



**Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino**

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

NUMERO: 1388A -

ANNO: 2015

# **A P P U N T I**

STUDENTE: Candido Dafne

MATERIA: Materiali Per L'industria Meccanica,  
Prof.Matteis\_Scavino

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 - PROFF SCAVINO & MATTEIS

Contatti: Giorgio Scavino - 011 090 4675      giorgio.scavino@polito.it

Pado Matteis - 011 090 4711      pado.matteis@polito.it

Dipartimento: DISAT (dipartimento di chimica) - Istituto Metallurgia

Secondo piano - uffici vicini

libro di testo: Walter Nicodemi - Metallurgia I & II

SCAVINO

- PROPRIETA' MAGNETICHE - MAT. METALLICI
- " ELETTRICHE E TERMICHE / SALDABILITA' - MAT. METALLICI
- PRODUZIONE DELL'ACCIAIO
- ACCIAI INNOVATIVI (+ ACCIAI DA PROFONDO STAMPAGGIO)

MATTEIS

- TRATTAMENTI TERMICI
- ACCIAI INOX
- ACCIAI X URENSILICI
- LEGHE DI ALLUMINIO
- LEGHE DI TITANIO

SCAVINO - 1<sup>ra</sup> LEZIONE - 29 SETTEMBRE 2014

ENERGIA: i processi metallurgici possono essere interpretati da un punto di vista energetico. Bisogna: 1. capire l'energia del sistema; 2. come può evolvere il sistema (un sistema libero evolve verso un minimo di energia). Questo principio individua la possibilità, non la certezza, dell'evoluzione dello stesso. In quanto tempo? da dinamica risponde a questa domanda. Bisogna sempre scartare la possibilità che il sys vada verso un aumento di energia. Ci chiediamo, ad esempio? "Ossido di Alluminio può reagire con il rame?" Per sapere se può avvenire qst reazione vado a fare uno studio di energetico.

Quali sono le condizioni per separare un metallo dall'ossigeno in un ossido? da risposta sta nella termodinamica.

d'energia di un sys si esplica in diverse forme (meccanica, elettromagn., di tipo chimica) nucleare, idraulica).

Ad alte  $T$  l'equazione ci dice che il termine  $T$  influente è l'entropia, a basse  $T$  l'entalpia ha un ruolo predominante.

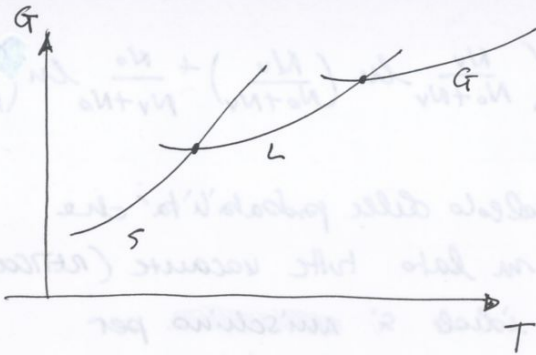
STATI DI AGGREGAZIONE DELLA MATERIA:

Solido  $\rightarrow$  liquido  $\rightarrow$  Gas

$\uparrow T$  per temperature crescenti

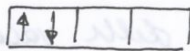
Alle alte  $T$  conviene avere sistemi fortemente entropici, come quello gassoso.

Alle basse  $T$  l'entropia conta poco, conta maggiormente l'entalpia, come avviene nei sistemi ordinati come i solidi.



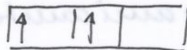
Nei punti di intersezione abbiamo le condizioni di equilibrio, di passaggio di stato.

RIEMPIIMENTO DEGLI ORBITALI



ORBITALE  
2p

ho due possibilità



← prevale questa configurazione data dall'equazione di Gibbs.

Un'applicazione di ciò è il numero di vacante.

Difetti di punto, di linea o di posizione (da rivedere) sono i difetti dei reticoli cristallini. Oppure vi è una vacante, mancante di un atomo, o una fila di atomi  $\Rightarrow$  dislocazione. Soffermonoci sui difetti di punto. Perché si creano le vacante? Perché gli atomi tendono ad andare verso la superficie, dove ci sono meno costrizioni in condizioni di maggior disordine. Dunque le vacante vanno dalla superficie verso il cuore del contro tendenza rispetto agli atomi.

Per fare questo l'atomo deve rompere i legami e energia necessaria per compiere il salto. Questa energia viene dalle vibrazioni, con l'aumento di temperatura (dette anche vibrazioni termiche)

3 OTTOBRE 2014

$$\Delta G = \Delta H - T \Delta S$$

a  $T = \text{costante}$

↑  
potenziale di Gibbs

regola tutti i processi termodinamici -

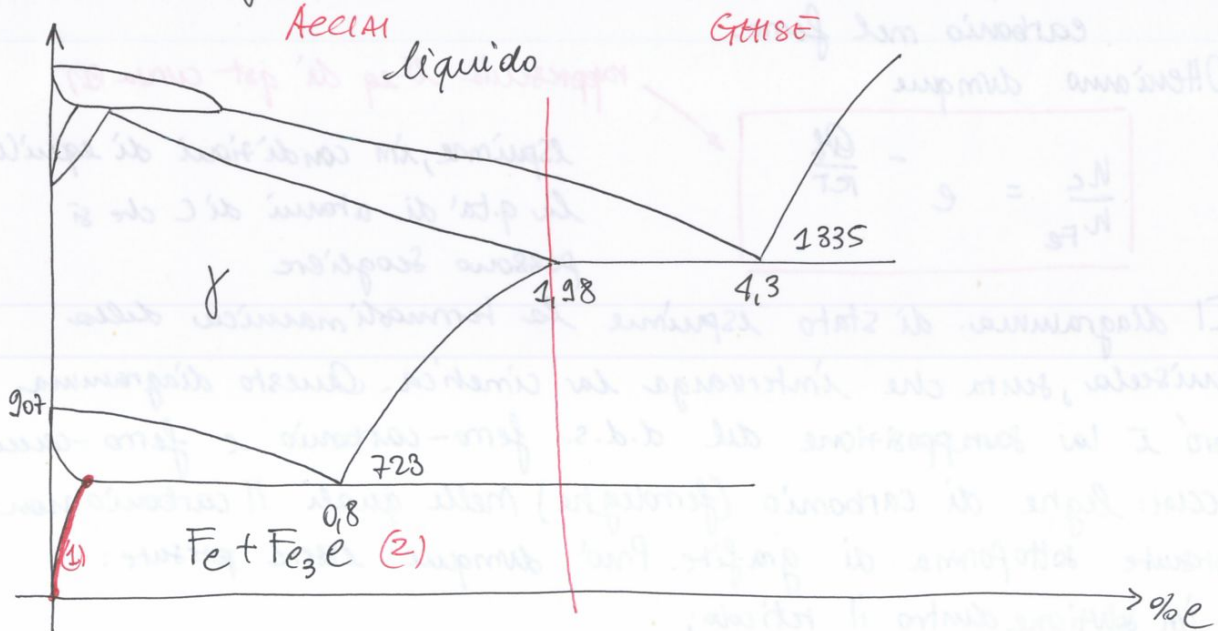
- Abbiamo previsto l'andamento delle vacanze in f.ome della  $T$ , e' una semplice applicazione di qst legge -
- A basse  $T$  l'influenza dell'entropia è trascurabile; Qui prevale l'effetto entalpico  $\Rightarrow$  Stati di aggregazione

stati f' ordinati " - entropici STATO SOLIDO	Alte $T$ elevata entropia Stato - ordinato STATO LIQUIDO / GASSOSO
--	--

... Governa l'avvenire di una reazione

Termodinamica implica la possibilità che possa avvenire una trasformazione - da termodinamica reale è appannaggio della cinetica.

Questo è il diagramma di stato Fe-C: deriva da prove sperimentali



$N_0$  = numero totale di atomi

$N_v$  = numero totali di vacanze

$W_v$  = energia per formare una vacanza

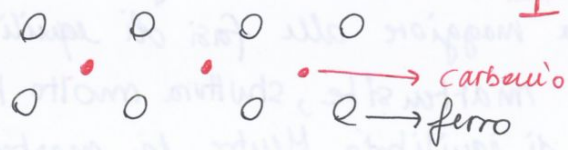
$$G = N_0 W_v - T S_m$$

↑  
energia per creare  
 $N_v$  vacanze

↑  
entropia di miscela

Termodinamicamente, perché abbiamo questa situazione mista?

$$\frac{n_c}{n_{Fe}} = e^{-\frac{Q_f}{RT}}$$



Questo è un sistema termodinamicamente possibile

Oppure questo sistema seguente:



Qui non ho l'utopia di miscele, è un sys con energia maggiore del primo. Il primo sys infatti è vincente rispetto al sistema 2,

si osserva una migrazione di atomi di C nel Fe per formare il s's 1.

$Q_f$  = energia da fornire al sys per creare 1 mol di C nel Fe, cioè rompere l'aggregato del carbonio e permettergli di migrare. L'aggregato di carbonio può avere due aggr.:

- grafite = carbonio elementare;
- cementite

$Q_{f\text{GRAFITE}} = 14800 \text{ cal/mol}$	}	Dal punto di vista termodinamico se ho due sistemi antagonisti il ferro prende carbonio
$Q_{f\text{CEMENTITE}} = 9700 \text{ cal/mol}$		

dalla cementite e non dalla grafite perché ha energia di formazione inferiore. Quindi il sistema stabile è quello Fe-Fe<sub>3</sub>C. Infatti nella prima parte del diag. non si parla mai di grafite.

Nella seconda parte del grafico si possono avere sia Fe-Fe<sub>3</sub>C sia Fe-C. Le ghise sono materiali da getto => discutiamo prima dell'utetico.

GHISA: ferrolega di carbonio e silicio e cementite

7 OTTOBRE 2014

PROPRIETA' MAGNETICHE

Nella tavola periodica   
 → a sx: materiali metallici presentano delle peculiarità   
 → a dx: materiali non metallici

Materiali metallici:

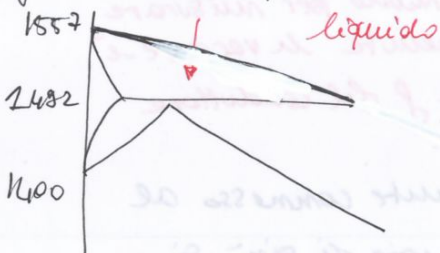
- proprietà elettriche: il rame a parità di peso offre la miglior condizione (molto prezioso). Unica condizione è che sia puro. È stato il primo elemento ad essere utilizzato, è facile come accessibilità sulla Terra ed è di facile estrazione dagli altri elementi. Il costo ↑ è dovuto perché deve essere ottenuto in elevata purezza.

ESTIMAZIONE DELLA RAFFINAZIONE:

IMPLICI DEI PROCESSI,

SI A DI RAFFINAZIONE A FUSIONE

(IL SOLENOIDE INDUCE UN CAMPO TALE DA FONDERE LOCALMENTE) - le seconde fasi, o impurezze, vanno a finire nel liquido



RAPPRESENTAZIONE DEL PERICULO

Da ferro quasi puro liquido si separa ferrite δ, dove (nel liq) si addensano le impurezze o seconde fasi. (Chiedere le % perché non le ricordo) ⇒ Fonduto, nel liq vanno a finire le impurezze che poi vengono

eliminate successivamente. Oppure di un processo di raffinazione chiamato ELETTROLISI, dopo il quale ottengo il lingotto di rame fuso.

PLATINO/ORO: hanno le caratteristiche di non ossidarsi, o molto molto poco.

Gli ossidi metallici non sono dei metalli, perché hanno un legame ionico e non metallico: il metallo cede elettroni all'ossigeno che li assume con un legame ionico. Quindi non conduce, e non può chiamarsi metallo. Soprattutto nelle giunzioni, se si ha ossidazione la corrente non passa e il dispositivo non funziona. Ecco perché si evita di avere giunzioni che siano costituite da materiale ossidabile.

ALUMINIO: a parità di sezione del conduttore, la conduttività del rame è la migliore. Ma Fe è un disturbo riferito al peso, l'Al

alluminio conduce di più. Se abbiamo bisogno di grosse sezioni, sorge il problema delle compatte, avrebbero un peso tale <sup>che è</sup> difficile da

gestire. In questo caso si usa un materiale più leggero. Un materiale come l'alluminio (poco ossidabile)

da saldatura porta a fusione delle due parti, oppure una forma con metallo d'apporto. Esiste la soldobrasatura, quando solo una delle due parti fonde (?). Ampia <sup>in</sup> ricerca sulle saldature tra alluminio e acciaio, che hanno  $T$  di fusione differenti. Si utilizza generalmente un processo di saldatura chiamato soldobrasatura. Questa tecnica non è impossibile ma ci sono 2 grossi problemi:

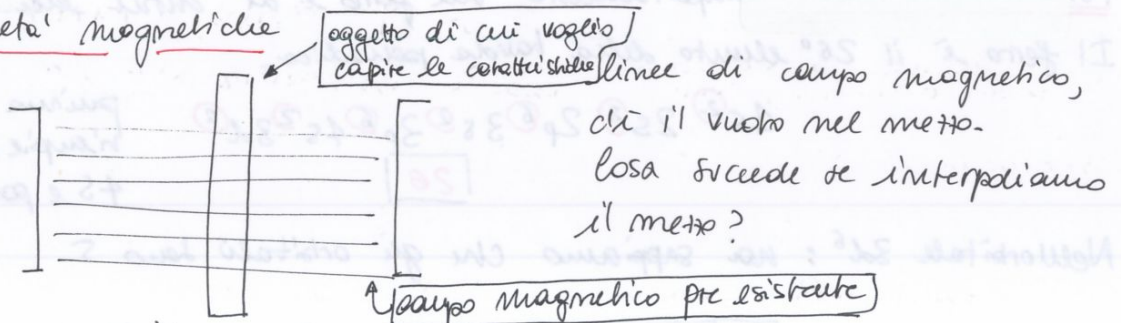
1. Non si può cancellare la termodinamica, soprattutto di natura termodinamica: ALL e ACCIAIO creano problemi di corrosione;
2. Imfragilimento dell'acciaio: l'alluminio tende a diffondere localmente nell'acciaio, dando origine a composti intermetallici che sono causa di un forte imfragilimento, impedendo l'uso di gst giunti.

Attenzione il prof potrebbe chiederti:

→  $T_{\text{fusione}} - \text{ALLUMINIO} = 660,3^\circ\text{C}$

→  $T_{\text{fusione}} - \text{ACCIAIO} = 1370 \div 1530^\circ\text{C}$

••• proprietà magnetiche



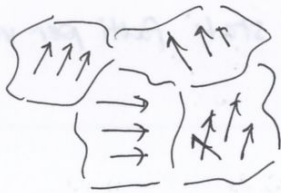
\* Può accadere che il campo nelle vicinanze del mezzo venga intensificato (MEZZO come forte concentratore di linee  $\Rightarrow$  FERROMAGNETISMO)

\*\* Può accadere che ci sia una rarefazione delle linee DIAMAGNETISMO

Si può chiaramente avere una situazione intermedia, chiamata PARAMAGNETISMO



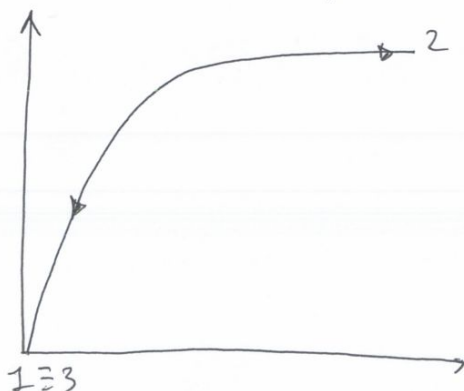
Ma nel caso del ferro gli elettroni che intervengono nella formazione del legame, cioè di conduttive, non sono gli elettroni 3d ma quelli 4s. Sono questi gli elettroni che concorrono alla nube elettronica (compartecipazione). Quindi quando un atomo di ferro si lega spariscono gli elettroni 4s, rimangono gli elettroni 3d che sono ancora legati al nucleo. Questa è l'anomalia: avere un orbitale interno incompleto. Dunque rimangono degli elettroni spaiati: è il caso dei metalli di transizione. Quando i due elettroni sono appaiati il loro movimento è tale che il loro campo si annulla. Gli altri 4 elettroni creano 4 ~~campi~~ <sup>momenti magnetici</sup> ~~elettronici~~ <sup>magnetici</sup> elementari. Ci sono poi degli effetti di compensazione, per cui 4 elettroni generano 2,6 momenti magnetici elementari. Concretamente però abbiamo miliardi di atomi, quindi dall'esterno si apprezza l'effetto di tutti gli atomi. Macroscopicamente il ferro è organizzato in domini magnetici, significa che in ogni dominio il momento magnetico è isorientato e nei



domini affianco potremo avere diversi isorientamenti

I confini sono chiamati linee di  $W_{ys}$

Statisticamente le risultante è nulla, da un punto di vista macroscopico. Immergendo il ferro in un campo magnetico si ha una diffusione di massa, e si assiste ad una rotazione dei momenti magnetici allineandosi all'aumentare del campo esterno. All'aumentare del campo magnetico esterno, anche il campo. In realtà il diagramma ha un comportamento asintotico. L'asintoto esiste perché significa che tutti i domini sono ~~essi~~ isorientati. Quando viene eliminato il campo magnetico esterno, possono succedere due cose:



- reversibilità: tendenza a tornare indietro  $\Rightarrow$  materiali magneticamente doli. Esempio: ~~elettrone~~ elettrocalante.

10 OTTOBRE 2014

Con l'aumento della T si disorganizza l'ordine e i domini, e il materiale diventa paramagnetico -  $T_{Fe} = 768^\circ C$ ;  $T_{Co} = 1115^\circ C$  sono  $T_{Curie}$  -

FERRUMAGNETISMO (o FERROMAGNETISMO): esistono delle aree in cui non si ha un iso-orientamento, ma hanno una risultante  $\neq 0$  - Avendo risultante subiscono il fenomeno del magnetismo -

### PRODUZIONE DI LEGHE METALLICHE (IN PARTICOLARE ACCIAI)

Esistono due metodi di produzione:

- la prima strada ha senso in base alla localizzazione -  
Possono generalmente essere situati in riva al mare -
- possono essere situate anche molto lontane dal mare, generalmente in montagna o ai piedi delle montagne -
- la caratteristica che contraddistingue l'acciaiera in montagna è che è di tipo elettrico - Il materiale di partenza è il rottame, quindi sono acc. di riciclo - I materiali metallici sono interamente riciclabili - da seconda materia prima è l'eu. elettrica - Il rottame viene inserito in un forno elettrico, dove attraverso l'uso di elettrodi viene scaldato e fuso - Tanto più è l'eu. elettrica è a buon mercato, tanto più conviene quella produzione per via elettrica -

ROTTAME: il ferro in questo caso, meglio dire l'acciaio, è già ottenuto - dopo purifico, faccio delle aggiunte - IL rottame viene da prodotti industriali di cui va verificata la q.tà del rottame -

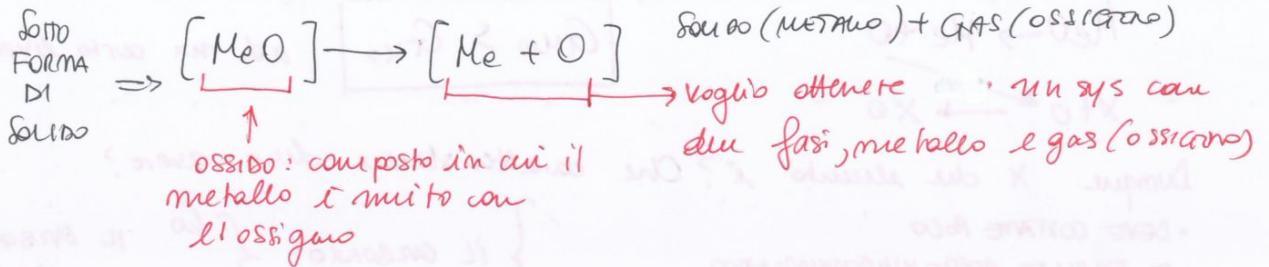
ANTO DISMESSA  $\rightarrow$  HA IN SE TUTTI I CARBURI ELETTRICI  $\rightarrow$  È UN ROTTAME INQUINATO DA RAME E PIOMBO (CARBURI ELETTRICI E BATTERIE, RISPETTIVAMENTE)

ROTTAME } potrebbe essere altamente inquinato }  
 }  $\rightarrow$  passa attraverso un (metal detector) per evitare le scorie radioattive  
 }  $\downarrow$  non esistono molti metodi per

Dunque ci sono due metodi di selezione tipo l'acquisto di rottami provenienti da fonti certificate eliminando diluire di rottami commerciali con rottame pulito -

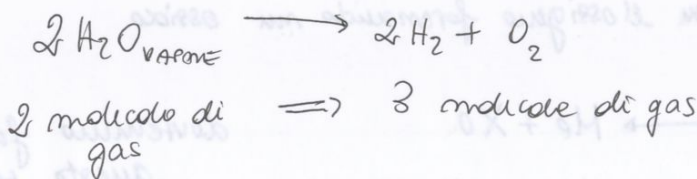
Il punto di partenza è l'ossido, dal quale bisogna estrarre il ferro. Sempre se ci lo permette la termodinamica

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$$



Ad alte T l'entropia la fa da padrone: ad alta T sono stabili i sys a maggiore entropia  $\Rightarrow$  cioè quelli gassosi  $\Rightarrow$  Ad ALTA T l'equazione è favorita.

Il sys solido + gas è quello che ha maggiore entropia: quindi la termodinamica ci dice che l'ossido scaldato tende a dare metallo + ossigeno. Fenomeno chiamato: DISSOCIAZIONE TERMICA



Scaldando tendo ad aumentare il numero di gas.

