Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

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

NUMERO: 1390A - ANNO: 2015

A P P U N T I

STUDENTE: Agricola

MATERIA: Materiali per L'Industria Meccanica + temi d'esame, 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 STUDENTI E NON SONO STATI VISIONATI DAL DOCENTE.
IL NOME DEL PROFESSORE, SERVE SOLO PER IDENTIFICARE IL CORSO.

data	Docente, ore PM	GS	Argomenti svolti	Dispense	*Bhadeshia* capitoli	*Campbell* capitoli	*Krauss* capitoli
29/09/2014		3	Introduzione al corso. Termodinamica: Entalpia entropia energia libera.				
03/10/2014		1.5	Il diagramma di stato Fe-C interpretato in chiave termodinamica.				
06/10/2014		3	Proprietà dei materiali metallici. Proprietà magnetiche				
10/10/2014		1.5	Produzione dell'acciaio. Acciaieria elettrica				
13/10/2014		3	Produzione dell'acciaio: Altoforno				
17/10/2014	1.5		Le strutture cristallografiche del ferro; il diagramma di stato ferro-carbonio; le trasformazioni di fase ricostruttive e displasive; la trasformazione austenite - ferrite al raffreddamento (ferrite allotriomorfa, idiomorva e di Widmanstatten).	1-2	1-3	3, 7	10
20/10/2014	3		La trasformazione dell'austenite in ferrite e perlite. Proprietà ed applicazioni degli acciai perlitici. Cenni sulla laminazione a caldo e sulla preparazione ed analisi metallografica. La trasformazione martensitica negli acciai (cenni introduttivi).	3-4	5	4, 5, 15	10
24/10/2014	1.5		La trasformazione martensitica: aspetti macroscopici e cristallografici. I diagrammi TTT: metodo di prova e significato.	6-8	5	5, 10	10
27/10/2014	3		Metallografia della martensite. I diagrammi TTT: caratteristiche delle diverse trasformazioni ed effetti degli elementi di lega. La bainite: microstruttura, meccanismi di formazione e caratteristiche. Effetti degli elementi di lega sulle trasformazioni di fase negli acciai. Cicli di lavorazione e trattamenti termici massivi. La ricottura subcritica ed ipercritica e la normalizzazione.	6-11	4-6	5-6, 10, 13	10
31/10/2014	1.5		La bonifica: introduzione. Tempra e la temprabilità: diametro ideale critico, prova jomini, concetto di distanza Jominy equivalente.	11			
03/11/2014	3		Drasticità di tempra e metodi per stimare la durezza dopo tempra (Grossman, Lamont). Il rinvenimento: aspetti metallurgici e variazione di proprietà meccaniche. Introduzione agli acciai a basso tenore di C per costruzioni saldate: ciclo produttivo per prodotti piani, ricottura a lotti e ricottura continua, trattamento intercritico e cenni agli acciai DP.	11, 13			13, 16-17, 20
07/11/2014		1.5	Trattamenti termici superficiali				

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 3 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 3 di 316

data	Docente, ore PM	GS	Argomenti svolti	Dispense	*Bhadeshia* capitoli	*Campbell* capitoli	*Krauss* capitoli
24/11/2014	3		Cenni sul funzionamento del microscopio elettronico. Esempio di analisi dei fallimenti: frattura fragile di fili di acciaio. Acciai per utensili: elementi formatori di carburi e caratteristiche dei diversi tipi di carburi; ciclo di lavorazione e di trattamento termico; effetti delle temperature di austenitizzazione e di rinvenimento; principali famiglie (per stampi per lavorazioni a freddo, per stampi per lavorazioni a caldo, rapidi). Acciai Maraging: introduzione.	18, 19			24
28/11/2014	1.5		Acciai Maraging: composizioni, scopi degli elementi di lega, ciclo di lavorazione e di trattamento termico. Cenni ai concetti di rafforzamento per precipitazione e di tenacità a frattura (KIc). Introduzione agli acciai inossidabili.	20			
01/12/2014	3		Richiami di corrosione. Introduzione agli acciai inossidabili: effetti di Cr, Ni ed altri elementi, diagramma di Schaeffler. Acciai inossidabili austenitici: composizioni, tipi e proprietà; precipitazione di carburi e corrosione intergranulare; formazione di martensite e rafforzamento.	21, 22	12		23
05/12/2014	1.5		Acciai inossidabili austenitici: possibile formazione di ferrite e di composti intermetallici; trattamenti termici; altre proprietà. Acciai inossidabili ferritici: composizioni, tipi e proprietà; effetti degli elementi di lega; seconde fasi: austenite, carburi, composti intermetallici; infragilimento a 475 °C; trattamento termico. Cenni sugli acciai inossidabili martensitici.	23	12		23
12/12/2014	1.5		Acciai inossidabili martensitici: composizioni, tipi e proprietà; ciclo di lavorazione e trattamento termico; effetti delle temperature di austenitizzazione e di rinvenimento. Acciai inossidabili austeno-ferritici: tipi, proprietà, trattamento termico, fasi indesiderate. Acciai inossidabili indurenti per precipitazione: proprietà, ciclo di lavorazione e trattamento termico. Cenni sulla saldatura degli acciai.	24			23
15/12/2014	3		La saldatura degli acciai: difetti di saldatura, microstrutture, idrogeno. La saldabilità degli acciai: effetti degli elementi di lega e formula del carbonio equivalente. Esempio: analisi metallografica di un giunto saldato. Tecnologie di saldatura per fusione con apporto di calore per via chimica, ad arco elettrico, a resistenza, o laser. Tecnologie di saldatura allo stato solido.	25-27			
19/12/2014	1.5		Leghe di Ti: forme cristallografiche del Ti, effetti degli elementi di lega, microstrutture, leghe alfa, leghe alfa-beta e leghe beta.	28		28	

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 5 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 5 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 7 di 316

Materiali per l'industria Meccanica

Esame scritto ed eventualmente orale per migliorare

giorgio.scavino@polito.it paolo.matteis@polito.it DISAT (chimica) 2° piano

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 7 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 9 di 316

La temperatura è il termometro dell'energia nel sistema, alta T significa alta energia. Per evolvere sappiamo che occorre l'energia e allora per avere l'evoluzione serve:

1) molteplicità degli stati d'ordine.
2) energia

si arriva allora all'espressione di Gibbs che è l'equazione dell'energia.

$$G = H - TS$$

G: è l'energia globale che tiene conto dell'entropia del sistema.

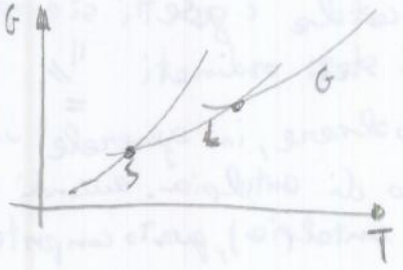
Se siamo allo 0 assoluto il sistema non evolve e infatti l'entropia allo zero assoluto è nulla, quindi è inutile dare al sistema delle vie per evolvere. $\Delta G < 0$ evoluzione spontanea

$\Delta G > 0$ evoluzione non avviene.

A temperatura costante si scrive $\Delta G = \Delta H - T\Delta S$, la temperatura può essere vista come una cassa di amplificazione dell'entropia, infatti ad alte temperature il termine più influente è l'entropia mentre per temperature basse prevale il termine entalpico. Questo spiega perché in passato, quando si lavorava a T basse, veniva considerato $\Delta G = \Delta H$.

Alle alte temperature conviene avere sistemi entropici fortemente per avere ΔG basse e il sistema più disordinato è quello gassoso. A basse temperature ΔS conta poco perché c'è il fattore T e quindi conta ΔH e allora ΔS piccole e quindi si hanno i sistemi solidi, in cui ΔH è basso

Solido ⟶ Liquido ⟶ Gas



Nei punti d'intersezione si hanno le condizioni di equilibrio. Allora tramite l'equazione di Gibbs si può valutare lo stato delle materie (solido, liquido, gassoso).

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 9 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 11 di 316

si può scrivere allora l'equazione di Gibbs. (eq. libere delle vacanze).

$G_v = n_v w_v - T S_m$ ossia $G_v = n_v w_v - TK[(n_0+n_v)\ln(n_0+n_v) - n_v \ln n_v - n_0 \ln n_0]$

Per ogni T si può valutare qual è il n° di vacanze e questo numero sarà quello che rende minima l'energia ovvero $\frac{\partial G_v}{\partial n_v} = 0$, cioè $w_v + TK \ln \frac{n_v}{n_0+n_v} = 0$

e poiché $n_v << n_0$ si ha $\frac{n_v}{n_0} = e^{-\frac{w_v}{TK}}$. Moltiplicando poi per il n° di Avogadro N ($6{,}02 \cdot 10^{23}$) si ha $Q_f = N w_v$ $R = k N$ (costante dei gas)

Q_f: calore di attivazione, lavoro richiesto per formare una mole di vacanze.

si ottiene $\boxed{\frac{n_v}{n_0} = e^{-\frac{Q_f}{RT}}}$ Le vacanze aumentano esponenzialmente con la temperatura

Esempio

nel caso del Cu $\frac{n_v}{n_0} = e^{-\frac{20000}{2T}}$

$Q_f = 20000$ calorie.

se $T = 0\,K$ $\frac{n_v}{n_0} = 0$

se $T = 300\,K$ $\frac{n_v}{n_0} = e^{-33} \approx 4{,}45 \cdot 10^{-15}$

se $T = 1356$ $\frac{n_v}{n_0} = e^{-7{,}40} \approx 10^{-3}$

Questa equazione può essere vista come il diagramma di stato Ferro Carbonio se al posto di n_v metto n_c (n° atomi di carbonio) e al posto di n_0 metto n_{Fe} (n° atomi ferro).

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 11 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 13 di 316

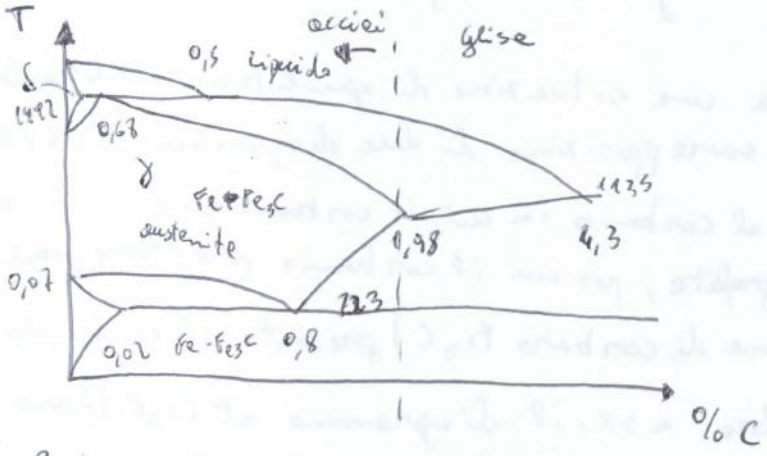
2ª lezione 3/10/2014

DIAGRAMMA FE-C DAL PUNTO DI VISTA TERMODINAMICO

$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$ a $T = cost$ questa è l'eq. di Gibbs - "Helmholtz"

questa legge regola tutti i processi termodinamici e quindi anche metallurgici.

DIAGRAMMA Fe-C



Partiamo da n_0 = n°. totale di atomi

n_v = n°. di vacanze

w_v = energia per formare una vacanza

Si scrivere $G_v = n_v w_v - T S_m$, poi $\frac{\partial G_v}{\partial n_v} = 0$ e si arriva alla relazione

$$\frac{n_v}{n_0} = e^{-\frac{Q_f}{RT}}$$

Adesso possiamo fare un altro esempio

n_0 = n° totale di atomi di Fe => $n_0 = n_{Fe}$

n_v = n° ~~atti~~ vacanze => $n_v = n_c$ = n° atomi di carbonio dentro il ferro

$w_v = w_c$ = energia per introdurre un atomo di carbonio nel ferro

Riusciamo a trovare una relazione che mi dice quanti atomi di C si possono sciogliere nel ferro da un punto di vista termodinamico?

Allora scrivo $G = n_c w_c - T S_m$

Il carbonio in posizione interstiziale aumenta l'entropia del sistema che è un'entropia di miscela.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 13 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 15 di 316

$$\frac{n_c}{n_{Fe}} = e^{-\frac{14800}{2T}} \qquad \frac{n_{Fe_3C}}{n_{Fe}} = e^{-\frac{9700}{2T}}$$

Nelle perite degli acciai non parliamo mai di grafite !!

Dal punto di vista sperimentale nel campo delle ghise possiamo avere sia Fe-Fe_3C che Fe-grafite. Le ghise sono un materiale da getto e quindi ci soffermiamo a discutere dell'eutettico. La ghisa non è una ferrolega al carbonio e basta perché la segue il silicio oltre la grafite e cementite.

MARTENSITE, BAINITE sono fasi energeticamente superiori alle fasi di equilibrio

martensite = forma sovraenergetica e sovratensionata della ferrite (sol. solida metastabile di carbonio cfc-stato forzato)

bainite = non è una fase ma una miscela, ovvero 2 fasi: ferrite e cementite oppure ferrite sopressatura e carburi $x\varepsilon$

La bainite si divide in
- superiore (perché si forma a T più elevate) (ferrite e cementite)
- inferiore (ferrite ricca in carbonio più carburi x)

In una scala di velocità di raffreddamento

- perlite (da grossolana a fine)
- bainite superiore
- bainite inferiore
- martensite
- austenite residua

↓ velocità diminuisce

3ª lezione 6/10/2014

PROPRIETÀ MAGNETICHE dei MATERIALI METALLICI

I materiali metallici hanno delle peculiarità particolari tali da occupare una parte della tavola periodica. Le proprietà dei metalli le vedremo rapidamente per poi soffermarci sulle proprietà magnetiche.

1) Proprietà elettriche. I metalli sono degli ottimi conduttori (di tipo elettronico) il materiale più diffuso è il rame impiegato a parità di prestazione costa meno. Il problema è che il rame per essere utilizzato deve essere il più puro possibile, per cui il costo elevato non è insito nel materiale stesso ma nel processo di lavorazione per renderlo puro.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 15 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 17 di 316

Poi occorre lavorare anche sulla resistenza del conduttore R

$R = \rho l/s$ ρ = resistività del conduttore, specifica per ogni materiale

p) la ρ e le vacanze sono legate fra loro infatti mancando un atomo l'elettrone si trova in difficoltà a passare, per cui aumentando le vacanze aumenta la resistività (resistenza opposta al passaggio di elettroni). Il modo sperimentale per misurare il n° di vacanze è misurare la resistività. L'aumento di ρ è allora legato alla T come il n° di vacanze, per cui l'aumento di ρ è legato anche ai corto circuiti infatti con un corto circuito aumenta la T che aumenta ρ.

l) lunghezza del conduttore

s) Per diminuire R occorre avere delle sezioni che sono le più grandi possibili (ecco che uso l'alluminio)

2) Proprietà termiche. I metalli sono ottimi conduttori termici. Il rame è ancora il miglior metallo dal punto di vista termico ma occorre valutare la resistenza alla corrosione e alle alte temperature. I radiatori possono essere in ghisa, acciaio e alluminio e il materiale varia secondo l'uso. Se si vuole un riscaldamento spalmato su tutte le pareti (inerzia termica alta) si usa la ghisa, se si vuole un riscaldamento concentrato si usa l'alluminio (alta conducibilità e bassa inerzia termica). Per una via di mezzo si usa l'acciaio. Le proprietà elettriche e termiche trovano una sintesi nei processi di saldatura, nei quali si ha apporto di calore che fa fondere le parti che devono essere unite e poi si ha una cosolidificazione, se fonde una sola parte si ha la saldobrasatura. La saldobrasatura è rilevante nel caso di saldature tra acciaio e alluminio. L'alluminio puro fonde a 654°, il ferro a 1537 gradi per cui è necessaria la brasatura, però ci sono 2 problemi

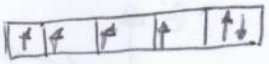
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 17 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 19 di 316

Parliamo del diamagnetismo. È un fenomeno comune a tutte le materie perché gli elettroni ruotano attorno agli orbitali secondo il minimo di energia. Se introduciamo un campo magnetico esterno succede che gli elettroni vengono perturbati e quindi si altera il loro moto. Quindi mentre prima il moto degli elettroni non creava campi magnetici, in seguito a questo disturbo si crea un ulteriore campo magnetico che va a contrastare il campo magnetico esterno.

