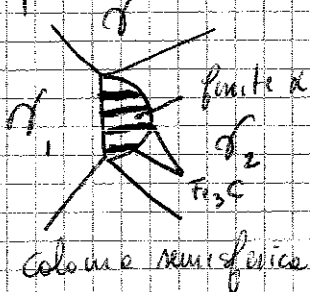
- Fessure idromorfiche: (nucleo su un difetto); è un tipo di nucleazione molto rara ma si verifica soprattutto quando ho grani grossi. Si ha nucleazione dall'interno, senza che questi tocchino i bordi di grano. Non si ha una relazione cristallografica ben definita e non c'è ordine; è per questo una trasformazione Ricostitutiva.



- Fessure intragranulare: anche queste è una trasformazione Ricostitutiva? e parte dall'interno del grano di esistenza

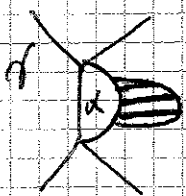
LA PERLITE (nuclea meccanicamente da fessure e amartite)

La perlite è data dall'unione di lamelle di ferrite α e cementite Fe_3C .



Tanto più sono numerose le lamelle, tanto più l'ampiezza dell'interfaccia aumenta. Per avere cementite più fine occorre maggiore energia.

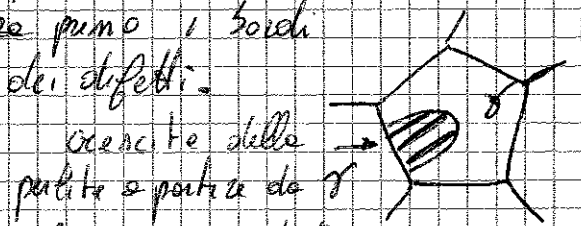
Le caratteristiche della perlite dipendono dalla distanza interlamellare; infatti, tanto più la distanza interlamellare è piccola, maggiore sarà la resistenza meccanica.



Si cerca di avere una distanza interlamellare piccola e la perlite può nascere da un grano α - α' o da uno α - α' . Può essere composta anche da due soli cristalli, uno di cementite ed uno di ferrite.

Trasformazione di austenite in ferrite più cementite: $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$

Considerando il diagramma Fe-C metastabile ed in particolare ^{perlite} il raffreddamento della lega eutettoica ($C = 0,8\%$), a partire dalle fasi γ , in condizioni di quasi-equilibrio termodinamico. L'austenite è stabile finché la T è maggiore di 727°C . A tale temperatura ($T = 727^\circ\text{C}$), l'austenite si trasforma in $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$; la trasformazione eutettoica richiede che il C (precedentemente distribuito come soluto nell'austenite) sia invece ripartito in modo diverso tra α e cementite (per la quasi totalità nella sola cementite). È così favorita la formazione di una microstruttura che rende minimo la distanza percorsa da C. Si ottiene così la perlite, costituita da lamelle di ferrite e di cementite alternate con regolarità. Si chiama colonia perlitica un gruppo di lamelle parallele ed ortogonali. In genere le colonie perlitiche nucleano presso i bordi di grano dell'austenite, oppure presso i difetti.



Considerando il raffreddamento di una lega ipoeutettoica ($C < 0,8\%$) a partire ancora da una fase austenitica γ ed in condizioni di quasi-equilibrio termodinamico, ovvero γ stabile fino al punto di A_{cm} , la ferrite (detta PRE-EUTETTOICA) inizialmente si nuclea presso i precedenti bordi di grano austenitici e si accresce preferenzialmente lungo i medesimi bordi. In fine al raggiungimento della T eutettoica, l'austenite residua ha un contenuto di C pari a quello dell'eutettoico e si trasforma in perlite con lo stesso meccanismo già descritto per il caso di un acciaio eutettoico, ma le colonie perlitiche sono nucleate in prevalenza all'interfaccia tra γ e α più perlite.