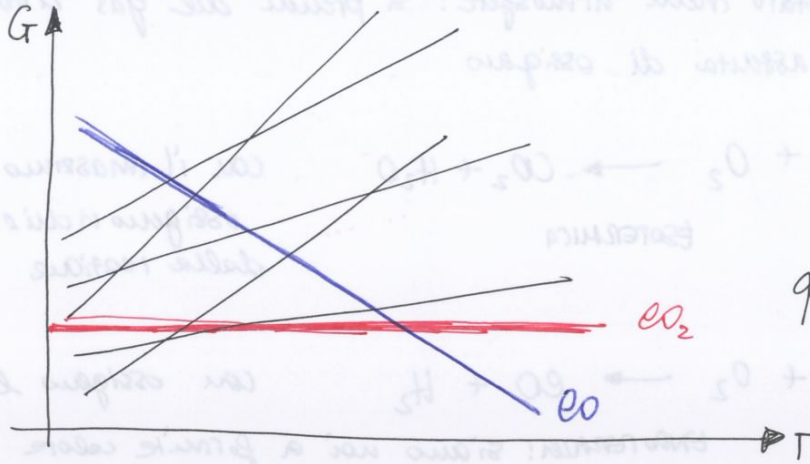
Bisogna però capire che a che T avviene la rottura dell'ossido per dare origine a metallo + ossigeno; c'è qualcosa che non funziona, cioè la cinetica di reazione. È vero che se  $\uparrow T \Rightarrow$  lo spostam dell'equilibrio, l'equilibrio si sposta a dx, ma è anche vero che l'ossido reagisce di meno per questi alti cinetici.

Cioè se  $\uparrow T \Rightarrow$  l'eq si sposta a dx  
 $\Downarrow$   
 Da qui nasce il bisogno di eff questo trattamento nel vuoto, o in atmosfere particolari

$\Rightarrow$  ma molto metallo si ricombina con ossigeno

l'unica via possibile dunque è trovare qualcosa che mi catturi l'ossigeno. Dunque si deve favorire la formazione di un ossido

Esiste un diagramma di richardson - Ellingham che risponde alla nostra domanda



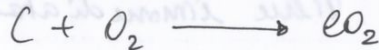
Coordinate in scala logaritmica

Qualitativamente un diagramma del genere

- Più bassa T più stabile un ossido  $\Rightarrow$  quindi l'energia libera è maggiore ad alta T, questo in generale per gli ossidi metallici

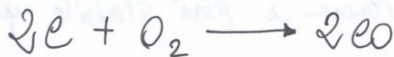
ALTA T  $\Rightarrow$  COMPOSTO MENO STABILE

Concentriamoci solo sul carbonio per ora:



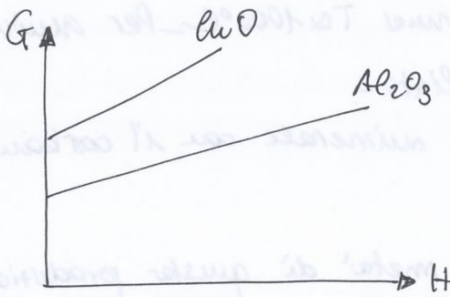
pericolosa perdita softcor  
ANIDRIDE CARBONICA del tutto inerte nel corpo umano

L'ossido del carbonio, al contrario degli altri ossidi metallici, non è un solido, ma un gas -  $O_2$ , nei reagenti è un gas anche lui. Quindi l'entropia non gioca un ruolo importante perché lo gas sia tra prodotti che reagenti. Quindi un  $\uparrow$  di T non è così sensibile sull'entropia  $\Rightarrow$  diagrammando quest reazione osserveremo una indipendenza rispetto alla T. Quindi è inevitabile che ci sia una T dopo la quale l'energia dell'ossido metallico sia maggiore della energia libera di  $CO_2$  avendo così il via libera per i processi di riduzione.

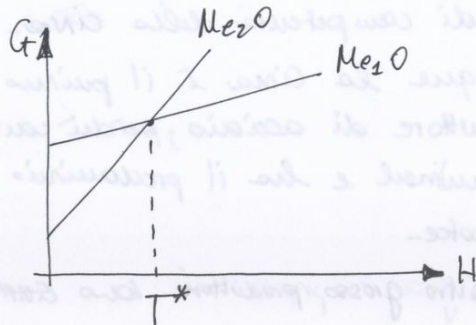


MONOSSIDO DI CARBONIO pericoloso e insidioso

In questa reazione l'ossido ha un'entropia maggiore del sistema non ossidato (due molecole di gas dalla parte dei prodotti contro una molecola di reagenti). Il monossido viene utilizzato sia nelle combustioni sia come eluito protettivo nelle atmosfere di trattamenti termici. È velenoso, il monossido d'emoglobina porta ossigeno nelle parti vitali del corpo. Se c'è monossido si forma la carbossidoglobina

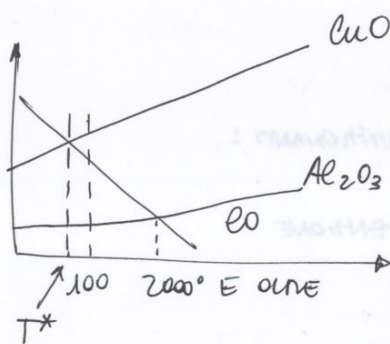


questo è un caso particolare che le curve non si intersecano ma non è sempre così, anzi!



- l'ossido 2 è quello stabile a  $T < T^*$  e non il 1; "2 riduce 1"
- oltre  $T^*$  si ha un'inversione di comportamento: 2 ha un'energia di formazione più alta di 1 "1 riduce 2"

Quindi la stabilità dell'ossido dipende dalla  $T$ , rispetto ad un altro ossido.



(fino a  $T^*$ )  
fino a  $100^\circ\text{C}$  il monossido di carbonio non può ridurre l'ossido di rame. Oltre  $T^*$  può anziché invece

PIRITI = MINERALI DEL RAME scaldandole  
CUPRENE a  $T < 100^\circ\text{C}$

Questo spiega anche perché fu possibile ottenere del rame  
← il primo rame utilizzato

Gli elementi più diffusi sulla terra è l'alluminio e poi del titanio.

↓  
Dal punto di vista industriale è impossibile ridurre l'alluminio per via delle alte temperature.

BANXIN = MINERALI CON ALLUMINIO  
STESSO DISCORSO PER IL TITANIO

da questi gli antenati non sono stati in grado di ottenere nulla scaldando semplicemente

fino al 1200 a.c.

BRONZO = RAME + STAGNO

OTTONE = RAME + ZINCO

dopo di che' si apre la fase del ferro

Rame non ha buone caratteristiche meccaniche, mentre il bronzo ha elevate caratteristiche meccaniche

# AUOFOUNI

**CARBONE:** è quello fossile ⇒ bisogna trasformarlo in coke siderurgico dato che il carbon fossile è poroso e ha altre sostanze

**MINERALE di ferro:** deve contenere almeno il 50% → con arricchimento viene convertito in ossido

**CALCI E FONDENTI:** ossido di calce hanno lo scopo di dare fluidità alla carica che avviene dall'alto e di affinare cioè di portare gli elementi non voluti dal minerale alle scorie

**COKING**  
Questa operazione viene fatta nella cokearia: viene riscaldato e viene distillato e si ottiene il coke (punto più inquinante di tutta la trafila)

vengono sintetizzati con il minerale e con il coke  
fase di **SINTEZZAZIONE**

vengono caricate dall'alto nel forno e si impegna aria

**GHISA**

**Convertitore**

**ACCIAIO**

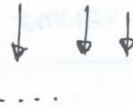
N.B.  
consiglio di vedere la presentazione ppt sul portale della didattica, nello cartello "SCAVINO"

Qualsiasi sia il minerale di partenza ottengo degli ossidi.

**MATERIE PRIME:** vengono frantumate le pietre che contengono gli ossidi ed eventualmente arricchite [FRANTUMAZIONE, MACINAZIONE, ARRICHIMENTO]

→ **TRATTAM. PRELIMINARI:** calcinazione, arricchimento, agglomerazione

**PINOMETALURGIA**  
quella che ci interessa



Output dell'alto forno è Ghisa (praticamente all'ottimo)



CONVERSIONE: converte la ghisa in acciaio

bruciando il carbonio e gli altri elementi - Precedentemente viene tolto lo zolfo, tramite l'uso del sodio (ossido di sodio) - Refrattorio e basico, qui si formano dei composti acidi che reagiscono con la scoria basica - Metto ossigeno e non aria perché non si desidera lo N

100 T/ha di produttività

C, Mn, Si, P bruciando abbassano il loro tenore nel tempo, tra le 1600° e 1700° e zolfo - Il carbonio va in parte sotto forma di CO



Segue del affinaggio:

l'alluminio toglie l'ossigeno che è presente

nel bagno, si formano gli ossidi che galleggiano e si possono eliminare

Edata:

in continuo:

edata in tubi di rame forata

raffreddati

Aluminio fondante che negli acciai di profondo stampaggio

BRUNA

DECARBAZIONE

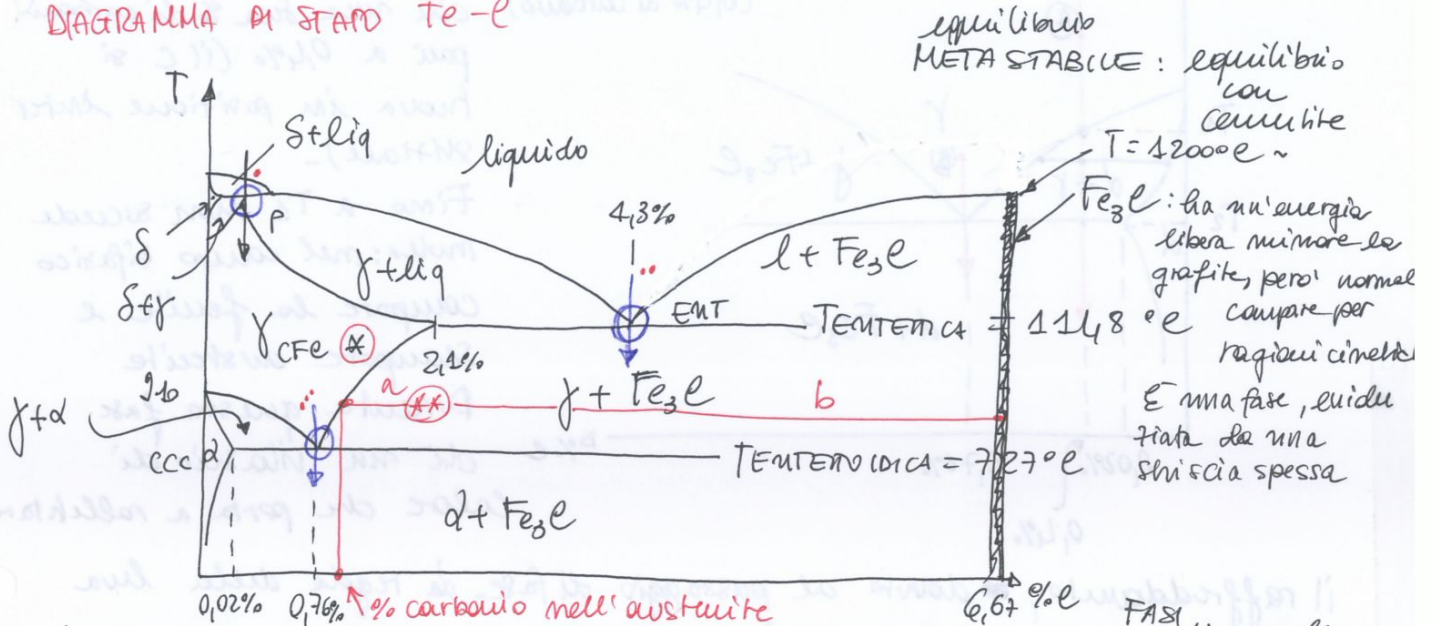
LAMINAZIONE A FREDDO



RICOTTA

17 OTTOBRE 2014

DIAGRAMMA DI STATO Fe-C



equilibrio  
 META STABILE: equilibrio con cementite  
 $T = 1200^\circ C \sim$   
 $Fe_3C$ : ha un'energia libera minore della grafite, però normale compare per ragioni cinetiche  
 È una fase, euidetritica da una striscia spessa

d: WBICA A CORPO CENTRATO - FERRE D  
 γ: AUSTENITE - CUBICA A FACCE CENTRATE  
 δ: CCC - esattamente uguale ad d - FERRE δ

Esistono due varianti del diagramma → stabile  
 → metastabile

Se partiamo da questo punto per raffreddare  
 (\*) almeno una soluzione solida, cioè austenite  
 (\*\*) miscela di due fasi: per conoscere la q.ta' usò la regola delle leve  
 Tiro la linea fino ai bordi delle due fasi: la cementite non varia (11.30) è una fase stechiometrica quindi ha una q.ta' di carbonio fissa 6,67%

per ogni punto si da quel livello en. libera di equilibrio minima  
 $Fe_3C$  cementite compare per ragioni cinetiche

FASI presenti: quelle precedenti + grafite

$$\% \gamma = \frac{b}{a+b} \quad \% Fe_3C = \frac{a}{a+b}$$

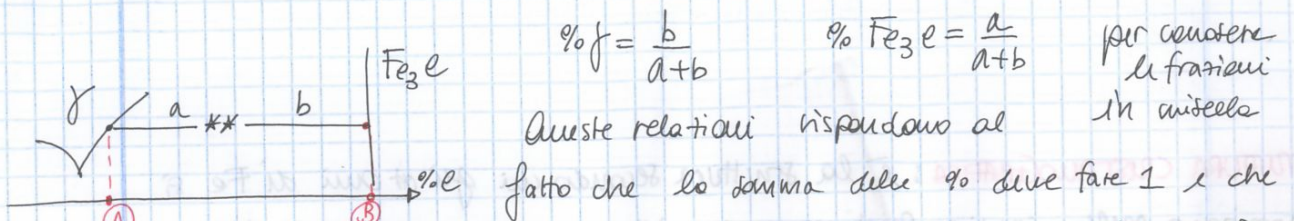
- PUNTI NOTEVOLI
- p: Peritettico: si passa da due fasi (solido e liquido) ad una fase
  - EMT: eutettico
  - EMETOIDICO: da austenite a ferrite + cementite

Raffreddamento di un acciaio  
 → guardare meglio il foglietto a II appuntamento -



(\*) Partendo da questo punto avremo austenite, che è una <sup>soluzione</sup> solida del C nel ferro con struttura FCC.

(\*\*) Partendo da questo punto qui, avrò un acciaio dato dalla miscela di queste due fasi. Si può utilizzare la regola della leva per conoscere le % di queste due fasi nella miscela. Traccio una orizzontale fino ad incontrare i bordi monofasici del diagramma. Individuo a sinistra una composizione possibile per l'austenite e a dx per la cementite (che è fissa, dato che è una fase stechiometrica)



Queste relazioni rispondono al fatto che la somma delle % deve fare 1 e che per esempio il punto **x** lo sposto tutto a sinistra o diventa trascurabile  $\%f = \frac{b}{a+b}$  quindi ottengo sempre + austenite e se lo sposto a dx ottengo sempre più cementite. L'austenite avrà **A** % di carbonio, cioè quello massima possibile per l'austenite a quella T, la cementite è stechiometrica con % C definita e pari a 6,67%

Guarda sul diagramma

**TEMPERITICA** • = Se si raffredda una lega da qui si passa da una miscela di fase  $\delta$  e liquido all'avere solo austenite. Quindi al peritetti si ha una coesistenza tra 3 fasi

**TEMPERITICO** •• = Si passa, durante il raffreddamento della fase liquida si ottengono due fasi solide, austenite e cementite

**TEMPERITOIDICO** ••• = Si passa da una fase solida a due fasi solide  $\neq$  da quella di prima  
 $\gamma \rightarrow$  ferrite + cementite

CFC

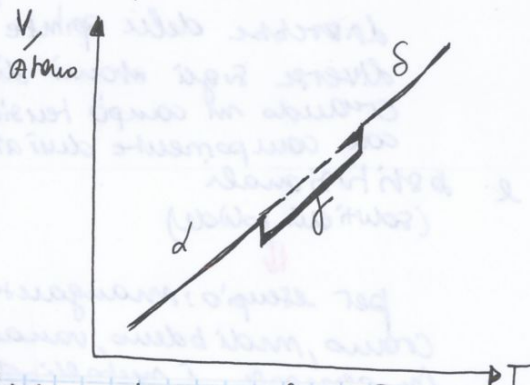
→ con alta densità di atomi lungo la loro direzione il quale insieme così vi sono un modo di scorrimento realizzato tramite il movimento delle dislocazioni, decisivo per la deformazione plastica del metallo. Nel reticolo CFC c'è un maggior numero di sistemi di scorrimento con un numero di piani di densità più alta. Ecco perché a parità di T l'austenite risulta essere più deformabile della ferrite.

$$N \text{ ATOMI CELLA FERRITICA} = \frac{1}{8} \cdot 8 + 1 \cdot \frac{1}{2} = 2 \text{ ATOMI}$$

$$N \text{ ATOMI CELLA AUSTENITICA} = \frac{1}{8} \cdot 8 + 6 \cdot \frac{1}{2} = 4 \text{ ATOMI} \Rightarrow \text{quindi la cella dell'austenite deve essere un po' più grande}$$

→ la cella CFC è più grande della CCE

(VOLUME SPECIFICO)  
→ volume per atomo: aumenta per ↑ T



delta e gamma non sono fasi magnetiche, mentre alpha è magnetico fino a Tcurie, oltre non lo è più.

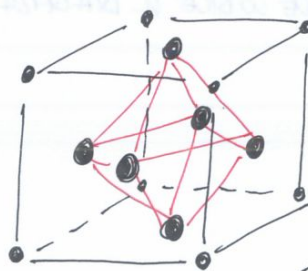
Esiste anche una fase epsilon che ha struttura esagonale compatta. Compare per pressioni elevatissime (150000 bar) non si vede nel d.d.s.

Esiste anche una fase epsilon nel ferro che però non si vede nel d.d.s. la vedremo fra qualche tempo nel dettaglio quando parleremo di acciai inox. Ha struttura esagonale compatta, si crea a pressioni elevatissime, dell'ordine di 150000 bar, si ritiene che sia presente al centro della terra e nelle microstrutture di alcuni acciai austenitici si formano a freddo.

SETTI INTERSTITIALI

2 tipi di interstizi → ottaedrico: mondo tutti i centri della

Questo interstizio è importante perché è quello occupato dal carbonio in soluzione solida con il ferro austenite. Le dimensioni sono di poco più piccole di quelle dell'atomo di carbonio perciò riesce a infilarsi benissimo causando sporgimenti trascurabili.



Questo è un vero ottaedro, tutti gli spigoli hanno la stessa lunghezza, quindi è del tutto regolare.

Creare un campo di sforzi isotropi perché qui altri atomi vengono?

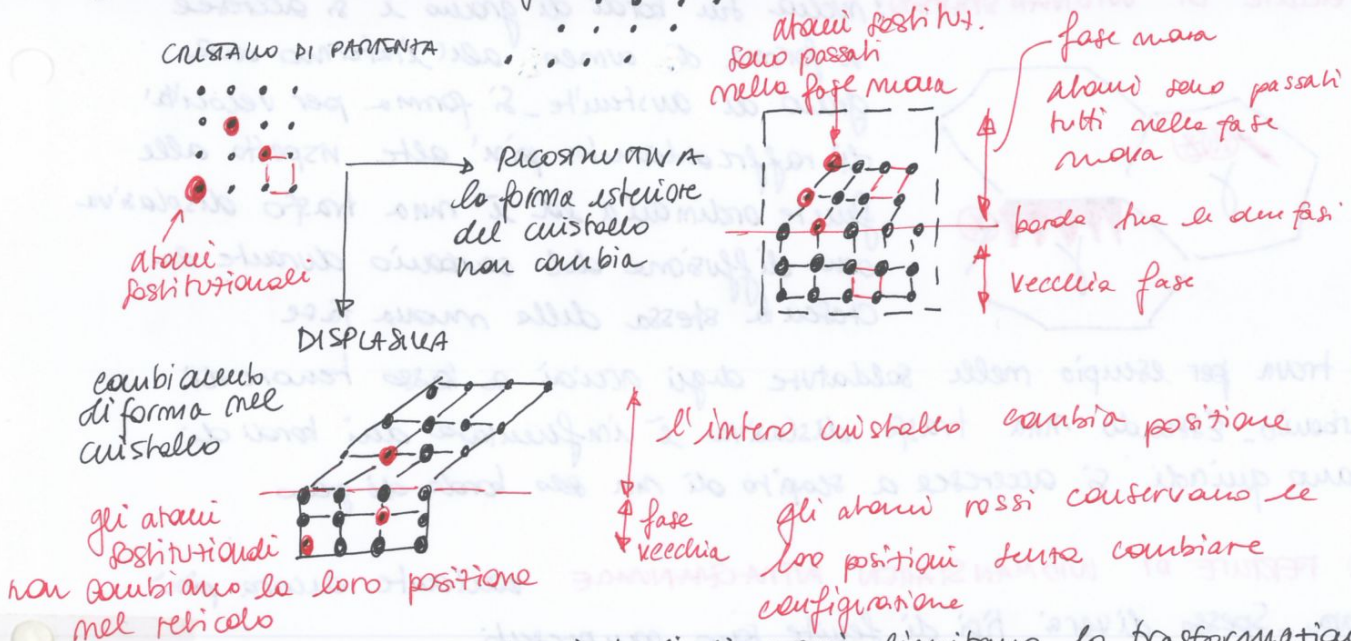
TRASFORMAZIONI DI FASE <sup>Co</sup> RISTRUTTIVE O DISPLASIVE (militari) (civili)

Ricostruttive: processo che avviene per diffusione delle diverse specie atomiche -

d'ordine degli atomi non si conserva, sono trasformazioni disordinate. Non è limitata dai bordi di grano.

Displasiva: non si verifica diffusione al livello degli atomi di ferro e di quelli sostituzionali del ferro e si conserva la posizione degli atomi.