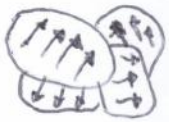
FERROMAGNETISMO: è il comportamento del ferro e di altri elementi

Il ferro è il 26° elemento della tavola periodica $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 4s^2 3d^6$

Nel $3d^6$, noi sappiamo che gli orbitali d sono 5  3d

e noi dobbiamo mettere 6 elettroni in 5 orbitali. Due elettroni saranno in un orbitale e gli altri 4 li mettiamo secondo la termodinamica ovvero maggiore entropia possibile e quindi uno per ogni orbitale si ha allora un orbitale saturo ma 4 non lo sono ma non è una novità perché solo i gas nobili hanno gli orbitali completi, però c'è una forte differenza. Tutti gli elementi possono presentare degli orbitali incompleti, ma sono quelli esterni che partecipano alla formazione dei legami; nel momento in cui avviene il legame spariscono gli orbitali incompleti. Nel caso del Fe gli elettroni di conduzione, ovvero quelli che partecipano al legame non sono gli elettroni $3d^6$ ma i $4s^2$; quindi quando l'atomo di Fe è in una struttura spariscono gli elettroni $4s^2$ e rimangono gli elettroni $3d^6$ i quali rimangono legati al nucleo. Si ha allora un orbitale interno incompleto ed è il caso dei metalli di transizione.

Nel Fe abbiamo allora 4 elettroni spaiati ma gli elettroni sono cariche elettriche in moto e generano un campo magnetico, se fossero appaiati il campo magnetico generato da uno annullerebbe quello generato dall'altro. Però 4 elettroni generano 2,6 momenti magnetici e non 4 per problemi di sovrapposizione. Però dall'esterno si apprezza l'effetto di miliardi di atomi. Macroscopicamente il ferro è organizzato in domini magnetici nei quali gli atomi hanno momenti magnetici isoorientati



i colpi sono le linee di Weyss

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 19 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 21 di 316

Scaldando diventa prevalente il termine entropico e quindi queste 13 strutture e domini viene distrutta perché diminuisce l'energia. Allora il materiale non avendo più domini passa da ferromagnetico a paramagnetico e la temperatura a cui avviene ciò è la temperatura di Curie T = 768°C ferro

T = 1115°C cobalto

T = 353°C nichel

Per altri materiali queste temperature è prossima alla temperatura ambiente

4ª lezione 10/10/2014

Si può avere anche un altro comportamento che è il FERRIMAGNETISMO. Esistono delle aree in cui non si ha un isorientamento ma si ha comunque una risultante diversa da zero e quindi subiscono gli effetti del magnetismo

PRODUZIONE SIDERURGICA

Ci sono due metodi per produrre l'acciaio. La 1ª strada può avere un significato se andiamo a vedere la localizzazione degli impianti. Tutti questi impianti sono in riva al mare. In altri casi le acciaierie sono situate lontane dal mare perché c'è un altro tipo di produzione. Le due differenti scelte si basano sul diverso tipo di produzione. Analizziamo il caso di acciaierie in montagna. Sono acciaierie elettriche. Il materiale di partenza è il rottame per cui sono acciaierie di riciclo (i metalli infatti sono integralmente riciclabili come i vetri). L'acciaio viene prodotto in forni elettrici in cui si mette il rottame che fonde con degli archi elettrici; a questo punto il problema è l'energia elettrica e le sue fonti di approvvigionamento. Concentriamoci sul rottame. Il rottame è già acciaio che fondo e poi lo purifico con delle aggiunte. Il problema è la qualità del rottame per esempio in un auto si possono togliere gomme, olio ma per esempio non tolgo i fili elettrici

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 21 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 23 di 316

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

voglio ottenere una fase metallica e una fase gassosa.

$MeO \rightarrow Me + O$

Cosa ci dice la termodinamica? che alle alte T il termine entropico è quello prevalente, per cui ad alte T sono stabili i sistemi a maggior entropia. e quali sono questi sistemi a maggior ΔS? i sistemi gassosi.

$MeO \Rightarrow$ solido

$Me \Rightarrow$ solido

$O \Rightarrow$ gas

si ha maggior entropia nel sistema solido + gas che solido.

Quindi riscaldando l'ossido tende spontaneamente a scindersi in metallo e ossigeno, questo dal punto di vista termodinamico.

Partiamo da due molecole di acqua $2H_2O \rightarrow 2H_2 + O_2$ quindi il sistema è più disordinato, è un ulteriore conferma di come riscaldando aumenta ΔS e si formano i gas. In generale mi serve il fatto che si rompe le molecole.

La termodinamica mi dice allora che si può fare ma devo valutare due cose:

1) a che temperatura avviene la rottura?

2) cinetica che determina la tempistica.

questa reazione è in equilibrio per cui aumentando la T la reazione si sposta a dx però è anche vero che aumentando la T dal punto di vista cinetico si crea più facilmente e rapidamente l'ossido, per cui cosa si fa? si introduce qualcosa che attira e reagisce con l'ossigeno; si introduce quindi un elemento che sottragga l'ossigeno e quindi forma lui l'ossido che deve ~~avere~~ un ΔG inferiore a quello dell'ossido metallico. Avremo una reazione del tipo $MeO + X \rightarrow Me + XO$. In questo modo con $\Delta G_{XO} < \Delta G_{MeO}$ si favorisce dal punto di vista termodinamico la formazione dell'ossido OX rispetto all'ossido MeO. questo elemento X deve essere di facile approvvigionamento, poco costoso e molto reattivo con l'ossigeno e questo elemento è il CARBONIO il quale ha due ossidi CO e CO_2 per cui dovremo vedere quali sono i ΔG_{CO_2} e ΔG_{CO} e vedere quello minore

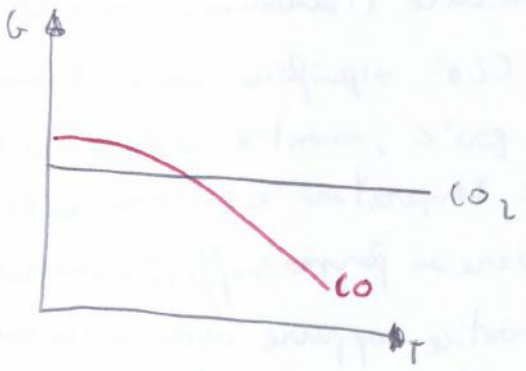
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 23 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 25 di 316

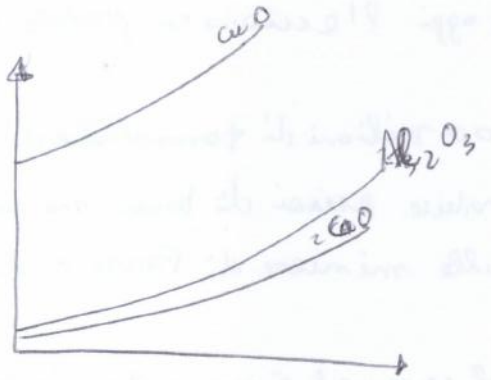
$2CO \rightleftarrows C + CO_2$ in questo modo si controlla per esempio il tenore di carbonio nell'acciaio in superficie.

Allora per lavorare in sicurezza nel forno si applica una leggera sovrapressione; così si evita l'impresso di ossigeno nel forno dove ci sarà pure idrogeno (per via della reazione endo). Poi viene fatto uscire il CO attraverso delle porte in corrispondenza delle pareti ci sono delle fiamme che portano ad avere CO in CO_2.

Diremo allora che l'ossido ($2CO_2$) ha un ΔS maggiore del sistema $2C + O_2$. Questo significa che aumentando la T e aumenta ΔS, il ΔG dell'ossido ΔG_{2CO} è minore. Quindi aumentando la T è più stabile l'ossido.



questo è il diagramma che abbiamo tracciato secondo l'intuito e i ragionamenti.
Questo diagramma ci dice termodinamicamente quando posso avere la riduzione del metallo. Gli elementi che stanno in basso hanno una ΔG inferiore e quindi reagiscono per primi.



$Al_2O_3 + Cu \rightarrow CuO + Al$ secondo il diagramma questa reazione non può avvenire perché $\Delta G_{Al_2O_3} < \Delta G_{CuO}$ sempre. Cioè non potremo mai usare il rame per ridurre l'alluminio

Mentre vale la reazione inversa $CuO + Al \rightarrow Al_2O_3 + Cu$, cioè posso usare l'alluminio per ridurre (togliere ossigeno) il rame. Il tutto semplicemente leggendo il diagramma.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 25 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 27 di 316

Nell'altoforno esce ghisa che viene poi immesso nel CONVERTITORE dove viene trasformata in acciaio.

CICLO INTEGRALE: si parte da 3/4 prodotti che sono: carbone, minerale di ferro e calcare fondente. Il carbone è un punto dolente perché noi compriamo il carbon fossile che deve essere trasformato in coke siderurgico per depurarlo di alcuni elementi come il metanolo, questa operazione viene fatta nella cokeria nella quale escono dei vapori (distillazione) ed è questo il vero inquinamento. Poi il calcare fondente ovvero ossido di calce, che dà la dovuta fluidità perché la carica si fa dall'alto e quindi non deve essere veloce ne lento e poi ha anche lo scopo di affinare cioè porta i materiali non voluti nelle scorie. Questo calcare viene sinterizzato con il cook formando dei pellets (è un'altra fase di fortissimo inquinamento). Dall'altoforno poi esce ghisa e viene inserita nel convertitore dove viene insufflato ossigeno per ridurre l'ossido.

MINERALI: abbiamo detto che dobbiamo partire dagli ossidi quindi occorre trasformare i non ossidi in ossidi. Si parte dalle materie prime che vengono frantumate, macinate ed eventualmente arricchite con materiale che contiene l'elemento desiderato. Poi calciniamo (ovvero scaldiamo per formare l'ossido), arrostiamo... Si ha allora prima la PIROMETALLURGIA. Dentro l'altoforno mettiamo cook, calcare e minerale attraverso delle tramogge che miscelano queste sostanze (inquinando) formando così dei pellets (sinterizzazione). Se i pezzi sono grandi si hanno tante scorie che rimangono nella ghisa e soprattutto lo zolfo, se sono piccoli tappano il forno.

ALTOFORNO: qui mettiamo carbone, pellet, aria. Entra dell'aria perché dobbiamo scaldare il forno bruciando coke e quindi inserendo aria. Da questo altoforno esce: scoria, metallo di prima fusione e gas di scarico (CO, CO_2, N_2) dall'alto
del basso

Il bilancio dei prodotti è

INPUT			OUTPUT	
minerale (Fe al 50%)	2t	} ogni tonnellata di ferro 0,9t di coke	ghisa	1t
coke	0,9t		scorie	0,8t
$CaCO_3$	0,4t		gas esausti	5,4t
Aria	4t		Polvere	0,1t

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 27 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 29 di 316

Trasformazioni di fase allo stato solido negli acciai I

Il diagramma di stato Fe-C

Il ferro presenta le forme cristallografiche: ferrite α fino a 912 °C, con struttura Cubica a Corpo Centrato (CCC); austenite γ da 912 a 1394 °C, con struttura Cubica a Facce Centrate (CFC); ferrite δ da 1394 °C fino a fusione (1538 °C) con struttura CCC. Le fasi α e δ sono isomorfe.
Il diagramma di stato Fe-C stabile (figura 7, linee continue), in cui compare la fase C, grafite, è rilevante per lo studio della solidificazione da liquido (salvo che per il caso delle ghise bianche); invece, il diagramma metastabile (figura 7, linee tratteggiate, dove diverse), in cui compare la fase Fe_3C, cementite, è rilevante per lo studio delle trasformazioni allo stato solido. Questo perché la cementite ha una entalpia di formazione più alta rispetto alla corrispondente miscela di ferrite e grafite, ragione per cui non compare nel diagramma di stato stabile, tuttavia la sua formazione è favorita da un punto di vista cinetico durante il raffreddamento dell'austenite e, dopo essersi formata, rimane stabile.

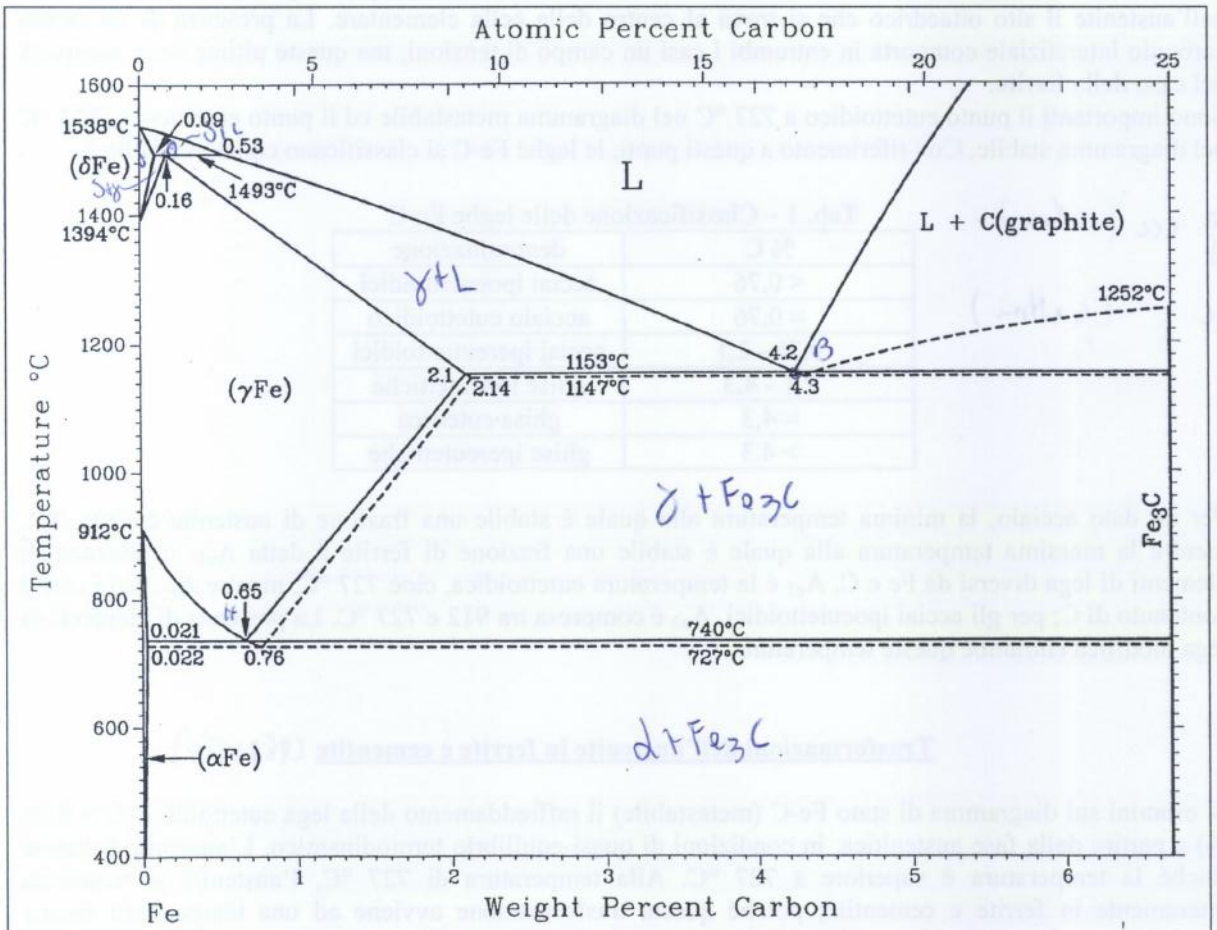
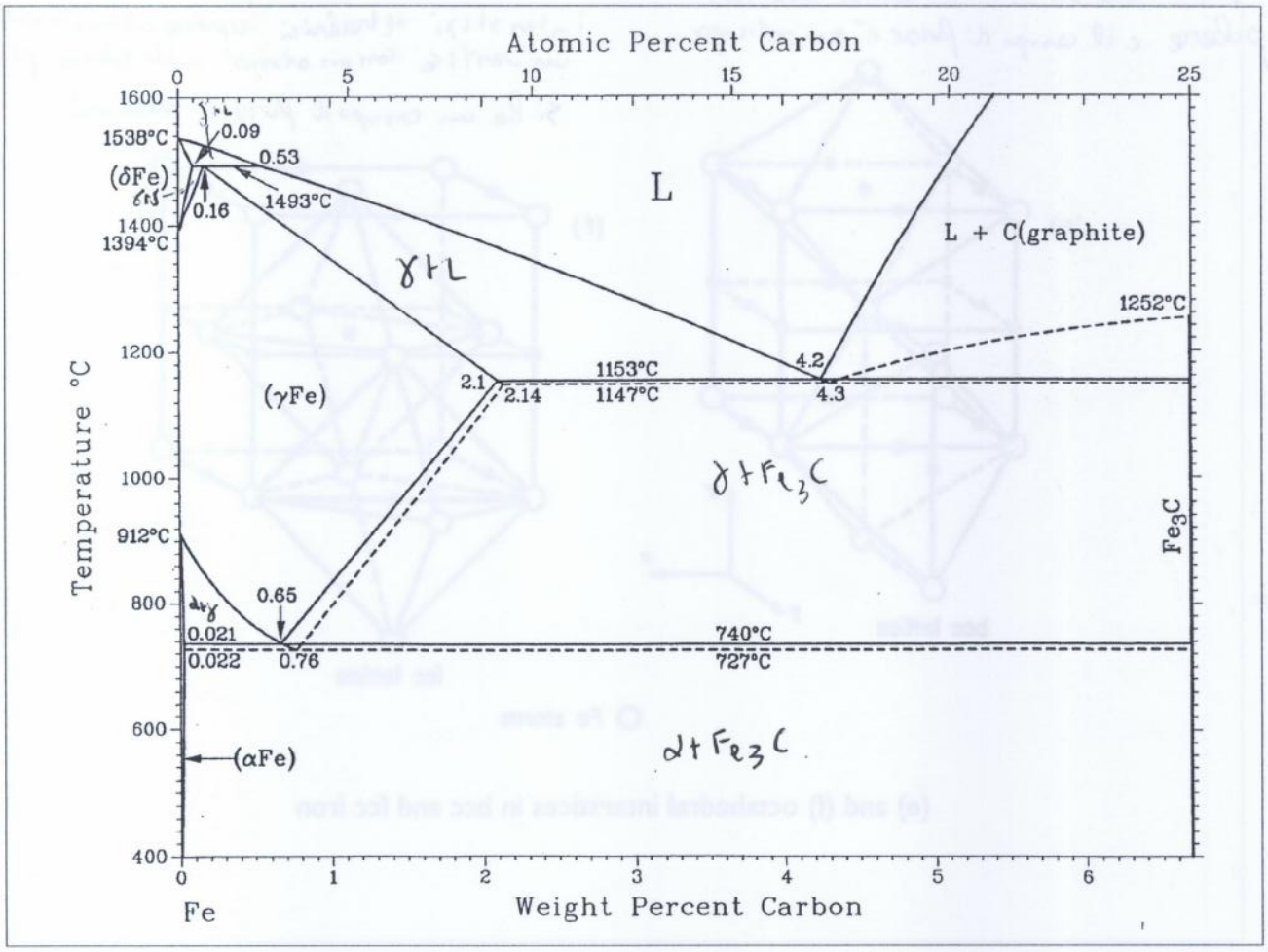


