

TRATTAMENTI TERMICI 1

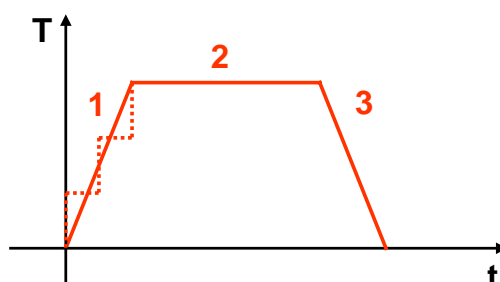
CORSO DI METALLURGIA A.A. 2004/2005

1

I *trattamenti termici* sono operazioni o successioni di operazioni termiche alle quali vengono sottoposti metalli o leghe metalliche allo stato solido, allo scopo di ottenere una determinata struttura e determinate proprietà finali

Effetti collaterali: cambiamento delle condizioni geometriche (distorsioni) e superficiali, e dello stato delle tensioni interne dei pezzi

Constano di tre fasi:

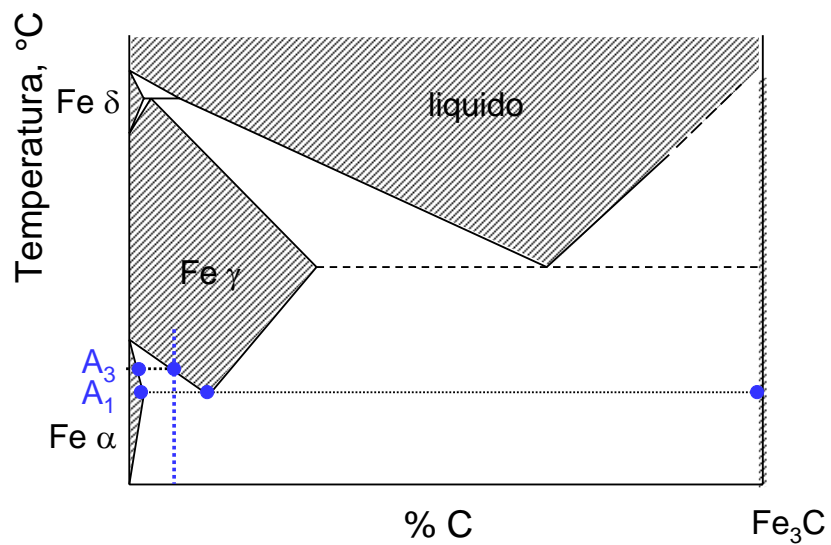
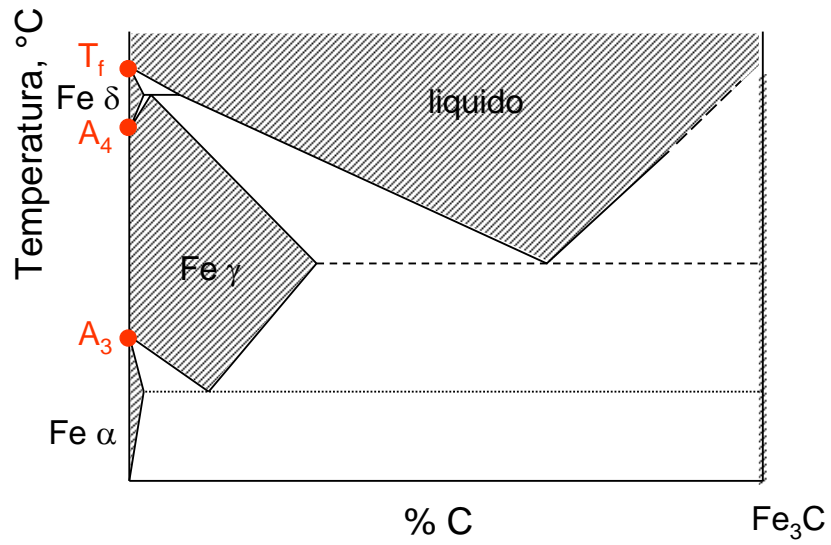


1. Fase di riscaldamento a una certa T
2. Fase di mantenimento a quella T
3. Fase di raffreddamento con una determinata velocità

CORSO DI METALLURGIA A.A. 2004/2005

2

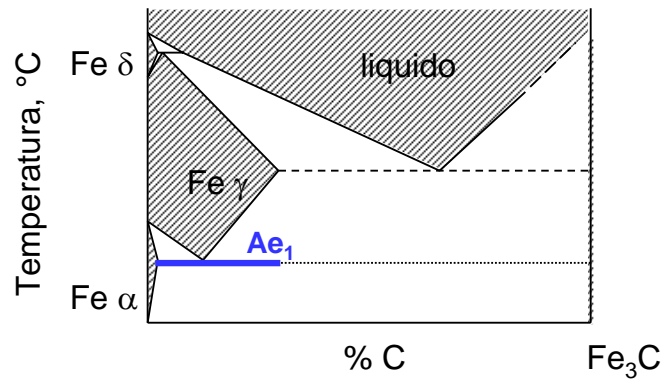
I PUNTI CRITICI



A₁: temperatura dell'equilibrio **austenite** ↔ **perlite**

l'austenite si forma al riscaldamento per contemporanea decomposizione della ferrite e della cementite nella perlite

o si trasforma al raffreddamento dando luogo alla perlite (eutettoide ferrite + cementite)

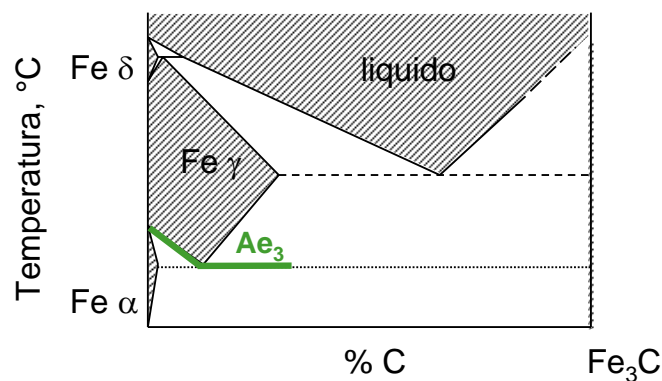


CORSO DI METALLURGIA A.A. 2004/2005

5

A₃: temperatura d'equilibrio **austenite** ↔ **ferrite**

nel caso di acciaio ipoeutettoide, al di sopra della quale è stabile solo l'austenite

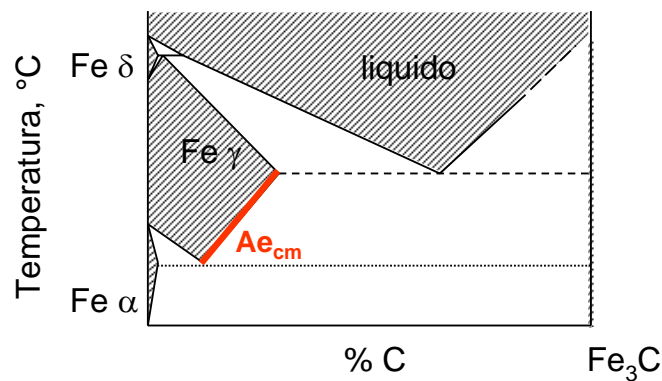


CORSO DI METALLURGIA A.A. 2004/2005

6

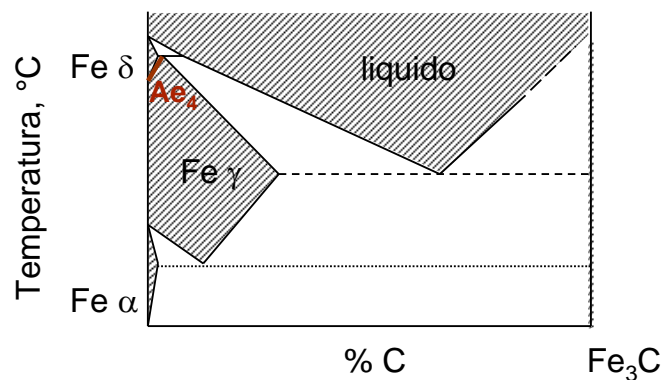
A_{cm} : temperatura d'equilibrio **austenite** \leftrightarrow **cementite**

per gli acciai ipereutettoideici, al di sopra della quale è stabile solo l'austenite



A_4 : temperatura d'equilibrio **austenite** \leftrightarrow **ferrite δ**

al di sotto della quale è stabile solo l'austenite

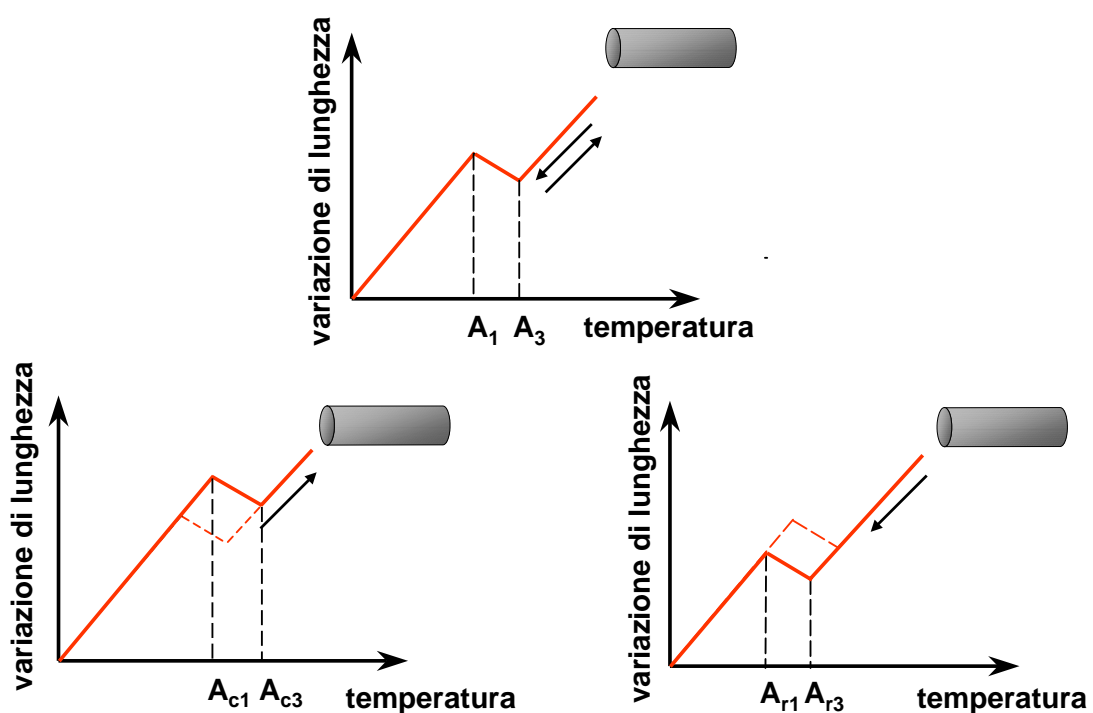


I diagrammi di stato sono indispensabili per determinare le condizioni dei trattamenti termici, ma non sufficienti per comprendere tutti i fenomeni ad essi collegati