Gli atomi cambiano posizione in base ad una regola. È limitata dai bordi di grano precedenti.



Un'altra caratteristica è che i bordi di grano limitano la trasformazione displasiva: la nuova fase può crescere a scapito solo di un singolo cristallo precedente considerato che la posizione degli atomi precedente la trasformazione non cambia.

- Tipiche trasformazioni ricostruttive sono:
- γ → ferrite ALUTRUMORFA
  - γ → perelite
- Tipiche trasformazioni displasive:
- γ → ferrite di Widmanstätten
  - γ → bainite
  - γ → martensite: è quella che segue tutte le regole delle trasformazioni displasive, le altre trasfo non sono peraltro displasive. In più anche gli atomi di carbonio sostituzionali mantengono le posizioni relative

Lezione 29 settembre 2014 ( allegato)

Calcolo del numero di vacanze nel rame a differenti valori di temperatura

Calcolare il numero di vacanze per  $\text{cm}^3$  e per atomo per il rame a temperatura ambiente (298K) ed a 1357K (appena sotto la temperatura di fusione). Si rammenta che l'energia necessaria per produrre una vacanza nel rame è di 20kcal/mol, il parametro di cella del rame è 362 pm ed il suo reticolo fcc contiene 4 punti/cella. Si ricorda inoltre che  $R=1.987 \text{ cal/mol K}$

Svolgimento

Dati:	$T_1 = 298 \text{ K}$ $Q = 20 \text{ kcal/mol}$ $R = 1.987 \text{ cal /mol K}$	$T_2 = 1357 \text{ K}$ $a_0 = 362 \text{ pm (4 pt/cell)}$
-------	--	--

Il rame è un metallo puro e perciò in ogni punto del reticolo ho un atomo. In una cella ci sono perciò 4 atomi. Il numero  $n$  di atomi per  $\text{cm}^3$  di rame (densità atomica) si otterrà come rapporto tra il numero di atomi in una cella ed il volume corrispondente:

$$n = \frac{n_{pt}}{a_0^3} = \frac{4}{a_0^3} \qquad [at / m^3] = [1 cell] \frac{[at / cell]}{[m^3]}$$

$$n_v = n \cdot e^{-\frac{Q}{RT}}$$

La concentrazione di difetti alle due temperature sarà perciò:

$$n_{v,T_1} = n \cdot e^{-\frac{Q}{RT_1}}$$

$$n_{v,T_2} = n \cdot e^{-\frac{Q}{RT_2}}$$

Ricordarsi di usare il valore CORRETTO per R (attenzione alle unità di misura) e soprattutto **la temperatura in K**.

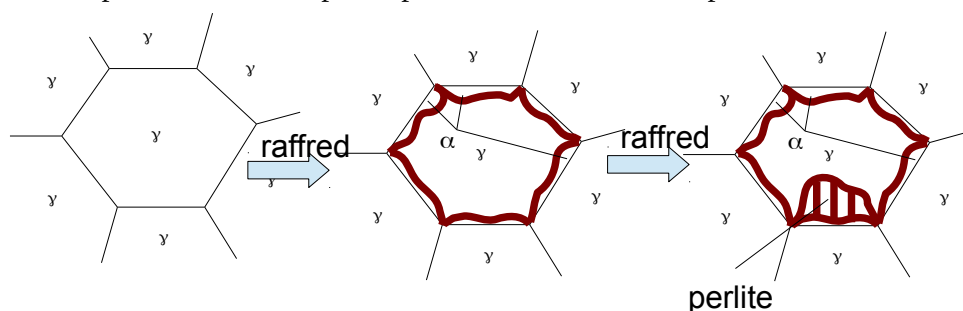
Notare che per T tendente allo zero assoluto il numero di vacanze tende a zero!

Risultato 1:  $n_{v,298K} = 1.8 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-3}$   $n_{v,1357K} = 5.07 \cdot 10^{25} \text{ m}^{-3}$

cambia nulla se non che prima di ottenere perlite si ha formazione di cementite dalla fase austenitica e poi dopo l'eutetoidico si ha formazione di perlite.

Un altro aspetto molto importante è la distanza interlamellare  $s$ , che è il periodo dopo il quale si ha una struttura ripetitiva, che può essere anche descritta come la distanza tra due lamelle di cementite. E' molto importante per le proprietà della perlite ed è determinata dalla velocità di raffreddamento: tanto più il raffreddamento è veloce tanto più la trasformazione perlitica avviene a temperature minori e le lamelle sono sottili e la distanza interlamellare diventa piccola. C'è una spiegazione in due motivi:

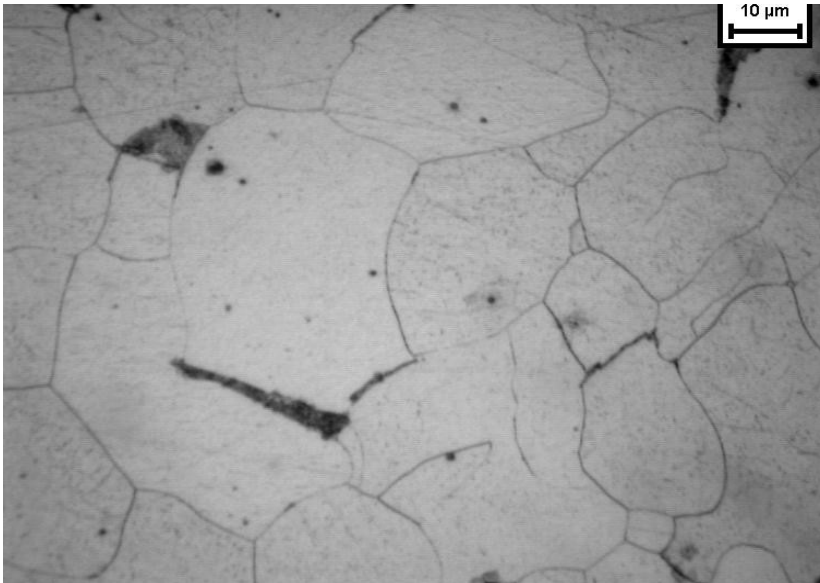
- tanto più il raffreddamento è veloce tanto più la trasformazione avviene con ritardo e quindi a temperatura più bassa. Questo perché esiste un ritardo rispetto alla curva di raffreddamento, ritardo tanto maggiore tanto più è veloce il raffreddamento. Se la trasformazione avviene a temperatura più bassa la differenza di energia libera, che è un po' la forza motrice della trasformazione, diventa grande. Questa energia libera è la differenza tra l'energia libera della fase di partenza e l'energia libera del nuovo costituente, man mano che si scende di temperatura questa differenza diventa più grande. Questo significa che tanto più la trasformazione avviene a basse temperature tanto più c'è a disposizione una energia libera per fare qualcos'altro, che viene usata per creare delle nuove interfacce tra ferrite e cementite. Quindi tanto più le lamelle sono sottili tanto maggiori sono le aree di interfaccia delle due fasi per unità di volume. Quindi la perlite può essere molto fine a T bassa perché la trasformazione ha a disposizione maggiore energia per creare delle superfici; mentre a T più alta questo non è possibile, si formano delle lamelle più grossolane. E questa è una ragione di tipo energetico;
- c'è poi tutta una questione riguardante il percorso degli atomi di carbonio. Man mano che si riduce la temperatura il fatto che si formino delle lamelle via via più sottili permette anche di riuscire a far muovere il carbonio a distanze minori. Il percorso che deve fare il carbonio è circa la metà della distanza interlamellare, quindi tanto è più piccola tanto meno percorso deve fare il carbonio. Questo spiega anche in parte come, diminuendo la temperatura, la trasformazione procede più veloce, perché le distanze da coprire sono più basse permettendo così crescita più veloci. In un acciaio ipoeutetoidico la ferrite si forma a partire dai bordi di grano dell'austenite, quanta se ne forma dipende da quanto carbonio c'è. Con un raffreddamento ulteriore si ha formazione di perlite a ridosso della ferrite che è cresciuta a bordo grano. Ovviamente se siamo all'eutetoidico con quella percentuale di carbonio non si ha formazione prima di ferrite e poi di perlite, ma direttamente perlite.



#### OSSERVAZIONE METALLOGRAFICA

Quando vengono presentate delle immagini metallografiche, si fa riferimento alla seguente procedura:

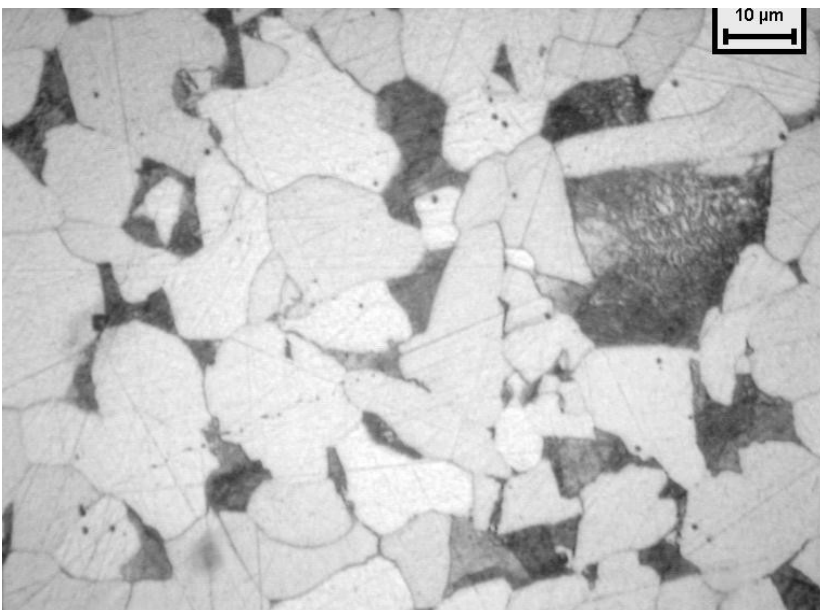
- si taglia il materiale con una lavorazione per asportazione di truciolo, in modo tale da non surriscaldare il materiale, e si lucida tramite degli abrasivi grossolani e via via sempre più fini, in maniera tale da avere una superficie a specchio con una rugosità molto piccola;
- dopo questa operazione si può osservare al microscopio. In questo modo si possono vedere solo le inclusioni, la matrice metallica invece risulta omogenea e riflettente. Per



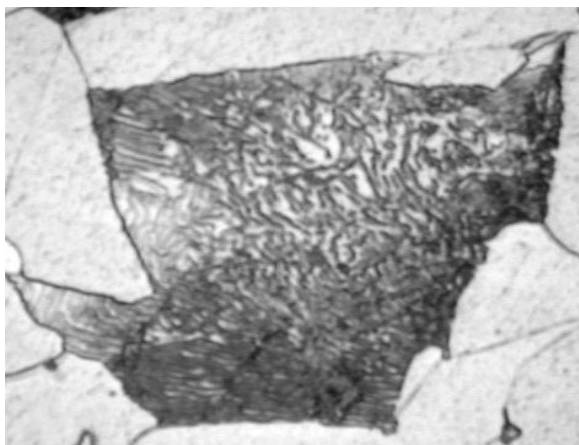
#### ACCIAIO 0,1% RICOTTO

Qui abbiamo una microstruttura di ferrite e perlite, il bianco è la ferrite e le parti scure sono i bordi di grano mentre le zone più scure ancora sono la perlite. Sono molto piccole queste zone, perchè abbiamo un basso contenuto di carbonio, siamo molto vicino all'asse verticale a sx, si forma molta ferrite e pochissima cementite. L'austenite si trasformerà poi in ferrite.

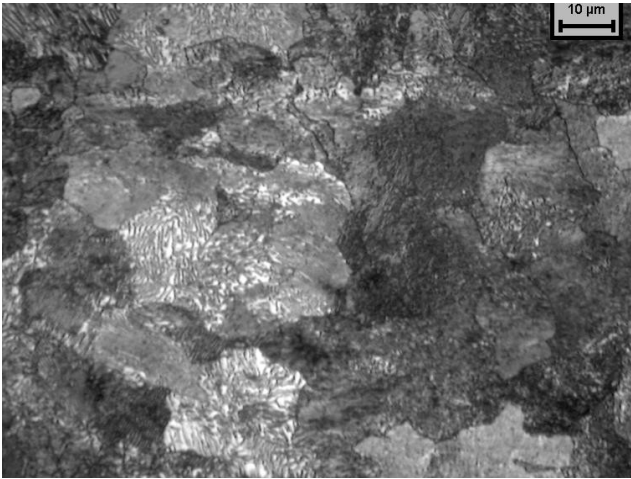
#### ACCIAIO 0,25 % RICOTTO



In questa immagine comincia a vedersi una distribuzione con ferrite e cementite con maggiore quantità di cementite.



Qui si vede maggiormente la struttura a lamelle anche se poco distinte, non sono perfettamente diritte nella realtà, devono rispettare la crescita secondo il modello a foglia di cavolo.



*Eutettoidico ricotto. La bandizzazione negli acciai*

Le zone grigie scure che sarebbero la perlite, tendono ad essere orientate a bande: questo è dovuto a delle variazioni locali di composizione chimica. Questo si riscontra negli acciai legati con carbonio e manganese o altri elementi di lega quando questi accia sono stati come quasi sempre sono colati e laminati. Durante la colata si hanno delle piccole variazioni di composizione, quindi i primi grani che ci formano sono più poveri di elementi di lega, gli ultimi sono più ricchi di elementi di lega. Quando poi i lingotti o bramme vengono laminati a caldo queste piccole

variazioni di composizione vengono deformate a caldo nello stesso modo con cui vengono deformate le bramme o lingotto prendendo la stessa forma allungata. E quindi si hanno regioni con variazioni composizionali in positivo e negativo allungate nel prodotto siderurgico. Per effetto degli elementi di lega non tanto del C ma degli altri elementi di lega le T A1 e A3 quindi in certi punti comincia prima una trasformazione e vengono fuori delle strutture bandizzate. La prima immagine è una sezione longitudinale mentre la seconda sezione è trasversale per cui non si nota l'effetto della bandizzazione. La bandizzazione non ha grandi conseguenze nelle proprietà meccaniche dell'acciaio.

**ACCIAI EUTETTOIDICI O PERLITICI**

Viene utilizzato principalmente in fili e binari ferroviari. Binari perché richiedono resistenza e purezza che la perlite conferisce in genere le proprietà meccaniche migliori si ottengono con altre microstrutture ma per questo tipo di applicazioni è perfetta.

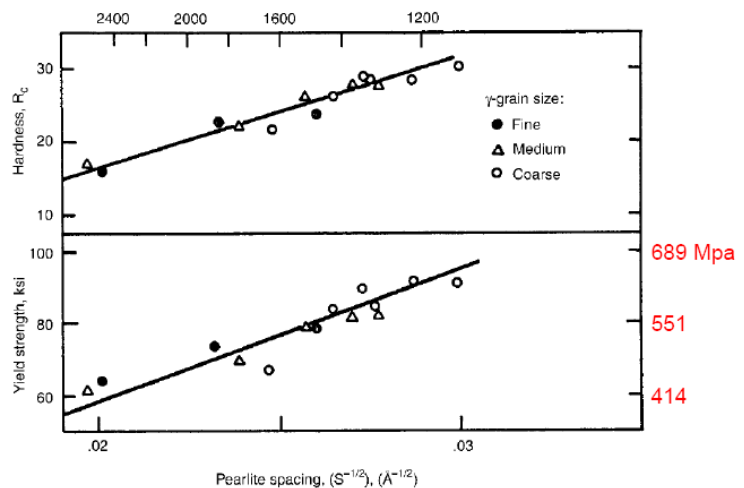
Questa formula fa capire come la distanza interlamellare influisca nella tensione di snervamento.

$$\text{Yield strength (MPa)} = 2.18(S^{-1/2}) - 0.40(P^{-1/2}) - 2.88(d^{-1/2}) + 52.30$$

Tanto più il grano è fine tanto più la tensione di snervamento è elevata per effetto di ostacolo del movimento delle dislocazioni ai bordi di grano.

Nel caso della perlite risulta una cosa simile in cui oltre ad avere influenza della dimensione del grano abbiamo una influenza della distanza interlamellare (microm), della dimensione delle colonie perlitiche (microm), e della dimensione del grano austenitico ( microm). Fondamentale è la distanza interlamellare, tanto più sono sottili le lamelle e tanto più la resistenza meccanica è elevata.

Il grafico che segue rappresenta la distanza interlamellare nelle ascisse espressa come radice per avere delle linee rette e si vede che la resistenza meccanica e la durezza aumentano linearmente con il reciproco della distanza interlamellare. Quindi per la resistenza è meglio avere una perlite formata a T più bassa con un raffreddamento più veloce in modo da avere una buona parte della perlite che si forma a T bassa. Un'applicazione importante è quella che prevede l'utilizzo degli acciai eutettoidici,

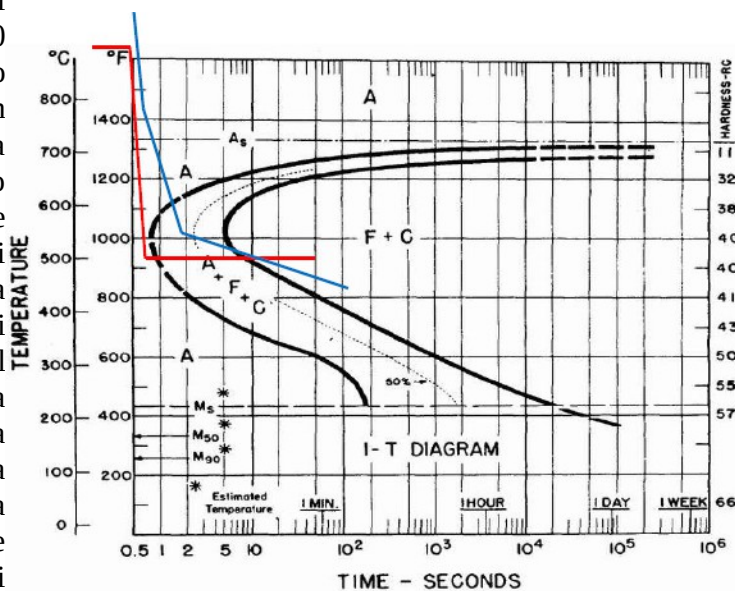


una qualsiasi microstruttura tanto comunque l'elemento in gioco deve subire dei trattamenti successivi lo si riscalda anche, se invece l'obiettivo è quello di ottenere una microstruttura più fine allora può essere conveniente nelle ultime gabbie lasciar scendere la temperatura, in modo tale da non far crescere ulteriormente il grano ( crescita favorita dall'alta T). Ci sono due tipi di strade: una è quella di controllare perfettamente T e deformazione per ottenere gli effetti voluti sul prodotto finito perché poi il prodotto finito si prende e si usa così com'è, oppure l'altra strada è quella per cui il prodotto deve essere ulteriormente trattato per cui quello che è stato fatto prima a livello di trattamenti non importa più di tanto.

Dopo la laminazione a caldo seguono delle deformazioni a freddo o dei trattamenti termici. I prodotti siderurgici con spessori piccoli ( diametri di due o tre mm o lamiere dello spessore di 5 mm) non si riescono a fare per laminazione a caldo, sia perché le perdite sono troppo grandi in relazione allo spessore e sia perché è richiesta su queste dimensioni una certa precisione che con la laminazione non è possibile ottenere. Vengono fabbricati successivamente con ulteriore deformazione plastica a freddo. Successivamente si può fare poi una ricottura per eliminare delle tensioni residue nel componente.

In seguito alla laminazione avviene il processo detto di patentamento per trasformare il prodotto in perlite: il prodotto viene preso direttamente dall'uscita della laminazione a caldo e viene sottoposto ad un trattamento controllato. Per spiegare il processo Stelmor ci serviamo delle curve TTT. Il diagramma TTT è un diagramma log(t)-T dove si prendono dei campioni di acciaio che vengono austenitizzati, cioè vengono riscaldati

alla temperatura superiore ad A3 di 50 gradi per esempio e poi vengono raffreddati in modo diverso, ciascun campione viene portato ad una certa temperatura molto velocemente e lo si mantiene in T fino a fine trasformazione. Queste trasformazioni avvengono in un sale fuso e si osserva cosa succede al campione. Quindi raffreddo istantaneamente il campioncino e lo tengo in temperatura per un tempo infinito. Si osserverà la comparsa della nuova fase a partire da austenite e si osserverà la completa trasformazione della nuova o nuove fasi. Collegando tutti questi punti di inizio e fine trasformazione per ogni campione si ottengono le due curve di trasformazione, che sono asintotiche ad A1 o ad A3 perché a quella T la trasformazione non procede o meglio procede per tempi infiniti. Il processo di patentamento consiste nel portare il materiale sui 500 °C per ottenere una perlite molto fine e relativamente in fretta ( decina di secondi da quando si raggiunge la temperatura). Il processo di patentamento è stato sostituito dal processo Stelmor, perché bisognava introdurre l'acciaio in un bagno di piombo fuso o altri liquidi non tanto facili da trattare ( questione ecologica e ambientale). Quindi è stato sostituito con un processo con raffreddamento in aria, facendo raffreddare il pezzo a velocità diverse utilizzando diversi trucchi. In sostanza in questo processo ( in blu nel diagramma rispetto al rosso con il quale viene indicato il patentamento) veniva effettuato con un raffreddamento più veloce che è seguito da un raffreddamento più lento in aria o con qualche spruzzo di aria nella parte iniziale ( il filo viene disteso lungo il primo tratto dove ha maggiore area di contatto con il mezzo per disperdere calore, mentre nel secondo tratto è avvolto in questo modo si rallenta il processo di raffreddamento). L'idea di fondo è sempre quella di ottenere un raffreddamento intorno ai 500 ° in maniera tale da ottenere una perlite molto fine.