Fig. 7 - Diagramma di stato Fe-C

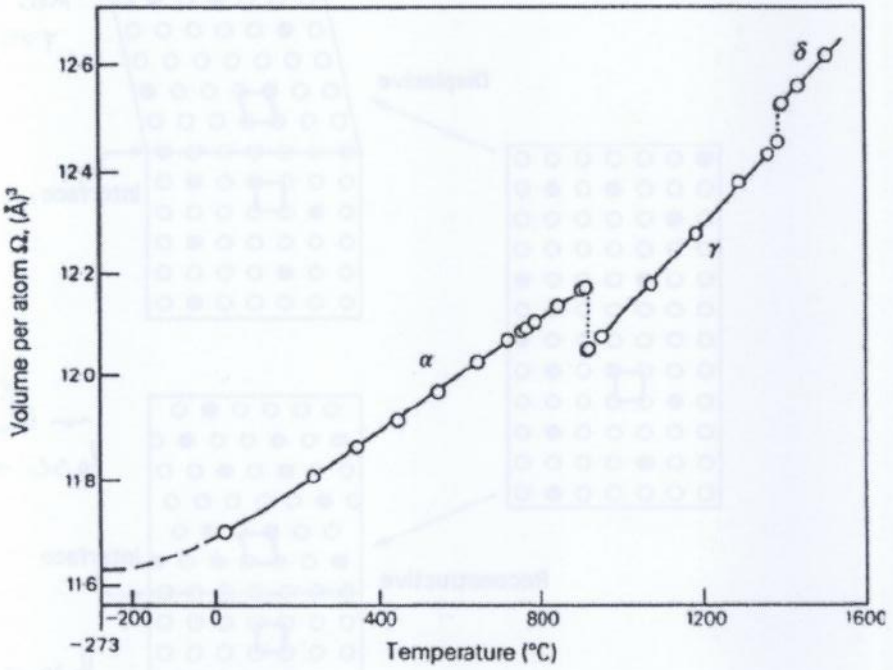
Il diagramma di stato presenta, in funzione della temperatura e della frazione di carbonio, delle regioni monofasiche, nelle quali è stabile una sola fase, e delle regioni bifasiche, nelle quali è stabile una miscela di due fasi. In queste ultime regioni, in ciascun punto, le frazioni delle due fasi ed il contenuto di C di ciascuna di esse sono univocamente determinati e si possono calcolare con la regola della leva (riquadro).
Per esempio, applicando la regola della leva, per un acciaio con C = 0,76 %, a temperatura minore di 727 °C, si ottiene (con minime variazioni in funzione della temperatura) il 12 % di cementite ed il 88 % di ferrite (in peso).

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 29 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 31 di 316



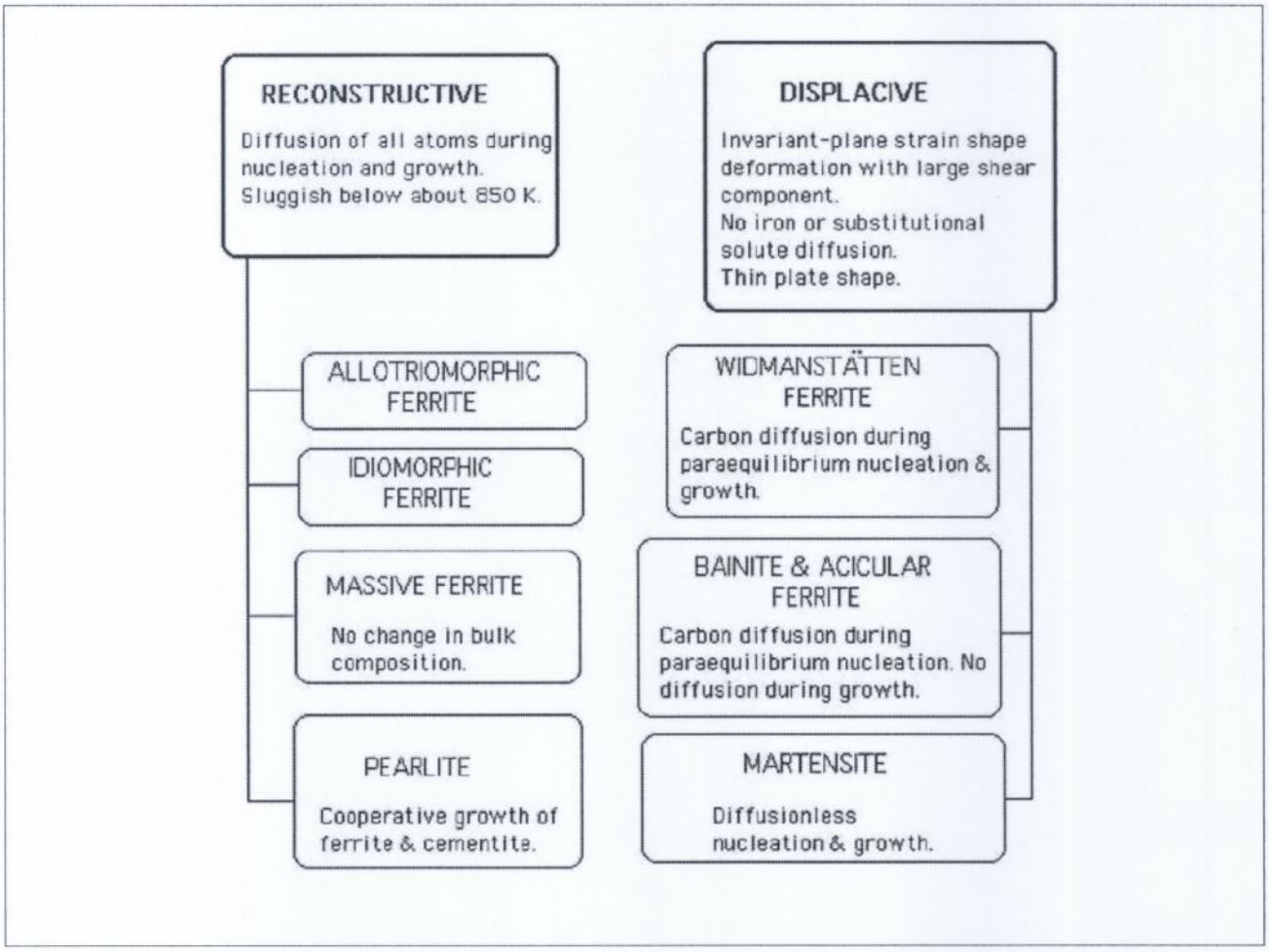
Ferrite β è la ferrite a prima che perdi le proprietà magnetiche, ~~[illegible]~~ cioè fino a 910°C.



Temperature dependence of the mean volume per atom in iron crystals

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 31 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 33 di 316



RICOSTRUTTIVE (civili)

- DIFFUSIONE
- NON SI MANTIENE L'ORDINE DEGLI ATOMI
- SI MANTIENE LA FORMA ESTERNA
- LA NUOVA FASE CRESCE A SCAPITO DELLA VECCHIA FASE SUI BDG.

DISPLASIVA (militari)

- NO DIFFUSIONE
- SI MANTIENE L'ORDINE ATOMI
- NON SI MANTIENE LA FORMA
- LA NUOVA FASE E' LIMITATA DAI B.DG. E NON PUÒ CRESCERE A SCAPITO DELLA VECCHIA FASE.

TRASFORMAZIONI DELL'AUSTENITE

RICOSTRUTTIVE

$\gamma \rightarrow$ FERRITE (α)

$\gamma \rightarrow$ PERLITE

DISPLASIVE

$\gamma \rightarrow$ Ferrite di WIDMANSTATTEN

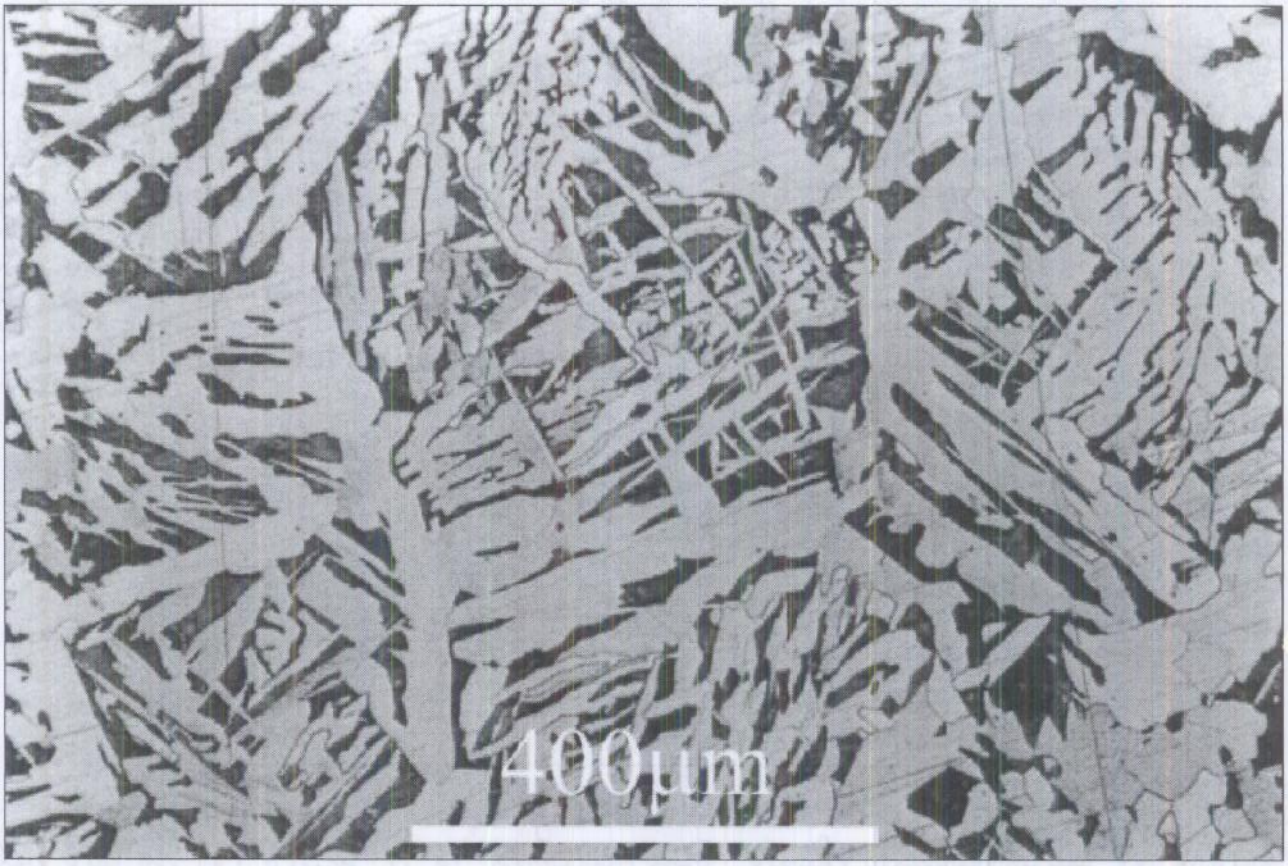
$\gamma \rightarrow$ BAINITE

$\gamma \rightarrow$ MARTENSITE

Le trasformazioni displasive non sono tutte uguali, solo la martensite ha quelle caratteristiche di una trasformazione displasiva. Mentre Bainite e WIDMANSTATTEN hanno DIFFUSIONE degli atomi di C.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 33 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 35 di 316



© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 35 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 37 di 316

BANDIZZAZIONE è un fenomeno per cui la perlite si forma a bande e ciò è dovuto alla presenza di elementi nell'acciaio o in generale elementi di lega.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 37 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 39 di 316

Prelievo

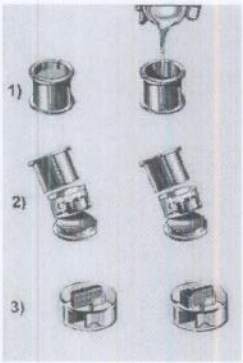
- troncatrici metallografiche
- Evitare riscaldamento / deformazione plastica in uno strato significativo

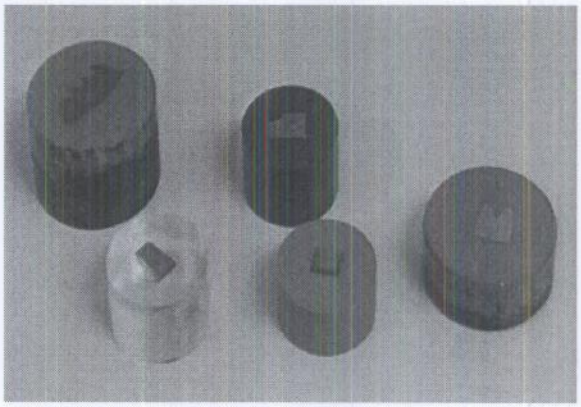
→ toglie il materiale con una mola sottile lubrificata in modo da non riscaldare e formare nuove fasi!