In fine nel caso di acciaio ipereutettoico la sequenza di trasformazioni al raffreddamento è simile a quello descritto nei casi di acciaio ipoeutettoico, ma si inventano, ruolo di α e cementite; ad α si forma prima cementite pre-eutettoica presso i precedenti bordi di grano austenitici e poi la perlite.

se S è piccola ha una resistenza più elevata, la percentuale di cementite nelle perlite è inverso mediante la regola della leva

$$[Fe_3C] = \left(\frac{0,16 - 0,026}{6,57 - 0,026} \right) \approx 2,11$$

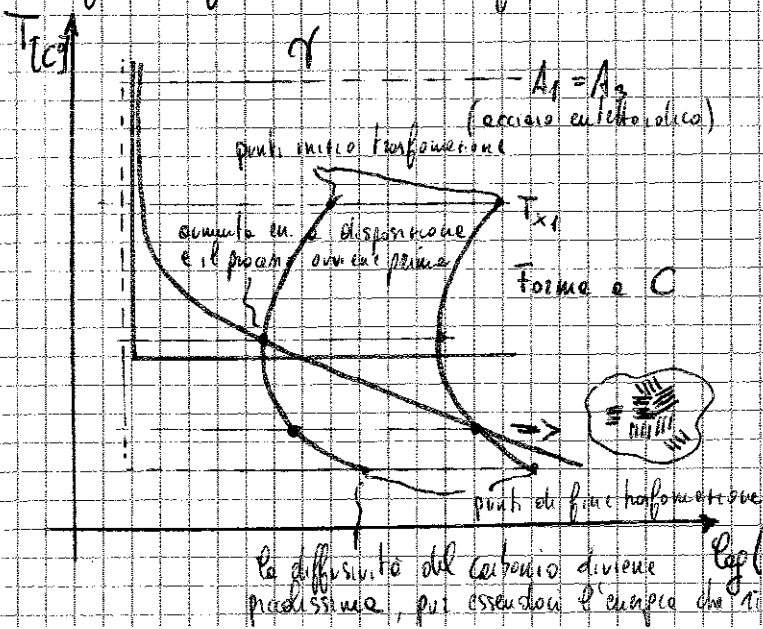
Per costruire fili a resistenza elevata si procede nel modo seguente:

- Si parte da acciaio eutettoidico ($C \approx 0,8\%$ circa);
- Laminazione a caldo per alcune linee;
- Potentamento o raffreddamento controllato; in tal modo si ottiene PERLITE FINISSIMA con grande duttilità;
- Trafilatura: processo di deformazione a T ambiente nella quale si trafila la lamina iniziale attraverso uno stampo con sezione d'uscita ~~minore~~ di quella d'ingresso.
- Distensione: trattamento termico con eliminazione delle tensioni nel materiale, serve per una stabilizzazione del materiale.

C
I
C
L
O

A
C
C
I
A
I
O

In pratica il potentamento si ottiene raffreddando lentamente (bagni in propano); successivamente il raffreddamento viene fatto più velocemente, in modo da diminuire le distanze interlamellari e quindi diminuire le fessure. Tanto maggiore è la velocità di raffreddamento, tanto meno tempo ha il C di spostarsi raditando lamelle più vicine. Un'altra motivazione è che se la velocità di raffreddamento è elevata si ha maggiore energia per formare interfacce e quindi si formano più interfacce. Per verificare quale sia la cinetica della trasformazione di fase si fanno delle trasformazioni della T di austemizzazione raffreddando a T_{inf} e diverse T con campioni diversi (in genere + di uno).



CURVE T.T.T.: tempo temperatura trasformazione

Il potentamento è rappresentato dalla linea verde: velocità elevata di raffreddamento iniziale per non avere perlite grossolana e rallentamento successivo per avere perlite finissima.