Quindi è stato sostituito con un processo con raffreddamento in aria, facendo raffreddare il pezzo a velocità diverse utilizzando diversi trucchi. In sostanza in questo processo ( in blu nel diagramma rispetto al rosso con il quale viene indicato il patentamento) veniva effettuato con un raffreddamento più veloce che è seguito da un raffreddamento più lento in aria o con qualche spruzzo di aria nella parte iniziale ( il filo viene disteso lungo il primo tratto dove ha maggiore area di contatto con il mezzo per disperdere calore, mentre nel secondo tratto è avvolto in questo modo si rallenta il processo di raffreddamento). L'idea di fondo è sempre quella di ottenere un raffreddamento intorno ai 500 ° in maniera tale da ottenere una perlite molto fine.



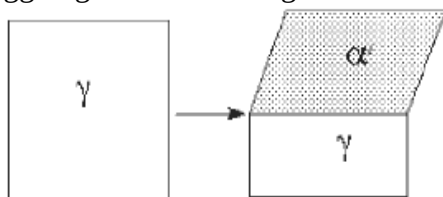
dovuto alla presenza di carbonio in eccesso rispetto al limite dello 0,02 % della ferrite: la martensite infatti si può anche definire come una ferrite soprasatura di carbonio. La presenza del carbonio porta a dilatare il reticolo per far spazio al carbonio, e gli atomi di carbonio sono disposti soltanto in un sottoinsieme degli interstizi che hanno come effetto sinergico quello di deformare il reticolo in direzione particolare in maniera tale che il reticolo assume una forma tetragonale. In particolare le posizioni interstiziali occupate sono quelle indicate con Z, le altre no. Queste posizioni interstiziali del CCC avevano la caratteristica di non essere degli ottaedri perfetti. Gli atomi di carbonio che occupano posizioni Z, fanno sì che il reticolo venga dilatato e che il reticolo venga ad avere un rapporto c/a un po' più elevato di quello CCC.

La trasformazione in martensite soprasatura di C non si trova nel diagramma di stato perché è una fase metastabile, con un'energia libera maggiore di ferrite e cementite e quindi meno stabile rispetto ad esse, che invece, appunto, compaiono nel diagramma di stato. Però per ragioni cinetiche quando una trasformazione avviene velocemente il carbonio non fa in tempo a diffondere velocemente e rimane intrappolato in un reticolo di tipo alfa. Mano mano che si raffredda l'austenite quando si arriva al  $M_s$  comincia a formarsi la martensite la cui quantità dipende dalla temperatura raggiunta dal raffreddamento, tanto più il raffreddamento avviene a T bassa tanta più martensite si forma indipendentemente dal freddo. Quando finisce la trasformazione viene raggiunta una temperatura chiamata  $M_f$  dove non c'è più austenite. La trasformazione martensitica non dipende dal tempo però il raffreddamento deve essere veloce per avere una temperatura molto bassa rispetto a quella in cui avviene la trasformazione perlitica. E' necessario che sia veloce perché è l'unico modo per avere austenite a quella temperatura, perché la trasformazione in gioco è dell'austenite in martensite e non di altre fasi in martensite, quindi la velocità elevata è necessaria per evitare che avvengano le altre trasformazioni volte a trasformare tutta l'austenite prima di altre. La percentuale di martensite che si forma aumenta con una legge di tipo esponenziale con la diminuzione della T:

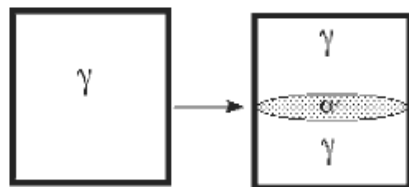
$$v_\alpha = 1 - \exp(-0,11 \cdot (M_s - T)) \quad T \leq M_s$$

quindi al  $M_s$  la frazione è zero; per  $T > M_s$  la frazione in volume tende a 1. E' una relazione individuata sperimentalmente.

Come tutte le trasformazioni questa trasformazione può avere una velocità di nucleazione e una di crescita: quella di crescita non appena si attiva un possibile nucleo cresce molto rapidamente fino a raggiungere il bordo di grano dell'austenite, lo attraversa non lo riempie. Man mano che si abbassa



unconstrained transformation



constrained transformation

la T si attivano più di questi punti di nucleazione. In realtà alla martensite si accompagna una piccola frazione di austenite residua. Il  $M_f$  è considerata convenzionalmente come la temperatura alla quale avviene il 95% della trasformazione martensitica. Dunque a T ambiente può esserci una piccola percentuale di austenite residua. La trasformazione è di tipo displasivo quindi esiste una regola fissa che stabilisce la posizione degli atomi dal vecchio reticolo al nuovo. Non è così semplice però. L'immagine in alto dice quale sarebbe l'esito della trasformazione se non ci fossero dei vincoli alla deformazione: l'austenite è rappresentata come un cubetto, un piano invariante divide la ferrite dall'austenite e si assiste ad una variazione di forma.

In realtà la nuova fase di martensite però si forma in un reticolo di austenite che ne costituisce un vincolo fisico e le impedisce di assumere la forma naturale che assumerebbe. Quindi questi vincoli fanno sì che la martensite assuma queste forme lenticolari per effetto dei vincoli ai cambiamenti di forma.

Durante la trasformazione martensitica abbiamo tre diversi fenomeni che avvengono allo stesso tempo e che si sovrappongono:

Lezione 24 ottobre 2014

CARATTERISTICHE DELLA MARTENSITE ( continuazione)

Quali sono le caratteristiche generali della martensite?

- Questa trasformazione avviene soltanto se non si è precedentemente trasformata in ferrite o ferrite e perlite. Ha una struttura molto simile alla ferrite anche se non è esattamente uguale.
- E' una trasformazione indipendente dal tempo. Cioè dipende solo dalla temperatura, alla  $M_s$  parte la trasformazione dove ho già l'1 % della nuova fase. Man mano che la  $T$  si abbassa al di sotto di  $M_s$  si forma una frazione sempre maggiore della nuova fase fino ad ottenere a  $M_f$  a  $T$  più bassa con il 95% della trasformazione. ( la trasformazione è asintotica, è difficile trovare una temperatura alla quale si ha il 100%). Questa particolare cinetica è legata al fatto che la trasformazione non richiede una diffusione e quindi non è legata al fenomeno principale della diffusione che introduce il vincolo del tempo.
- La trasformazione martensitica dipende solo dalla nucleazione, cioè non appena si nuclea la martensite cresce rapidamente e si estende fino alla sua massima estensione possibile, che dipende dai bordi di grano austenitici che non possono essere attraversati e da problemi legati alle variazioni volumiche legati alla nuova fase. Dopo di che si ferma e in sostanza la trasformazione dipende soltanto da quanti nuclei vengono attivati. Possiamo immaginare che ad una certa temperatura vengano attivati un certo numero di punti di nucleazione e che man mano che scende il valore della temperatura si attivano e si forma sempre di più martensite.  $M_s$  può essere anche al di sotto di temperatura ambiente. Se dell'austenite è sopravvissuta fino a temperature al di sotto di  $M_f$  allora non si ritrasforma più, perchè nemmeno la trasformazione bainitica avviene a quelle temperature. Dunque austenite residua e martensite rimangono meta stabili a temperatura ambiente, questo contribuisce a dare delle caratteristiche meccaniche particolari all'acciaio tali per cui delle volte è ricercata la presenza di austenite residua.

Il  $M_s$  è dipendente dagli elementi di lega, con peso maggiore dato dalla presenza del carbonio:

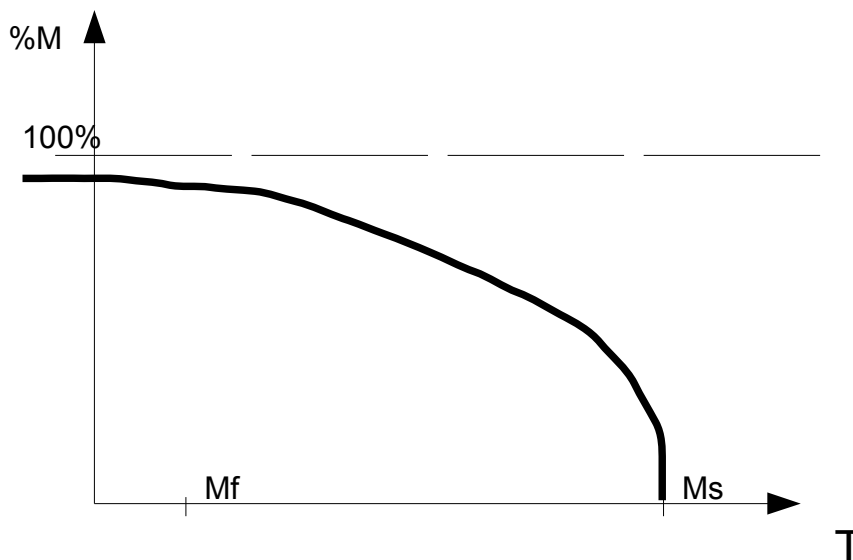
$$M_s = 539 - 423\%C - 30\%Mn - 12\%Cr - 17\%Ni - 7\%Mo \quad \text{ANDREWS}$$

( praticamente tutti gli elementi di lega abbassano il  $M_s$ , alcuni perchè sono austenitizzanti, altri un po' meno per gli effetti che hanno nella nucleazione della nuova fase)

La percentuale in volume della nuova fase :

$$v_{\alpha'} = 1 - \exp(-0,11 \cdot (M_s - T)) \quad \text{per } T < M_s$$

diagrammando questo andamento ottengo il seguente grafico ( del tutto qualitativo):



un piano invariante. Questo viene ottenuto in sostanza con la combinazione di tre cose:

- deformazione di bain; (aspetto omogeneo)
- rotazione rigida del nuovo cristallo rispetto al vecchio; (aspetto omogeneo)
- deformazioni plastiche per movimento delle dislocazioni oppure per geminazione della nuova fase.

Queste deformazioni plastiche messe insieme danno luogo ad un aggiustamento della forma del reticolo della martensite in maniera tale che a livello cristallografico possa rispettare la deformazione di bain però allo stesso tempo è stato ruotato per ridurre al minimo le tensioni sulla fase preesistente. Questo ha delle conseguenze improntanti e cioè che la martensite nasce come una fase fortemente deformata, quindi non solo è una fase fortemente deformata dove il carbonio occupa determinati siti rispetto ad altri ma in più è una ferrite arricchita di carbonio con una forte componente di deformazione plastica. La presenza di una deformazione plastica durante una trasformazione di base porta anche essa a rafforzare la nuova fase per effetto del traffico delle dislocazioni che si ostacolano a vicenda. Rispetto all'austenite da cui deriva avrà una maggiore concentrazione di dislocazioni. Tutto questo concorre alla caratteristica meccanica della martensite, cioè di essere una fase molto dura e fragile.

I meccanismi di rafforzamento che per la martensite sono, infatti:

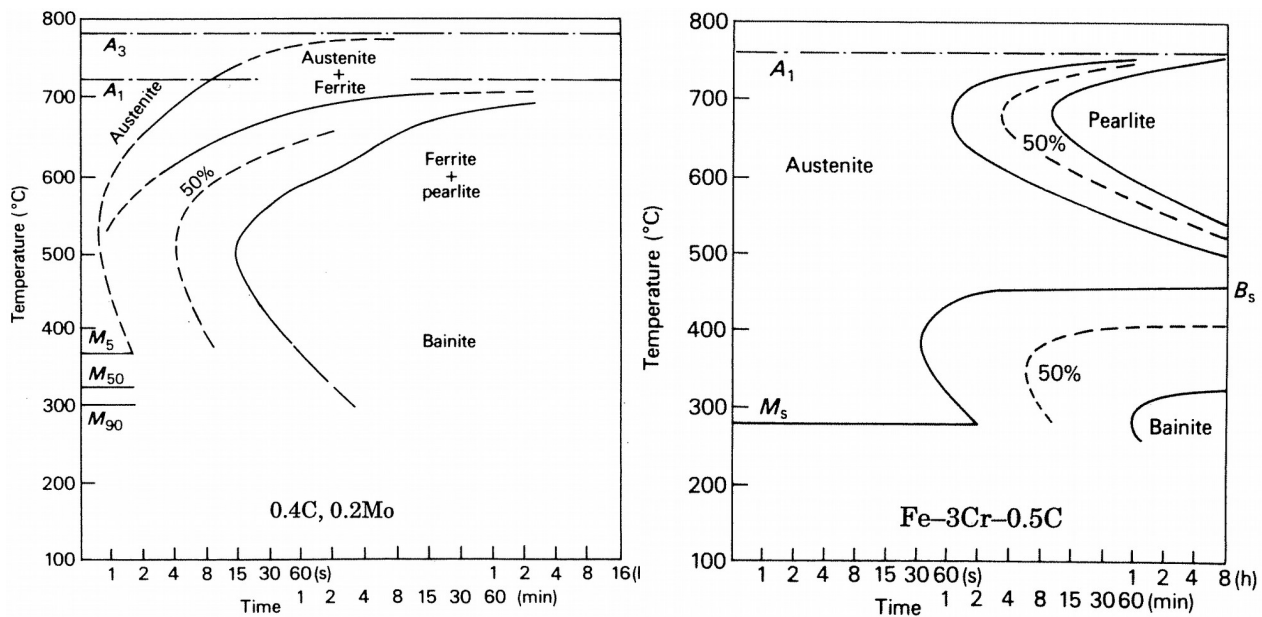
- rafforzamento per soluzione solida interstiziale, che è sicuramente il rafforzamento più importante;
- dimensione dei cristalli molto piccola ( quindi dimensione del grano);
- rafforzamento per incrudimento.

Di questi tre per la martensite il primo è molto importante. Quindi più carbonio c'è più la martensite diventa dura. La martensite è una fase molto importante, esistono degli acciai che vengono messi in opera con una certa percentuale di martensite soprattutto a basso tenore di carbonio; negli acciai a medio alto carbonio raramente si cerca di ottenere martensite, perché man mano che aumenta la % di carbonio aumenta la durezza ma diminuisce la tenacità. Un acciaio con 0,4% di C raramente si utilizza con struttura martensitica, però gli acciai con lo 0,1 o 0,2% di C vengono prodotti con strutture in parte martensitiche per ottenere certi scopi. Gli acciai a medio tenore di carbonio cioè 0,4% C vengono trasformati interamente in martensite durante un passaggio intermedio della loro lavorazione e poi la martensite viene sottoposta a processi successivi detti di rinvenimento.

## DIAGRAMMI TTT E LA BAINITE

Immaginiamo di prendere tanti campioni di acciaio tutti uguali, dei cilindretti di 2 mm di diametro e di altezza. Li portiamo tutti in un forno di austenitizzazione, a temperature A3 più una 50ina di gradi. Successivamente vengano spostati in un ambiente, tipo un bagno salino o una camera a temperatura controllata, tale da portare la loro temperatura a un certo valore, diverso per ogni campione e li teniamo in temperatura. I campioni devono essere molto piccoli perché devono passare molto rapidamente dalla temperatura del forno a quella X che vogliamo che raggiungano: il riscaldamento deve essere veloce per avere a quella temperatura tutta austenite. Osserviamo il campione per un certo tempo, teoricamente infinito, praticamente per delle ore. Si può costruire un grafico chiamato diagramma TTT. Il grafico riporta in ordinate la temperatura e in ascisse log-t. Per ciascun campione è possibile individuare sul diagramma un punto di inizio trasformazione e un punto di fine trasformazione. Supponiamo che sia un acciaio eutetoidico con 0,76% di carbonio: così ho una sola fase che si forma, non ci sono diverse fasi in competizione che si formano. Uniamo questi punti con due curve, dette di inizio perlite, per esempio, e l'altra di fine perlite. In sostanza è questo il diagramma TTT, dove si riporta anche la temperatura A3 e A1 se è diversa da A3. Già in questo acciaio, ancor di più in acciai più legati che non siano eutetoidici, compaiono altre trasformazioni e quindi altre fasi possibili.

## DIAGRAMMI TTT



Nel diagramma a sinistra abbiamo un acciaio poco legato: esistono delle diverse curve a C che simboleggiano l'inizio della trasformazione e fine di esse. Tra A1 e A3 c'è il campo bifasico gamma più alfa. La curva di inizio trasformazione è tratteggiata perchè dato che l'inizio trasformazione è segnalato per tempi inferiori al primo secondo gli sperimentatori non erano sicuri dove fosse esattamente posizionata. Concettualmente si può immaginare sia continua. Fino alla temperatura di poco superiori a 500°C è stata sperimentalmente rilevata la presenza di ferrite prima della comparsa di perlite. Dopo invece si osserva un solo inizio di trasformazione, quindi si potrà formare solo perlite e a T più basse solo bainite. Nella parte bassa del grafico non esiste un confine preciso tra bainite e perlite e ferrite, probabilmente non erano facili da distinguere con i mezzi utilizzati per creare questo diagramma. In basso sono segnalati anche il Ms M<sub>50</sub> e il M<sub>90</sub> dove il pedice indica la % di martensite ottenuta. Sulla destra abbiamo un diagramma TTT di un acciaio con tenori di lega notevolmente maggiori. Vi è solo indicata A1 quindi potremmo pensare che sia un acciaio di tipo eutettoidico, dove per l'appunto A1=A3, in realtà guardando bene la composizione ci si accorge che la % di C è di 0,5. Qualcosa sembrerebbe non tornare, in realtà la %C che si ha all'eutettoidico risulta influenzata dalla presenza di elementi di lega, per cui con sola quella percentuale di carbonio sarebbe un acciaio di partenza ipoeutettoidico, ma avendo una percentuale di cromo pari allo 3% allora quell'acciaio risulta eutettoidico allo 0,5%C. Una importante differenza tra i due diagrammi è data dalle tempistiche con le quali avvengono le trasformazioni: la trasformazione austenite-perlite nel diagramma a dx, con T=600°C, avviene tra i 2 minuti e gli 8 minuti, mentre del diagramma a sinistra tutta la trasformazione si è già completata in 30 secondi. Quindi la presenza di elementi di lega rallenta le trasformazioni. Per esempio il cromo rallenta le trasformazioni di fase perchè presenta una differente ripartizione tra ferrite e cementite: tende ad essere presente in una maggior percentuale nella cementite che nella ferrite, si deve muovere per diffusione e questo fenomeno richiede tempi più lunghi. La presenza di cromo poi rallenta la diffusione del carbonio. Quindi il cromo sposta le curve TTT verso destra. Un'altra differenza che si nota è la forma nella zona della bainite: nell'acciaio non legato è difficile distinguere la bainite dalla perlite perchè i tempi di trasformazione sono più o meno gli stessi, diventando di fatto una curva unica, mentre nell'acciaio legato esistono due curve distinte tra perlite e bainite, distinte da campi di temperature diverse. Come si vede nel diagramma a destra 8 ore non bastano a completare tutte le reazioni, mentre nell'altro diagramma otto ore sono più che sufficienti. Il Ms è poi notevolmente più basso, riduzione notevole sia per la percentuale di carbonio che per quella degli elementi di lega. Quindi se volessi ottenere una struttura martensitica come si vede dal diagramma è molto più facile ottenerla in un acciaio legato, infatti dal diagramma si evince che partendo da acciaio legato è sufficiente

sub unità nascono se si verifica una riduzione di energia libera nel momento in cui si sviluppa questa sub unità, dove per energia libera si intende quella della ferrite soprasatura di carbonio rispetto all'austenite con la stessa %C. Con questo vincolo aggiuntivo la temperatura soglia dipende dal tenore di carbonio e dal tenore degli elementi di lega: dunque ogni acciaio ha un suo  $B_s$ . La temperatura minima non è ben definita con una formula. Il  $B_s$  si stabilisce con una formula, simile per la  $M_s$ :

$$B_s = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr$$

$B_s$  tende a scendere con l'aumentare del tenore di carbonio e degli elementi di lega. Nei diagrammi TTT per la trasformazione ho una curva di inizio e fine a forma di C a giustificare che è una trasformazione che dipende dal tempo.

Esiste una ulteriore trasformazione simile, che coinvolge la ferrite aciculare: anzichè formarsi dai bordi di grano nuclea da qualche difetto all'interno dei grani stessi. Questa ferrite viene ottenuta con una specie di artifici che permettono la nucleazione all'interno del grano:

- prima di tutto la formazione di un grano più grande permette di avere meno bordi di grano per unità di volume;
- secondo: l'introdurre del boro che aiuta in tal senso;
- terzo: far formare un po' di ferrite preeutetoidica che riduce la capacità dei bordi di grano austenitici di fare da punti di nucleazione;
- quarto: aggiungere delle inclusioni che danno luogo a tanti punti di nucleazione.

La ferrite aciculare è più disordinata rispetto alla bainite, ed è richiesta per aumentare la tenacità o se è richiesto inserire nel materiale delle direzioni preferenziali di rottura.

A livello di proprietà meccaniche, vediamo come si comporta la bainite: anche qui c'è un grano relativamente piccolo, molti bordi di grano, che implica rafforzamento per affinamento del grano. Considerato che anche questa si classifica come trasformazione di tipo dislocativa, non c'è una %C alta nella ferrite, quindi il carbonio si considera come elemento interstiziale ed è presente per questo un meccanismo di rafforzamento per seconda fase, (costituita cioè i carburi precipitati). Il rafforzamento per precipitazione è tanto più efficace se i precipitati sono piccoli e numerosi. Quindi la bainite inferiore ha proprietà meccaniche migliori perchè ha più carburi finemente dispersi in matrice di fase alfa. Nella distinzione ai due tipi di bainite ha un ruolo anche la percentuale di carbonio: se c'è poco carbonio è più facile che si disponga sui bordi e quindi c'è maggiore tendenza a favorire la bainite superiore, al contrario ovviamente per la bainite inferiore. Ben difficilmente si può dire qualcosa sulla bainite con il microscopio ottico, se non che è bainite e niente di più. E' necessario un microscopio elettronico per vedere di più.