Inglobatura

A caldo

A freddo





© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 39 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 41 di 316

Acciai perlitici

Sono acciai eutettoidici

Usi: binari ferroviari, fili

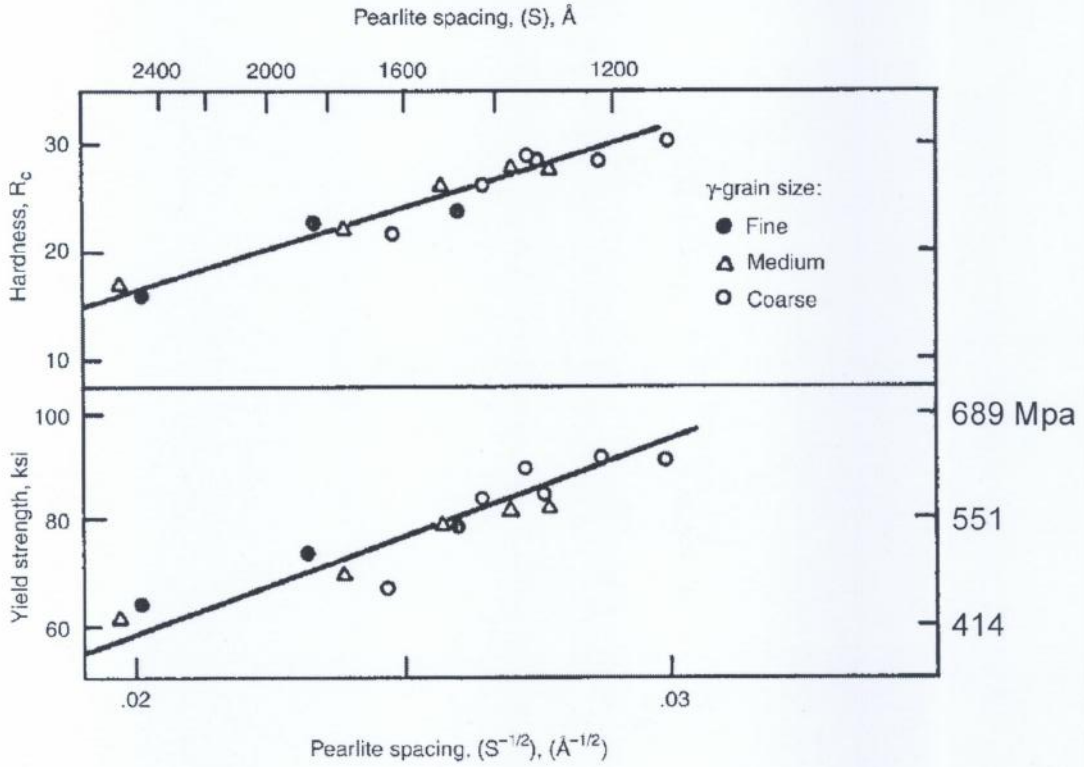
S: distanza interlamellare (μm)
P: dimensione delle colonie perlitiche (μm)
d: dimensione del grano austenitico (μm)

} influenzano R_{P02}

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

$$R_{P02} = \frac{2,18}{\sqrt{S}} - \frac{0,4}{\sqrt{P}} - \frac{2,88}{\sqrt{d}} + 52,30$$

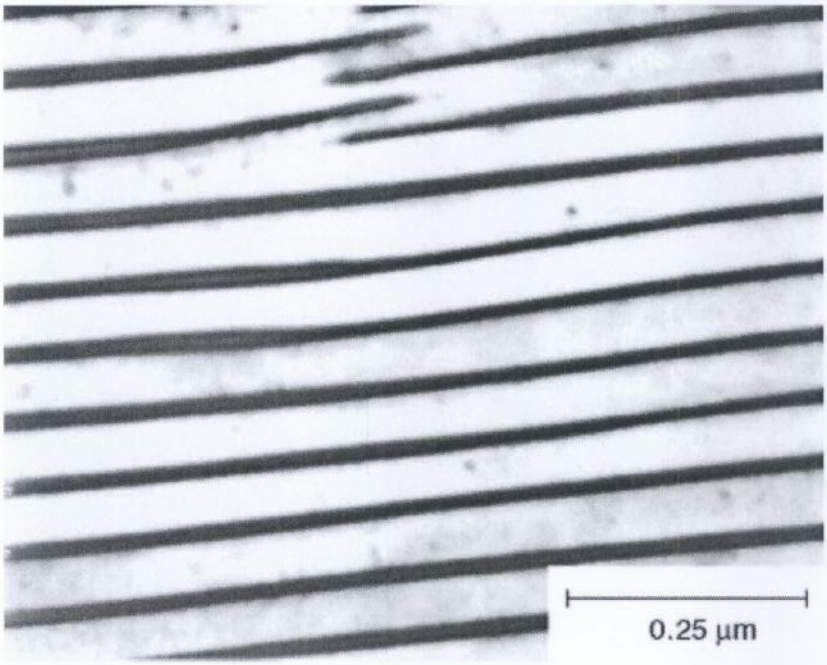
se s è sottile R_{P02} ↑



Hardness and yield strength as a function of pearlite interlamellar spacing in fully pearlitic microstructures.

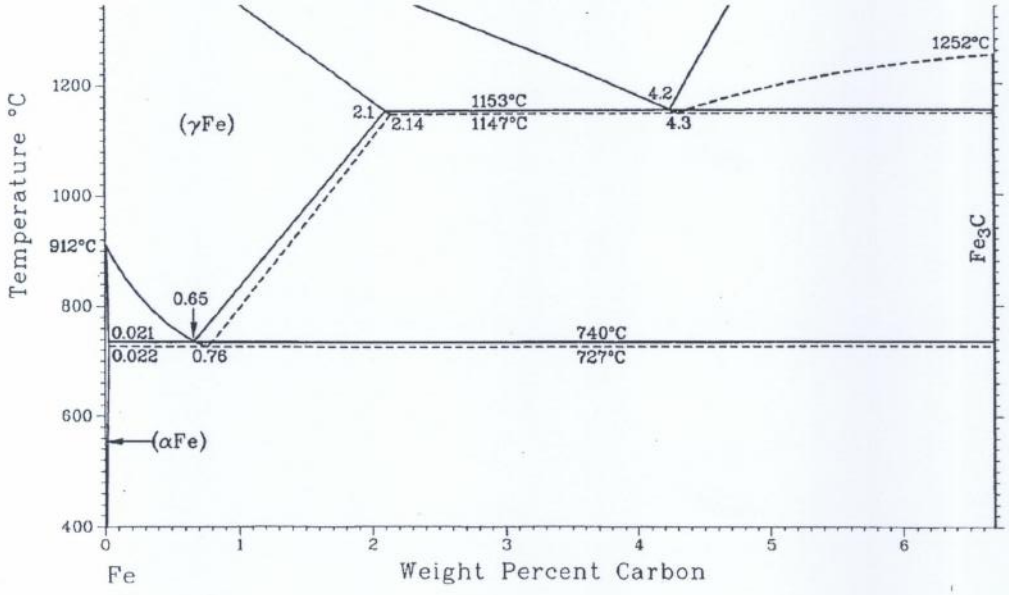
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 41 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 43 di 316



Microstructure of pearlite in rail steel

Quanta cementite nella perlite?



$[Fe_3C] = (0{,}76 - 0{,}022) / (6{,}67 - 0{,}022) \approx$ **11%**

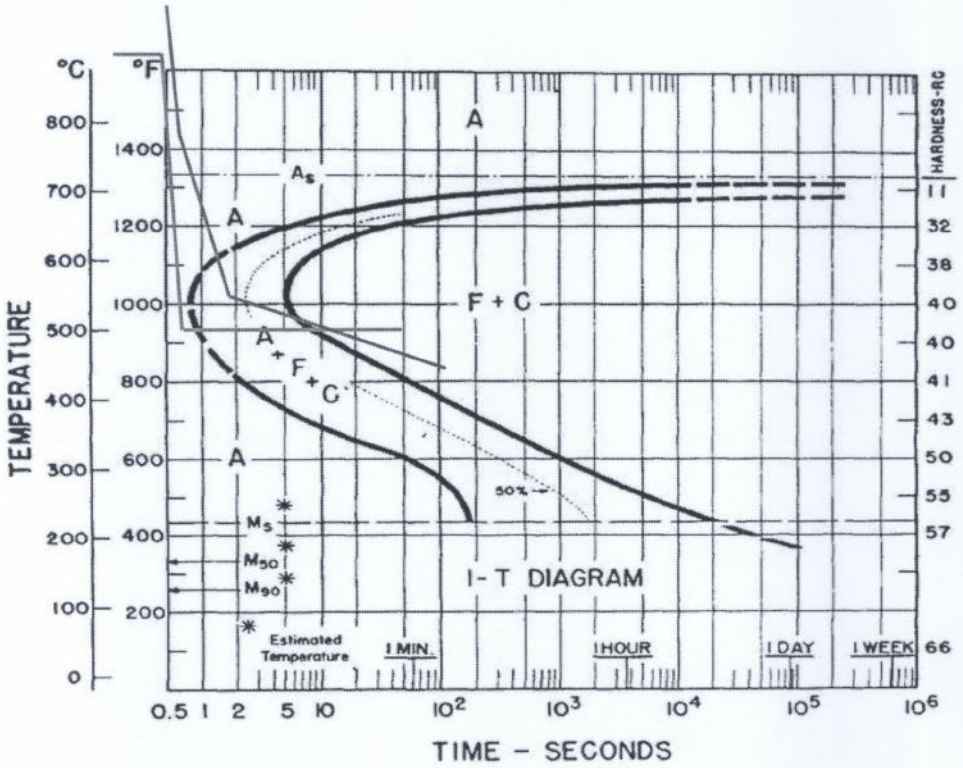
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 43 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 45 di 316

Ciclo di lavoro

- **Acciaio eutettoidico (C 0,8 % circa)**
- **Laminazione a caldo** (barre) ma non fino a diametri troppo piccoli perché la perlite per ossidazione diventerebbe proporzionalmente considerevole
- **Patentamento** o raffreddamento controllato equivalente → **perlite finissima**
- **Trafilatura a freddo** (numerosi passaggi)
- **Distensione** ("stabilizzazione") per ridurre le tensioni

Patentamento / processo Stelmor



© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 45 di 316

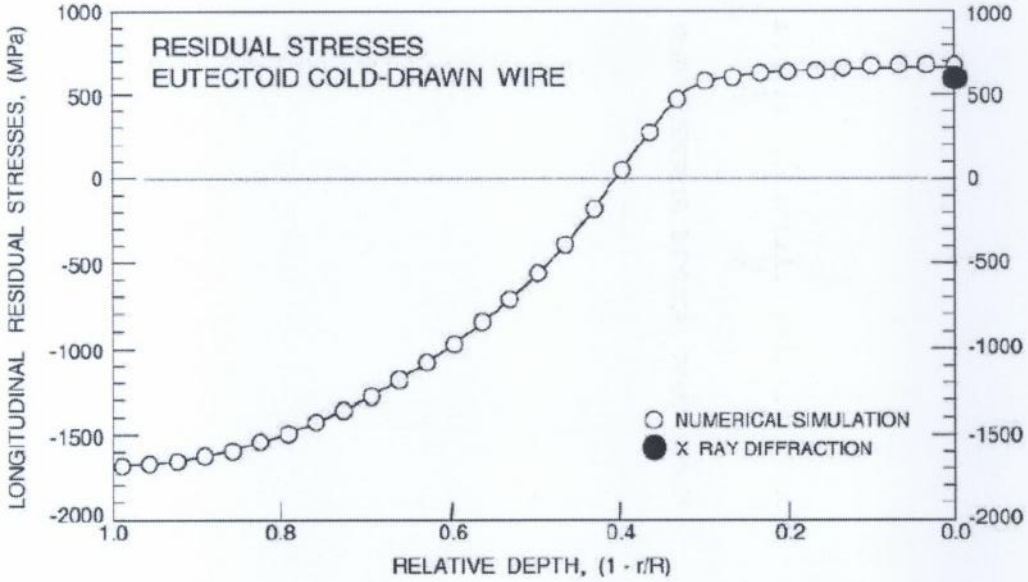
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 47 di 316

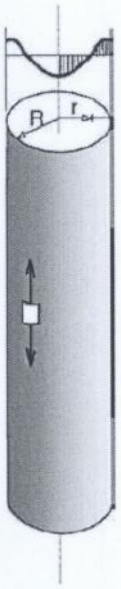
La trafilatura è un processo a freddo. Il prodotto viene fatto passare attraverso un orifizio minore del suo diametro, così si riduce il diametro delle vergelle conservando il volume.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 47 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 49 di 316

Tensioni residue dopo la trafilatura





Con la trafilatura ci sono delle tensioni residue perché la deformazione non è mai omogenea e quindi si fa la distensione.

La distensione (“**stabilizzazione**”)

dopo la trafilatura

- trattamento termo-meccanico o solo termico
- temperatura: 250 – 400 °C
- deformazione meccanica: allungamento < 1%
- effetti: { invecchiamento / distensione

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 49 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 51 di 316

Trasformazioni di fase allo stato solido negli acciai II

Trasformazioni martensitica e bainitica

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

- sia la trasformazione ferritica, sia quella perlitica iniziano a temperature progressivamente minori, denominate A_{r3} ed A_{r1} rispettivamente.
- la frazione di ferrite pre-eutettoidica progressivamente diminuisce ed, infine, si annulla a vantaggio della perlite, perché la formazione della ferrite pre-eutettoidica richiede la diffusione del C su distanze maggiori, rispetto al caso della perlite e, quindi, più tempo; perché T↓ ΔG↑ e allora scatto e c'è più strada
- la perlite presenta una distanza interlamellare progressivamente minore (per lo stesso motivo);

Aumentando ulteriormente la velocità di raffreddamento, infine, anche la trasformazione perlitica è progressivamente soppressa e sostituita dalle trasformazione bainitica e martensitica, che avvengono a temperature minori.

La trasformazione dell'austenite in ferrite, cementite o perlite, in generale, si verifica senza che vi sia una relazione geometrica prestabilita tra il reticolo cristallino della fase precedente e quello della fase in formazione. Inoltre, all'interfaccia tra l'austenite e la nuova fase, gli atomi passano dall'una all'altra fase in modo in generale disordinato, ovvero, considerato un gruppo di atomi che, nel reticolo dell'austenite, occupavano determinate posizioni reciproche, non vi è una regola generale che prescriva in quali posizioni reciproche si troveranno i medesimi atomi nel nuovo reticolo. Una trasformazione di questo tipo è detta ricostruttiva (in inglese *reconstructive*), in quanto il nuovo reticolo è ricostruito atomo per atomo.

È però possibile, in generale, un altro meccanismo di trasformazione, detto trasformazione *dislocativa* o *displasiva* (dall'inglese *displacive*), oppure *trasformazione a scatto*, nel quale il reticolo della nuova fase presenta una relazione geometrica (quasi) prestabilita con il reticolo della fase originaria e le posizioni reciproche degli atomi nella nuova fase, in generale, sono determinate dalle loro posizioni reciproche nella fase precedente. Questo tipo di trasformazione si realizza mediante un movimento coordinato degli atomi dall'una all'altra struttura, nel corso del quale le distanze e gli angoli variano in modo coerente e gli atomi mantengono il medesimo ordine reciproco.

Le trasformazioni ricostruttive vengono anche dette *civili*, mentre quelle dislocative vengono anche dette *militari*: in questa metafora, gli atomi "civili" salgono su un autobus (la nuova fase) in modo disordinato, mentre quelli "militari" salgono in modo ordinato e, dunque, mantengono la medesima sequenza (figura). In una trasformazione *paramilitare,* gli atomi di Fe e di elementi sostituzionali si comportano in modo militare, mentre gli atomi interstiziali si comportano in modo civile, cioè si spostano per diffusione durante la trasformazione.