L'effetto combinato di allungamento ^(temperatura) e temperatura (riscaldamento) è quello di avere una distensione. Si osserva anche un rafforzamento per la combinazione degli atomi di carbonio con le dislocazioni ^(invecchiamento dopo l'elaborazione).

Effetti derivanti dalla riduzione della tensione residua (distensione, stabilizzazione):

- Miglior comportamento a fatica;
- Miglior comportamento a termocorrosione;

YS = snervamento

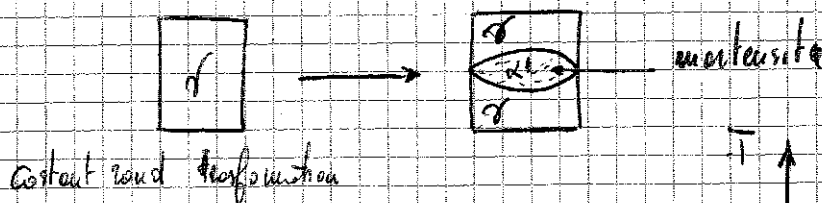
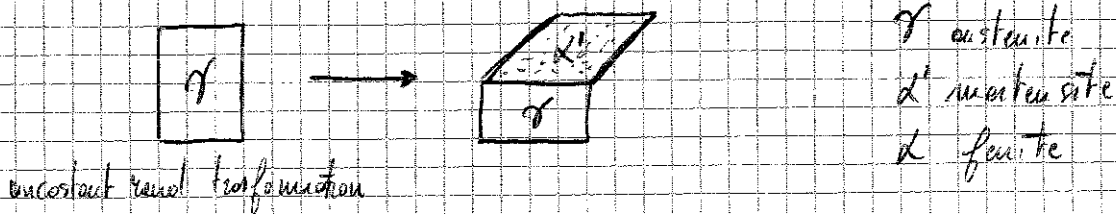
UTS: ultime stress tension (tensione di rottura)

AE % = allungamento %: di crescere delle resistenza a trazione durante il allungamento percentuale.

Per sezioni più piccole la deformazione è maggiore. Decresce la distanza interlamellare S e si ottiene una resistenza meccanica più elevata.

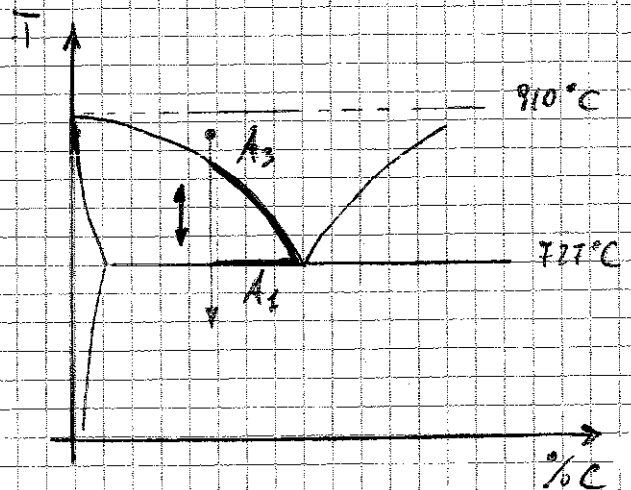
TRASFORMAZIONE $\gamma \rightarrow \alpha'$ (Austenite \rightarrow martensite)

Abbiamo proprio una distensione del reticolo cristallino vediamo:

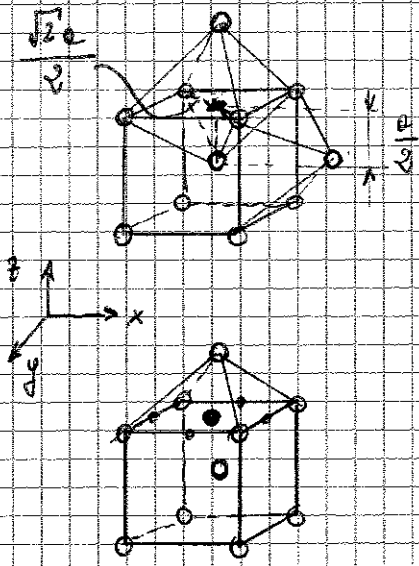


Aumentando la velocità di raffreddamento la trasformazione viene spostata a T_{max} (inizio (A_{r3}) e fine trasformazione (A_{r1}), dove T sta per raffreddamento).