è necessario conoscere l'influenza della velocità di riscaldamento e di raffreddamento sulle trasformazioni indicate dai diagrammi di stato

Tracciando la curva dilatometrica di un acciaio al C:



Considerata l'influenza della velocità di variazione della temperatura sulla posizione dei punti critici si fa distinzione tra il punto critico in condizioni di riscaldamento o di raffreddamento

Per il punto critico A_1 si distinguono:

- A_{e1} : temperatura d'equilibrio della trasformazione
- A_{c1} : temperatura alla quale l'austenite eutettoide comincia a formarsi nelle condizioni di riscaldamento
- A_{r1} : temperatura alla quale la trasformazione dell'austenite eutettoide in ferrite + cementite (perlite) avviene nel corso del raffreddamento;

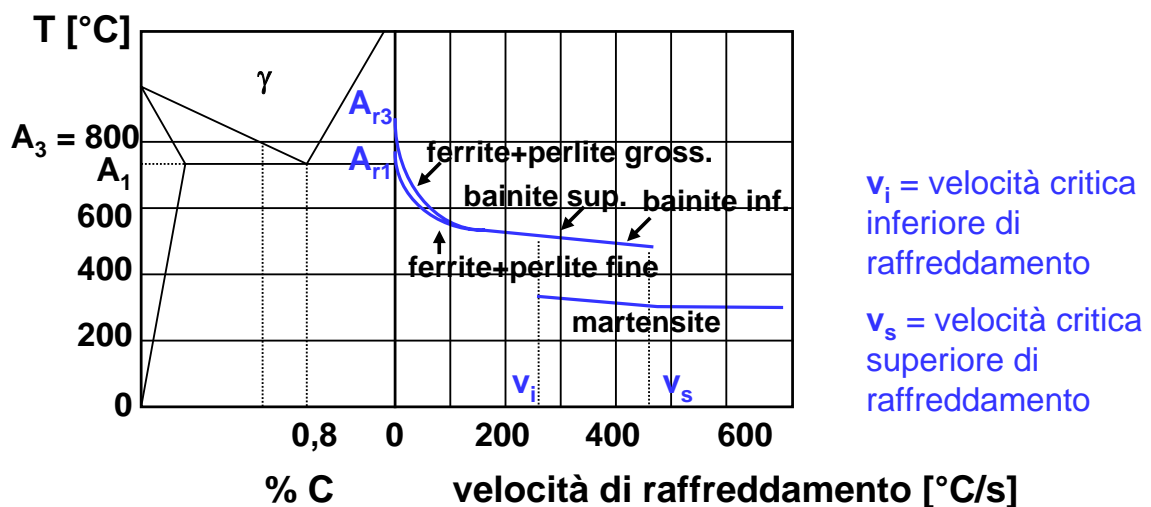
Per il punto critico A_3 si indicano:

- A_{e3} : temperatura d'equilibrio della trasformazione
- A_{c3} : temperatura alla quale la trasformazione da ferrite ad austenite è completa in condizioni di riscaldamento
- A_{r3} : temperatura alla quale l'austenite inizia a trasformarsi in ferrite al raffreddamento;

Per il punto critico A_{cm} si fa distinzione tra:

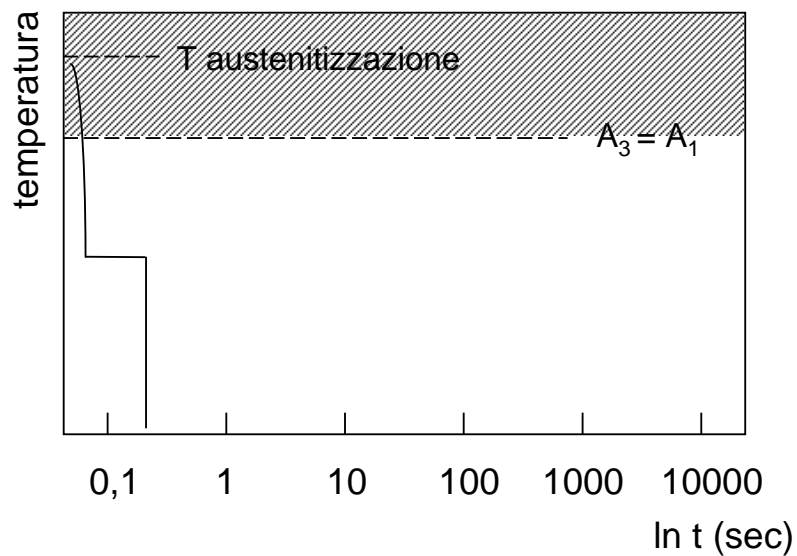
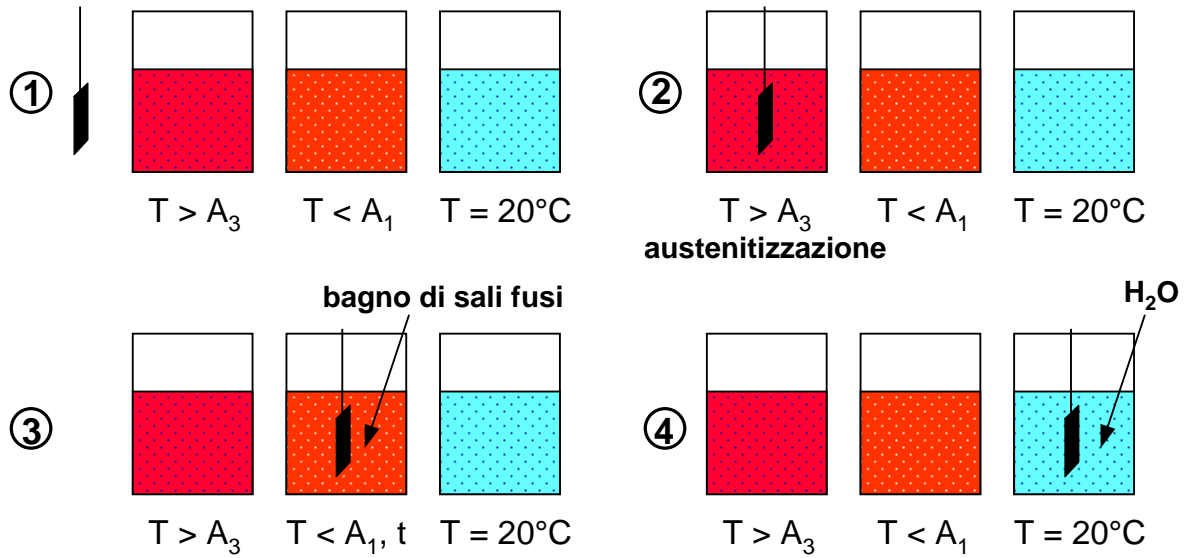
- A_{ecm} : temperatura d'equilibrio della trasformazione
- A_{ccm} : temperatura alla quale la dissoluzione della cementite nell'austenite è completa in condizioni di riscaldamento
- A_{rcm} : temperatura alla quale l'austenite satura inizia a smiscelare la cementite nel corso del raffreddamento

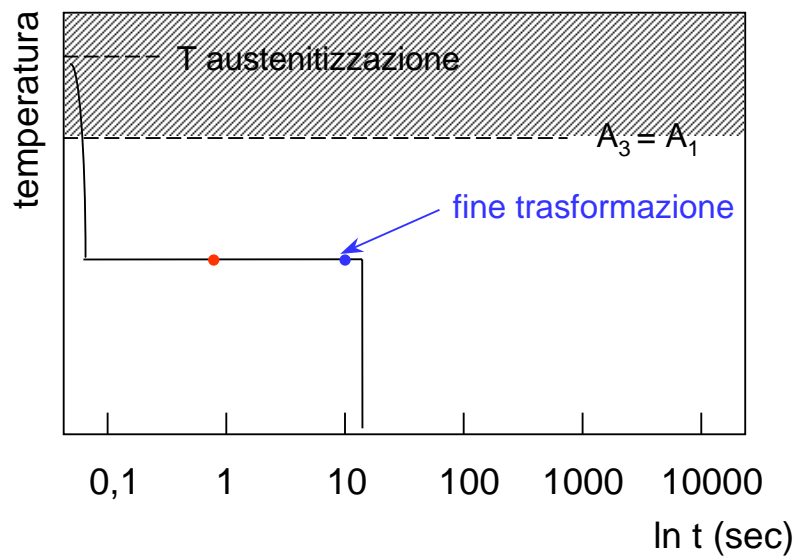
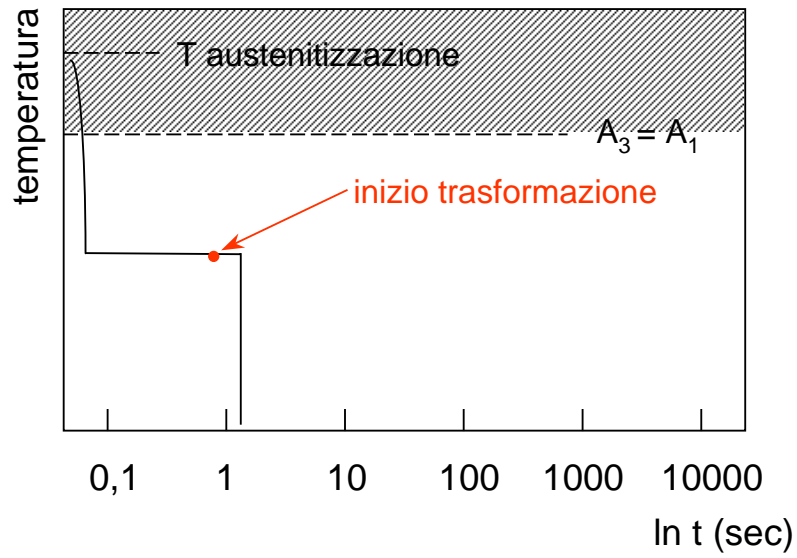
INFLUENZA DELLA VELOCITA' DI RAFFREDDAMENTO SUI PUNTI CRITICI

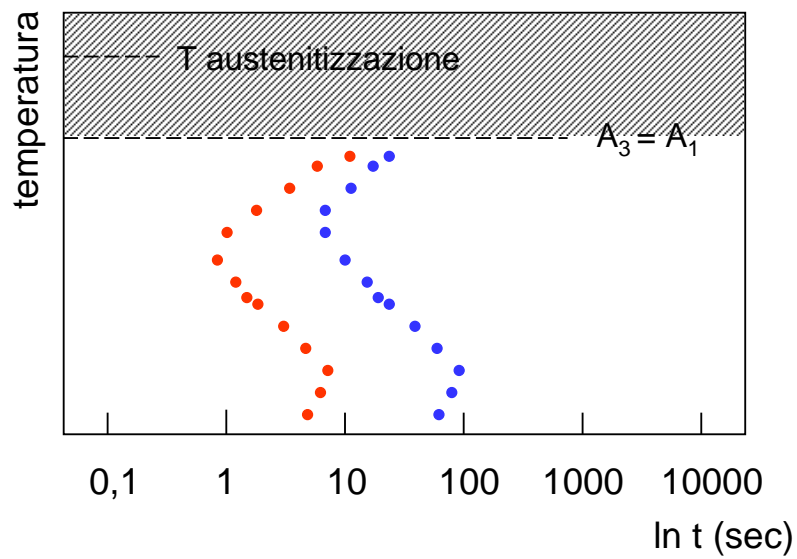
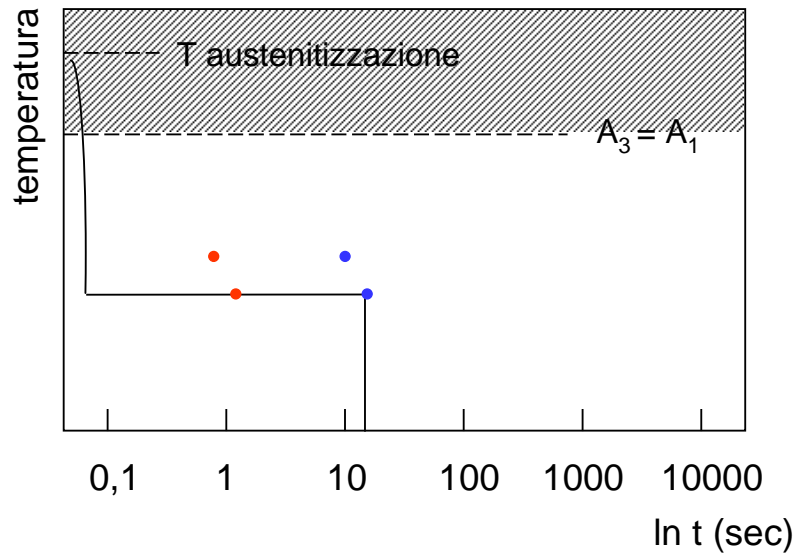


Quali sono le ragioni che spiegano lo sdoppiamento dei punti critici?