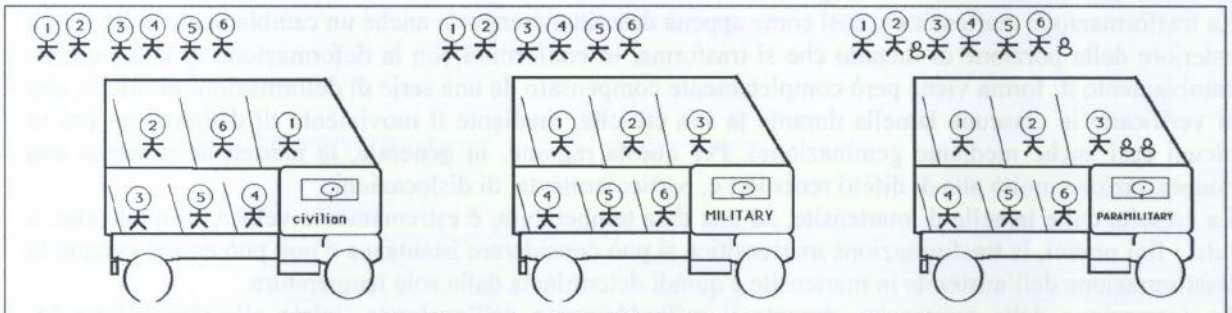


Fig. 9 - Trasformazioni 'civili', 'militari' e 'paramilitari'.

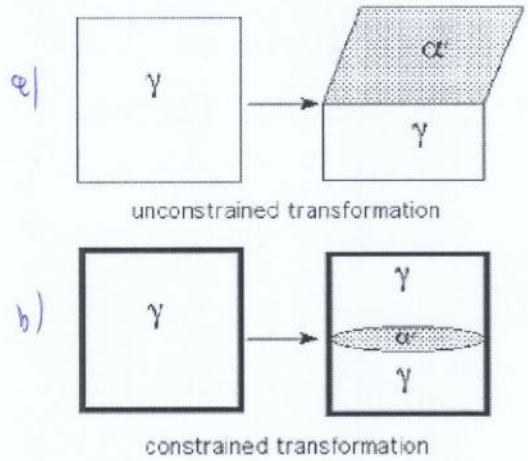
Se l'austenite viene raffreddata con una velocità sufficientemente elevata, le trasformazioni ferritica e perlitica non si verificano e si verificano, invece, a temperature più basse, la trasformazione bainitica e/o quella martensitica.

La trasformazione martensitica è una trasformazione militare, descritta, da un punto di vista cristallografico, nelle figure seguenti. Considerato il reticolo CFC dell'austenite, è possibile individuare al

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 51 di 316

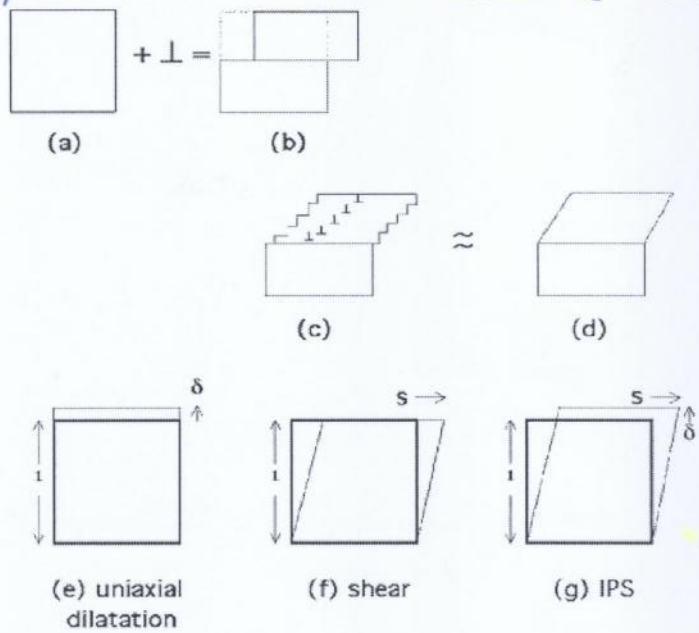
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 53 di 316

Il piano invariante deriva dalla combinazione di:
- componente OMOGENEA: deformazione di Bain + rotazione rigida => rotazione invariante (no piano)
- componente DISOMOGENEA: deformazione plastica di α' mediante scorrimento delle dislocazioni => piano invariante



An illustration of the habit plane between austenite (γ) and martensite (α').

La struttura TCC è più tensionata rispetto ad una CCC o CFC e allora per ridurre questa tensione, l'evoluzione avviene in modo che si abbia un piano invariante. Il caso a) è in assenza di vincoli; in pratica c'è un bordo che si sposta senza variazione di lunghezza facendo così non nascono tensioni sull'interfaccia.
caso b) In realtà le tensioni esistono per la differenza di volume della nuova fase α' rispetto alla vecchia γ. Il piano invariante fa sì che α' cresca come un ellissoide appiattito per via della trasformazione di Bain, di una rotazione rigida del nuovo cristallo e per via di deformazioni plastiche che si originano per via di dislocazioni e glissazione. Queste portano ad una variazione di forma del reticolo della martensite che si sta formando.



(a) and (b) Step caused by the passage of a slip dislocation. (c) and (d) Many slip dislocations, causing a macroscopic shear. (e) An invariant-plane strain with a uniaxial dilatation. (f) An invariant-plane strain which is a simple shear. (g) An invariant-plane strain which is the combined effect of a uniaxial dilatation and a simple shear.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 53 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 55 di 316

LA MARTENSITE

- la trasformazione non è mai completa, la frazione trasformata è asintotica ad 1 al diminuire della temperatura; Mf è definito in modo convenzionale (al 95% per esempio)

- l'austenite non trasformata a temperatura ambiente è detta "residua" ("retained")

- la trasformazione martensitica si verifica se c'è ancora austenite alla temperatura Ms; ciò accade se la velocità di raffreddamento è sufficientemente alta da evitare le trasformazioni a temperatura maggiore

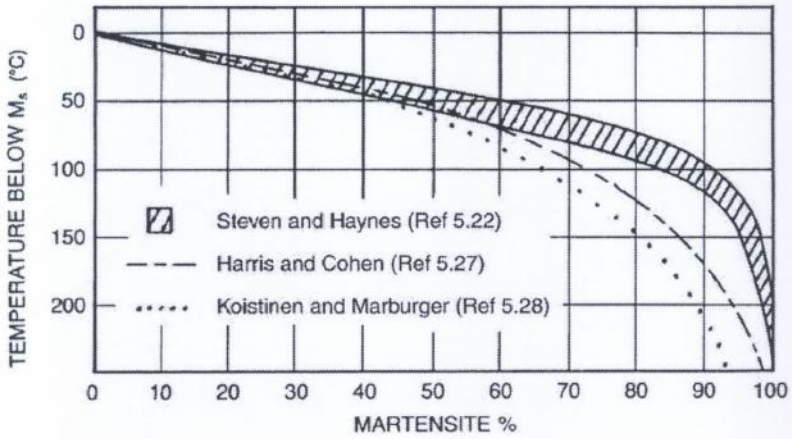
$$M_s\,(°C) = 539 - 423[C] - 30.4[Mn] - 12.1[Cr] - 17.7[Ni] - 7.5[Mo]$$

(Andrews, 1965)

$$V_{\alpha'} = 1 - \exp\left(-0{,}011\,(\underbrace{M_s - T}_{\text{IN } °C \text{ o } K})\right)$$

$$V_{\alpha'} = 1 - \frac{1}{e^{0{,}011(M_s - T)}}$$

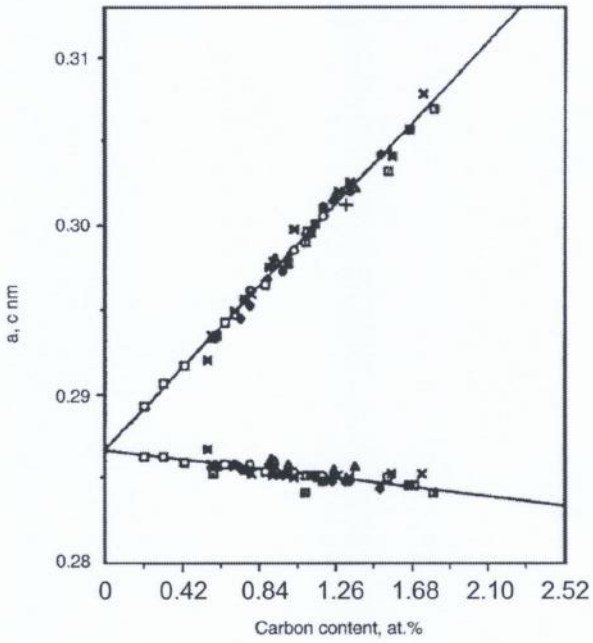
(Koistinen and Marburger, 1959)



© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 55 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 57 di 316

Lattice parameters of Fe-C martensite as a function of carbon content



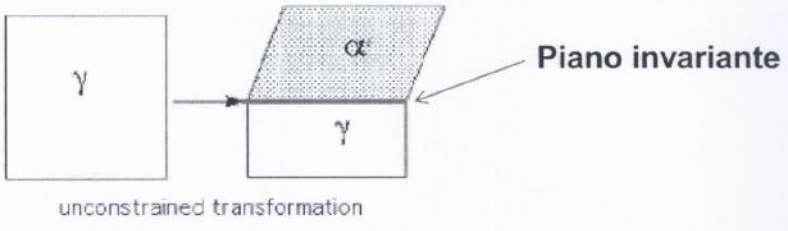
Per C < 0,2 % la differenza tra c ed a non è apprezzabile sperimentalmente

Si ritiene che una piccola frazione di C (0,1 - 0,2 %) sia vicino alle dislocazioni e quindi ininfluente sulla distorsione

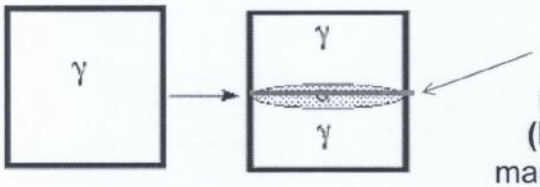
Martensite: la teoria cristallografica

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 57 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 59 di 316



unconstrained transformation

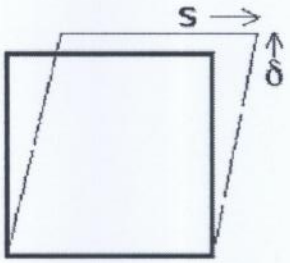


constrained transformation

Piano invariante
≈
piano medio o "abituale" (habit plane) del cristallo di martensite (rispetto al cristallo di austenite)

Se l'interfaccia tra austenite e martensite è un piano indeformato, le tensioni causate dalla trasformazione sono ridotte (ma NON si annullano)

La forma ellissoidale schiacciata minimizza le tensioni e permette che gran parte dell'interfaccia tra le due fasi sia prossima al piano invariante



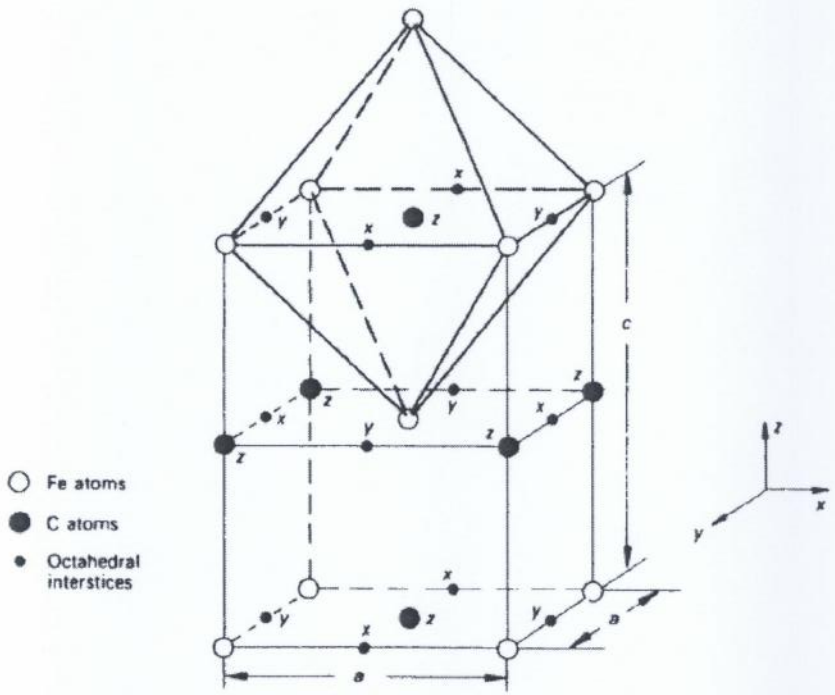
Il piano invariante deriva dalla combinazione di:

- componente cristallograficamente OMOGENEA = deformazione di bain (omogenea) + rotazione rigida; permettono di ottenere una direzione invariante, ma non un piano.

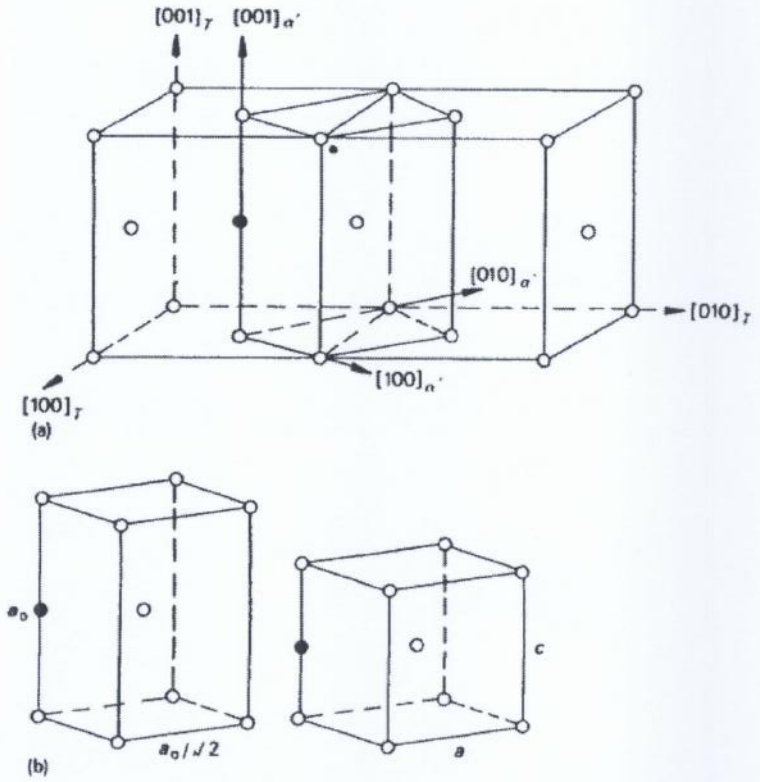
- componente DISOMOGENEA = deformazione plastica della martensite durante la trasformazione (negli acciai a basso e medio tenore di carbonio, è ottenuta mediante scorrimento delle dislocazioni); questo correttivo disomogeneo consente di ottenere il piano invariante.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 59 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 61 di 316



Martensite bct lattice illustrating the three sets of octahedral interstices.