A_{r3} si sposta più di A_{r1} e a un certo punto si fondono. Non c'è più la formazione di ferrite proeutettoidica e si formano direttamente le perlite.



Vediamo ora dal punto di vista cristallo grafico come si presenta il reticolo della metastite. Si hanno tre gruppi di siti ottaedrici "x", "y", "z".

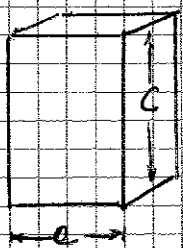


Partendo dal C.C.C. (ferite); (la metastite è una ferite elaborata $\rightarrow d'$) il C si mette nei siti ottaedrici (puntini \bullet). Quello che si ottiene non è un vero ottaedro; infatti: $\frac{c\sqrt{2}}{2} \neq \frac{a}{2}$

Considerando l'ottaedro ideale, presto è schiacciato da una parte rispetto a quello in alto.

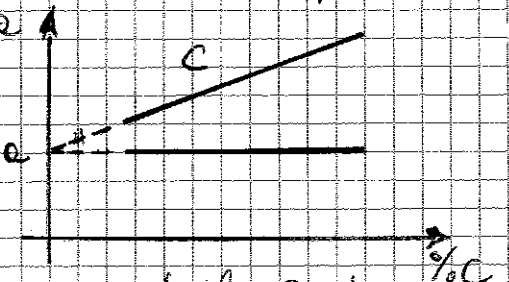
Alcuni siti sono diseguali con un pollaio più spesso, altri più piccolo. Il reticolo risulta non più cubico ma descritto in direzione z per la spinta che esercita.

Diviene un reticolo tetragonale con $\frac{c}{a} > 1$, ma presto si frena e esagerato.



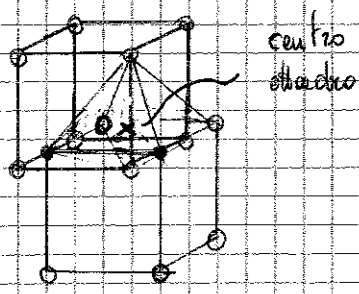
* Non sono uguali perché non sono ottaedri regolari, ma si hanno tre siti ottaedrici per ogni atomo di C; nella γ invece avere ottaedri regolari perfetti, infatti la struttura era un cubo.

Considerando il caso di d' perfetta con reticolo in ca , il C va esattamente nei siti interstiziali (ma dislocazioni, ma difetti) in una una espansione tale da garantire presto sul diagramma.



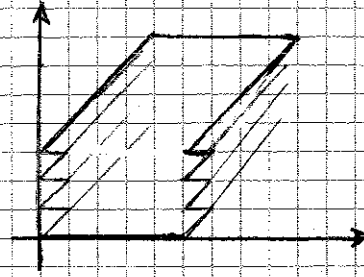
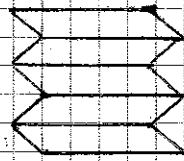
Ma la d' è sempre difettosa; infatti il C invece di mettersi nei siti va nelle dislocazioni e per buon tenore di carbonio non si ha tale deformazione.

Il diagramma è valido per d' perfetta troncando quindi il C che va a finire nelle dislocazioni.



A livello cristallo grafico i E primi * sono uguali, il centro di una faccia e il punto medio di uno spigolo. Quelli e metà spigoli intermedii sono altri ottaedrici di tipo z. (corrispondenti a quelli che sono in forze orizzontali). Gli altri su spigoli x e y sono siti di tipo x e y.