## DIAGRAMMI CCT

Esiste una differenza netta tra i TTT e i CCT (CCT = continuous cooling transformation, mentre TTT= tempo temperatura trasformazione). Nel diagramma CCT si rappresentano le trasformazioni a raffreddamento continuo, dove diventa fondamentale da velocità di raffreddamento. I primi sono diagrammi isotermi, dove in seguito ad un raffreddamento veloce si ha un mantenimento a temperatura costante fino alla fine del tempo fino ad osservare la fine delle trasformazioni; nei secondi invece si raffredda utilizzando un rateo di raffreddamento costante, dell'ordine di °C/sec. I primi vengono determinati sperimentalmente prendendo il campione e immergendolo in un bagno di sali fusi di solito tenuto a temperatura desiderata. Il secondo diagramma invece si crea sperimentalmente inserendo il campione in un fornello dove si ha un getto di gas che raffredda il gas e allo stesso tempo un sistema di riscaldamento con un controllo in retroazione per tenere la velocità di raffreddamento costante. E' infatti un sistema che raffredda e scalda allo stesso tempo. La temperatura di partenza è di completa austenitizzazione e osservo cosa succede al raffreddamento dell'austenite. Spesso si utilizza il diagramma doppio logaritmico, dove la velocità di trasformazione è rappresentata da una curva. Quando si ha a che fare con questi diagrammi si assiste al fenomeno delle trasformazioni interrotte: quando interviene la velocità di raffreddamento si assiste alla possibilità che delle trasformazioni, come quella della perlite che richiede tempo agli atomi di carbonio per diffondere venga interrotta e che l'austenite residua si trasformi in

## CONFRONTO TRA I DUE TIPI DI DIAGRAMMI TTT E CCT ( acciaio 0,38% C)

Nel caso del TTT le curve sono divise tra bainite e perlite ma non nettamente divise: infatti gli autori hanno scritto nel diagramma F che sta per ferrite senza precisare se bainite o perlite, comunque le curve in basso si riferiscono alla bainite. È un acciaio di tipo ipoeutetoidico, c'è una curva di inizio trasformazione in ferrite che è ben distinta dalla curva a inizio di perlite. A destra il diagramma CCT è quasi nella stessa scala: è esattamente uguale la Ms nel diagramma TTT intorno a 300 °C, essendo la martensite una trasformazione che non dipende dal tempo ha il suo valore costante nel tempo. Nel diagramma CCT in quanto variano le velocità di raffreddamento si ha una variazione di Ms in funzione della composizione della austenite a seconda delle trasformazioni che sono avvenute precedentemente quella della martensite. Nel diagramma CCT si distingue però la perlite ed il campo della bainite è chiuso da una linea in corrispondenza della velocità di raffreddamento per cui si ha il 100% di perlite e dunque non vi è più austenite da trasformare. Anche in questo grafico si assiste ad un abbassamento della Ms: i diagrammi sono quasi del tutto in scala quindi sovrapponibili e quindi si potrebbero confrontare delle temperature dei punti notevoli. Innanzitutto si nota che il naso tipico delle curve TTT corrisponde a 5 sec, mentre nel diagramma CCT è in corrispondenza di oltre 20 secondi. Questo è per sottolineare che le curve CCT sono un po' più a destra. Anche le temperature sottolineano che le curve sono un po' più in basso e un po' più a destra rispetto alle curve TTT. Comunque entrambi i diagrammi sono noti per via sperimentale: il diagramma TTT permette meglio di comprendere le varie trasformazioni, mentre il CCT è più utile a livello applicativo per capire che conseguenze ha quel tipo di raffreddamento su un determinato componente.

## INFLUENZA DEGLI ELEMENTI DI LEGA

Tutti gli elementi di lega tendono a portare le trasformazioni a tempi maggiori e a temperature più basse. Le curve di trasformazione si spostano verso destra, cioè gli elementi di lega ritardano in qualche modo le trasformazioni. Comunque non tutti gli elementi di lega hanno lo stesso effetto. Possiamo dividere gli elementi di lega in due categorie:

- **alfogeni o ferritizzanti:** essi stessi hanno la forma CCC e favoriscono la zona della fase alfa nel diagramma di stato. Esempio più classico è il Cr, con una %Cr=13% la fase delta si allarga, come il campo della fase alfa a tal punto da richiudere la fase gamma e fase delta e alfa sfociano in un campo unico. Elementi come il Cr sono il molibdeno, silicio, alluminio, boro, niobio ( che in particolare restringono il campo gamma);
- **austenitizzanti o gammogeni:** il più esemplare è il Ni. Tra questi elementi abbiamo nichel, manganese, il carbonio stesso. Hanno un effetto per cui i bordi della fase gamma aumentano con l'aumento della % dell'elemento.

Negli acciai con struttura costituita a temperatura ambiente da ferrite e vari tipi di carburi, questi elementi hanno preferenze a stare nella ferrite o nei carburi o in entrambi. Il nichel non ha preferenza a formare carburi; il molibdeno, vanadio, tungsteno, cromo, titanio, tungsteno si trovano nei carburi, anche più stabili di quelli di ferro.

Abbiamo delle trasformazioni di fase rallentate per due motivi essenzialmente:

- abbiamo una partizione degli elementi di lega durante la trasformazione e questo vale soprattutto per ferrite e perlite, trasformazioni di tipo diffusivo: gli elementi di lega si devono dividere. Il nichel per esempio va tutto in ferrite, il cromo nella cementite. Questa ripartizione richiede del tempo, cioè alla fine è la loro diffusione che richiede tempo. Questi elementi poi tendono ad rendere l'austenite termodinamicamente più stabile quindi riducono le differenze di energie libera che sono alla base delle trasformazioni di fase. Questo accade soprattutto per nichel e manganese e per il carbonio stesso, come tutti gli elementi austenitizzanti.
- Un'ultima ragione è che in alcuni casi gli elementi influiscono riducendo la diffusività del carbonio: esso ha più difficoltà a muoversi in un reticolo imperfetto, cioè dove ci sono elementi che non siano ferro.

Una delle pochissime eccezioni è il cobalto che accelera le trasformazioni.

- x Crescita del grano: aumentando ancora la T alcuni grani crescono a discapito di altri grani: questo è un processo legato alla riduzione di energia libera dei bordi di grano. Tanti più cristalli ci sono tanto più è piccola l'area dei bordi di grano per unità di volume del materiale tanto più il materiale presenta energia libera minore. Tutto questo insieme porta il materiale ad essere vicino ad essere al cristallo perfetto, al limite lasciando il materiale per tempi lunghi ad alta T si ha la formazione di un monocristallo tanto son cresciuti i cristalli. Non si arriva mai però a questo punto perchè è utile avere dei bordi di grano. Sono uno dei meccanismi di rafforzamento più utili perchè aumentano la resistenza senza influire tenacità e duttilità. Quindi nella pratica industriale ci si ferma alla ricristallizzazione che segue una forte deformazione;
- ipercritica o completa: si tratta di riscaldare fino a temperature superiori a A3, non troppo per evitare che il grano cresca troppo ( effetto indesiderato, porta a bassi valori di resistenza meccanica) con successivo raffreddamento lento in modo da seguire il dds, mediante stati di equilibrio dunque. Il raffreddamento lento permette di ottenere ferrite e perlite lamellare come microstruttura finale. Industrialmente questo si può ottenere con un raffreddamento in forno controllando la temperatura, oppure in un forno di austenitizzazione e poi in un forno di mantenimento a una certa T per la quale si ha una massima velocità di trasformazione ( tempo è denaro) e poi raffreddare più velocemente in aria a fine trasformazione per velocizzare il processo il più possibile.

Un effetto della ricottura è eliminare le tensioni residue nate da processi di deformazione plastica precedenti: la deformazione plastica non è sempre omogenea, per cui nascono delle tensioni interne. Non avere tensioni è utile se il materiale deve essere successivamente trattato per asportazione di truciolo.

2. NORMALIZZAZIONE è un processo che da una microstruttura che cambia a seconda del tipo di acciaio e della dimensione del pezzo. È una variante della ricottura ipercritica: nel riscaldamento è simile ad essa, perchè si fa un riscaldamento di austenitizzazione ma, nella parte del raffreddamento, differisce. Infatti il raffreddamento si fa in aria e quello che otteniamo come struttura dipende dalla dimensione dell'oggetto: potremmo ottenere una ferrite più perlite con lamelle fini quindi più alta resistenza meccanica e qualche tensione residua nel caso di pezzo di dimensioni considerevoli. Per pezzi più piccoli con velocità di raffreddamento più alte potremmo incappare in microstrutture miste, così come ci insegna il CCT

3. BOFINICA.

Lo scopo della *bonifica* è realizzare la microstruttura che comporta il miglior compromesso di tenacità e resistenza meccanica; tale microstruttura è la *martensite rinvenuta*, ottenuta riscaldando la martensite a temperatura moderata, come sarà meglio descritto nel seguito.

Lo scopo della *tempra intercritica* è ottenere una microstruttura bifasica di martensite e ferrite; questo trattamento è usato in alcuni acciai (per esempio per scocche di autoveicoli), i quali, oltre ad offrire un buon compromesso di tenacità e resistenza, devono anche essere imbutibili e saldabili.

Lo scopo principale di *cementazione*, *tempra superficiale* e *nitrurazione*, infine, è realizzare uno strato superficiale di maggiore durezza, per incrementare la resistenza del componente all'usura meccanica e/o alla deformazione plastica localizzata, pur mantenendo una condizione di maggiore tenacità nell'interno del componente.

### **Ricottura e normalizzazione**

La *ricottura subcritica* consiste in un trattamento a temperatura poco inferiore ad  $A_{e1}$  e si esegue, per ridurre lo stato di incrudimento e/o di tensione residua del materiale, senza indurre trasformazioni di fase (per esempio dopo una deformazione plastica a freddo). Questo trattamento si impiega per esempio nella produzione di lamiere sottili di acciai a bassissimo tenore di C, destinate all'imbutitura; infatti, per realizzare spessori sottili (per esempio inferiori a 3 mm) si impiega la laminazione a freddo, che comporta un forte incrudimento; la ricottura è quindi necessaria perché il materiale possa poi essere imbutito. I fenomeni che si verificano durante la ricottura subcritica degli acciai sono simili a quelli che si verificano in tutti i processi di ricottura di leghe metalliche che non presentano trasformazioni di fase e che sono state precedentemente sottoposte ad una deformazione plastica a freddo. La deformazione a freddo comporta, a livello microscopico, l'aumento (anche di molti ordini di grandezza) delle concentrazioni di difetti reticolari, in particolare di dislocazioni, e la deformazione dei grani cristallini, che assumono una forma anisotropa e generalmente anche un orientamento cristallografico anisotropo. Durante la ricottura, a livello macroscopico si eliminano le tensioni residue (grazie alla riduzione della tensione di flusso plastico), mentre a livello microscopico si verificano in successione, cioè all'aumentare della temperatura (nonché anche, in minor misura, all'aumentare del tempo di trattamento) i seguenti fenomeni:

1. una progressiva riduzione della concentrazione dei difetti reticolari, ed in particolare delle dislocazioni, e quindi anche delle tensioni e deformazioni microscopiche causate da questi difetti, all'interno dei grani esistenti (fenomeno detto comunemente *recovery* o *restaurazione*);
2. la nucleazione e la crescita di nuovi grani, della medesima fase, ma (quasi) privi di difetti e di tensioni e deformazioni microscopiche, i quali infine sostituiscono completamente i grani pre-esistenti (fenomeno detto *ricristallizzazione*);
3. la crescita della dimensione media dei grani.

Generalmente l'obiettivo della ricottura è ottenere una ricristallizzazione completa, ma evitare l'ingrossamento del grano (che generalmente peggiora sia la tenacità che la resistenza).

La *ricottura ipercritica* degli acciai consiste invece in un riscaldamento a temperatura di completa austenitizzazione (superiore ad  $A_{e3}$ ), seguito da un raffreddamento controllato lento, e tale da conseguire una struttura finale costituita da perlite e ferrite. Il raffreddamento viene realizzato in forno, almeno fino al completamento delle trasformazioni di fase (dopo di ciò, è possibile che il raffreddamento sia completato in aria). Si ottiene una microstruttura pressoché omogenea in tutto il componente, di durezza ridotta, e priva di tensioni residue; il materiale quindi risulta facilmente lavorabile alle macchine utensili e non presenta problemi di stabilità dimensionale. Questo trattamento si impiega, per esempio, dopo la deformazione a caldo di semilavorati fabbricati con acciai per cementazione o con acciai per utensili, allo scopo di facilitare le successive lavorazioni per asportazione di truciolo.

La *normalizzazione* è simile alla ricottura ipercritica, eccetto che il raffreddamento non è controllato, bensì il componente viene tolto dal forno e lasciato raffreddare in aria.

Si osservi che richiedere una *ricottura* (ipercritica) di un acciaio significa richiedere una determinata condizione metallurgica finale del pezzo, mentre invece richiedere una *normalizzazione* significa richiedere un determinato processo, il cui risultato in termini di microstruttura finale può variare



## Il diametro ideale critico

Si supponga di temprare barre di diametro crescente, di uno stesso acciaio, nello stesso mezzo di tempra. In generale, la sezione delle barre presenta una corona circolare esterna costituita da martensite, ed una regione centrale costituita da altri prodotti di trasformazione dell'austenite; queste due regioni si possono evidenziare mediante un attacco chimico (macroscopico) dell'intera sezione; poiché il confine tra le due regioni in generale è graduale, si può scegliere convenzionalmente come confine della corona temprata il punto nel cui intorno si osserva il 50% di martensite (figura 16). **Si definisce diametro critico  $D_c$  di un dato acciaio, in un dato mezzo di tempra, il diametro della barra in cui la regione temprata, in base a questa definizione, occupa l'intera sezione, cioè in cui si osserva almeno il 50% di martensite nel centro della barra (caso delle sezioni più piccole in figura 16).**

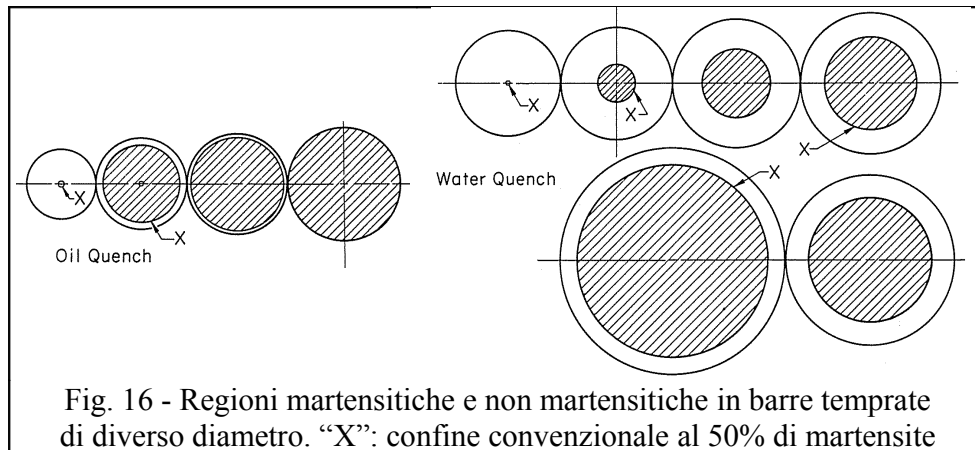


Fig. 16 - Regioni martensitiche e non martensitiche in barre temprate di diverso diametro. "X": confine convenzionale al 50% di martensite

In generale, si dice che un mezzo temprante è più *drastico* di un altro se comporta un più rapido raffreddamento di tempra per una medesima barra di acciaio. Per esempio, l'acqua è più drastica dell'olio. Inoltre, si definisce *mezzo di tempra ideale* un mezzo di tempra (teorico) che presenti rispetto alla superficie dell'acciaio un coefficiente di scambio termico liminare infinito, cioè, in altre parole, che sia in grado di assorbire qualsivoglia flusso di calore in uscita dal metallo senza aumentare la propria temperatura, riducendo pertanto istantaneamente la temperatura della superficie del componente al valore della temperatura del mezzo temprante stesso (di solito temperatura ambiente o poco più), e mantenendo tale temperatura invariata fino al completo raffreddamento del metallo. Pertanto, se una barra è temprata in un mezzo ideale, la curva di raffreddamento di ciascun punto al suo interno dipende solo dalle proprietà termofisiche del metallo, in quanto il raffreddamento è rallentato soltanto dalla necessità di condurre in calore attraverso il metallo stesso. Benché in realtà non sia possibile realizzare un mezzo di tempra ideale, si verifica che alcuni mezzi di tempra reali, per esempio un getto di acqua a bassa temperatura, costituiscono una buona approssimazione di una tempra ideale, se posti in relazione alla conduttività termica degli acciai.

È quindi conveniente definire il *diametro ideale critico*  $D_{ic}$  come il diametro critico di un dato acciaio temprato in un mezzo di tempra ideale. Questa grandezza è quindi una caratteristica intrinseca dell'acciaio, dipendente principalmente dalla sua composizione, nonché in minor misura dalla dimensione del grano austenitico. In particolare, il  $D_{ic}$  esprime insieme sia l'influenza della cinetica delle trasformazioni di fase, sia quella delle proprietà termofisiche, di un dato acciaio, sul processo di tempra; pertanto, è una misura di temprabilità.

La misura sperimentale diretta del diametro ideale critico è particolarmente laboriosa, richiedendo in generale di estrapolare il risultato di una serie di esperimenti con diversi diametri e drasticità. Nondimeno, sono disponibili delle formule empiriche, ottenute per regressione di numerosissimi dati sperimentali, che permettono di calcolare il  $D_{ic}$  in funzione della composizione chimica (e talvolta anche della dimensione del grano austenitico). Una formula di uso particolarmente comune è data dalla norma ASTM A255 (per una dimensione media del grano austenitico ASTM 7, ovvero circa 25  $\mu\text{m}$ ), ed è:

$$D_{ic} = f_C \cdot f_{Mn} \cdot f_{Si} \cdot f_{Ni} \cdot f_{Cr} \cdot f_{Mo} \cdot f_{Cu} \cdot f_V$$

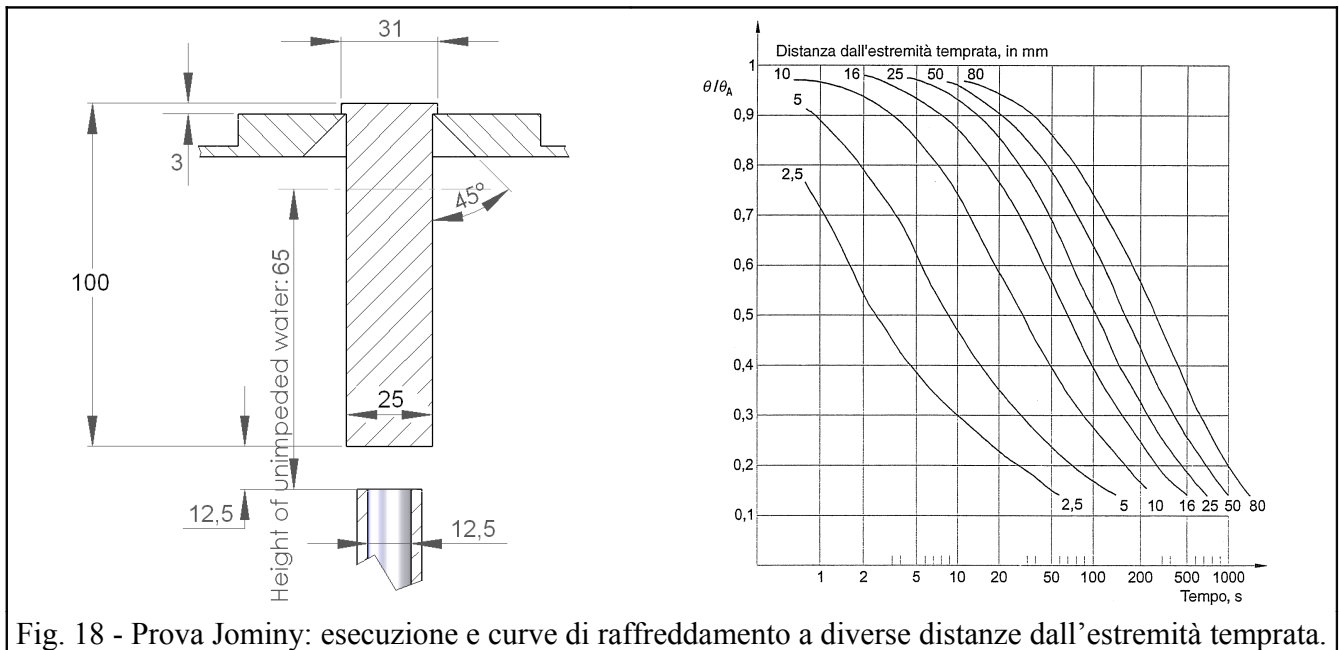


Fig. 18 - Prova Jominy: esecuzione e curve di raffreddamento a diverse distanze dall'estremità temprata.

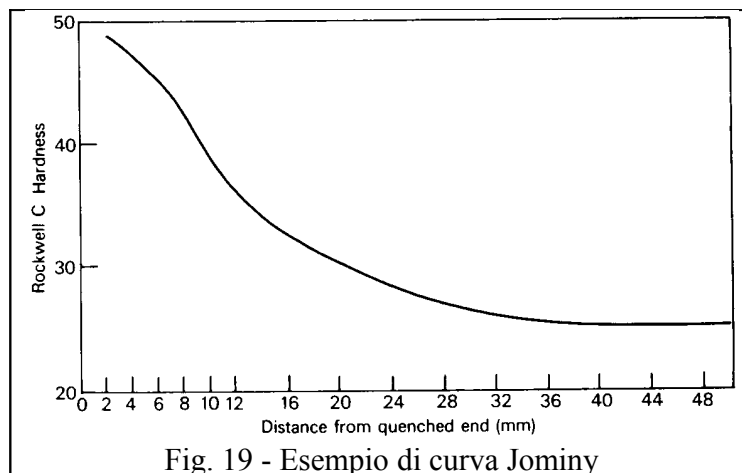
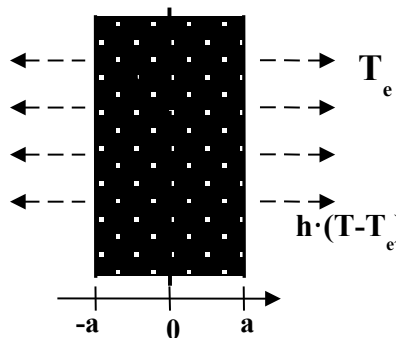


Fig. 19 - Esempio di curva Jominy

L'esame dei risultati sperimentali ottenuti su molti acciai diversi mostra che:

- le curve sono sempre decrescenti;
- il valore iniziale massimo di durezza corrisponde alla durezza della martensite e dipende pressoché soltanto dal contenuto di C;
- il decremento relativo della durezza, rispetto al valore iniziale ed in funzione della distanza dall'estremità temprata, è correlato al  $D_{Ic}$  dell'acciaio.