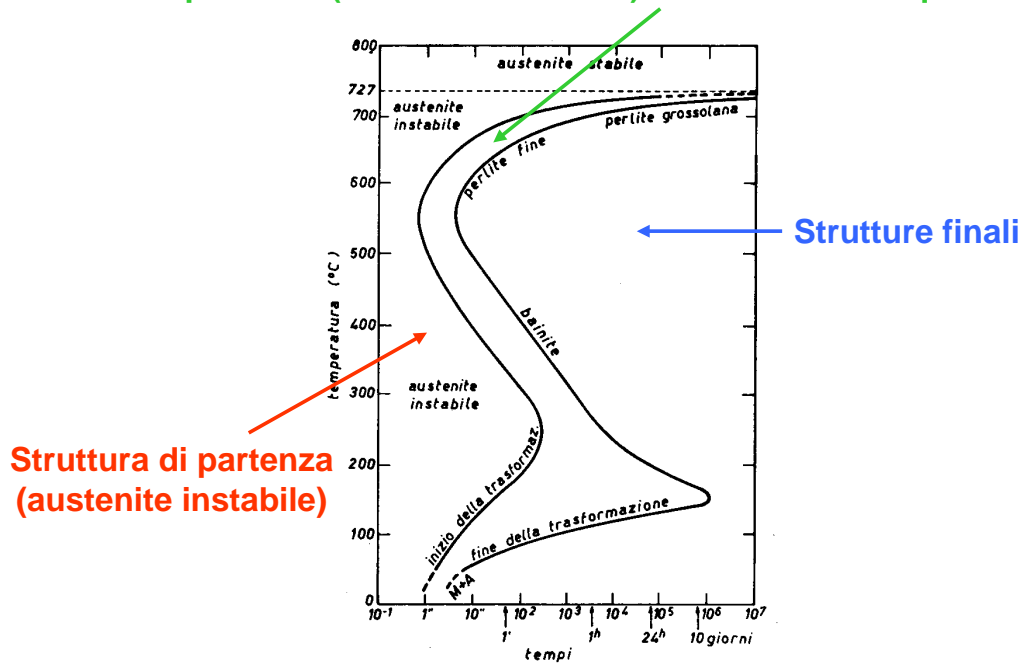
**CURVE DI TRASFORMAZIONE ISOTERMA DELL'AUSTENITE
(CURVE T.T.T. – Time Temperature Trasformation)**





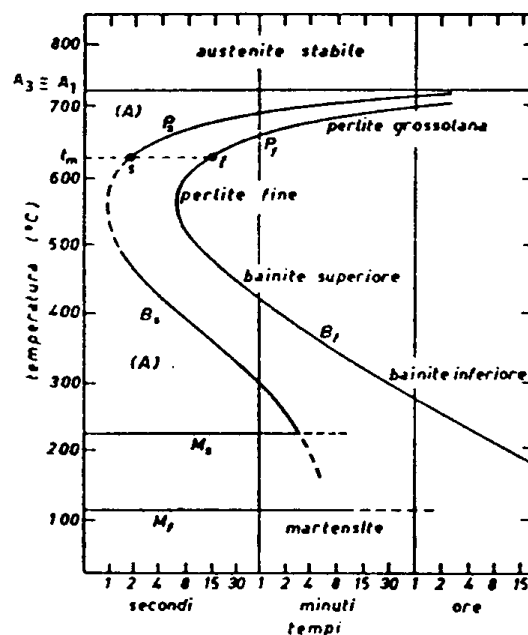


Struttura di partenza (austenite instabile) + strutture nelle quali si trasforma

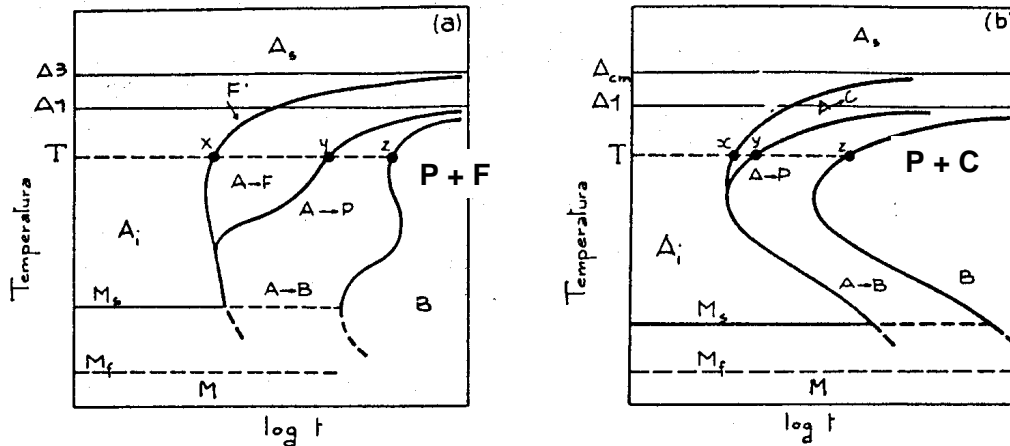


Forma primitiva della curva di Bain per un acciaio eutettoidico

Per tenere conto della trasformazione austenite ⇒ martensite, non isoterma:



Forma definitiva della curva di Bain per un acciaio eutettoidico



- a) curve di Bain per un acciaio ipoeutetoidico
 b) curve di Bain per un acciaio ipereutetoidico

Sia la posizione che la forma delle curve T.T.T. sono influenzate dagli *elementi di lega* :

- producono uno spostamento delle curve di inizio e di fine trasformazione verso tempi più lunghi, quindi verso destra, rispetto agli acciai al solo C (fa eccezione al riguardo il Co)
- i vari elementi possono spostare a tempi più lunghi differentemente le trasformazioni ad alta temperatura (da austenite a ferrite e perlite per gli acciai con $C < 0,77\%$) o quella a temperature intermedie (da austenite a bainite); la forma è molto variabile da caso a caso ed è sempre più complessa all'aumentare del numero e della concentrazione degli elementi di lega

Anche le temperature M_s e M_f subiscono variazioni più o meno forti per effetto degli elementi di lega:

- oltre al C tutti gli elementi di lega, tranne il Co, spostano verso in basso M_s
- analogamente può succedere ad $M_f \Rightarrow$ se scende sotto T_{amb} si può avere austenite residua

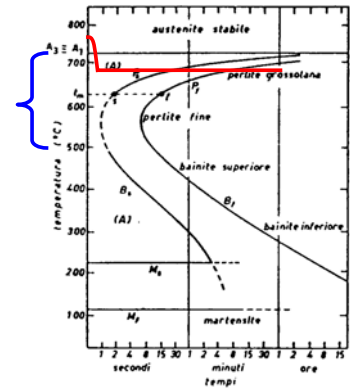
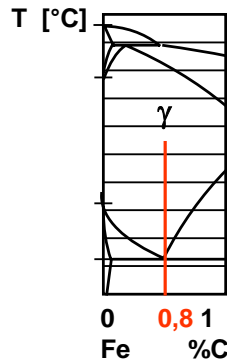
Le curve T.T.T. sono influenzate anche dalla *temperatura* e dal *tempo di austenitizzazione* (quindi dalla dimensione del grano austenitico): un ingrossamento del grano austenitico ritarda la formazione della perlite

Infine risentono anche della presenza di *carburi* o *inclusioni non metalliche* in generale: le trasformazioni vengono rese più veloci

TRASFORMAZIONE PERLITICA

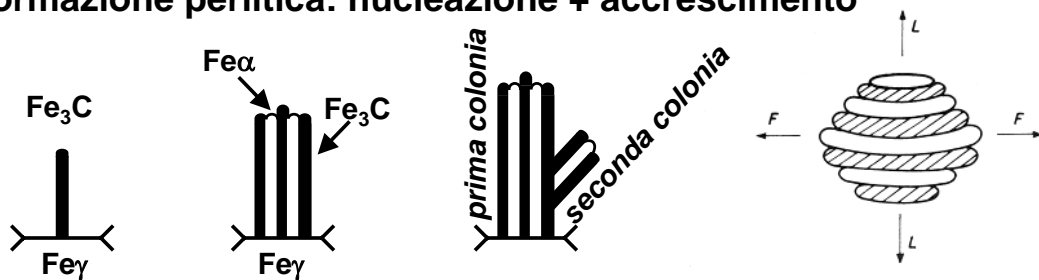
Nell'intervallo $[T_e \div 500^\circ\text{C}]$ la trasformazione isoterma di un acciaio eutettoidico:

austenite \Rightarrow perlite



PERLITE = aggregato di ferrite + cementite, costituito da grani (colonie) che sono insiemi di lamelle alternate di ferrite e cementite

Trasformazione perlitica: nucleazione + accrescimento



CORSO DI METALLURGIA A.A. 2004/2005

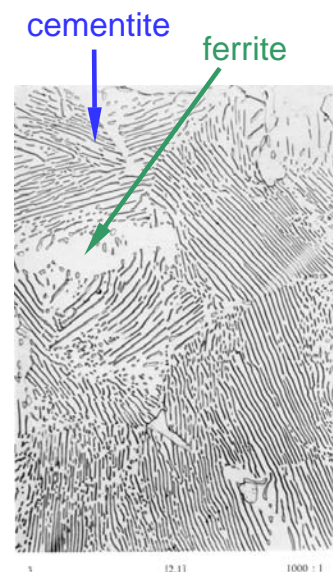
27

EFFETTO DELLA TEMPERATURA:

- al diminuire della T di trasformazione la velocità di nucleazione N [nuclei/($\text{mm}^3 \cdot \text{s}$)] aumenta \Rightarrow noduli di perlite sempre più piccoli
- al diminuire della T di trasformazione diminuisce anche la distanza interlamellare \Rightarrow perliti sempre più fini

EFFETTO DEGLI ELEMENTI DI LEGA:

Gli elementi di lega (tutti tranne il Co) fanno crescere la distanza interlamellare



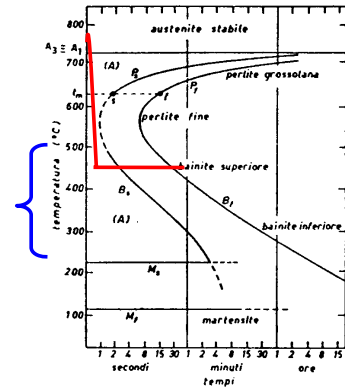
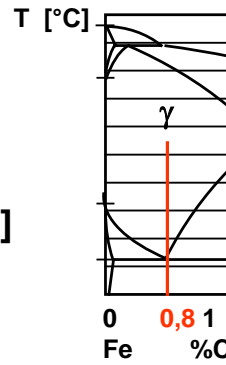
TRASFORMAZIONE BAINITICA

Nell'intervallo [500°C ÷ M_s=230°C]
la trasformazione isoterma di un
acciaio eutettoidico:

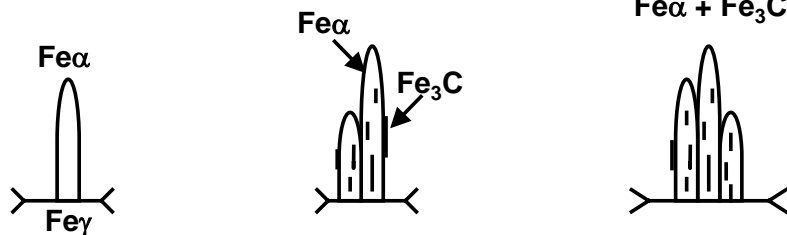
austenite ⇒ bainite (superiore o inferiore)

BAINITE = aggregato di ferrite + cementite a forme aciculari

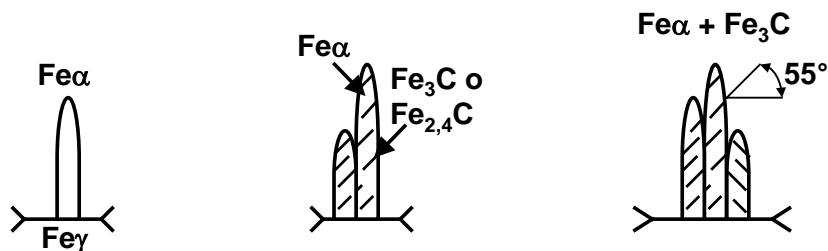
Trasformazione bainitica: nucleazione + accrescimento



BAINITE SUPERIORE: si forma a T più alte



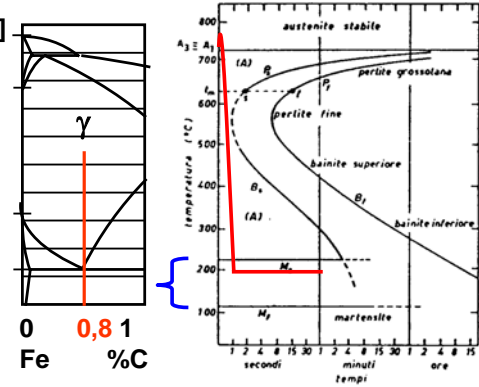
BAINITE INFERIORE: si forma a T più basse



TRASFORMAZIONE MARTENSITICA T [°C]

Al di sotto di M_s non si ha più trasformazione isoterma di un acciaio eutettoidico:

austenite \Rightarrow martensite

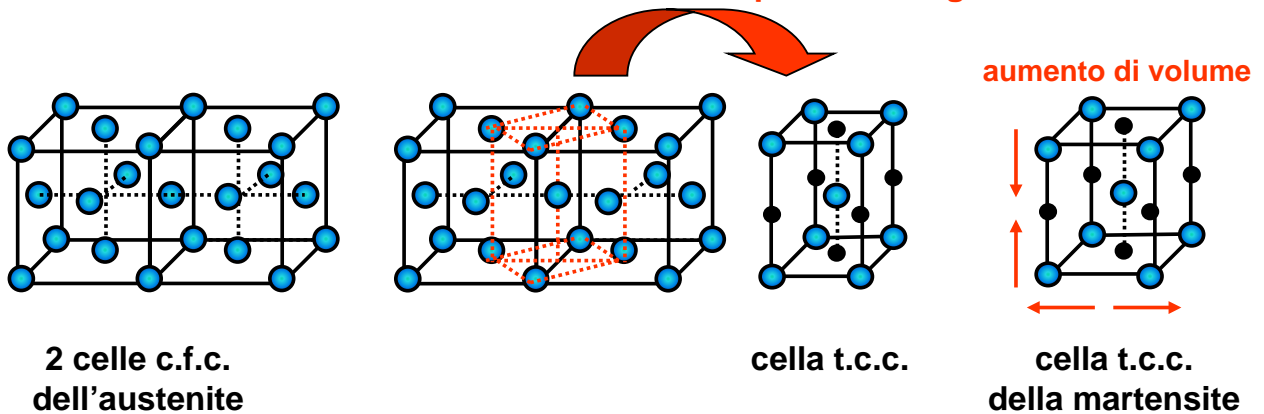


MARTENSITE = soluzione solida omogenea sovrassatura di C

Trasformazione martensitica: trasformazione “a scatto” dell’austenite, cioè mediante movimento coordinato di atomi e senza fenomeni diffusivi \Rightarrow la composizione chimica della martensite è identica a quella dell’austenite di partenza

- atomo di Fe
- atomo di C

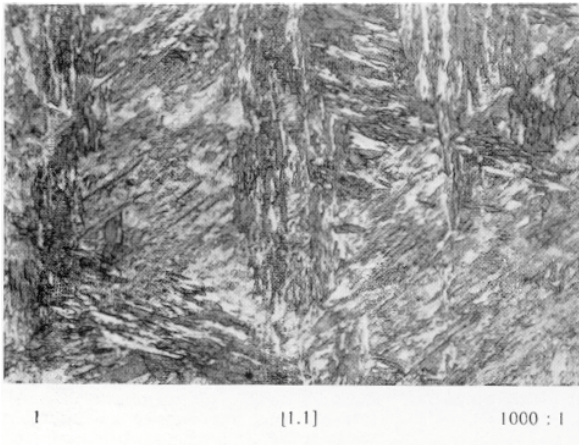
evidenziando anche le posizioni degli atomi di C



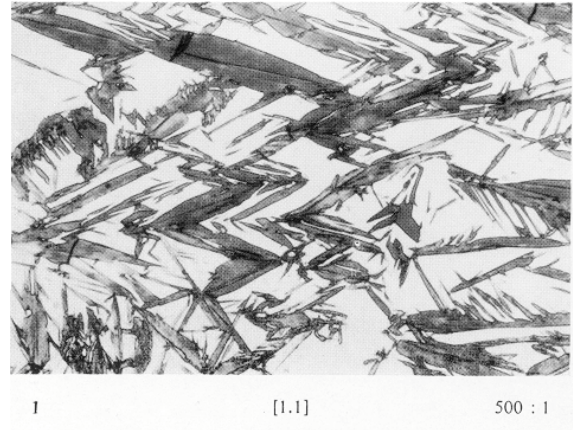
per ottenere la struttura finale della martensite si devono considerare anche ulteriori deformazioni e rotazioni rigide del reticolo t.c.c.

La trasformazione martensitica è accompagnata da un sensibile aumento di volume \Rightarrow tensioni interne (**strutturali**) \Rightarrow rischi di distorsioni e cricche nel componente

All'osservazione metallografica si presenta costituita da aghetti finissimi disposti gli uni rispetto agli altri con gli assi a $\sim 60^\circ$

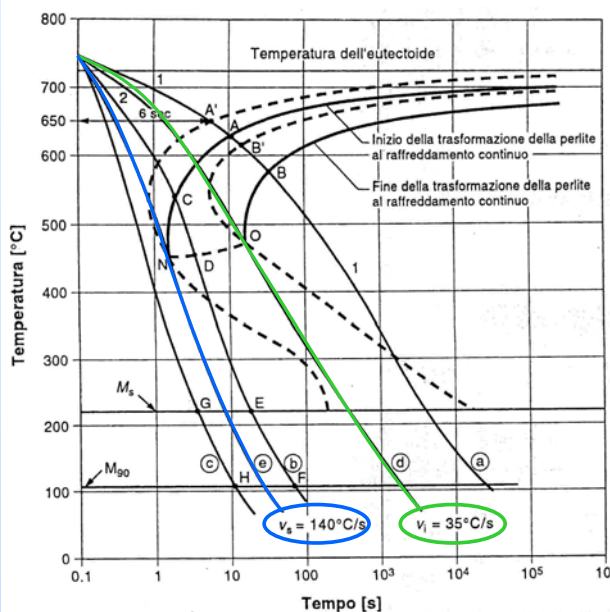


Martensite in acciaio ipoeutettoidico



Martensite in acciaio ipereutettoidico

CURVE DI TRASFORMAZIONE ANISOTERMA DELL'AUSTENITE (CURVE C.C.T. – Continuous Cooling Trasformation)

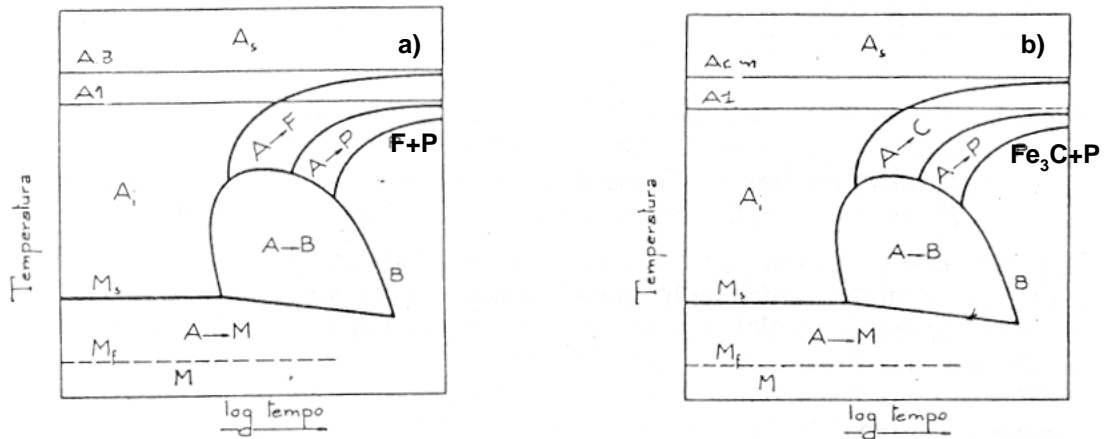


Le curve CCT si ottengono segnando su ogni traiettoria di raffreddamento i punti di inizio e di fine trasformazione dell'austenite