Sommando le deformazioni plastiche in diverse direzioni del piano che viene chiamato **Habit Plane**.



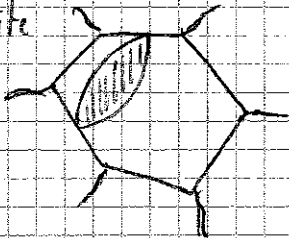
In definitiva le martensite, dal punto di vista cristallografico può essere definite da:

1. BAIN STRAIN; giustifica le strutture risultanti delle α' e perché da γ ;
2. Rotazione rigida;
3. Una serie di deformazioni plastiche (ottenute per scorrimento delle dislocazioni o per penetrazione).

Tali deformazioni plastiche fanno sì che, in generale, le α' presentino una concentrazione molto alta di difetti, particolari dislocazioni.

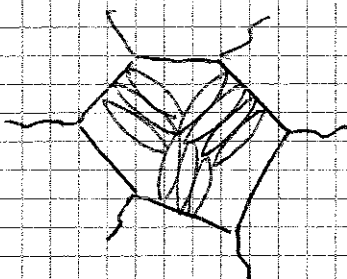
Non è detto che nella $\gamma \rightarrow \alpha'$ da un piano di γ si formi solo un castello di martensite, ma molti. È noto che le martensite si formano dal piano di austenite coniugue (γ).

Martensite



Una specie di disco schiacciato (forma lenticolare e si sviluppa su di un piano determinato dall'orientamento cristallografico dell'austenite originale) **Habit Plane**.

Se predominano più castelli di martensite avviene:



A causa della simmetria del reticolo di γ in una sezione si osservano generalmente 2 o 3 gruppi di lathes tra loro parallele in luogo di ciascuna precedente piano di austenite.

La regola fissa è che un castello di martensite esce dai bordi di piano. Si evidenzia inoltre che tale trasformazione è priva di diffusione / displaciva: anche gli atomi di C restano al loro posto. Se tutti gli atomi di carbonio si trovano nei siti tetraedici dell'austenite, con la deformazione di BAIN essi vanno a finire nel reticolo C.C.C., solo negli spigoli.

Quindi M_{stat} diminuisce al crescere del tenore di C; esiste la formula empirica seguente:

$$M_s = 539 - 423\%C - 30\%Mn - 17\%Ni$$

quindi C, Mn, Ni \rightarrow elementi austenitizzanti

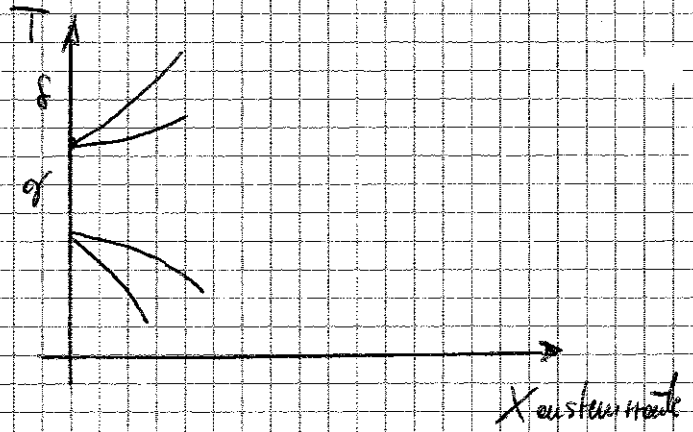
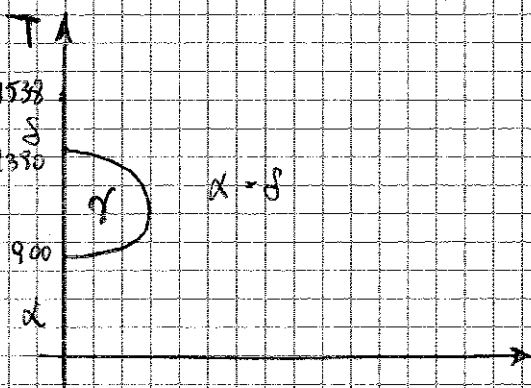
Aggiungendo molti elementi di lega si riduce M_s . Non ci si stupisca che Mn e Ni abbiano la M_s , poiché sono elementi austenitizzanti.