Pertanto, la stessa norma ASTM A255 propone un metodo per calcolare la durezza, nel quale si determina il valore iniziale massimo di durezza in base al solo contenuto di C, e si determina invece la forma della curva in base al  $D_{Ic}$ , calcolato come sopra esposto in base alla composizione dell'acciaio (figura 20).



$$\left\{ \begin{array}{ll} T = T_0 & t = 0 \quad x \in [0, a] \\ \rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = k \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} & t > 0 \quad x \in (0, a) \\ k \cdot \frac{\partial T}{\partial x} = -h \cdot (T - T_e) & t > 0 \quad x = a \\ k \cdot \frac{\partial T}{\partial x} = 0 & t > 0 \quad x = 0 \end{array} \right. \quad (\text{Eq. 2})$$

in cui  $k$ ,  $\rho$  e  $c$  sono la conduttività termica, densità e capacità termica dell'acciaio,  $T$  è la temperatura,  $x$  è la posizione nella lastra,  $t$  è il tempo,  $T_0$  è la temperatura iniziale (di austenitizzazione),  $T_e$  è la temperatura del fluido di tempra,  $h$  è il coefficiente di scambio termico liminare e le equazione rappresentano, rispettivamente, la temperatura iniziale, la conduzione del calore, la condizioni al contorno e la simmetria rispetto al piano medio della piastra.

Con le seguenti definizioni ed abbreviazioni:

$$\chi = \frac{x}{a} \quad \tau = \frac{t}{t_c} \quad \theta = \frac{(T - T_e)}{(T_0 - T_e)} \quad t_c = \frac{a^2}{\alpha} \quad H = \frac{h}{2 \cdot k} \quad \alpha = \frac{k}{\rho \cdot c} \quad (\text{Eq. 3})$$

in cui  $\chi$ ,  $\tau$  e  $\theta$  sono la posizione, il tempo e la temperatura normalizzati (resi adimensionali),  $t_c$  è un tempo caratteristico del processo,  $\alpha$  è la diffusività termica dell'acciaio, ed  $H$  è la **drasticità di tempra o coefficiente di Grossmann**, si ottiene:

$$\left\{ \begin{array}{ll} \theta = 1 & \tau = 0 \quad \chi \in [0, 1] \\ \frac{\partial \theta}{\partial \tau} = \frac{\partial^2 \theta}{\partial \chi^2} & \tau > 0 \quad \chi \in (0, 1) \\ \frac{\partial \theta}{\partial \chi} = -H \cdot (2 \cdot a) \cdot \theta & \tau > 0 \quad \chi = 1 \\ \frac{\partial \theta}{\partial \chi} = 0 & \tau > 0 \quad \chi = 0 \end{array} \right. \quad (\text{Eq. 4})$$

Esaminando quest'ultimo insieme di equazioni normalizzate, si conclude che la sua soluzione (che si può ottenere analiticamente) dipende soltanto dal numero  $H \cdot 2a$ , che è noto in termofisica come *numero di Biot*. Un risultato del tutto simile si può ottenere a partire da geometrie diverse, per esempio nel caso di una barra circolare di grande lunghezza. Inoltre, la diffusività termica di acciai diversi varia relativamente poco, pertanto, si può approssimare con un valore medio (Lamont usò  $5,8 \text{ mm}^2/\text{s}$ ), e con questa approssimazione si può determinare il tempo caratteristico in base alla sola dimensione tipica.

Pertanto, per una data geometria, è possibile determinare un parametro caratterizzante la curva di raffreddamento, per esempio il tempo di dimezzamento, in funzione della posizione (espressa in modo normalizzato), essendo dati la dimensione tipica (per esempio, lo spessore della piastra o il diametro della barra) ed il coefficiente di Grossmann.

Infine, essendo stati determinati (per calcolo o mediante esperimenti) i valori assunti dal medesimo parametro di raffreddamento a diverse distanze dall'estremità temprata di un provino Jominy, si può associare a ciascun punto una distanza Jominy equivalente.

Si riporta, come esempio, un diagramma realizzato e pubblicato a questo scopo da Lamont (figura 21), che permette di calcolare la posizione Jominy (riportata in ascissa) equivalente ai punti di raggio relativo 0,4 di una barra circolare, in funzione del diametro della barra (riportata in ordinata) e della drasticità di tempra espressa con il coefficiente di Grossmann (dato per ciascuna curva).

fasi. In conseguenza di queste sollecitazioni, al termine di un processo di austenitizzazione e tempra è normale riscontrare sia (piccole) deformazioni permanenti del componente, sia tensioni residue; inoltre, in casi molto più rari (ma non rarissimi) si possono verificare rotture di tempra.

Le tensioni residue sono normalmente ridotte nel corso del successivo rinvenimento; le deformazioni permanenti sono rilevanti principalmente perché generalmente comportano la necessità di svolgere una lavorazione meccanica finale dopo il trattamento di bonifica (un'altra ragione è la necessità di asportare lo strato superficiale decarburato ed ossidato prodotto se l'austenitizzazione è svolta in aria, come quasi sempre avviene).

Per studiare l'origine delle tensioni residue è opportuno esaminare il risultato di una prova di dilatazione termica (figura 22). Sia la ferrite, sia l'austenite presentano in generale un incremento lineare del volume specifico all'aumentare della temperatura, con una costante di dilatazione un poco maggiore per l'austenite, rispetto alla ferrite. A tutte le temperature di interesse, però, l'austenite ha un volume specifico sensibilmente inferiore a quello della ferrite (ciò è una diretta conseguenza del diverso reticolo delle due fasi). Per quanto concerne il volume specifico è invece pressoché ininfluente la distribuzione dei carburi (per cui per esempio perlite e bainite presentano dilatazione simile), ed anche la differenza tra una martensite e una corrispondente miscela di ferrite e carburi è relativamente piccola. Pertanto, durante un ciclo termico che comporta una austenitizzazione, ciascun punto nel componente trattato segue una curva di dilatazione che in parte coincide con le rette di dilatazione della ferrite e dell'austenite, ed in parte invece è intermedia e determinata dalla trasformazione di fase, la quale, come precedentemente illustrato, può avvenire a diverse temperature in funzione della velocità di raffreddamento (figura 22).

Inoltre, è necessario considerare la diversa deformabilità plastica delle diverse fasi e *costituenti metallografici* (quest'ultimo termine si usa per indicare collettivamente austenite, ferrite, perlite, bainite e martensite, in quanto per esempio perlite e bainite non sono fasi diverse in senso cristallografico). Infatti, se non si verificasse deformazione plastica, le tensioni residue finali potrebbero essere causate solo dalla differenze di volume specifico tra i costituenti stabili a bassa temperatura (perlite, bainite e martensite), differenze che, come detto sopra, sono quasi trascurabili.

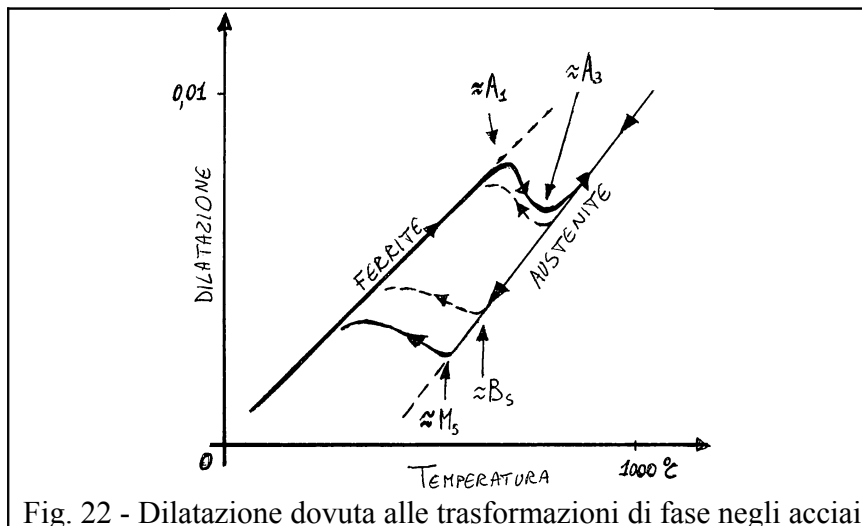


Fig. 22 - Dilatazione dovuta alle trasformazioni di fase negli acciai

Si consideri come esempio il caso di una barra di lunghezza indefinita, temprata in modo completo (cioè completamente trasformata in martensite). Poiché la tensione di snervamento dell'austenite ad alta temperatura è molto bassa, e poiché il riscaldamento è in generale lento, si può assumere che la barra immediatamente prima della tempra sia priva di tensioni. Durante il raffreddamento, fintanto che tutti i punti del componente si trovano ancora a temperatura superiore ad  $M_s$ , si verificano differenze di volume specifico dovute alla differenza di temperatura tra la superficie ed il cuore (che comportano che la superficie sia in trazione circonferenziale); però l'austenite è ancora deformabile e quindi queste differenze sono accomodate dalla deformazione plastica (il guscio esterno è soggetto ad una deformazione plastica circonferenziale positiva e radiale negativa). Quando la trasformazione martensitica ha inizio, presso la superficie esterna, le ulteriori deformazioni dovute alla trasformazione di fase possono ancora essere accomodate mediante deformazione plastica, perché la trasformazione in

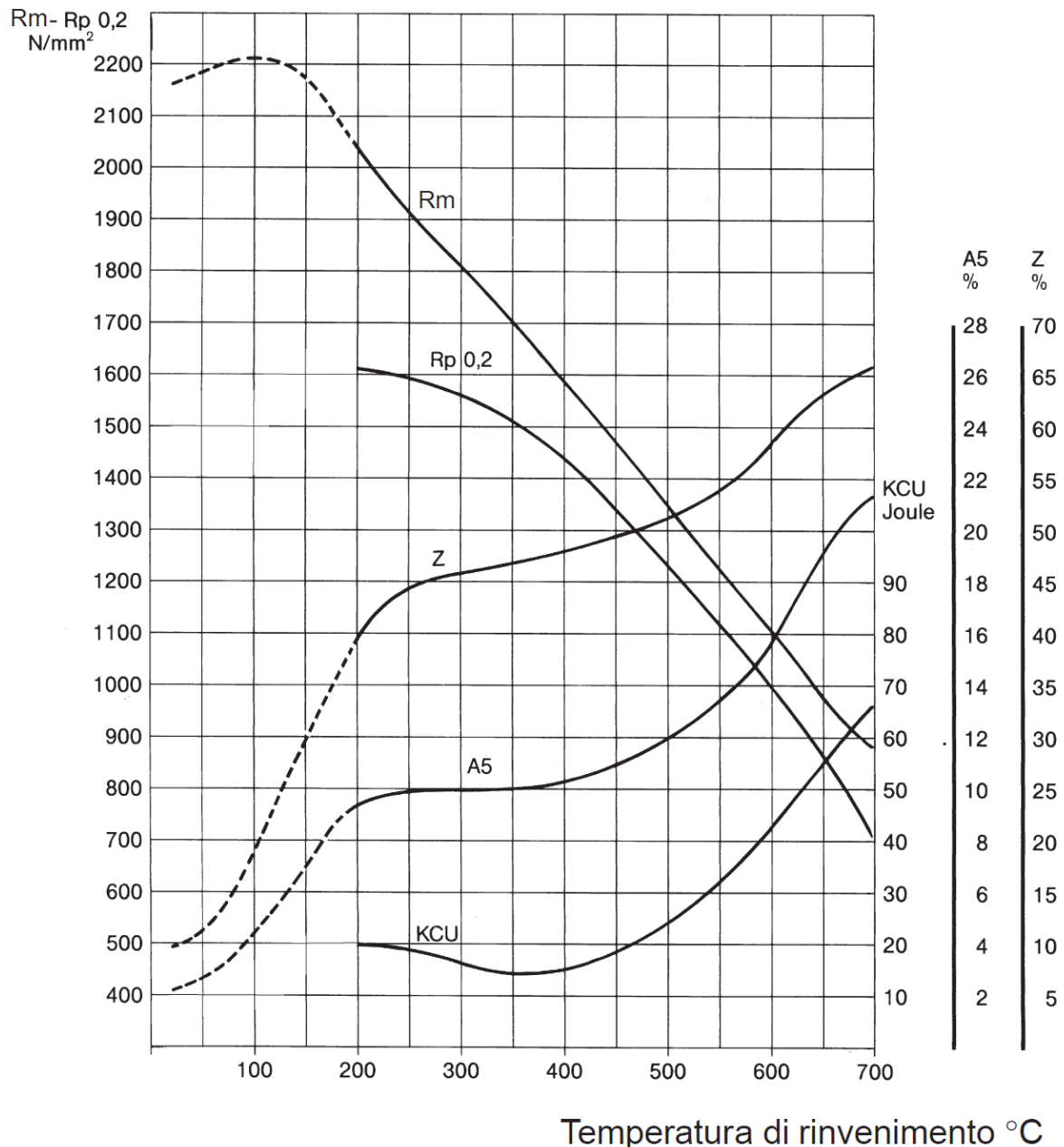


Fig. 23 - Variazione delle proprietà meccaniche in funzione della temperatura di rinvenimento, per un acciaio 42CrMo4 austenitizzato a 850 °C, temprato in olio e rinvenuto per 2 ore.

La riduzione della durezza è più accentuata nei casi con più elevato tenore di C (cioè con maggiore durezza iniziale della martensite, pertanto le differenze di durezza conseguenti alle differenze di contenuto di C si riducono (senza scomparire). Inoltre, su scala macroscopica, si realizza una progressiva riduzione delle tensioni residue di tempra, per effetto prima della riduzione della tensione di snervamento e poi del recovery e della ricristallizzazione della ferrite.

I medesimi fenomeni che si osservano durante il rinvenimento alle temperature minori di 350 °C possono iniziare, in minor misura, già durante la tempra stessa, in quella parte di martensite che si è formata a temperatura più alta. Questo fatto, detto *auto-rinvenimento*, è tanto più accentuato quanto più la temperatura  $M_s$  è alta, perché ciò implica che una maggior frazione di martensite si formi a temperature alla quali i fenomeni di rinvenimento sono possibili, e quanto meno il raffreddamento è rapido (pur evitando la formazione di perlite e bainite), perché ciò aumenta il tempo disponibile per l'auto-rinvenimento.

Il rinvenimento è significativamente influenzato dagli elementi di lega sostituzionali, i quali in generale

funzione della composizione dell'acciaio e della temperatura di rinvenimento (diagrammi di Grange e Hribal). Inoltre, le specifiche tecniche di numerosi acciai normati includono diagrammi di rinvenimento (temperatura – durezza finale).

dimostrano gli effetti di questi parametri in questi acciai, naturalmente con carbonio molto basso. In queste formule non compare esplicitamente il C ma compare la perlite e questa è direttamente proporzionale alla percentuale di carbonio.

1. **Yield strength [Mpa]** =  $88 + 37(\%Mn) + 83(\%Si) + 2918 (\% Nf) + 15,1(d-1/2)$  resistenza a snervamento. Vi è un richiamo all'effetto della dimensione del grano austenitico, richiama la formula di Hall-Petch: questa relazione dice che le dislocazioni trovano un ostacolo nei bordi di grano e bisogna aumentare il carico per superare questo ostacolo. Dunque tutti gli elementi citati, sia di lega che la dimensione del grano aumentano la resistenza allo snervamento.

$$\sigma_{SN} = \sigma_0 + \frac{k}{d^{1/2}}$$

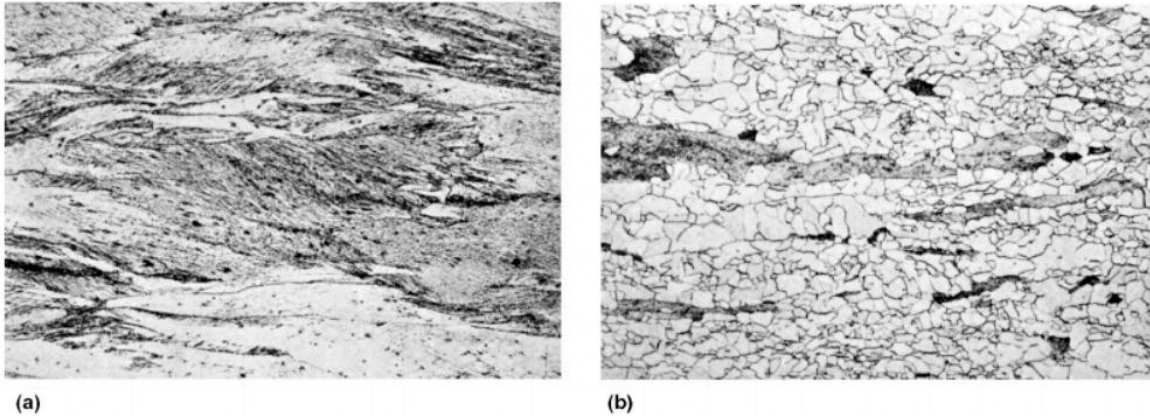
2. **Uniform elongation** =  $0,27 - 0,016(\%perlite) - 0,015(\%Mn) - 0,40(\%Si) - 1,1(\%Nf)$  allungamento uniforme= allungamento corrispondente al massimo della curva di trazione ed è significativo perchè fino a questo punto la deformazione è omogenea in tutti i punti. Tutti i termini tendono a ridurre questa proprietà tranne la dimensione del grano che non compare.
3. **Impact transition temperature [°C]** =  $-19 + 44(\%Si) + 700(\%N) - 11,5(d-1/2) + 2,2(\%perlite)$  temperatura di transizione fragile-duttile= si riferisce alle prove di Charpy e in particolare al fatto che gli acciai ferritici a basse T ha una rottura fragile, ad alte T ha una rottura duttile e c'è una T di transizione che divide questi due comportamenti. Tanto meglio tanto più è bassa per evitarla in fase di lavoro. I fattori che tendono a diminuirla sono positivi da un punto di vista tecnologico. Gli elementi di lega tendono ad aumentarla, fattore negativo questa volta, mentre la dimensione del grano tende a diminuire la T di transizione. Quindi avere un affinamento del grano è doppiamente utile perchè aumenta resistenza a trazione e abbassa la T di transizione duttile-fragile.

Per quanto riguarda la resistenza allo snervamento si ha che se si aumenta Mn e Si si ha un aumento di qualche punto percentuale. Anche con azoto si può avere un aumento della resistenza, ma attenzione non è azoto presente nei nitruri ma sotto forma di azoto interstiziale ( rafforzamento interstiziale)

- come si verifica l'effetto della dimensione del grano? I bordi di grano sono degli ostacoli per le dislocazioni. Tanti più bordi di grano ci sono, tanto più bisogna aumentare il carico applicato e quindi la resistenza. Immaginiamo un piano di scorrimento di tante dislocazioni: queste dislocazioni per effetto dei carichi esterni vanno a concentrarsi in delle aree in condizioni di "traffico" a bordo grano, un accumulo di dislocazioni che si ostacolano tra loro. Questo porta ad un incremento delle tensioni a bordi di grano e che porta a deformazione plastica nel grano adiacente. Tanto più il grano è grande tanto più è grande il numero di dislocazioni in fila al bordo di grano e sale la tensione a bordo grano che induce a deformazione plastica nel grano successivo. L'aumento di tensione al bordo grano porta anche alla possibilità di innescare frattura per clivaggio nei grani successivi. Quindi ha un duplice effetto negativo. Sui bordi di grano potrebbero poi essere localizzate delle impurezze: in alcune situazioni la rottura può essere facilitata dalla presenza di impurezze. Tanto più, a parità di impurezze, è grande l'area del bordo di grano a parità di massa o volume, tanto più le impurezze presenti vanno a formare una densità bassa. Se invece i bordi di grano sono grandi quelle impurezze sono concentrate su un'area minore per cui ha influenza maggiore su una eventuale rottura sul bordo di grano. Per queste ragioni l'affinamento del grano porta ad avere doppio risultato positivo, sia sulla resistenza, sia sull'allungamento.

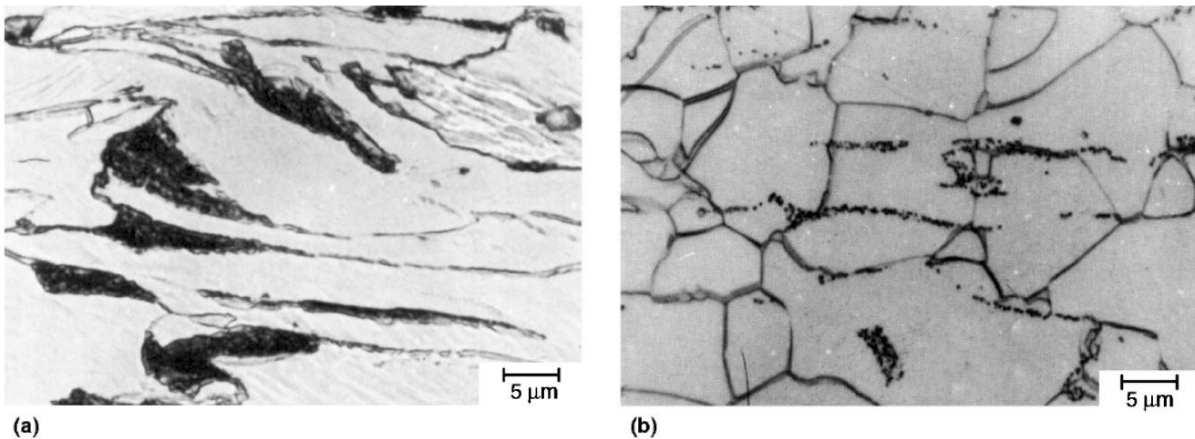
Questi acciai con microstruttura di ferrite e perlite a basso tenore di C sono ottenuti per laminazione

presenta più lo snervamento apparente riseguendo la curva iniziale.  
 Alcune immagini in merito alla ricottura: è un acciaio con lo 0,003% di C quindi bassissima percentuale.