The lattice correspondence for formation of martensite from austenite: (a) tetragonal unit cell outlined in austenite, (b) lattice deformation (compression along *c*-axis) to form martensite of correct *c/a* ratio Bain strain

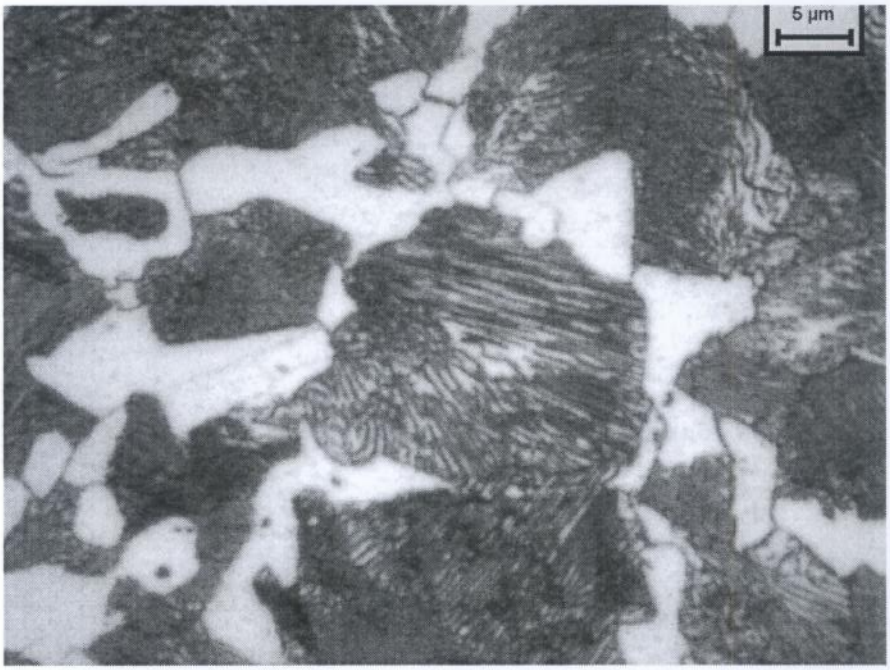
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 61 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 63 di 316

si vedono le lamelle della perlite.

Acciaio ≈ 0.45 % C, ricotto

(ingrandimento)

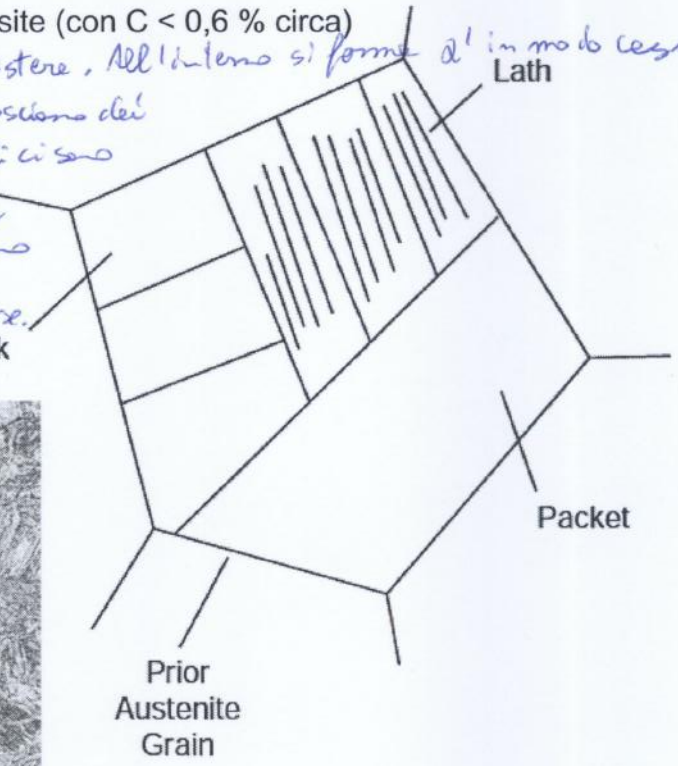


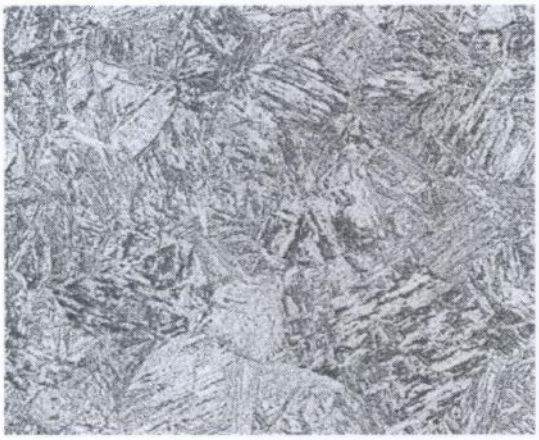
Questo è lo stesso acciaio ne tempreto. C'è una microstruttura omogenea. Nella martensite i precedenti b.d.g. vengono rispettati (essendo una trasformazione displasiva).

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

quindi i b.d.g. di γ continuano ad esistere. All'interno si forma α' in modo casuale.

All'interno del precedente b.d.g. riconosciamo dei pacchetti o blocchi all'interno dei quali ci sono delle lamelle di α' tutte parallele fra loro. Considerando l'intero grano si possono avere lamelle o ferrite a ciuolare con anche 5 direzioni diverse.





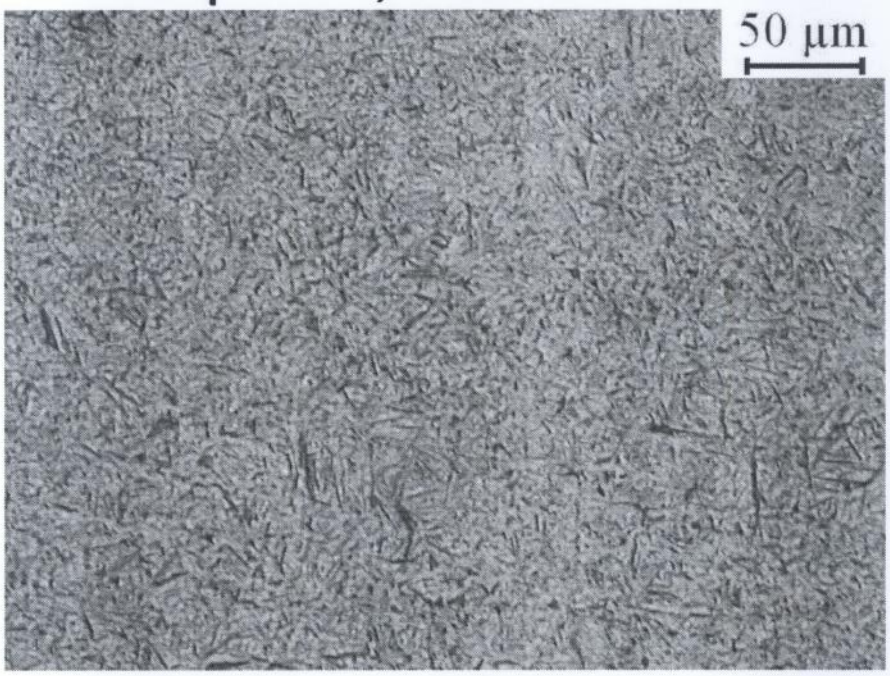
Lath martensite.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 63 di 316

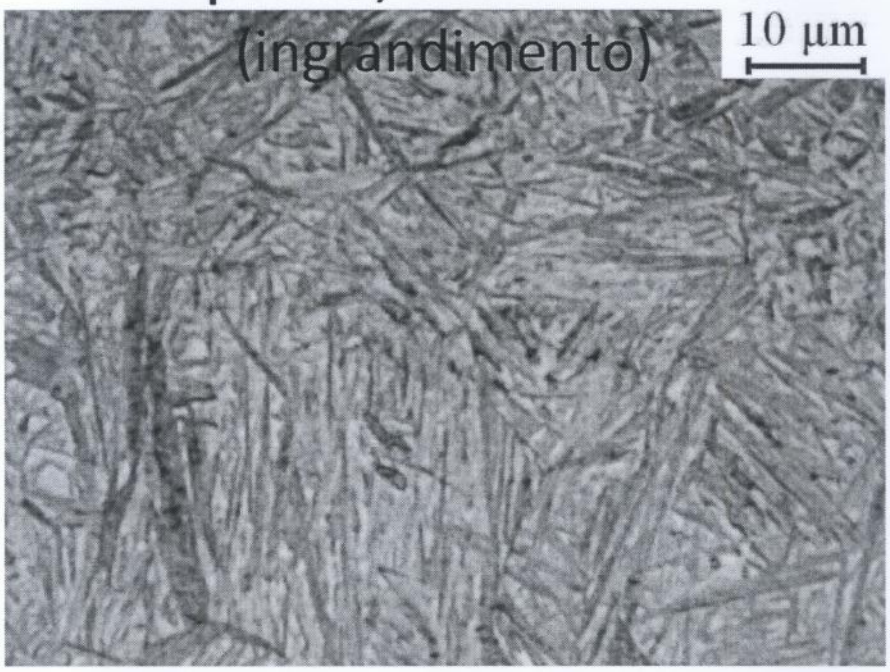
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 65 di 316

si vedono meglio gli aciculi

Acciaio 40CrMnNiMo8-6-4 temprato, attacco Nital



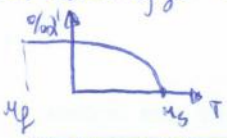
Acciaio 40CrMnNiMo8-6-4 temprato, attacco Nital (ingrandimento)



© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 65 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 67 di 316

Un'altra legge che esprime la % di volume che si forma tempo e per temperature e $V_{\alpha'} = 1 - e$ ... $T < M_s$



$$M_s = 539 - 423 \cdot C - 30{,}4 \cdot Mn - 17{,}7 \cdot Ni - 12{,}1 \cdot Cr - 7{,}5 \cdot Mo \qquad \text{(Eq. 1)}$$

Negli acciai ipoeutettoidici, ciascun grano di austenite originaria dà luogo a molte lamelle di martensite; ciascuna lamella è di forma lenticolare (cioè ellissoidale con un asse molto minore degli altri due) ed è sviluppata preferenzialmente su di un piano determinato dall'orientamento cristallografico dell'austenite originaria (detto *habit plane*); a causa della simmetria del reticolo dell'austenite, in una sezione si osservano generalmente 2 o 3 gruppi di lamelle tra loro parallele in luogo di ciascun precedente grano di austenite. Siccome le lamelle di martensite sono necessariamente confinate in un solo grano di austenite precedente, in un acciaio martensitico è possibile riconoscere i bordi dei pre-esistenti grani austenitici.

La trasformazione bainitica è anch'essa di tipo dislocativo e presenta la stessa relazione cristallografica, tra il reticolo dell'austenite e quello della ferrite, già descritta per il caso della martensite. Si differenzia dalla trasformazione martensitica perché è del tipo sopra definito paramilitare: gli atomi di Fe e sostituzionali del Fe si comportano in modo simile al caso della trasformazione martensitica, mentre gli atomi di C interstiziale si spostano per diffusione, sia all'interno della nuova fase, sia all'interfaccia tra la nuova fase e l'austenite. È probabile che la crescita di una singola sub-unità (cristallo) di bainite avvenga in modo martensitico, cioè senza diffusione, e che la diffusione del C si verifichi invece immediatamente dopo, come illustrato nella figura 12 a sinistra. Nel caso della bainite superiore, formata a temperatura più alta, la diffusività del C è sufficiente ad ottenere una migrazione completa degli atomi di carbonio al di fuori della sub-unità di bainite, a cui consegue una precipitazione di carburi nell'austenite adiacente. Invece, nel caso della bainite inferiore, almeno una parte del C rimane all'interno della medesima sub-unità e dà luogo alla precipitazione di cementite finemente distribuita. Pertanto, dopo la migrazione o precipitazione del C, le sub-unità sono cristalli di ferrite α.
Complessivamente, la crescita della bainite avviene in *colonie* o *pacchetti* (*packets* o *sheaves* in inglese) costituite ciascuna da sub-unità con orientamento cristallografico simile e da carburi formati tra l'una e l'altra sub-unità ed eventualmente (nel caso della bainite inferiore) anche all'interno di ciascuna sub-unità (figura a destra). La crescita di una colonia avviene con una velocità media molto minore rispetto alla velocità di crescita di una singola sub-unità.

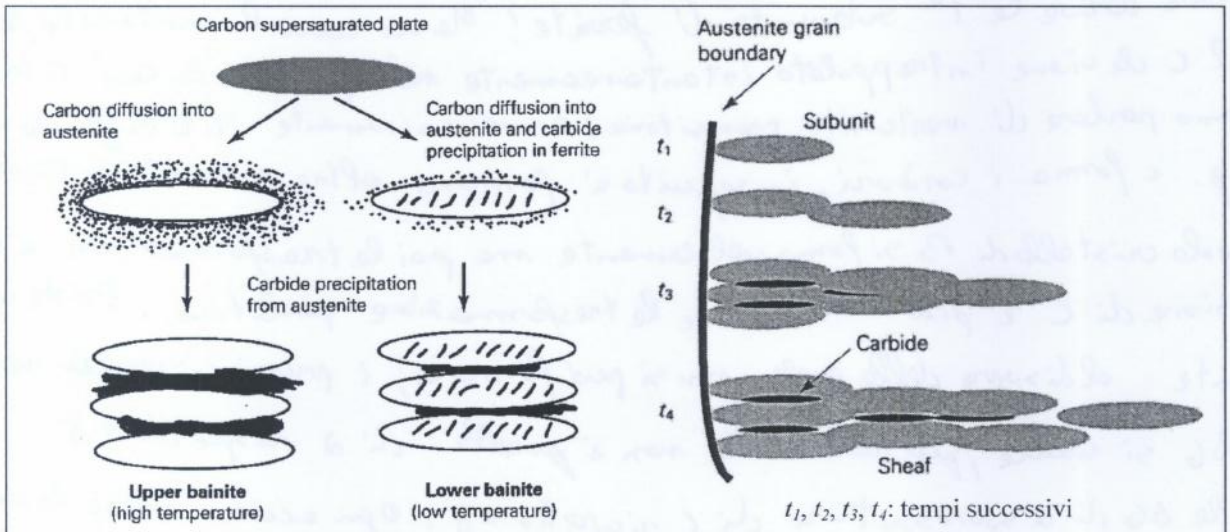


Fig. 12 - La trasformazione bainitica

Come nel caso della martensite, i precedenti bordi di grano austenitici vengono preservati ed, in una sezione, si osservano generalmente pacchetti bainitici con 2 o 3 possibili orientazioni in luogo di ciascun precedente grano di austenite.
Poiché la trasformazione bainitica richiede la diffusione del C, avviene in un intervallo di tempo misurabile, dipendente dalla temperatura di trasformazione, e può essere evitata o limitata nel caso di raffreddamento veloce, in modo simile al caso della trasformazione perlitica e contrariamente al caso della trasformazione martensitica.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 67 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 69 di 316

Perché valere la ferrite aciculare rispetto alla classica Bainite?
La ferrite aciculare è più disordinata, c'è una miscela di cristalli α e bainite ma non a pacchetti paralleli ma distribuiti. Questo aumenta la tenacità e fa sì che ci siano percorsi preferenziali per la propagazione della rottura.

PROPRIETÀ MECCANICHE

Per la martensite: si hanno diversi meccanismi di rafforzamento, grano fine rispetto all'austenite precedente, presenza di C in soluzione solida in quantità elevate, e rafforzamento per dislocazioni

Per la bainite: c'è un grano fine e quindi molti b.d.g.; anche qui c'è un'elevata densità di dislocazioni perché la trasformazione è di tipo dislocativo. La prende differenza rispetto a α' è che qua non c'è un'elevata percentuale di C in α e in compenso ci sono più carburi precipitati in α. Non c'è più il rafforzamento del C per soluzione solida ma un rafforzamento per 2ª fase disperse sottoforma di precipitati (carburi all'interno o attorno ad α). Il rafforzamento per precipitazione è tanto più efficace quanto più i precipitati sono piccoli e numerosi. Quindi la bainite inferiore ha qualità e proprietà meccaniche migliori perché è meglio avere tanti carburi intragranulari quindi se c'è molto C questo precipita all'interno della fase α e si forma la bainite inferiore. Se c'è poco C, questo migra nei b.d.g come carburo e si forma la bainite superiore.