Nell'Acciaio X non si può lavorare con il C in quanto si avrebbe maggiore fragilità dovuta all'austenite residua; per questo occorrono elementi che abbassino la formazione di perlite e ferrite dal punto di vista del raffreddamento; poiché non si possono eseguire raffreddamenti troppo veloci per avere martensite. Così si mettono elementi di lega per risolvere questo inconveniente.

Si inseriscono elementi sostituzionali che si vanno a sostituire negli atomi di Ferro:

- Elementi Allogeni o formitanti: favoriscono δ (Cu, Mo, V, Ti, W)
- Elementi austenitizzanti: favoriscono γ (Ni, Mn) e C

Se un elemento α austenite ha CFC, aggiunto al Fe risulta austenitizzante. Solo Mn è una eccezione, in quanto è C.C.C. ma austenitizzante.



X Formitante
↑ elemento

X austenitizzante

In un elemento austenitizzante X_{aust} la zona γ è molto più ampia.

In generale se si sopprimono nello stesso punto T-t e TTT e le CCT di un medesimo acciaio, le CCT risultano spostate verso t maggiori e T minori per quanto concerne ferrite, perlite e bainite.

RINVENIMENTO

Comporta una riduzione continua della durezza e dello resistenza a rottura ed è accompagnato da un movimento di ferrite e dall'allungamento a rottura.

Si verificano una serie di evoluzioni della microstruttura.

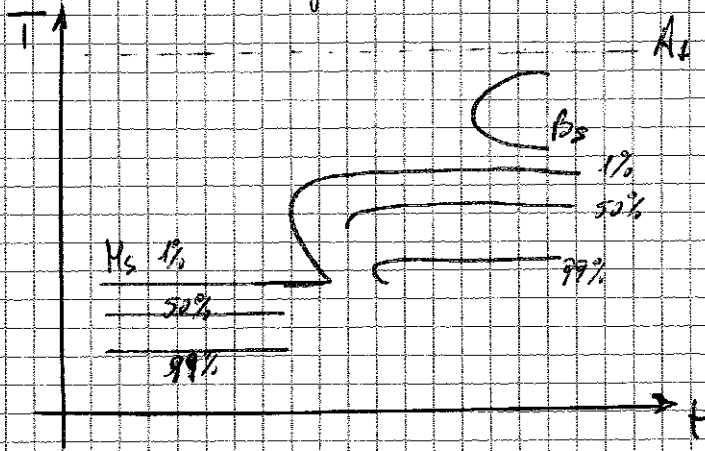
- Fino a 250°C : precipitazione del Carbonio ϵ (di composizione Fe_{2-3}C) all'interno delle lamelle di martensite, e contemporaneamente riduzione del contenuto di C della martensite.
- Tra $250 - 300^{\circ}\text{C}$: trasformazione austenite γ residua in martensite. L'importanza del fenomeno dipende dalla quantità di γ residua. È molto simile alla trasformazione bainitica. La γ residua ha proprietà inferiori della martensite.
- Tra $200 - 350^{\circ}\text{C}$: precipitazione di cementite Fe_3C ; per effetto della riduzione del contenuto di carbonio, la martensite è gradualmente convertita da martensite a ferrite.
- Tra 350°C : Recovery \rightarrow fenomeno che comporta la riduzione della densità di dislocazioni (per riduzione di durezza e rafforzamento per dislocazioni). Avviene a tale temperatura un fenomeno di ingrossamento dei precipitati (minori sollecitazioni).
- Oltre 600°C : ricristallizzazione della ferrite (nucleazione e crescita di nuovi grani di ferrite, isotropi, che sostituiscono le precedenti lamelle formate dalla trasformazione martensitica).