Sono spostate in basso (temperature inferiori) e a destra (tempi maggiori) rispetto alle rispettive TTT

v_i = velocità critica inferiore di raffreddamento (minima $v_{\text{raffreddamento}}$ che consente di avere tracce di martensite)

v_s = velocità critica superiore di raffreddamento (minima $v_{\text{raffreddamento}}$ che consente di avere 100% di martensite)

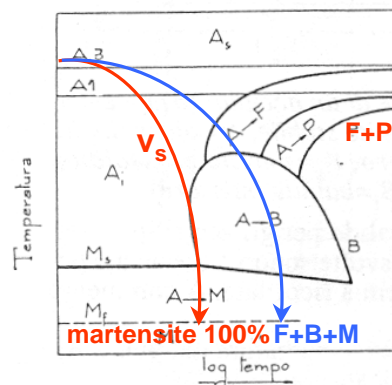


- a) curve C.C.T. per un acciaio ipoeutetoidico
- b) curve C.C.T. per un acciaio ipereutetoidico

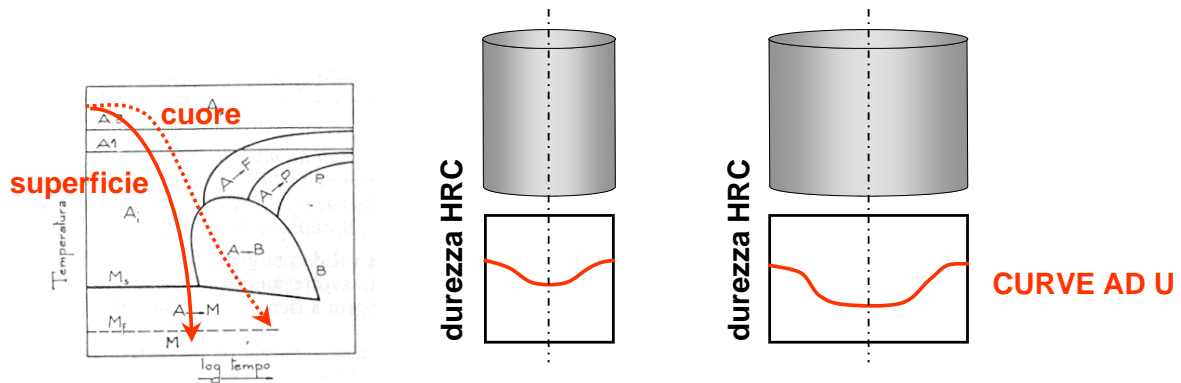
Valgono per le curve anisotermie le stesse considerazioni fatte per le isoterme sui fattori che ne influenzano forma e posizione (lucidi n° 22 - 24)

ESERCIZIO

Riportare sulle curve CCT di un acciaio ipoeutetoidico le traiettorie di raffreddamento dalla condizione di completa austenitizzazione, che corrispondono ad una struttura finale pari al 100% di martensite e ad una struttura finale costituita da ferrite + bainite + martensite



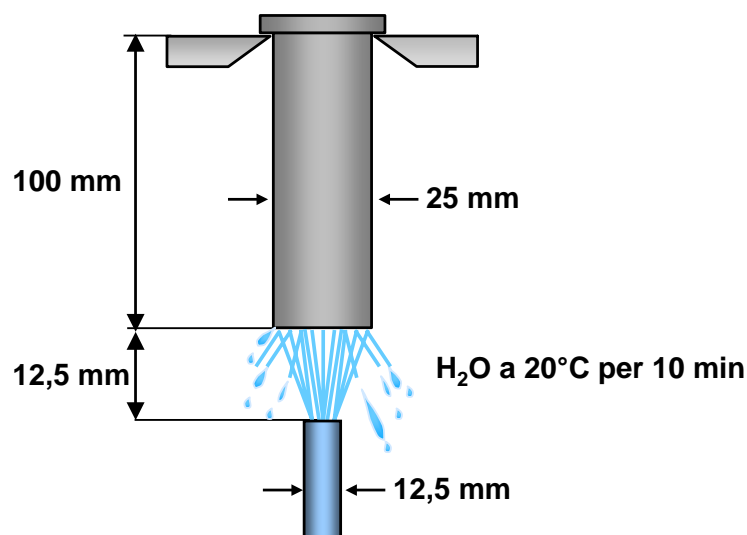
TEMPRABILITÀ



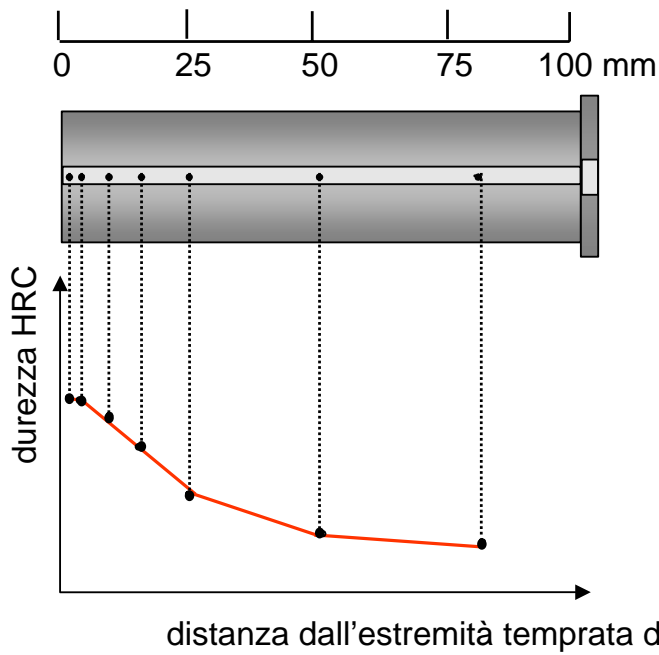
Scelta del mezzo di tempra \Rightarrow curve TTT o CCT + temprabilità acciaio
 Temprabilità = attitudine di un acciaio a dare luogo ad una trasformazione più o meno completa in struttura martensitica in un pezzo di determinate geometria e dimensioni
 Non dipende dalla durezza superficiale, ma dagli elementi di lega e dalla drasticità del mezzo di tempra

Per determinare la temprabilità \Rightarrow PROVA JOMINY

Il campione viene mantenuto per 30 min alla T_{tempra} e posizionato in 5 sec sull'attrezzatura di tempra



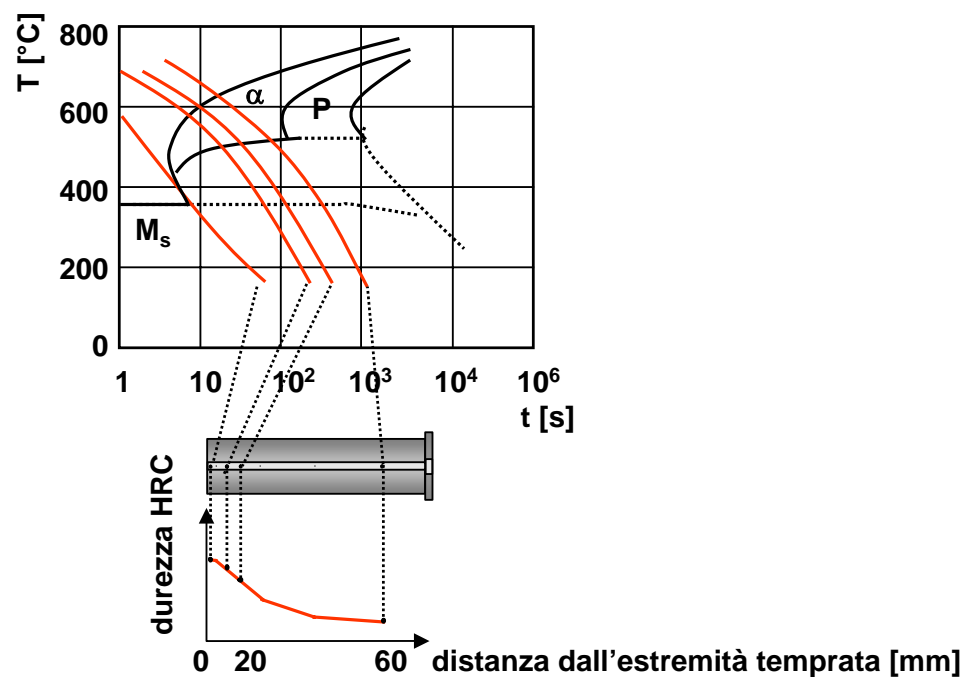
Si eseguono misure di durezza lungo una generatrice del cilindro:



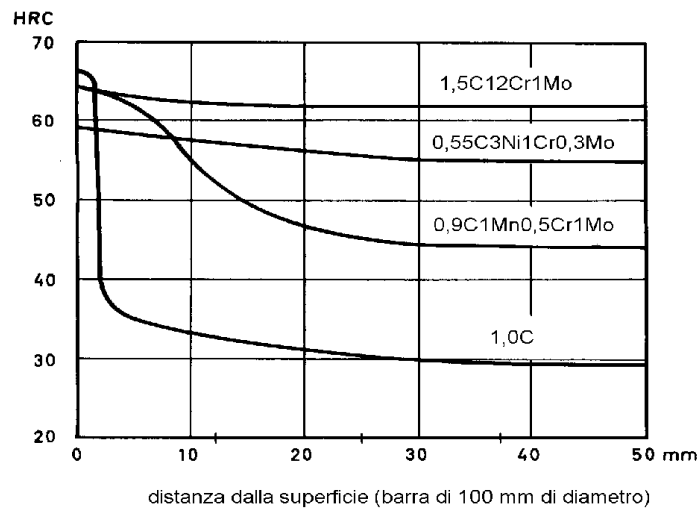
CURVA DI TEMPRABILITA'



un acciaio è tanto più temprabile quanto più alta si mantiene la durezza all'aumentare della distanza d



La temprabilità di un acciaio dipende dagli elementi di lega presenti:



TRATTAMENTI TERMICI INDUSTRIALI

I principali trattamenti termici degli acciai possono essere suddivisi in:

- t.t. per i quali si esegue un riscaldamento dell'acciaio a $T > A_3$ (*ricottura completa, normalizzazione, tempra*)
- t.t. per i quali si esegue un riscaldamento dell'acciaio a $T < A_1$ (*rinvenimento, ricottura di addolcimento*)
- t.t. eseguiti per ottenere risultati particolari (*ricottura di globulizzazione, tempra superficiale, solubilizzazione degli acciai austenitici*)

RICOTTURA

Esistono molti tipi di ricottura a seconda degli obiettivi che si vogliono raggiungere:

- **EQUILIBRIO CHIMICO** (ad es. in presenza di segregazioni minori)
- **EQUILIBRIO STRUTTURALE** (ad es. in presenza di strutture metastabili)
- **ANNULLAMENTO DELLO STATO TENSIONALE** (ad es. in presenza di tensioni interne originate da diversa velocità di raffreddamento della superficie rispetto al cuore del pezzo, o da una lavorazione plastica a freddo o da trasformazioni in fase solida che sono accompagnate da variazioni di volume in tempi successivi)

Molteplici sono i parametri del trattamento:

- **AMBIENTE DI TRATTAMENTO** \Rightarrow forni la cui atmosfera generalmente è aria (se l'atmosfera è ossidante provoca la formazione di uno strato più o meno spesso di ossido - *ossidazione* - che deturpa o assottiglia i pezzi nonché un impoverimento superficiale di carbonio - *decarburazione*; se è riducente può causare l'innalzamento del %C - *carburazione*)
- **VELOCITA' DI RISCALDAMENTO** \Rightarrow riscaldamento graduale per evitare gradienti termici tra superficie e cuore del pezzo \Rightarrow distorsioni o microfessurazioni

• **TEMPERATURA DI RICOTTURA** \Rightarrow in funzione dello scopo:

equilibrio chimico \Rightarrow T piuttosto alta per facilitare la diffusione (anche 200°C oltre $T_{trasformazione}$, oppure 0,75 ÷ 0,8 volte T_f)

equilibrio strutturale \Rightarrow è suff. T \sim (20 ÷ 50)°C oltre $T_{trasformazione}$, oppure (0,55 ÷ 0,6) volte T_f

attenuazione delle tensioni \Rightarrow T più bassa (anche poche centinaia di gradi se i tempi si mantengono lunghi)

• **DURATA** \Rightarrow varia a seconda dello scopo:

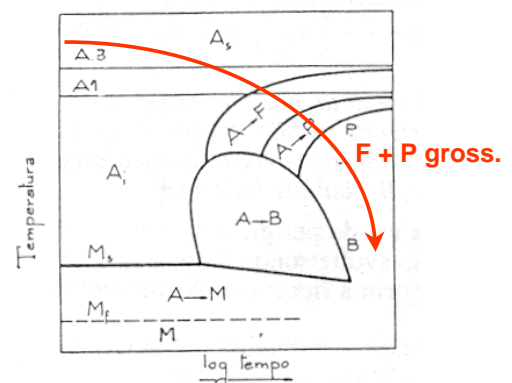
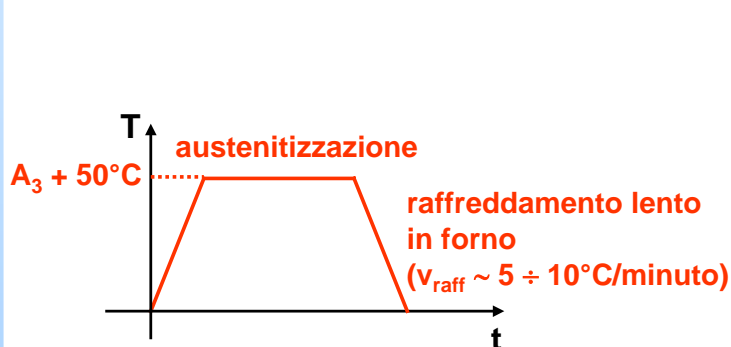
equilibrio chimico \Rightarrow t lungo (ore o decine di ore)

equilibrio strutturale \Rightarrow è suff. un t più breve (da una a poche ore)

attenuazione delle tensioni \Rightarrow servono a seconda della T da pochi secondi a giorni

• **VELOCITA' DI RAFFREDDAMENTO** \Rightarrow molto lenta (da 5 -10 °C/min per acciai al C a valori minori per acciai legati)

RICOTTURA COMPLETA (FULL ANNEALING)



C.C.T. per acciaio ipoeutettoideico con curva di raffreddamento da ricottura

Scopo: addolcire l'acciaio con eliminazione di tensioni interne e di effetti di incrudimento, aumentarne la lavorabilità a freddo, omogeneizzarne la composizione chimica

Distrugge ogni effetto di qualsiasi trattamento termico o meccanico precedente

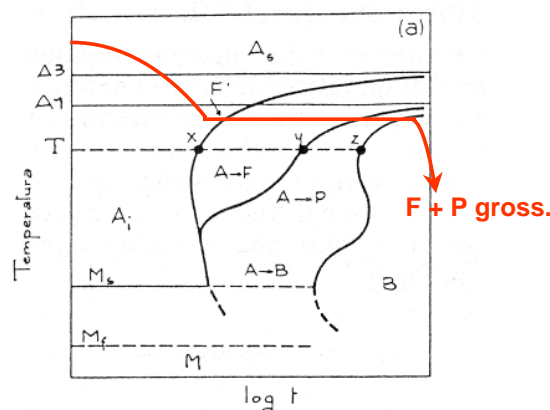
Fornisce una struttura finale corrispondente alle condizioni di equilibrio del diagramma Fe-C

Eseguita su getti o lingotti \Rightarrow distrugge le differenze morfologiche di cristallizzazione (orientamenti preferenziali, strutture dendritiche...)

Problemi:

- per $t_{\text{mantenimento}}$ lunghi \Rightarrow ingrossamento del grano austenitico \Rightarrow strutture finali a grano grosso \Rightarrow bassa tenacità (elevata fragilità)
- costi elevati (raggiungimento $T > A_3$, immobilizzo dei forni per raffreddamento) \Rightarrow RICOTTURA ISOTERMICA

RICOTTURA ISOTERMICA



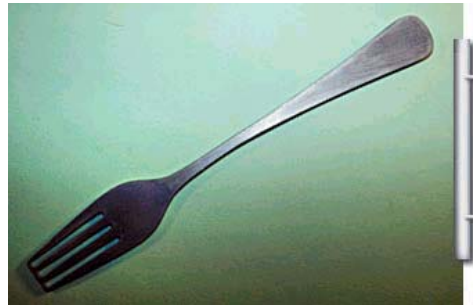
T.T.T. per acciaio ipoeutettoide con curva di raffreddamento da ricottura isoterma

Vantaggi:

- cambio del forno a T basse \Rightarrow si riduce il tempo di immobilizzo del forno \Rightarrow minori costi
- migliore lavorabilità alle macchine utensili

Applicazioni tipiche

Coltelleria



Descrizione del pezzo Forchetta

Materiale XC38

Requisiti metallurgici Miglioramento della lavorabilità meccanica per una più facile sbavatura

Processo Ricottura

Monete



Descrizione del pezzo Monete

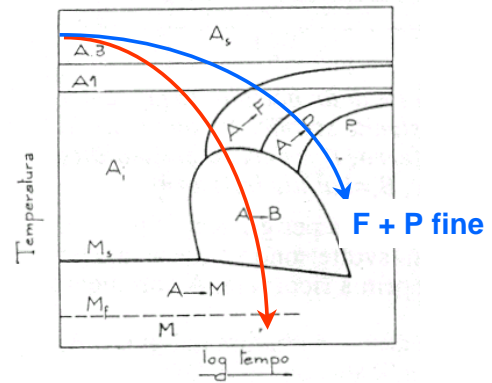
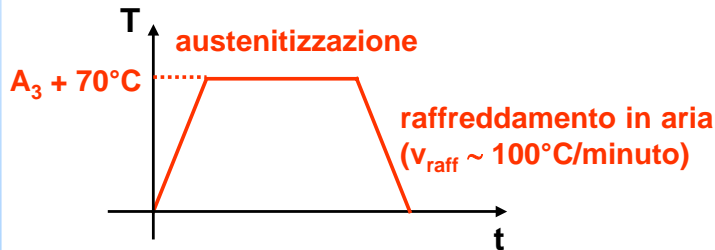
Materiale X8Cr17

Requisiti metallurgici

Durezza superficiale HB2,5/62,5 125~135

Processo Ricottura

NORMALIZZAZIONE (NORMALIZING)



C.C.T. per acciaio ipoeutetico con curve di raffreddamento da normalizzazione

Scopo: ottenere una struttura simile a quella di un acciaio ricotto ma più fine \Rightarrow maggiore durezza e resistenza a trazione

La normalizzazione si prefigge di ottenere una microstruttura:

a) fine

ACCIAIO: C 40 - UNI 2954

C %	Mn %	Si %	S %	P %
0,40	0,53	0,27	0,023	0,015

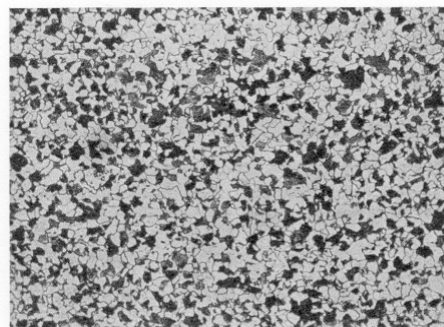
Sezione: tonda, 7 mm

Stato: ricottura completa $t = 850^\circ\text{C}$
- permanenza: 4 ore - raffreddamento in forno: 40°C/ora

Microstruttura: ferrite e perlite

Attacco: Nital 2 %

Durezza: HRB = 32



ACCIAIO: C 40 - UNI 2954

C %	Mn %	Si %	S %	P %
0,40	0,53	0,27	0,023	0,015

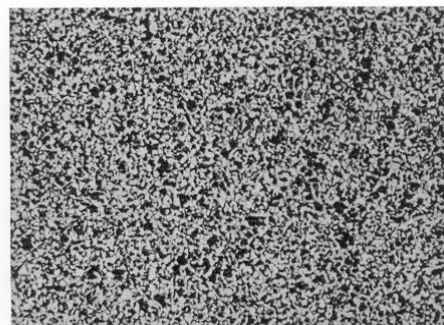
Sezione: tonda, 7 mm

Stato: normalizzato $t = 830^\circ\text{C}$

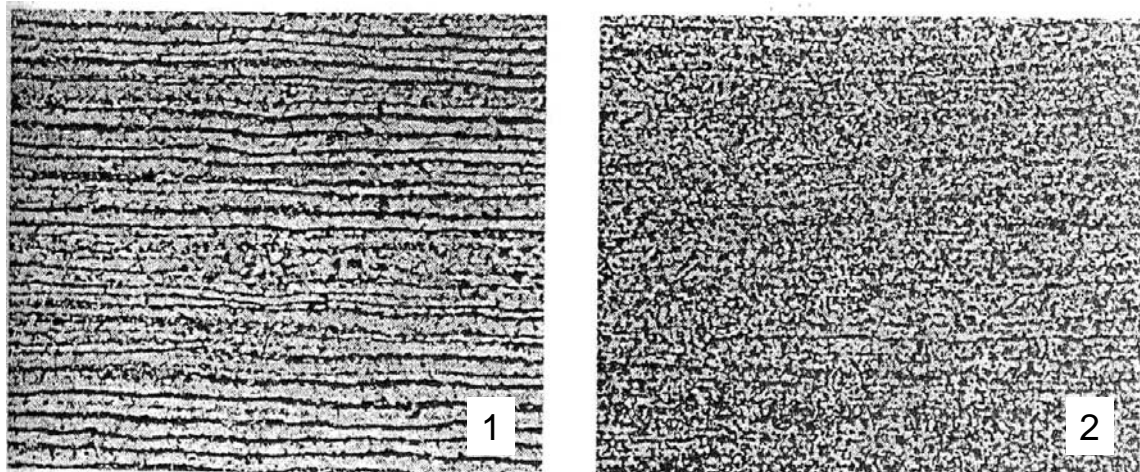
Microstruttura: ferrite e perlite

Attacco: Nital 2 %

Durezza: HRB = 91



x 100

b) dimensionalmente e microstrutturalmente uniforme

Microstruttura dell'acciaio C60:
1) laminato a caldo con struttura "a bande" 2) dopo normalizzazione

c) chimicamente omogenea

Distrugge ogni effetto di qualsiasi trattamento termico o meccanico precedente

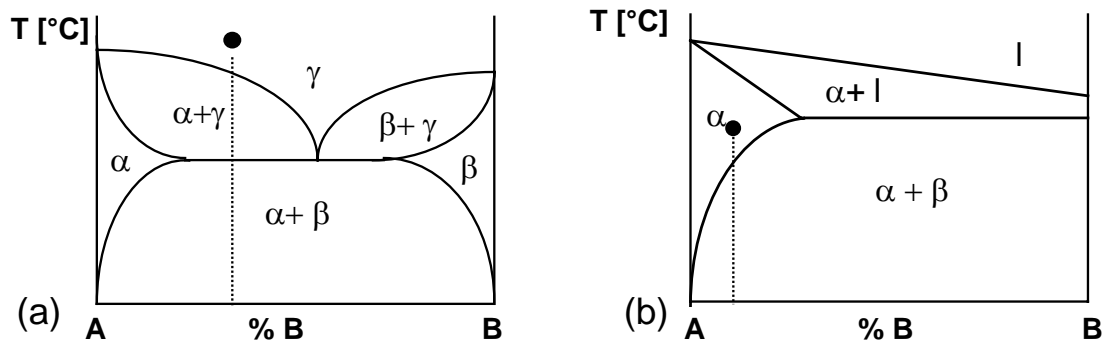
Acciai per carpenteria e profilati per costruzioni metalliche vengono messi in opera solamente normalizzati