%C ↓ T ↑ → B upper

%C ↑ T ↓ → B lower.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 69 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 71 di 316

Altre differenze è nei tempi: a 680°C - 700°C la trasformazione $\gamma \to P$ appare più veloce (30 s inizio trasformazione e 5 min fine trasformazione) invece alle stesse Temperature nel diagramma a sx la trasformazione è completa in 30 s e a T minori è ancora più veloce. Questo perché l'altro effetto degli elementi di lega è quello di rendere più lenta la trasformazione di fase. Infatti il Cr tende a ripartirsi tra α e Fe_3C e in particolare tende a ripartirsi più in Fe_3C quindi deve muoversi per diffusione e questo rallenta la trasformazione. Inoltre il Cr rallenta la diffusione del C.
Altre differenze è nella zona della Beinite, infatti a sx non si distingue la curva di fine trasformazione di P e la curva di fine trasformazione di B mentre a dx è semplice distinguere la B perché si ha una coppia di curve (in alto P e in basso B). Non si ha un completamento delle trasformazioni di B dopo 8 ore. Poi la presenza del Cr va a diminuire la M_s di circa 100 °C. Se volessi ottenere una struttura completamente martensita nell'acciaio legato è più facile rispetto a quello non legato perché è sufficiente raffreddare γ fino a T ambiente entro 30 s evitando altre trasformazioni; in quello a sx non si può fare.
Le curve a C dipendono dalla nucleazione che è tanto più facile quanto più a T basse perché è più grande il ΔG tra la nuova fase e la vecchia mentre la crescita della nuova fase è più facile alle alte T perché si ha più diffusività del C e degli altri elementi di lega.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 71 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 73 di 316

parte e non è possibile sperimentalmente distinguere i due tipi di trasformazione;

- negli acciai a medio tenore di elementi di lega, come quello a destra in figura 13, invece, si osservano frequentemente due gruppi di curve a C, l'uno per la trasformazione perlitica-ferritica e l'altro per la trasformazione bainitica, separati da un intervallo di temperature nel quale l'austenite può essere mantenuta in condizioni metastabili per tempi molto lunghi; in base a questo fatto, si può definire una temperatura massima B_s per la trasformazione bainitica;
- i tempi di inizio e di fine delle trasformazioni sono fortemente influenzati dagli elementi di lega, potendo variare anche di molti ordini di grandezza;
- l'inizio e l'avanzamento della trasformazione martensitica è descritto da linee orizzontali, in quanto, come osservato sopra, questa trasformazione è sensibilmente indipendente dal tempo.

Il diagramma TTT di una acciaio dipende dalla sua composizione ed, in minor misura, dalla dimensione del grano austenitico e dalla temperatura di austenitizzazione. In generale, piccole differenze di composizione e di modo di austenitizzazione e l'uso di tecniche diverse per realizzare il ciclo termico e per osservare l'avanzamento delle trasformazioni comportano una significativa variabilità dei risultati ottenuti in laboratori diversi per acciai nominalmente uguali. Inoltre, nei casi in cui i tempi di inizio sono inferiori a pochi secondi, è particolarmente difficile determinare le curve di inizio con precisione, poiché è difficile raffreddare il campione dalla temperatura di prova in modo sufficientemente rapido da evitare che la trasformazione inizi già durante il raffreddamento.

Diversamente dalle curve TTT, le curve CCT sono ricavate osservando l'avanzamento delle trasformazioni di fase durante una serie di esperimenti nei quali altrettanti campioni, dopo esser stati austenitizzati tutti allo stesso modo, sono raffreddati con diverse velocità di raffreddamento. Si tracciano quindi le curve CCT interpolando i punti sperimentali di inizio e di fine di ciascuna trasformazione. Normalmente, le curve CCT vengono rappresentate in un piano temperatura / tempo (figura 14 a sinistra), anziché in un piano temperatura / velocità di raffreddamento (figura 14 a destra); pertanto, per leggerle correttamente, occorre notare che ciascun punto appartiene ad una curva di raffreddamento (figura 14 a sinistra).

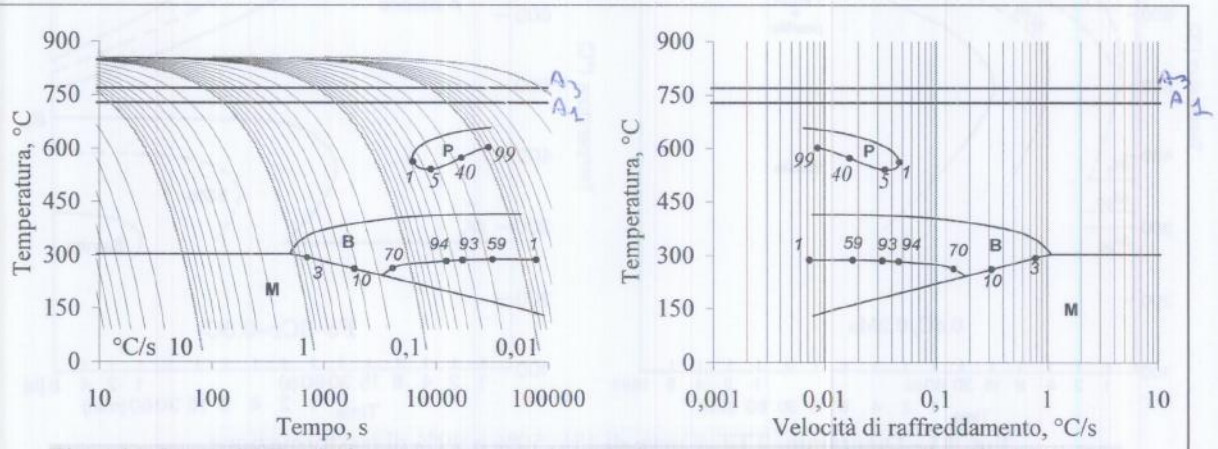


Fig. 14 - Curve CCT nel piano temperatura / tempo o temperatura / velocità di raffreddamento. (Acciaio ISO 40CrMnNiMo8-6-4 austenitizzato a 845 °C.)

In ciascun esperimento di raffreddamento continuo si osservano in generale diversi tipi di trasformazioni successive. Pertanto, seguendo una curva di raffreddamento in un diagramma CCT, a partire dall'inizio del raffreddamento, è possibile incrociare, prima, le curve di inizio e di fine della trasformazione perlitica, e, poi, quelle di inizio e di fine della trasformazione bainitica (per esempio, curva a velocità 0,02 °C/s in figura 14). Tutti i punti di ciascuna curva di inizio trasformazione corrispondono generalmente al 1% di trasformazione; invece, diversi punti lungo una stessa curva di fine trasformazione in generale corrispondono a diverse percentuali trasformate, pertanto alcuni di questi ultimi valori percentuali sono riportati accanto alla curva stessa. Per esempio, in figura, nel caso di raffreddamento a velocità 0,02 °C/s si ottiene circa il 40% di perlite ed il 59% di bainite, mediante due trasformazioni che si verificano in due

Alla Bs non si ha una linea retta — ma curvilinea perché ci vuole un certo tempo di nucleazione e diffusione

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 73 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 75 di 316

EFFETTO DEGLI ELEMENTI DI LEGA

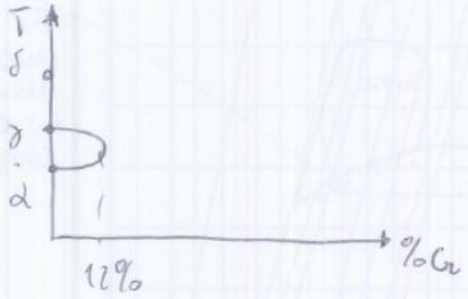
L'influenza che hanno gli elementi di lega sui diagrammi TTT e CCT è quella di ritardare le trasformazioni e ridurre le B_s e M_s.

Ritardare le trasformazioni (sposto a dx)
Abbassare M_s e B_s (sposto in basso)

Vediamo l'influenza che hanno sul diagramma Fe-C. Si possono suddividere in due categorie: alfageni o ferritizzanti e austenitizzanti.

FERRITIZZANTI (α)

Hanno una struttura CCC o comunque favoriscono la fase α a scapito della fase γ. Esempio il Cr con % > 12% non porta ad avere γ. Si dice che il campo γ è CHIUSO



Hanno quest'effetto non solo il Cr ma anche il Mo, Si, Al.
In altri casi si può avere un campo γ RISTRETTO a causa del Boro (B), Niobio (Nb).

AUSTENITIZZANTI (γ)

Favoriscono la formazione di γ CFC. Il miglior elemento è il Ni seguito da Mn e C.

Il campo γ è APERTO, infatti andando a dx con il 100% di Ni trovo ancora γ.

Il Ni ha la caratteristica di non formare carburi al contrario di Cr, Mo, V, W, Ti, Mn.

Le trasformazioni di fase sono rallentate dagli elementi di lega per 3 ragioni:

1) si ha ripartizione degli elementi di lega, questo vale soprattutto per Perlite e ferrite che sono trasformazioni di tipo diffusivo nelle quali è possibile la diffusione degli elementi sostituzionali del Fe oltre anche del C. Il Ni diffonde in α e il Cr in Fe_3C, la ripartizione chiede del tempo e quindi rallenta la trasformazione.

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 75 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 77 di 316

7/11/2014

TRATTAMENTI SUPERFICIALI

Sono trattamenti che coinvolgono le superfici: - TERMICI - MECCANICI - CHIMICI sono di 3 tipi.

Perché vengono effettuati? Dove vengono effettuati? Sugli ingranaggi soprattutto. Il motivo è quello di incrementare la resistenza a fatica.

C'è un contatto e qui si ha usura (meccanismi di usura). Gli ingranaggi si rompono perché si spacca il dente alla radice ovvero lì dove il momento è max, e siccome è sollecitato nel tempo il momento è variabile e per questo parliamo di fatica.

Quando c'è un pezzo che lavora a flessione la tensione max è sulla superficie del pezzo, diminuisce fino ad arrivare ad annullarsi nell'asse neutro e poi intervengono sforzi di compressione per bilanciare.

Le resistenze dei materiali metallici dovute a compressioni è elevata infatti avremo il barreling ma non riusciremo a spaccarle a T ambiente; invece alle alte T questo accade. Il materiale si rompe sempre a trazione e quindi occorre ridurre l'azione di trazione in superficie. Come? Il principio è quello del cemento armato precompresso. Occorre creare uno stato di compressione superficiale. Con i trattamenti superficiali induciamo questo stato di compressione superficiale -- { → trazione. compressione

Se noi sovrapponiamo lo stato di tensione applicato dall'esterno allo stato di compressione presente in superficie, l'effetto finale è una tensione ridotta.

Come si induce questo stato di compressione? Con i 3 metodi detti prima.

MECCANICO

Con la pallinatura: spariamo con una ventola palline di piombo o acciaio duro sulla superficie del pezzo. Quest'urto induce uno stato di incrudimento sulla superficie

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 77 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 79 di 316

La nitrurazione morbida è simile alla cementazione mentre la nitrurazione in vuoto costa di più.

Oltre al costo l'altra discriminante è il tempo: la tempra superficiale dura pochi secondi; quello che richiede più tempo è la nitrurazione che dura giorni (90 – 100 ore).

Altra variabile è la temperatura: nel caso di tempra e cementazione occorre andare in campo austenitico cioè ad alte temperature, mentre la nitrurazione in fase ferritica (circa 500°C).

Altra variabile è lo shock termico e distorsioni ad esso indotto e quindi il pezzo deve essere raddrizzato. Allora tempra e cementazione non sono mai trattamenti finali al contrario della nitrurazione che non ha shock termici e non ha rotture.

Altra differenza è tipo di acciaio: per la tempra ci vuole un acciaio con %C ∈ [0,3 – 0,6]. La cementazione porta ad arricchire di C quindi occorre partire con acciai a basso tenore di C. La nitrurazione che è costosa viene effettuata su acciai da bonifica che contengono Al, Cr, V che collegandosi al N danno dei nitruri molto duri.

Altra differenza è il pretrattamento: nella tempra superficiale e nella nitrurazione il pezzo deve essere bonificato, nella cementazione no (anche perché non si può bonificare un acciaio con basso tenore di C).

Altra differenza è lo spessore interessato: per la tempra superficiale gli spessori sono elevati > 1 mm; nella cementazione si parla di qualche decimo di mm (0,3 ÷ 0,8); nella nitrurazione ancora meno (0,3 mm = 300 μm).

TEMPRA SUPERFICIALE AD INDUZIONE

Il processo avviene surriscaldando superficialmente il materiale attraverso dei laser o soprattutto ad induzione. Il materiale è avvolto da un solenoide attraversato da corrente alternata che riscalda il materiale. Poi il materiale viene gettato in olio. Sono acciai da bonifica al C (0,3 ÷ 0,6).

Ci sono 3 parametri che influiscono sullo spessore: frequenza (cementando la diminuisce la profondità), potenza (generatori più potenti scaldano di più), velocità di passaggio (più è alta la velocità di passaggio, più riduco lo spessore).

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 79 di 316

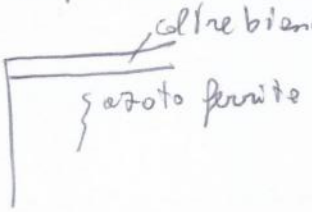
© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 81 di 316

NITRURAZIONE

Avviene a 500°C e 1 atmosfera è in ammoniaca

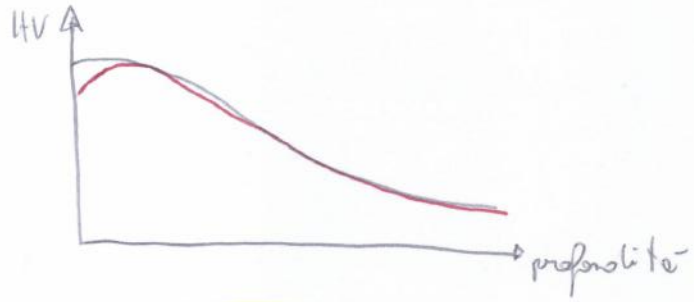
$2NH_3 \rightleftarrows 2N_{(a)} + 3H_2$ il potenziale nitrurante è $N_{(a)} = K_0 \frac{P^2_{NH_3}}{P^3_{H_2}}$

mentre con la cementazione dopo avremo martensite, poiché il C↓ dalla superficie, nel caso della nitrurazione si formano dei nitruri



La coltre bianca è sottile (qualche μm)

Vediamo il profilo di durezza



in rosso se c'è austenite residua in cui sale all'inizio per poi ridursi.

NITRO CARBURAZIONE

~~[illegible]~~ Nasce dall'abbinamento dei due trattamenti termici, cioè aggiungo un'atmosfera contenente O e CO_2 e ammoniaca NH_3. Si parla anche di nitrurazione morbida

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 81 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 83 di 316

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*);
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 lo stampaggio a caldo di componenti di acciai basso o medio tenore di C, allo scopo di facilitare le successive lavorazioni all'utensile.
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

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 83 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 85 di 316

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 tre 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).