In alcuni acciai legati, a $5 - 600^{\circ}\text{C}$ la cementite formata durante il precedente riscaldamento a temperature minori si può dissolvere nuovamente a causa di una nuova precipitazione di carbonio ed elementi di lega, poiché questi sono più piccoli e omogeneamente distribuiti (mentre la cementite alle stesse T tendeva ad ingrossarsi), ciò comporta un picco nel diagramma durezza - T di rinvenimento. Questo fenomeno è usato come INDURIMENTO SECONDARIO o INVECCHIAMENTO.

BAINITE

Pag 162 Nicodemi

È una trasformazione intermedia tra ferrite - perlite e martensite
 Vediamola sul diagramma T-t.



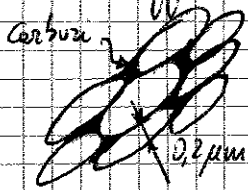
Esse si forma anche quando il raffreddamento non è continuo (∞ tempo) ma graduale e ciò permette di vedere la bainite separate dalle altre forme.

Si tratta di una trasformazione displaciva e dal punto di vista metallografico presenta ferrite e carburi ($\alpha + Fe_3C$).

Presenta una struttura molto fine e può presentarsi con una serie di subunità che non si vedono al microscopio ottico con apertura obliqua di $0,2 \mu m$: tra l'una e l'altra subunità troviamo i carburi, oppure se la trasformazione è incompleta, troviamo austenite residua.

Esistono due tipi di Bainite:

- Bainite superiore; il meccanismo che genera la trasformazione è la diffusione del C nelle ferrite. Questo tipo di bainite è meno resistente e più fragile. Presenta le seguenti caratteristiche:



- Cristalli $\alpha \approx 0,2 \times 10 \mu m$, lenticolari (forma)
- In gruppi paralleli con orientamento prismi uguale
- $\gamma \rightarrow B$: trasformazione displaciva ordinata
 - Variazione di forma → rilievi superficiali
 - Piano invariante (come martensite)
 - Piano abituale (simili ma non uguali)

- Limitata dai PAG!
 cose sono?

La trasformazione $\gamma \rightarrow B$ si compie in due fasi essenziali:

1. Si forma una subunità (cristallo) α con espulsione del C verso l'austenite circostante; si hanno deformazioni plastiche e cause della variazione della forma. Infatti, da CFC (austenite) \rightarrow CCC (ferrite)
2. Si assiste crescita del cristallo α per effetto tensioni indotte nelle austenite circostante e il carbonio viene espulso,
3. Sul bordo del cristallo precipita la cementite: C alto, film continui di Fe_3C ; C basso, precipitati di Fe_3C discreti.

La formazione dell'uno o dell'altro dipende dalla percentuale di C e dalla temperatura.

La subunità non è tanto diffusione di C e che poi presto o meno dopo lo scende. Esiste una temperatura di inizio trasformazione bainitica B_s (bainite start). Nel diagramma TTT le curve inizio bainite risultano tangente alla temperatura B_s .

Esiste anche una trasformazione incompleta quando non tutte l'austenite si trasforma in bainite ma che fine rimane dell'austenite residua.

Il primo ostacolo di bainite nasce quando l'energia libera è minore di quella dell'austenite a parità di composizione (stesso %C al momento della trasformazione).

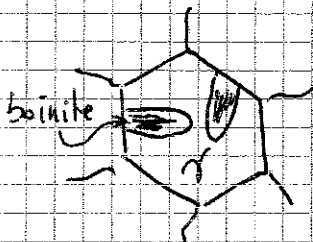
Per una data %C ci sarà una temperatura B_s alla quale $\Delta G = 0$. La maggiore T e maggiore %C tendono a stabilizzare l'austenite e non meno che si forma la bainite, l'austenite si arricchisce di C. Tale arricchimento comporta un ostacolo della trasformazione.