Recrystallization from annealing. (a) Microstructure of a 0.003% C steel cold rolled 60%. (b) Microstructure of the cold-rolled steel after annealing at 540 °C (1000 °F) for 2 h. About 80% of the cold-worked microstructure has recrystallized to fine equiaxed ferrite grains. Light micrographs, nital etch

Abbiamo quasi ferro puro quindi prevalentemente ferrite. Dopo la deformazione plastica al microscopio si rivela questa microstruttura a) con zone scure, fortemente deformate e quindi maggiormente sensibili all'attacco metallografico. I grani risultano allungati nella direzione di deformazione. In b) abbiamo una microstruttura con meno difetti reticolari, infatti la foto è più chiara e tanti piccoli grani formati dopo la ricottura: questo perchè la precedente microstruttura aveva accumulato una elevata energia di deformazione e con l'aumento della T si ha una processo di riduzione di questa energia con formazione di strutture prive di difetti reticolari, anche se non del tutto, che è cresciuta a discapito della microstruttura precedente.



Microstructure of 0.08% C-1.45% Mn-0.21% Si steel. (a) Cold rolled 50%. (b) Annealed at 700 °C (1290 °F) for 20 min. Light micrographs, nital etch. Source: Ref 12.8

Qui il contrasto è diverso e anche l'ingrandimento lo è. In questo acciaio abbiamo 0,08% di C: queste aree nere sono costituite di perlite con microstruttura allungata in a); in b) si vedono i grani nuovi e isotropi dove ci sono dei puntini neri che rappresentano quello che rimane della perlite dopo la ricottura: quei puntini neri sono ciò che rimane dal processo di sferoidizzazione della cementite ( le lamelle tendono a diventare degli sferoidi per poter ridurre il rapporto volume superficie).

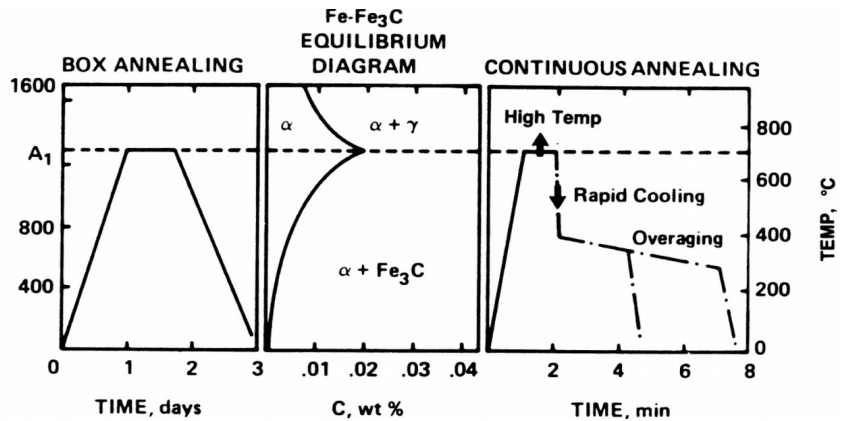
Il ciclo di lavorazione con ricottura CONTINUA è il seguente:

- colata continua;



viene atteso un certo tempo) si osserva che viene ripristinato lo snervamento apparente che appariva prima dello skinpass e si alza un po' tutta la curva. Questo accade perché si sono create nuove dislocazioni che inizialmente sono libere dal fenomeno dell'arresto delle dislocazioni e per questo danno luogo allo snervamento apparente; se però c'è del C in soluzione solida in acciaio in quantità significativa questo C si dispone lungo le dislocazioni e tenderà ad invecchiare l'acciaio. Lo strain aging è l'invecchiamento dopo deformazione. In certi casi è desiderato, nel caso degli acciai più deformabili dove voglio poter disporre delle migliori possibilità di realizzare degli oggetti per

deformazione profonda questo effetto è indesiderato perché introduce lo snervamento apparente che è una fonte di disomogeneità della deformazione plastica e che si traduce in imperfezione del pezzo realizzato. Per evitare questo fenomeno un metodo è quello di avere meno C. Se si fa ricottura questa viene fatta con T vicina ad A1: ad A1 sul dds abbiamo il massimo della solubilità del C nella ferrite. Quando si raffredda la ferrite poi diventa soprasatura di C e di conseguenza questo C è disponibile per formare il fenomeno dello strain aging, e quindi si deve evitare questo C in eccesso. Durante la ricottura a lotti si ha precipitazione del C durante la fase di raffreddamento, perché dato che il raffreddamento avviene in atmosfera gassosa per evitare l'ossidazione della superficie, si ha tutto il tempo di seguire il dds e quindi ci troviamo con del C in soluzione solida. Nella ricottura continua si ha un raffreddamento veloce, anche se comunque un po' di C potrebbe precipitare. Ecco perché dopo questo raffreddamento veloce si hanno dei processi successivi di raffreddamento o addirittura un secondo riscaldamento per far precipitare il C in eccesso



realizzato. Per evitare questo fenomeno un metodo è quello di avere meno C. Se si fa ricottura questa viene fatta con T vicina ad A1: ad A1 sul dds abbiamo il massimo della solubilità del C nella ferrite. Quando si raffredda la ferrite poi diventa soprasatura di C e di conseguenza questo C è disponibile per formare il fenomeno dello strain aging, e quindi si deve evitare questo C in eccesso. Durante la ricottura a lotti si ha precipitazione del C durante la fase di raffreddamento, perché dato che il raffreddamento avviene in atmosfera gassosa per evitare l'ossidazione della superficie, si ha tutto il tempo di seguire il dds e quindi ci troviamo con del C in soluzione solida. Nella ricottura continua si ha un raffreddamento veloce, anche se comunque un po' di C potrebbe precipitare. Ecco perché dopo questo raffreddamento veloce si hanno dei processi successivi di raffreddamento o addirittura un secondo riscaldamento per far precipitare il C in eccesso

**ACCIAI A BASSO TENORE DI C PER IMBUTITURA PROFONDA**

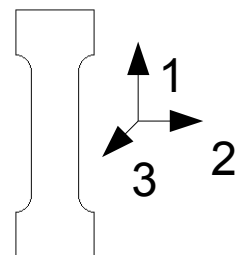
Sono quelli che nel diagramma iniziale corrispondono a valori di circa 200 Mpa e 30-40% di allungamento.

Questo procedimento permette di ottenere dalla lamiera un oggetto di una certa complessità. L'imbutitura profonda prevede forma complessa e deformazioni profonde. Per avere un acciaio adatto si vuole che sia molto deformabile, quindi alto allungamento e viene richiesto un comportamento anisotropo: si richiede che nel piano della lamiera stessa la deformazione sia facile, nello spessore sia difficile, questo per evitare che in certi punti la lamiera si possa assottigliare e quindi rompere. Questo in una prova di trazione si misura con un coefficiente di anisotropia. Il campione è ricavato a tutto spessore della lamiera ed ha una certa lunghezza iniziale e man mano che si allunga si assiste a una riduzione a sezione. Per conservazione del volume si ha :

$$\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3 = 0$$

1. Se il materiale è isotropo:  $\epsilon_2 + \epsilon_3 = -\frac{1}{2} \cdot \epsilon_1$  larghezza e spessore si comportano allo stesso modo;
2. Se è anisotropo:  $\epsilon_2 \neq \epsilon_3$  cioè quello del piano è diverso da quello dello spessore. Posso calcolarne il rapporto, chiamato rapporto di anisotropia e scopriremo che sarà diverso da 1. è definito come il rapporto tra deformazione vera nel piano rispetto a quella nello spessore

$$r = \frac{\epsilon_{PLANO}}{\epsilon_{SPESORE}}$$



Se è maggiore di 1 va bene per imbutitura profonda perché dice che la deformazione nel piano è più facile. Se è minore di 1 non andrebbe affatto bene. La deformazione vera non è altro che :

### ACCAI IF

C'è un'altra categoria di acciai detta Interstitial Free (più del 99,7% di ferro): sono acciai per imbutitura profonda fabbricati con ricottura continua. Non potendo ottenere il valore di  $r$  voluto tramite precipitati di nitruri si utilizza un metodo diverso. Questo tipo di acciai ha un tenore di elementi interstiziali bassissimo, dell'ordine di 50 ppm (parts per million), ecco a cosa è dovuto il loro nome. Hanno poi una piccolissima % di titanio e niobio, formatori di carburi che hanno l'effetto di prevenire la ricristallizzazione e mantenere un rapporto di anisotropia più alto di uno, non come i nitruri di alluminio, ma comunque maggiore di 1.

### ACCAI BH

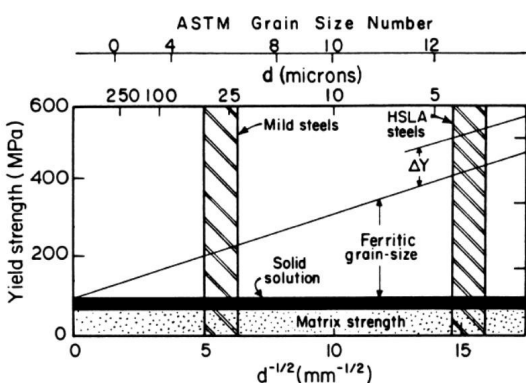
Nella zona alta del grafico iniziale esistono anche gli acciaio BH, Bake Hardening. Questa variante prevede di partire da acciai con un tenore di interstiziali un po' più alto rispetto agli IF e la possibilità di sfruttare lo strain aging per aumentare la resistenza meccanica e indurre uno snervamento apparente dopo imbutitura. Questo viene fatto sfruttando un passaggio che nell'industria dell'auto viene sempre eseguito (questo tipo di acciai trova esclusivamente applicazione in questo settore). In pratica dopo aver imbutito la lamiera e aver formato i componenti che fanno parte del corpo vettura questi vengono verniciati. La cottura della vernice è un trattamento termico a bassa temperatura a 175°C per un paio di ore. Questo trattamento viene sfruttato modificando questi acciai in modo tale che in corrispondenza di questo trattamento si abbia il fenomeno dello stain aging. Quindi questi acciai allo stato precedente di imbutitura presentano una certa piccola % di C in soluzione solida e nell'imbutitura si ha un certo grado di incrudimento e quindi formazione di nuove dislocazioni, durante il passaggio alla temperatura di 175°C si ha il fenomeno dello strain aging che è un effetto in questo caso desiderato perchè va ad aumentare la resistenza meccanica dopo l'imbutitura. Le resistenze rimangono comunque basse in termini assoluti, però questo fenomeno riduce un po' le ammaccature degli sportelli, ad esempio.

Nella parte centrale abbiamo gli acciai HSLA, DP e TRIP e in fondo gli acciai martensitici. Scendendo sul diagramma diventa sempre meno importante l'imbutitura e al contrario aumenta la resistenza dell'acciaio che cresce ancora. Sono tuttavia ancora utilizzabili per saldature e per piccole deformazioni.

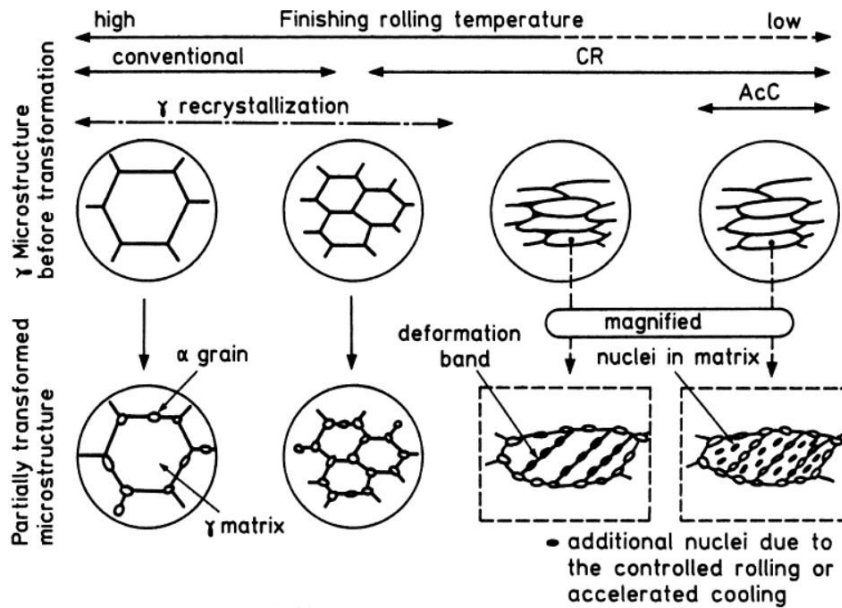
### ACCAI HSLA

Devono il loro nome al fatto che avevano una resistenza molto più elevata rispetto agli acciai esistenti ferritici perlitici dell'epoca e per questo vennero denominati High Strength Low Alloy (alta resistenza, basso tenore di elementi di lega). Questi acciai si possono fabbricare direttamente per laminazione a caldo in generale. Per molti prodotti laddove si può fare solo laminazione a caldo lo si fa, perchè significa avere un risparmio economico, deformare a caldo costa meno che

deformare a freddo perchè ad alte T è più facile deformare. Questi acciai sono anche detto microlegati a basso tenore di C (< allo 0,1%), micro legati perchè contengono Niobio Titanio e Vanadio. Questi elementi sono aggiunti in percentuali piccolissime. Il rafforzamento di questi acciai è dovuto quasi esclusivamente all'affinamento del grano con un minore contributo derivante dalla precipitazione di seconde fasi quasi carburi di niobio e titanio. Questo è un classico diagramma che rappresenta la resistenza a snervamento degli acciai dividendola in diversi contributi. Un primo contributo è dovuto al ferro stesso, un contributo di rafforzamento per soluzione



Yield strength as a function of ferrite grain size in low-carbon steels. Contributions of various other strengthening mechanisms, with  $\Delta Y$  a measure of strengthening from precipitation if applicable, are also indicated.

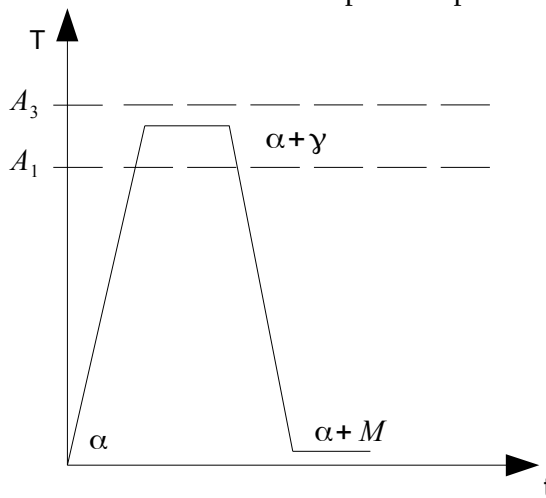


Sketches of microstructural changes in low-carbon steels that develop as a function of finishing temperature in austenite and cooling to initiate ferrite formation.

Gli acciai Hsla vengono utilizzati nel settore dell'automobile ma anche in quello della fabbricazione di tubi per oleodotti.

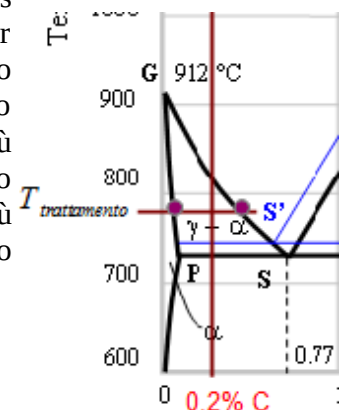
### ACCIAI DP

Gli acciai Dual Phase sono prodotti per laminazioni a freddo e ricottura continua intercritica e non si fa over-aging perchè sarebbe dannoso. Quello rappresentato nell'immagine è la ricottura intercritica con raffreddamento rapido ( in realtà una tempra). La lamiera viene riscaldata a T superiore ad A1, diventa una miscela di gamma e ferrite e poi viene raffreddata per avere una tempra della austenite con getti d'acqua. Quindi si ha ad alta temperatura una miscela di austenite e ferrite, a bassa temperatura la ferrite non va incontro a trasformazioni mentre l'austenite diventa martensite. Alla fine ottengo una miscela di martensite e ferrite. Se un dual phase è utilizzato per prodotti spessi viene di solito laminato a caldo, se è sottile viene laminato a freddo. Come si progettano questi acciai? La tempra intercritica viene progettata guardando il dds



Fe-C. Le % di C che ci interessano sono di solito inferiori a 0,2% per avere buona saldabilità. Scegliendo la temperatura di trattamento scegliamo la % di C nell'austenite. La % di C nella ferrite possiamo considerarla in questo contesto quasi sempre zero perchè molto più piccola di quella nell'austenite. Regolando la % di C e la T di trattamento possiamo scegliere quanta austenite vogliamo a progetto( tanta più austenite tanta più martensite nella struttura finale) e quanto C vogliamo nell'austenite. Vengono indicati in questo modo:

DP 600 dove 600 sono i MPa di resistenza minima a rottura



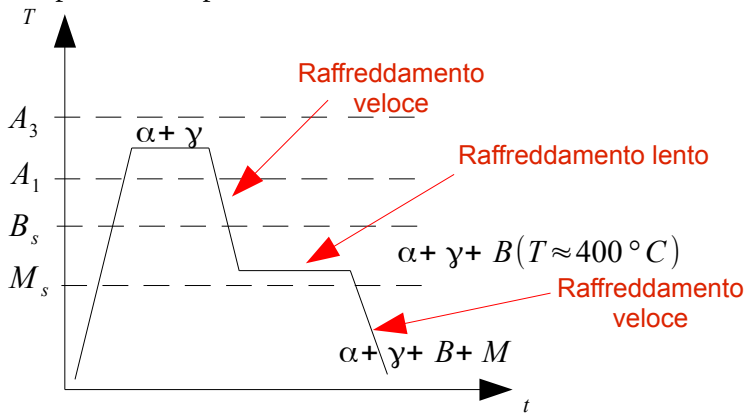
fuoriesce dalla bainite e andrà a finire in gamma. Successivamente si ha tempra e si ottiene ferrite invariata; la gamma residua sarà arricchita di carbonio e diventerà stabile a T ambiente ( per la % di C si ha  $M_f$  della gamma che è al di sotto di T amb) bainite e martensite. L'austenite residua a cosa servirà? Acciai TRIP significa TRansformation Induced Plasticity, perchè quando questo tipo di acciai viene sottoposto a deformazione plastica nel corso della deformazione dell'acciaio si ha la trasformazione di austenite residua in martensite. Questo induce due effetti:

- facilitare la trasformazione;
- creare un incremento di resistenza meccanica.

Il punto di massimo della curva di trazione è determinato dall'equilibrio tra da una parte l'incrudimento che tenderebbe a portare il campione in trazione e a sopravvivere più a lungo e dall'altra parte la riduzione di sezione dovuta alla deformazione plastica. Questo punto si solleva con la trasformazione austenite in martensite determinando un miglioramento nella resistenza.