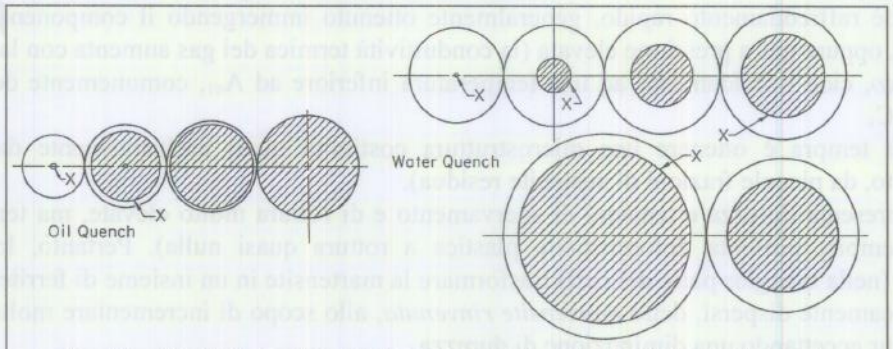


Fig. 16 - Regioni martensitiche e non martensitiche in barre temprate di diverso diametro. "X": confine convenzionale al 50% di martensite

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 il 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 μm), ed è:

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

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 85 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 87 di 316

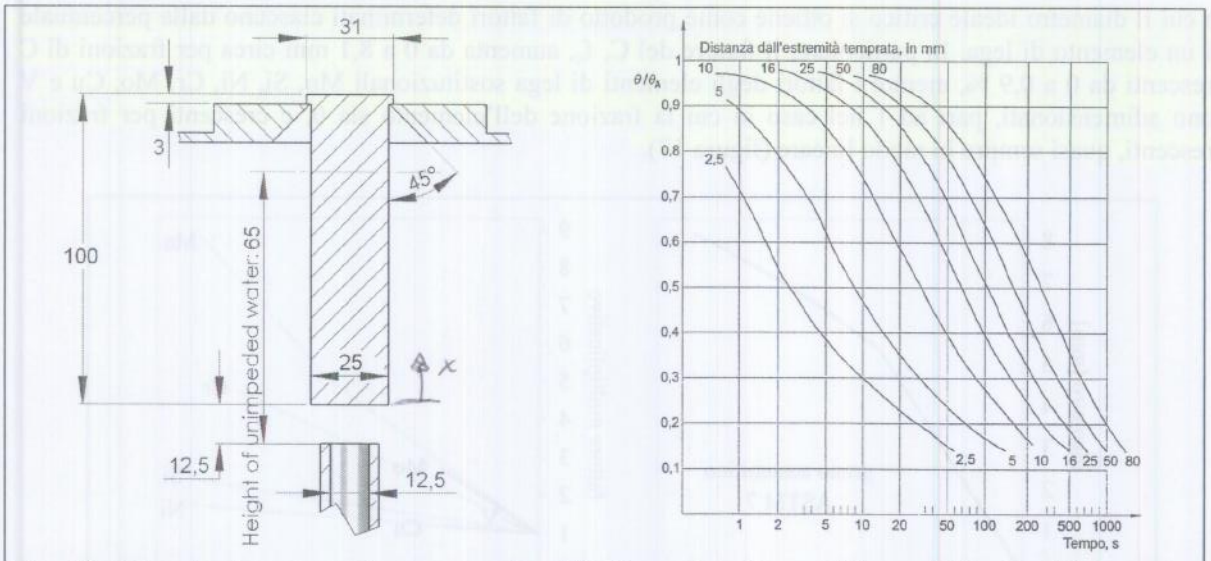


Fig. 18 - Prova Jominy: esecuzione e curve di raffreddamento a diverse distanze dall'estremità temprata.

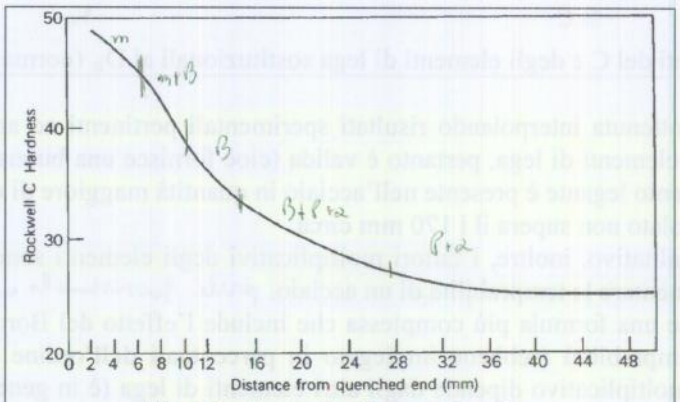


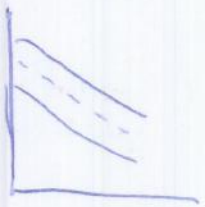
Fig. 19 - Esempio di curva Jominy

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).

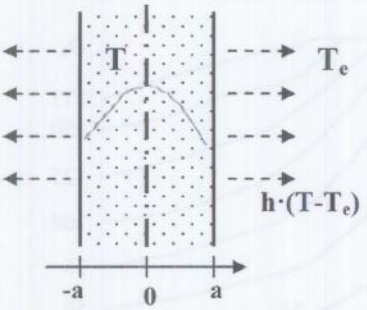
In molti acciai si definisce una banda di tolleranza. La curva Jominy deve trovarsi all'interno di questo intervallo. La banda dà un nome particolare; per esempio un acciaio 42CrMo4-HH vuol dire che questa banda è più spostata verso l'alto ed è quindi più Temprabile (più duro, più martensite); per un acciaio 42CrMo4-LH è più in basso



HH = high hardness
LH = low hardness

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 87 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 89 di 316



$$\begin{cases} T=T_0 = T_{AUST} & t=0 \quad x\in[0,a] \\ \rho\cdot c\cdot\dfrac{\partial T}{\partial t}=k\cdot\dfrac{\partial^2 T}{\partial x^2} & t>0 \quad x\in(0,a) \\ k\cdot\dfrac{\partial T}{\partial x}=-h\cdot(T-T_e) & t>0 \quad x=a \\ k\cdot\dfrac{\partial T}{\partial x}=0 & t>0 \quad x=0 \end{cases} \quad \text{(Eq. 2)}$$

l'ho saltate

in cui k, ρ 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 χ, τ e θ sono la posizione, il tempo e la temperatura normalizzati (resi adimensionali), t_c è un tempo caratteristico del processo, α è la diffusività termica dell'acciaio, ed H è la *drasticità di tempra* o *coefficiente di Grossmann*, si ottiene:

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

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 mm^2/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).

Solo il parametro H2a fa variare le curve ed è un parametro adimensionale

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 89 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 91 di 316

Allora vediamo le procedure logiche per il calcolo delle curve di raffreddamento

1) calcolo analitico e parametri costanti

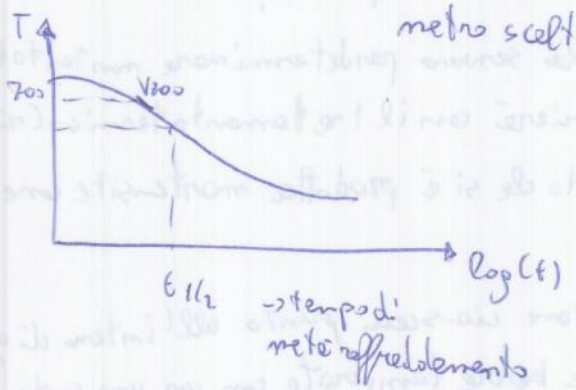
2) confronto tra le curve di raffreddamento e le curve Jominy ma siccome sono delle curve, risulta più difficile il confronto e allora si riducono le curve ad un parametro di raffreddamento:

- $t_{1/2}$ (tempo di dimezzamento della temperatura ~~relativa~~ del punto in esame rispetto alla T ambiente)
- V_{700} (velocità di raffreddamento a 700°C, "tangente alla curva")

Esiste l'ipotesi che il risultato finale dipende soltanto da quel parametro

3) Calcolo gli stessi parametri per le curve Jominy e faccio il confronto valutando qual è la posizione Jominy corrispondente. È un'ipotesi semplificatrice perché riduco le curve ad un punto. Ma l'osservazione più importante è che con lo stesso parametro scelto si ottiene la stessa durezza.

stesso $t_{1/2}$ = stessa HRC



© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 91 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 93 di 316

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.

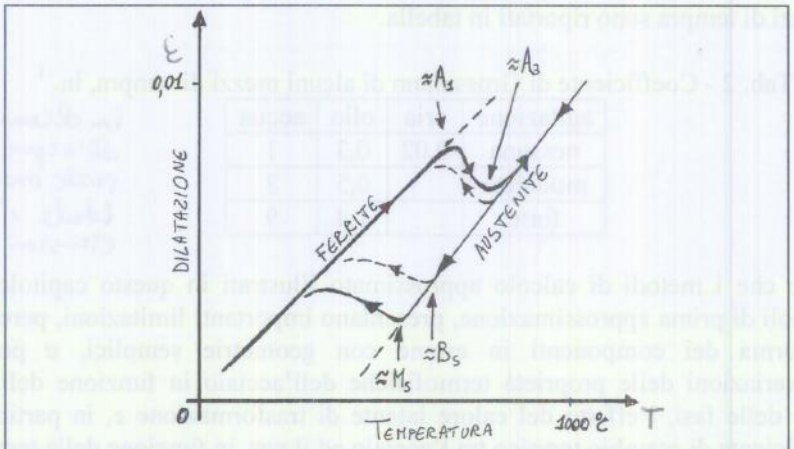


Fig. 22 - Dilatazione dovuta alle trasformazioni di fase negli acciai

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 Ms, 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

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 93 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 95 di 316

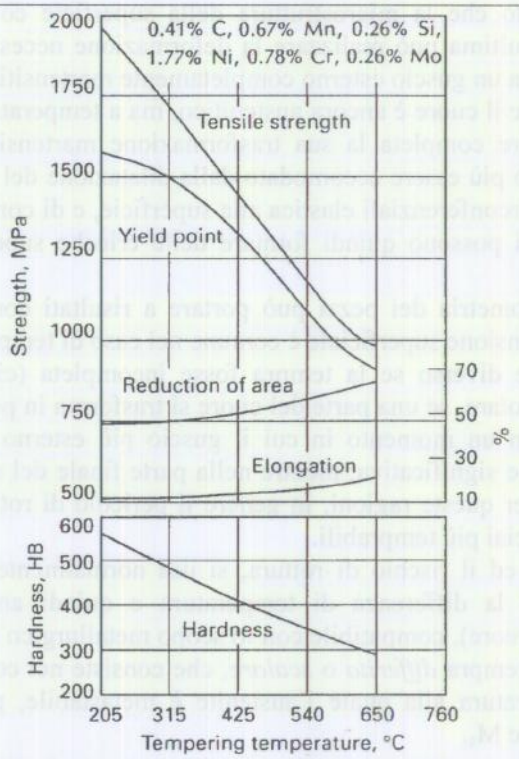


Fig. 23 - Variazione delle proprietà meccaniche in funzione della temperatura di rinvenimento

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 modificano gli intervalli di temperatura sopra indicati. Per esempio, il Si ritarda (cioè sposta a temperatura maggiore) la precipitazione di cementite, a favore del carburo ε, e numerosi elementi di lega aumentano le temperature di completamento della conversione della martensite in ferrite, di ingrossamento dei precipitati, e di ricristallizzazione della ferrite.

Poiché gli elementi di lega influenzano l'intervallo di temperatura in sui si verifica la trasformazione dell'austenite in martensite (si veda per esempio la loro influenza su M_s), essi modificano la quantità di austenite residua a temperatura ambiente, e quindi rendono più o meno importante, nel corso del rinvenimento, il fenomeno di trasformazione dell'austenite residua. In generale, l'insieme di ferrite e carburi ottenuto dalla trasformazione dell'austenite residua presenta proprietà inferiori, rispetto a quello ottenuto dalla martensite, perché la distribuzione dei carburi è meno omogenea; pertanto in alcuni casi una eccessiva frazione di austenite residua può essere dannosa (in questo caso si può ricorrere alla *tempra sotto zero*, allo scopo di trasformare completamente l'austenite residua in martensite).

Alcuni elementi, quali Cr, Mo, V e W, formano carburi termodinamicamente più stabili rispetto ai carburi di Fe; pertanto, alle temperature di rinvenimento più alte, può verificarsi la precipitazione di carburi di questi elementi leganti (anziché di cementite); ciò invece non avviene mai a temperature inferiori, perché

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 95 di 316

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 97 di 316

più alto di quello medio dell'acciaio.
Lo scopo di questo processo è ottenere una microstruttura mista di ferrite e martensite, che permette di ottenere una buona combinazione di resistenza e di tenacità unitamente a proprietà plastiche favorevoli per il processo di imbutitura a freddo (assenza di snervamento discontinuo ed elevato esponente di incrudimento) e ad un tenore di C sufficientemente basso da consentire la saldatura (si esaminerà più avanti l'effetto avverso del C sulla saldabilità).
Questo processo è applicato principalmente per produrre lamiere, destinate ad essere imbutite e poi usate per costruire strutture saldate (per esempio scocche di autoveicoli), ed è normalmente eseguito nell'acciaieria, immediatamente dopo l'ultimo passaggio di laminazione. Gli acciai trattati in questo modo sono detti comunemente acciai *Dual Phase* (*DP*). In alcuni casi dalla trasformazione dell'austenite si ottengono anche limitate frazioni di bainite e/o austenite residua; in tal caso si parla di *acciai multifasici* o *complex phase*.
Nel caso in cui la lamiera sia laminata soltanto a caldo, il trattamento si può eseguire anche partendo dalla temperatura di laminazione (cioè senza passare dalla temperatura ambiente); in questo caso, quindi, la temperatura viene ridotta dal valore usato per la laminazione al valore scelto per l'austenitizzazione parziale, con conseguente formazione della frazione di ferrite voluta. Invece, nel caso in cui la lamiera sia laminata anche a freddo (per ottenere uno spessore minore di quello minimo ottenibile a caldo ed una migliore finitura superficiale), il riscaldamento per l'austenitizzazione parziale inizia da temperatura ambiente e comporta, oltre alla formazione della frazione di austenite voluta, anche l'eliminazione delle tensioni residue di laminazione e la ricottura (*recovery* e ricristallizzazione) della ferrite non trasformata.
Normalmente il processo è svolto in modo continuo, cioè la lamiera è sottoposta al ciclo termico mentre transita lungo la linea di lavorazione, in uscita dall'ultima gabbia di laminazione e prima di essere tagliata o avvolta; questo metodo permette di ottenere velocità di riscaldamento e, soprattutto, di raffreddamento, molto elevate, grazie al piccolo spessore della lamiera (le stesse velocità sarebbero invece necessariamente molto minori se si trattasse un pacco o rotolo di lamiera trattato in un forno discontinuo, oppure di una sezione di maggior spessore, cosa che richiederebbe l'uso di acciai più temprabili).
La percentuale di C contenuta nell'austenite e la frazione di austenite sono determinate dalla temperatura di austenitizzazione e dal tenore di C dell'acciaio. In prima approssimazione, queste grandezze si possono calcolare in base al diagramma di stato Fe-C (anche se, in realtà, l'equilibrio è influenzato anche dagli altri elementi di lega ed in particolare dal Mn). Per esempio, dal diagramma Fe-C si deduce che, per ottenere austenite con 0,4% di C, occorre eseguire il trattamento intercritico a 780 °C; inoltre, se, nel medesimo caso, si desidera ottenere una frazione di austenite del 25%, occorre (in base alla regola della leva) che il tenore di C medio dell'acciaio sia 0,1%; in tal caso dopo la tempra si otterrà il 25% di martensite (con tenore di C 0,4%) ed il 75% di ferrite (con tenore di C quasi nullo).
Durante il trattamento intercritico, l'austenite si forma inizialmente e più rapidamente in luogo della precedente perlite, e poi cresce più lentamente a scapito della ferrite, perché nel primo caso il C deve diffondere su un percorso più breve; la crescita dell'austenite a scapito della ferrite è rallentata anche dalla ripartizione del Mn tra le due fasi; nel processo industriale non è però necessario che si raggiunga l'equilibrio tra le due fasi, essendo sufficiente ottenere la dissoluzione completa dei carburi e la formazione della frazione di austenite desiderata.
Generalmente la temperatura di trattamento è scelta in modo tale che il contenuto di C della austenite sia nell'intervallo 0,3 – 0,5 % ed il tenore di C (medio) dell'acciaio è scelto in modo tale da ottenere la frazione di austenite desiderata. L'austenite quindi presenta una composizione paragonabile a quella degli acciai da bonifica e si trasforma facilmente in martensite durante la tempra; il tenore di Mn può essere modificato per ottenere la temprabilità adeguata. Per la tempra si usano solitamente spruzzi di acqua sulla lamiera in movimento.
Durante la tempra si verificano tensioni microscopiche a causa della variazione di volume dovuta alla trasformazione martensitica; questo causa la deformazione e l'incrudimento della ferrite ed anche tensioni residue a livello microscopico (la martensite risulta in compressione e la ferrite in trazione); questi fenomeni contribuiscono ad innalzare la resistenza meccanica della ferrite.
Non si deve eseguire un rinvenimento dopo la tempra, perché il materiale temprato presenta già una buona tenacità grazie al contenuto di ferrite, e perché altrimenti si ridurrebbe la durezza e resistenza della martensite. La zincatura a caldo, se necessaria, è svolta durante la tempra stessa (in tal caso si svolge una

© Proprietà riservata dell'autore - Digitalizzazione e distribuzione a cura del CENTRO APPUNTI - Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino / Pagina 97 di 316