La temperatura B_s è correlata all'acciaio e può essere scritta nella forma:

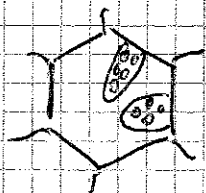
$$B_s = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo \quad [^{\circ}C]$$

L'effetto più importante è quello del C perché se c'è più carbonio ΔG è più ridotta tra l'austenite e la ferrite.

La Bainite nasce e si sviluppa a partire dai bordi di grano dell'austenite. Intorno per lo colpo il raffreddamento metastabile fino a inizio o formazione Bainite

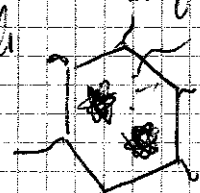


Esiste una variante della Bainite chiamata Ferrite Aciculare che si distingue dalle bainite per il tipo di nucleazione in quanto quest'ultima tende a nuclearsi all'interno dei grani di austenite. I cristalli di ferrite non sono allineati tra di loro ma hanno una distribuzione tridimensionale casuale che a livello meccanico risulta migliore (+ elevata resistenza meccanica), mentre le bainite si formano



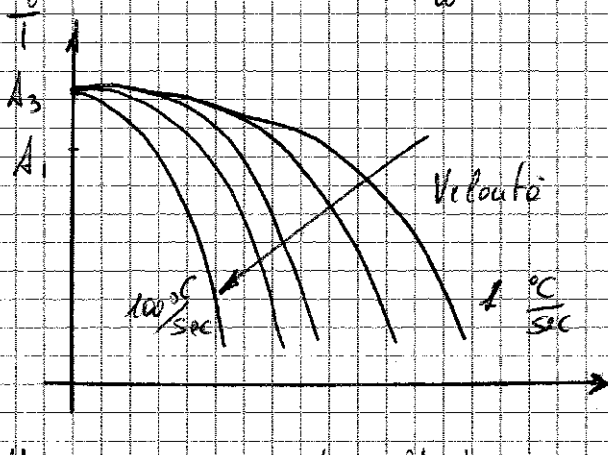
Bainite

colonne con cristalli allineati



inclusioni da cui nascono i cristalli di ferrite aciculare

diversi raffreddamenti alle diverse velocità. Si ottiene così un grafico di curve di raffreddamento.



La differenza tra CCT e TTT è che le trasformazioni possono avvenire una dopo l'altra. In entrambi abbiamo la stessa temperatura di inizio martensite M_s (martensite start).

Nei CCT si nota l'interruzione delle trasformazioni e l'inizio di martensite (cosa che non si ha nei TTT). Alla fine della trasformazione di $\alpha + P$ c'è un numero che indica le % di materiale che si è trasformato, mentre il resto è austenite. Secondo ancora alla fine della trasformazione fornisce un numero indice quanto del materiale è stato trasformato e cioè quanto si trasformerà in martensite.

M_s non è costante ma varia e secondo di ciò che si è formato durante la trasformazione precedente e cioè un particolare meccanismo che si ottiene tanto più è alta la quantità di bainite che si è formata (perché l'austenite si arricchisce di C quanto più bainite si forma).

Il campo di formazione di perlite è chiuso (tra 0 e $m^{\circ}100$) il che vuol dire che tutta l'austenite si è trasformata.

Può favorire o sfavorare la formazione di un determinato elemento si fa con l'accelerare o decelerare parte del raffreddamento.

Quindi della BAINITE ci sono due cose importanti da dire:

1. Nella Bainite superiore (- instabile; + fragile) il meccanismo che controlla la trasformazione è la diffusione di C nella ferrite.
2. Nella Bainite inferiore il meccanismo che controlla la trasformazione è la diffusione di C nell'austenite.