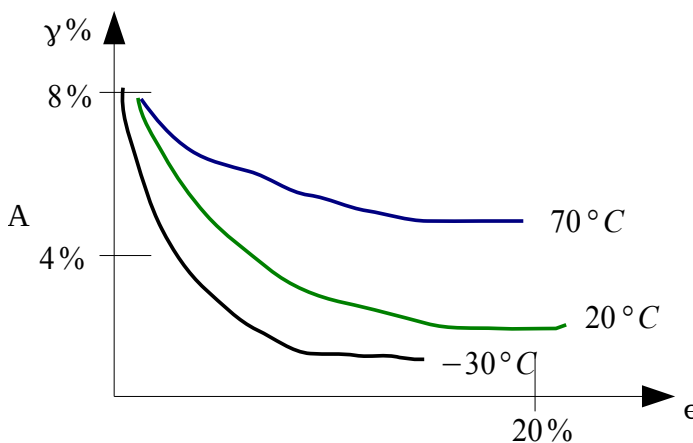
### ACCIAI TRIP ( continuazione)

Questi acciai contengono una certa % di gamma residua cioè presente in forma metastabile a T ambiente, quando vengono sottoposti a deformazione meccanica questa austenite si trasforma in martensite. La loro particolarità è quella di ottenere austenite a T ambiente con una serie di accorgimenti, come un alto valore di C in austenite. Questi acciai sono lavorati fino a spessori sottili, come i DP, tramite laminazione a caldo e poi laminazione a freddo e poi dopo vengono sottoposti ad un processo finale che consiste in un trattamento continuo dentro un forno continuo in



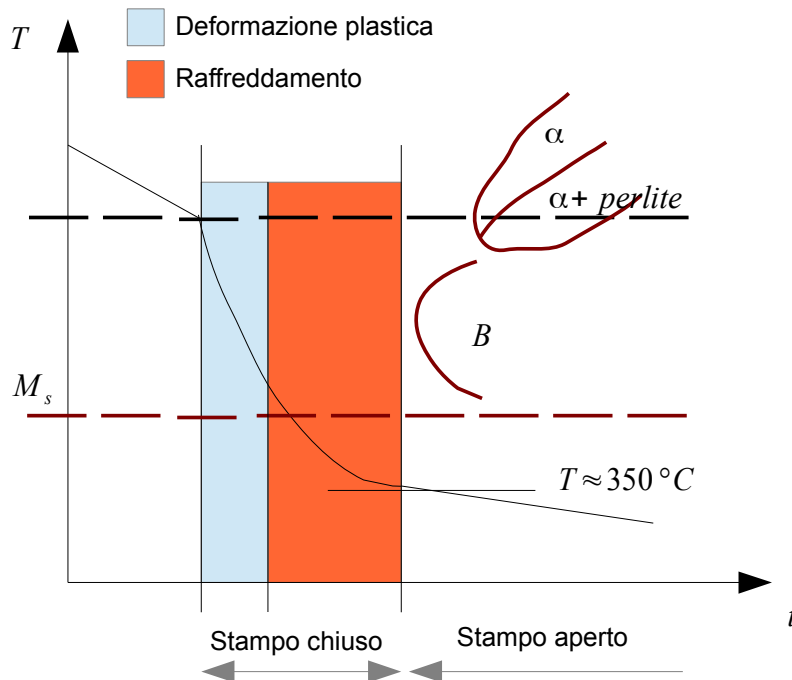
cui viene variata rapidamente la T sfruttando il fatto che la lamiera ha bassa inerzia termica. Questo alto valore di C in gamma si ha grazie ad un trattamento termico che si può descrivere con questo grafico. Come si può osservare il raffreddamento rapido viene interrotto a circa 400°C per mantenere la lamiera in temperatura. Tecnicamente per realizzare la fase di raffreddamento rapido si usano spruzzi di acqua, per realizzare la fase di raffreddamento lento si interrompono gli spruzzi. La trasformazione bainitica richiede un certo tempo, quindi abbiamo una

trasformazione graduale in bainite. Una particolare caratteristica di questo passaggio è che si cerca di fare in modo che la trasformazione bainitica avvenga con la minor precipitazione di carburi. Durante la trasformazione bainitica man mano che si forma la bainite il C tende a fuoriuscire da questi cristalli formando carburi. In questi acciai si aggiungono degli elementi che tendono ad ostacolare la formazione di carburi, in modo anche da ostacolare l'altro effetto possibile e cioè quello di far sì che il C non potendo stare nei carburi e nella ferrite vada a finire nell'austenite che ancora esiste intorno alla ferrite stessa. Questo effetto si viene ad esaltare con l'aggiunta in lega di silicio, perché il silicio previene la formazione di cementite o la ostacola perché non è solubile nella



cementite stessa. Mano a mano che si forma bainite aumenta la % di C dell'austenite. Al termine del tratto orizzontale abbiamo ferrite ( formata ad alta T), bainite più austenite con alto tenore di C ( inevitabilmente avremo qualche carburo). A questo punto si fa un raffreddamento finale e l'austenite si trasformerà in piccola parte in martensite e la restante rimane residua ( 4 all'8% di austenite residua con valori di 1,5% di C in gamma per via della riduzione del Ms nella austenite arricchita di C). Così ottenuto il materiale viene venduto.

Questa austenite residua a T ambiente è stabile fino ad un certo punto: se poi il materiale viene deformato si ha trasformazione della austenite in martensite, che induce un ulteriore meccanismo di incrudimento dell'acciaio. Nel grafico si vede la % di gamma in funzione della deformazione plastica. Si assiste ad una riduzione della gamma dopo una deformazione consistente. Dalla teoria della prova di trazione sappiamo che subito dopo il massimo della curva la riduzione progressiva di sezione non può più essere compensata aumento progressivo della resistenza del materiale. All'inizio man mano che il materiale viene messo in trazione si incrudisce e l'effetto dell'incrudimento è maggiore dell'effetto della riduzione di area, significa che la deformazione è



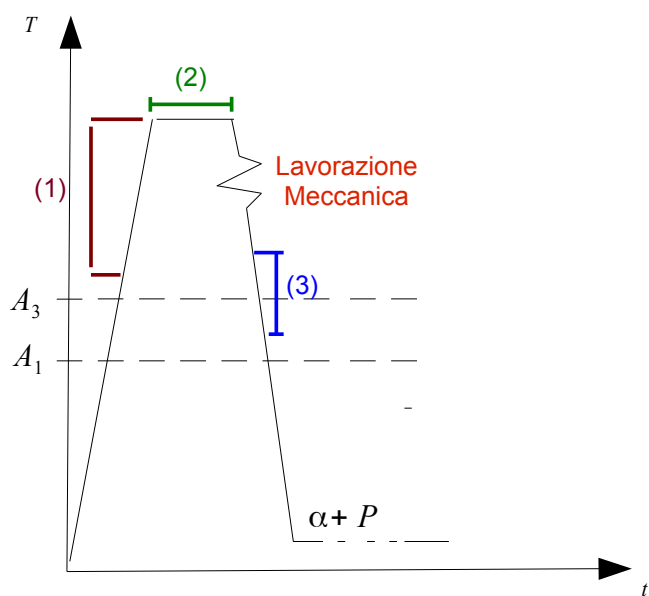
## ZINCATURA

Una curiosità che riguarda tutti gli acciai a basso tenore di C è che questi acciai vengono zincati per essere protetti dalla corrosione. La zincatura è un processo separato da quello di produzione. Sarebbe meglio se fatta a caldo tramite il passaggio della lamiera nello zinco fuso alla  $T$  dell'ordine di  $450-470^\circ\text{C}$ . Per alcuni acciai la zincatura è un passaggio critico. Se avessi un DP, e gli facessi la zincatura a fine processo di produzione, produrrei come effetto indesiderato il rinvenimento della martensite con riduzione delle proprietà tensili; qualcosa di simile accadrebbe anche agli acciai TRIP. Per gli acciai DP di solito si fa zincatura durante il raffreddamento di tempra. Il DP viene sottoposto a trattamento inter-critico, poi la lamiera viene tuffata nello zinco fuso e poi fuori dal bagno viene raffreddato ulteriormente. (vedasi grafico delle  $T, t$  degli acciai DP). Per gli acciai martensitici 22MnBo5 la zincatura non è possibile farla. Immagino di avere una lamiera ricotta e zincata, quando viene riportata ad alta  $T$  per fare il riscaldamento prima della deformazione a caldo lo zinco si distruggerebbe. Dopo l'imbutitura si potrebbe zincare, ma anche lì porterebbe a fenomeno di rinvenimento. Il trucco è quindi di fare un rivestimento con una lega di Al e Si, che con il passaggio ad alta  $T$  va a formare uno strato di composti intermetallici con il ferro per interdiffusione e questo strato sopravvive a sufficienza sia alle possibili reazioni con l'aria durante il riscaldamento e stampaggio, sia alla corrosione.

## ACCIAI MICROLEGATI FORGIATI

Sono acciai non saldabili e concorrenti degli acciai da bonifica. Hanno un contenuto di C circa 0,4% e  $V, Nb \leq 0,2\%$  (elementi di micro-lega). La ragione dell'esistenza di questi acciai è che possono evitare la bonifica, che è più costosa e anche più inquinante. Questa volta stiamo parlando di pezzi di un certo spessore, barre laminare a caldo, tagliate e riforgiate alla  $T$  di  $1100-1200^\circ\text{C}$ , vengono messi in uno stampo per forgiatura a stampo e deformati.

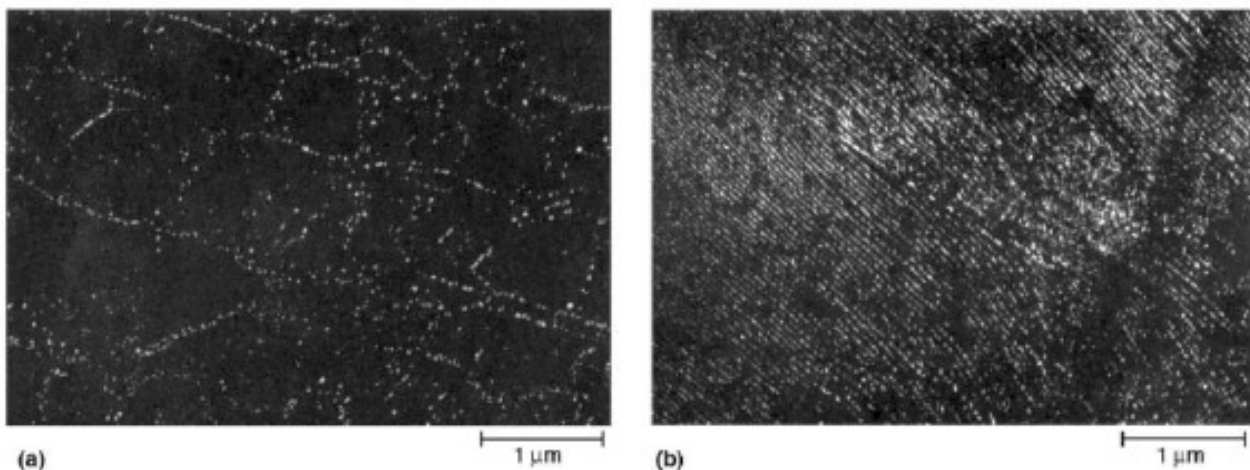
vanadio e niobio sono poco diffusibili, si ha una piccola crescita di questi carburi che rimangono molto fini.



attraverso la presenza di precipitati che ne impediscono la ricristallizzazione. Questo effetto l'abbiamo visto anche per gli acciai HSLA dove però è un po' meno importante. Il meccanismo importante, negli acciai a medio tenore di carbonio microlegati, è quello del rafforzamento per precipitazione, che avviene tramite la formazione di precipitati nella zona di contatto ferrite austenite durante la trasformazione da austenite a ferrite. Tutti questi precipitati rimangono poi nella ferrite, anche quella della perlite. Diversi elementi aggiunti come elementi di microlega corrispondono ad effetti diversi perchè diversa è la temperatura alla quale vanno in soluzione nell'austenite oppure viceversa precipitano nell'austenite. Il titanio che è quello che ha solubilità più bassa è il primo che precipita e con esso si ha l'effetto di impedire la ricristallizzazione dell'austenite perchè forma dei precipitati a bordo grano dell'austenite bloccando il movimento del bordo di grano. Questo ha delle ripercussioni sull'affinamento del grano. Invece Nb e V durante la forgiatura verranno a precipitare più tardi, anche durante il raffreddamento danno rafforzamento per precipitazione per la ferrite. In conclusione, negli acciai a medio tenore di carbonio microlegati, rispetto agli HSLA, è più importante l'effetto del rafforzamento per precipitazione, meno quello dell'affinamento del grano perchè la temperatura di forgiatura è in genere più alta e maggiore della T di ricristallizzazione.

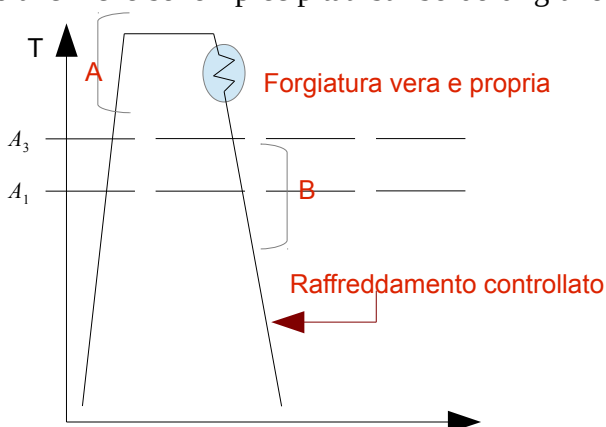
### CONFRONTO FRA HSLA E ACCIAI A MEDIO CARBONIO

La microstruttura finale degli acciai a medio tenore di carbonio forgiati è di perlite e ferrite. La percentuale di ferrite e perlite in realtà se volgiamo si può cambiare, possiamo di fatto considerare questi acciai come un continuo tra gli HSLA (basso contenuto di carbonio fino allo 0,2%) fino a quelli che si usano per applicazioni con resistenza più alta con %C=0,5. Questo perchè questi acciai hanno 0,4% di C, con questa percentuale più o meno si ottiene il 50 % di perlite.



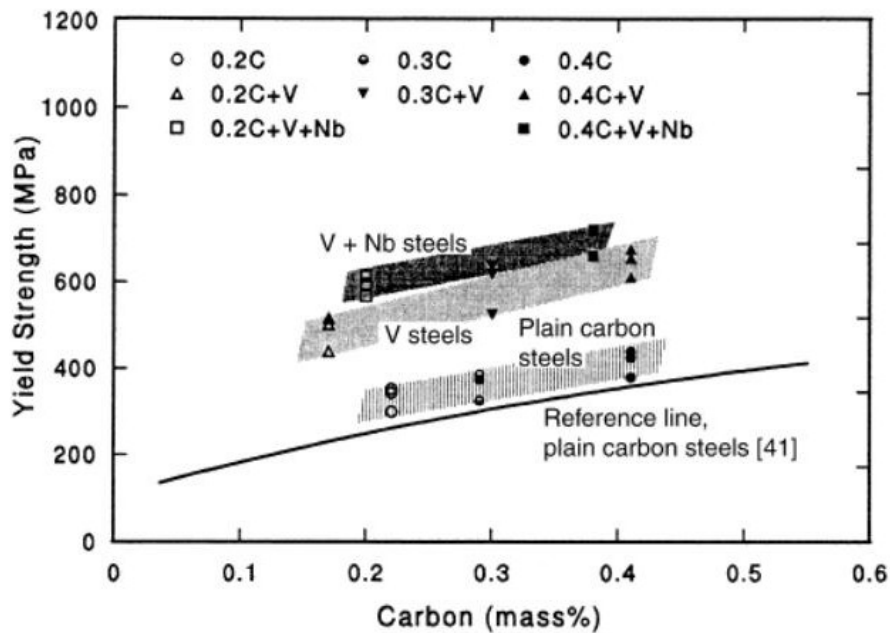
Precipitate distributions in microalloyed steels containing vanadium and niobium. (a) Nb-rich precipitates on deformed austenite substructure. (b) Interphase V-rich precipitates. Dark-field transmission electron micrographs.

Queste due immagini rappresentano due attacchi metallografici diversi: in a) abbiamo i puntini bianchi che sono i precipitati sul bordo di grano dell'austenite precedente (con il ruolo di ridurre la crescita del grano austenitico). Nella b) si vedono tanti puntini allineati, anche qui sono i precipitati a bordo grano. Questo a lato è il ciclo di forgiatura nel diagramma tempo-temperatura, dove si possono osservare due intervalli interessanti. Il primo è in A) dove abbiamo la dissoluzione dei carburi e dei nitrucci, in generale degli elementi di micro-lega, il secondo è in B) dove si avrà il fenomeno di riprecipitazione dei carburi. È importante che i carburi vengano



È importante che i carburi vengano





In questo caso si vede la % di C in orizzontale e la resistenza a snervamento in verticale. Abbiamo un aumento graduale della resistenza di snervamento in funzione della %C per gli acciai ferritico-perlitici, se a questi acciai vengono addizionati del V e Nb si ha un graduale innalzamento a parità di %C, dunque si ha resistenza maggiore per la presenza dei precipitati. Questi acciai microlegati hanno struttura abbastanza semplice, costituita da ferrite e perlite con precipitati.

#### ACCIAI CON MICROSTRUTTURA BAINITICA

Esiste un'altra categoria di acciai che hanno una filosofia simile a quelli appena descritti: hanno elementi di microlega un po' più legati i quali sono concepiti per raggiungere delle strutture bainitiche dopo la forgiatura. In questo caso, invece di puntare al rafforzamento per precipitazione di carburi e nitruri che può anche esserci, si punta al fatto che nel diagramma CCT questi acciai porteranno ad avere bainite. Sono acciai formulati in modo tale che il diagramma CCT preveda una zona della bainite piuttosto ampia e addirittura con delle curve di raffreddamento che prevedano risultato completamente bainitico. La bainite può essere migliore come proprietà meccaniche della perlite-ferrite, però non è mai migliore rispetto alla martensite. Ma al contrario della martensite, che ha bisogno del rinvenimento, la bainite non deve essere rinvenuta. Può essere dunque una scelta competitiva, in più si presta ad essere ottenuta subito dopo la forgiatura con raffreddamento controllato. Questi acciai sono formulati in maniera tale che dopo la forgiatura si abbia la microstruttura bainitica con una maggiore temprabilità degli acciai microlegati, dovuto a % anche piccole di Cr e Mo, spesso si usa anche in questo tipo di acciaio il Ti per l'affinamento del grano. Un elemento molto importante per questi acciai è il Si: un effetto desiderato è quello di presenza di austenite a T ambiente. Questo effetto è ottenuto se si riesce a far sì che durante la trasformazione bainitica non ci sia precipitazione di carburi ma arricchimento dell'austenite in carbonio. Durante la trasformazione bainitica si ha un meccanismo simile a quello di formazione della martensite, si formano delle strutture CCC che inizialmente intrappolano il C, poi il C tende ad uscire e a formare i precipitati e in questo si distingue dalla martensite. Questo C fuoriuscito può formare immediatamente dei precipitati, ma può anche andare ad arricchire la gamma circostante, soprattutto se si arricchisce con Si che è insolubile in cementite e quindi ostacola di molto la formazione dei carburi in cementite. Per ciò anziché avere il C che precipita in carburi, va a finire in austenite che vede un abbassamento di  $M_s$  a T inferiori di T ambiente (o il  $M_f$ ) e quindi rimarrà residua e non si trasforma in martensite. In questi acciai quando si fa riferimento alla bainite in realtà, per l'esattezza si dovrebbe parlare di ferrite aciculare. In sostanza è considerata una forma di bainite per come si forma, con una differenza: nella bainite, rispetto al bordo grano originario, abbiamo tanti piccoli pallini che partono dal bordo grano; nella ferrite aciculare la nucleazione

meccaniche a seconda del loro uso.

Di seguito una serie di informazioni generali ed in alcuni casi particolari, ottenute guardando la scheda tecnica dell'acciaio C45:

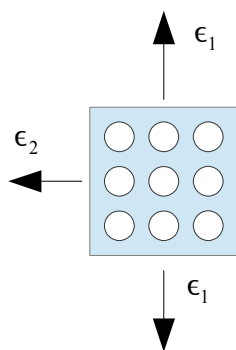
- Tipicamente nelle schede tecniche si riportano delle normative di riferimento.
- Un acciaio C45 di norma è comprato per essere poi trattato termicamente con la bonifica. In questo caso vengono fornite le % di composizione con range di variabilità.
- Nelle schede tecniche vengono fornite diverse informazioni, come anche le T di trattamento o deformazione o per ricottura. Vengono indicate anche le temperature di passaggio ad austenite e le T del forno per il raffreddamento dopo austenitizzazione.
- Se un acciaio è privo di elementi di lega allora non sarà molto temprabile;
- sulle schede viene anche definito il tipo mezzo temprante ( l'acqua è il più drastico di tutti);
- tanto più la dimensione del pezzo è elevata tanto più il risultato della tempra è una resistenza meccanica minore e un allungamento maggiore. Questo effetto è dovuto alla presenza di microstrutture miste ( M + B+ altre fasi);
- viene anche fornito il diametro critico in acqua, e se non è specificato in olio è perchè non è rilevabile per quanto piccolo.

Di seguito una serie di informazioni generali ed in alcuni casi particolari, ottenute guardando la scheda tecnica dell'acciaio 39NiCrMo3:

- vi è una maggiore presenza di elementi di lega: il Mo viene aggiunto di solito per contrastare gli effetti da fragilità di rinvenimento;
- anche qui ci sono tutte le T indicate;
- le resistenze meccaniche sono migliori per diametri più grandi;
- essendo un acciaio migliore il fornitore sceglie di indicare più dati come una curva Jominy, che in questo caso di presenta come una banda Jominy e quindi il fornitore garantisce che l'acciaio sia compreso in quella banda;
- sono presenti diagrammi di rinvenimento dove sono diagrammate le curve di Rm ed Rp02 che solitamente sono decrescenti, la curva Kcu che rappresenta la resilienza;
- è presente anche la curva TTT.

Le schede tecniche corrispondenti verranno riportate a fine lezione.

La scheda tecnica del DP600 non è stata completamente riportata, commenteremo solo alcuni grafici. Sta di fatto che questa scheda è leggermente diversa dalle altre due. È un acciaio che non è fornito a normativa, ecco perchè la scheda non è fornita a normativa. Questo è tipico degli acciai che devono essere solo imbutiti e/o saldati. In acciai che fanno parte di questa categoria è tipico del fornitore non fornire una composizione esatta dell'acciaio, per non dare info su questo aspetto. Il fornitore dà però dei margini sulla composizione e la ragione di ciò è strettamente legata alla saldabilità. Come sappiamo certe proprietà meccaniche vengono raggiunte con valori bassi di elementi di lega significa che l'acciaio è più saldabile e quindi è meglio fornire il valore minimo degli elementi di cui è composto l'acciaio, così facendo all'acciaio non viene preclusa la possibilità di avere un largo impiego. Il fornitore però dà delle info maggiori sulle proprietà meccaniche dell'acciaio. In questa scheda è presente la curva limite di formabilità: viene spesso usata per caratterizzare acciai per lamiera, come sono di solito gli acciai DP. Si immagina di avere un



elementino di lamiera e di deformarlo in direzione 1 e 2, a cui segue una deformazione  $\epsilon_1 \epsilon_2$ , ovviamente esiste anche  $\epsilon_3$  che è lungo la direzione perpendicolare al foglio. Si possono fare diversi esperimenti, si possono prendere diversi punti di lamiera che sono esposti a diverse combinazioni di  $\epsilon_1$  e  $\epsilon_2$ . Poi sul campione vengono disegnati tanti cerchi di riferimento. Il campione viene deformato in qualche modo e si scopre che dove prima c'era una circonferenza in seguito alla deformazione vi è un'ellisse. Il rapporto tra l'asse maggiore e il diametro iniziale mi dà  $\epsilon_1$  e il rapporto tra l'asse minore dell'ellisse e il diametro iniziale sarà pari a  $\epsilon_2$ . Si insiste poi a deformare la lamiera fino al