TEMPRA

Scopo: ottenere, mediante brusco raffreddamento, a T_{ambiente} uno stato che termodinamicamente compete ad una T più elevata

Fra i vari tipi di tempra i più importanti sono quelli che agiscono attraverso la soppressione di una trasformazione di fase:

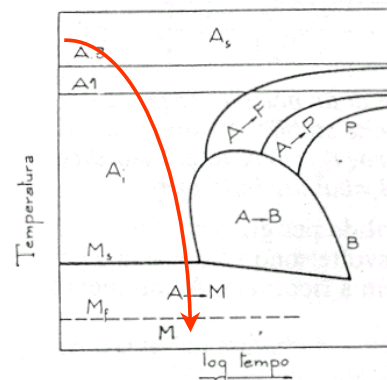
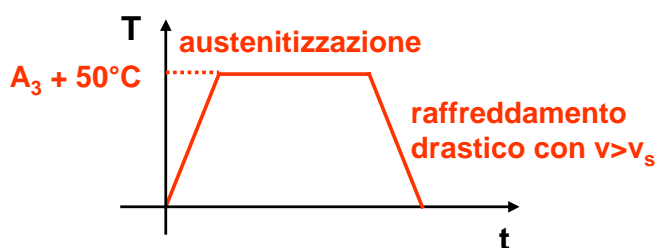
- di una trasformazione eutettoidica (a) \Rightarrow **tempra di durezza**
- di una soluzione solida sovrasatura (b) \Rightarrow **tempra di soluzione**



CORSO DI METALLURGIA A.A. 2004/2005

55

TEMPRA di durezza (QUENCHING)



C.C.T. per acciaio ipoeutettoidico con curva di raffreddamento da tempra

Scopo: ottenere una struttura con elevata durezza (fino a 700 HV) e resistenza a trazione (fino a 2000 MPa) a scapito però di resilienza e tenacità del pezzo

CORSO DI METALLURGIA A.A. 2004/2005

56

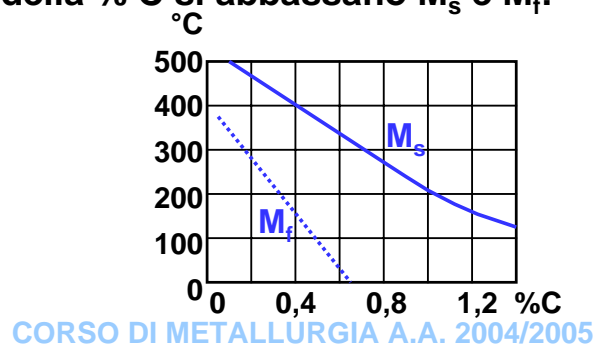
$$T_{\text{riscaldamento}} = A_3 + 50^\circ\text{C:}$$

- per contenere i costi
- per limitare i rischi di ingrossamento del grano
- per evitare surriscaldamenti e *bruciature* negli acciai ipereutetoidici

Mezzo di spegnimento \Rightarrow f (composizione chimica dell'acciaio):

- H₂O per acciai con C < 0,4% e senza elementi di lega
- olio per acciai con C > 0,4% con elementi di lega
- aria per acciai con C + Cr + Ni > 5% (*autotemperanti*)

All'aumentare della % C si abbassano M_s e M_f:

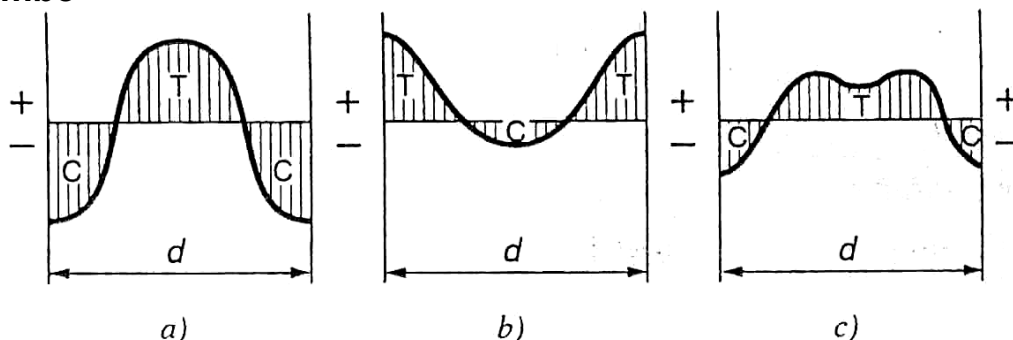


57

Trattamento molto drastico \Rightarrow tensioni interne per pezzi di grosse dimensioni o per acciai con bassa conducibilità termica:

- **tensioni termiche** \Rightarrow si sviluppano come conseguenza delle contrazioni dimensionali dei pezzi durante il raffreddamento
- **tensioni strutturali** \Rightarrow derivanti dalle variazioni volumetriche associate alla trasformazione dell'austenite in martensite

Lo stato tensionale residuo complessivo è dato dalla somma di entrambe



Schematizzazione delle tensioni residue (t = trazione, c = compressione):
a) termiche, b) strutturali, c) totali

58

Applicazioni tipiche

Coltelleria

**Descrizione del pezzo**

Coltello uso professionale

Materiale

X45CrMov15

Requisiti metallurgici

Durezza dopo il trattamento HRC 56~58

Processo

Tempra

Elementi di fissaggio

**Descrizione del pezzo**

Bullone di fissaggio ruote autoveicoli

Materiale

CF53

Requisiti metallurgici

Durezza dopo il trattamento HV10 250~300

Processo

Tempra

Utensileria



Descrizione del pezzo Utensile a mano (lima)

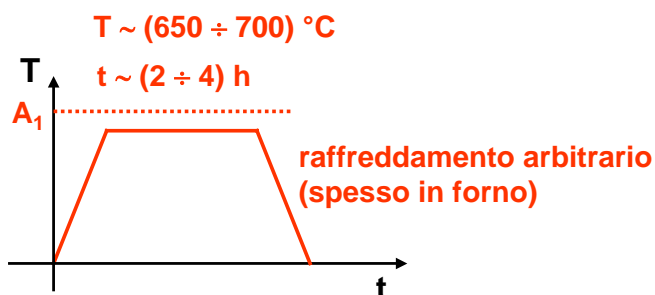
Materiale X46Cr13

Requisiti metallurgici

Durezza superficiale HV0,5 640~720

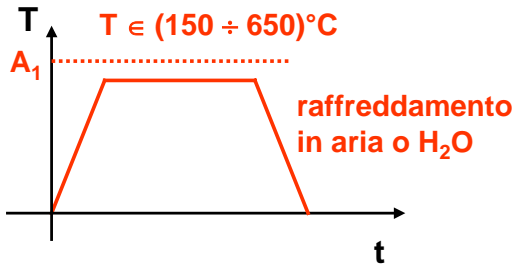
Processo Tempra

RICOTTURA DI ADDOLCIMENTO O DI LAVORABILITA'



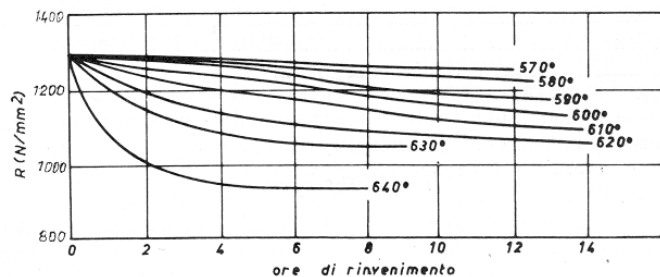
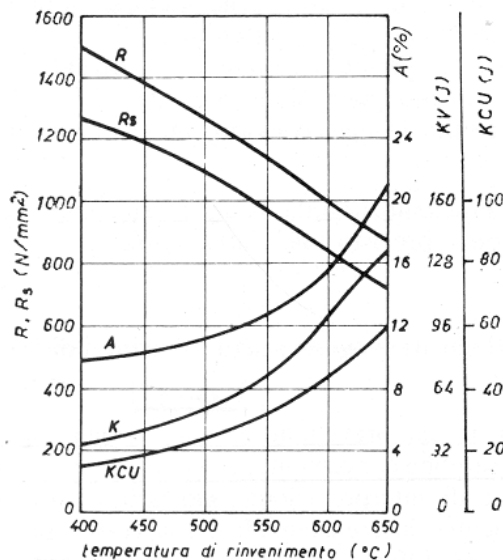
Scopo: uniformare le caratteristiche meccaniche, eliminare le tensioni, comporta una diminuzione di durezza dell'acciaio per effetto della coalescenza dei carburi \Rightarrow ne aumenta la lavorabilità

RINVENIMENTO (TEMPERING)

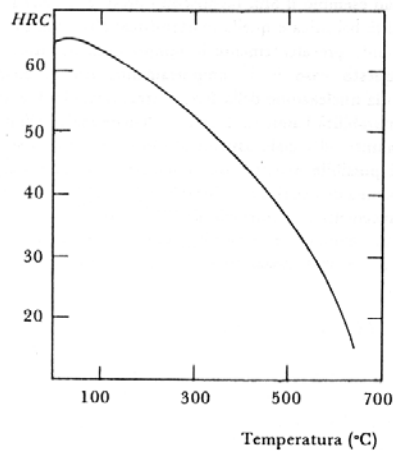


Scopo: effettuato su strutture martensitiche consente di ottenere strutture con una migliore combinazione tra durezza e tenacità e di ridurre le tensioni interne al pezzo

La temperatura e la durata del rinvenimento influiscono sulle proprietà meccaniche finali dell'acciaio:

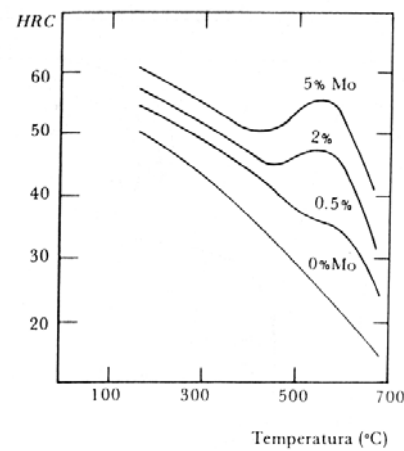


Rinvenimento di acciai al C (1) e di acciai legati (2):



(1)

Influenza di un rinvenimento di 1h a varie T per un acciaio con 0,62 % C



(2)

Influenza del Mo sulla curva HRC-T nel rinvenimento di un acciaio con 0,35 % C

(1) Il rinvenimento degli *acciai al C* avviene in 3 stadi distinti :

I° STADIO (80 ÷ 160°C) ⇒ precipitazione carburo $Fe_{2,4}C$ (carburo ϵ) ⇒ martensite a più bassa %C (~ 0,25%) ⇒ aumento di durezza per effetto del rafforzamento dovuto ai precipitati coerenti del carburo ϵ , nonostante la perdita di rafforzamento per soluzione solida

II° STADIO (230 ÷ 280°C) ⇒ se è presente austenite residua (per acciai con $M_f < T_{amb}$) si trasforma in ferrite + cementite ⇒ aumento di durezza difficilmente avvertibile

III° STADIO (260 ÷ 360°C) ⇒ il carburo ϵ si ridiscioglie nella matrice e precipita il carburo di equilibrio Fe_3C ⇒ la martensite espelle tutto il C e diventa cubica (ferrite) ⇒ diminuzione di durezza ⇒ miglior compromesso tra durezza e tenacità

(2) Il rinvenimento degli *acciai legati* presenta i 3 stadi visti oltre al

IV° STADIO ($T > 400^{\circ}\text{C}$) \Rightarrow se sono presenti elementi carburigeni \Rightarrow sostituzione del Fe_3C con i carburi degli elementi carburigeni secondo due modalità:

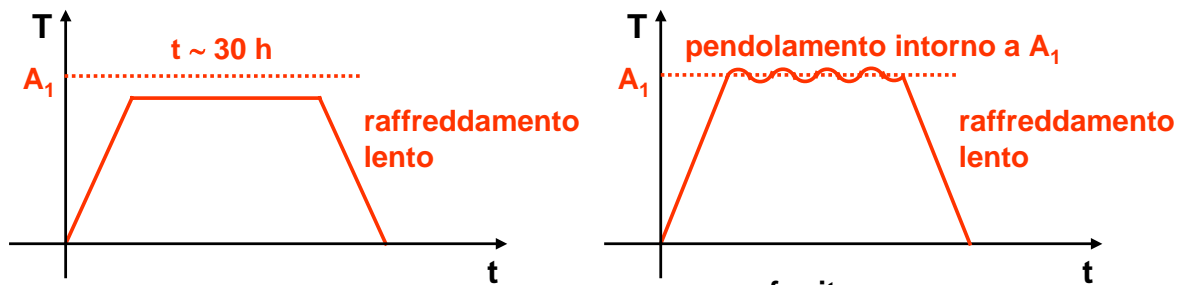
- il carburo dell'elemento di lega (*Mo, W, V, Nb e Ti*) si nuclea direttamente dalla matrice mentre il Fe_3C si scioglie in essa \Rightarrow aumento di durezza ($T = 450^{\circ}\text{C} \div 550^{\circ}\text{C}$) \Rightarrow *Indurimento secondario*
- l'elemento di lega (*Cr*) si discioglie nel Fe_3C e si trasforma "in situ" nel carburo dell'elemento carburigeno

BONIFICA = Tempra + Rinvenimento

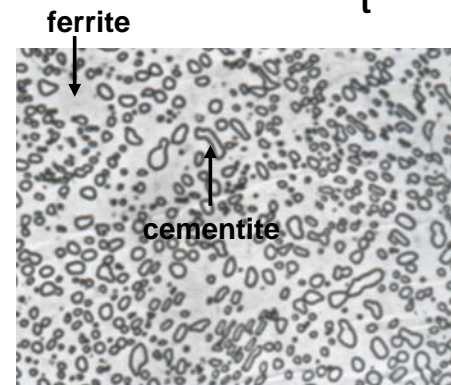
DISTENSIONE (*STRESS RELIEVING*)

Rinvenimento a bassa temperatura ($150^{\circ}\text{C} \div 180^{\circ}\text{C}$) per ridurre le tensioni interne senza diminuire troppo la durezza e la resistenza a trazione dell'acciaio

RICOTTURA DI GLOBULIZZAZIONE O SFEROIDIZZAZIONE (SPHEROIDIZING) E RICOTTURA PENDOLARE



Scopo: provocare l'agglomerazione della cementite eutettoidica (negli acciai ipoeutettoidici) e la coalescenza della cementite proeutettoidica (negli ipereutettoidici) per migliorare la lavorabilità alle macchine utensili e la deformabilità plastica a freddo dell'acciaio



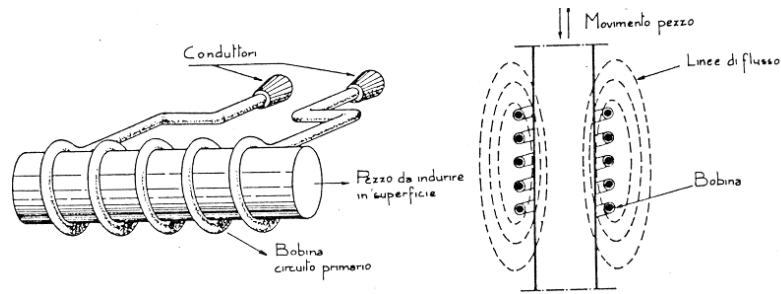
TEMPRA SUPERFICIALE

Riscaldamento della sola superficie a $T > A_3$, mantenimento per un tempo sufficiente e raffreddamento drastico in modo da ottenere indurimento dello strato superficiale lasciando il cuore inalterato (riscaldato a $T < A_1$)

Si effettua su acciai precedentemente trattati (es. da bonifica)

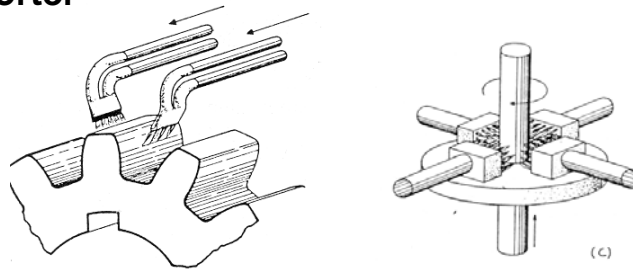
Scopo: ottenere elevata durezza superficiale + buona tenacità a cuore

1) Metodo ad induzione



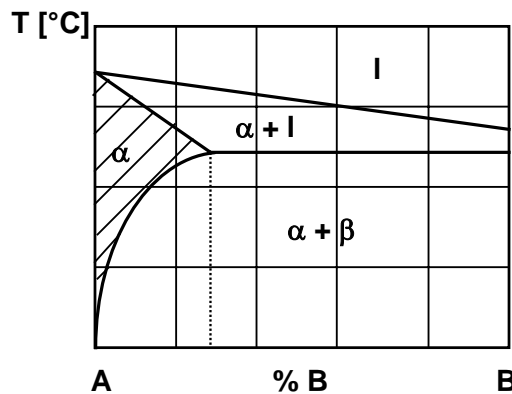
profondità di indurimento $f(\text{potenza elettrica e tempo})$

2) Processo Shorter

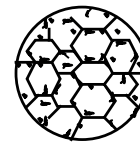
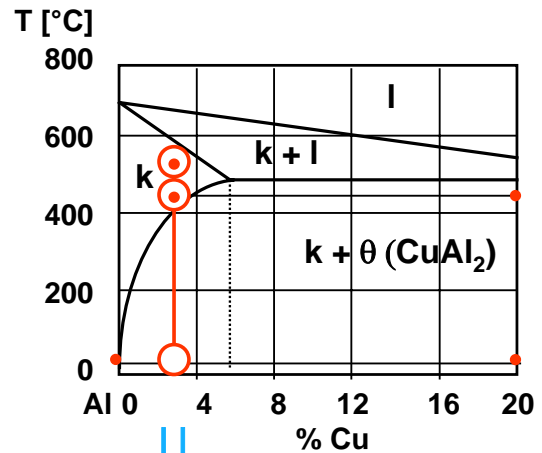
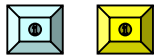
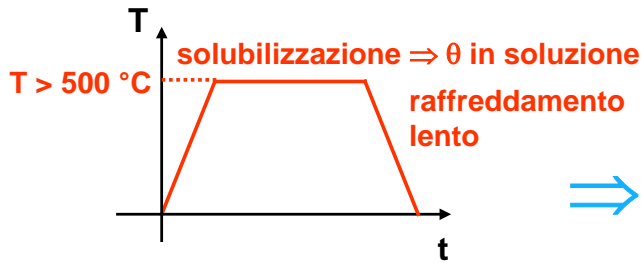


TEMPRA DI SOLUZIONE + INVECCHIAMENTO

Applicabile a tutte le leghe che presentano una soluzione solida stabile a temperatura elevata ma con diminuzione di solubilità al diminuire dalla temperatura (es. leghe Al- Cu fino al 5%Cu)

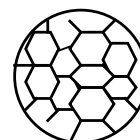
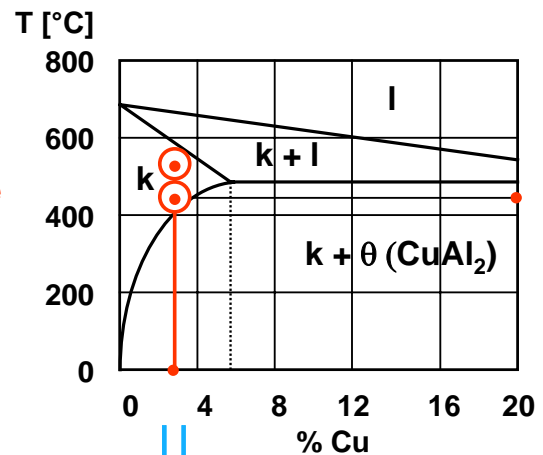
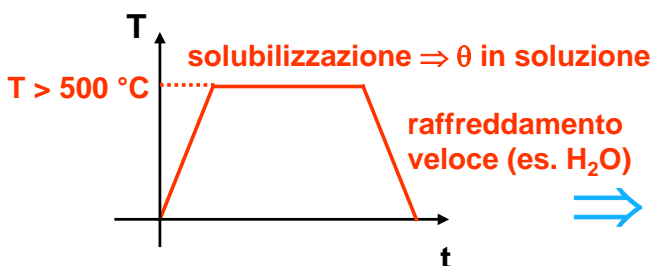


Es. lega Al-3%Cu:



soluz. solida k
 +
 particelle incoerenti θ
 (grossolane e disposte prevalentemente sui bordi dei grani)

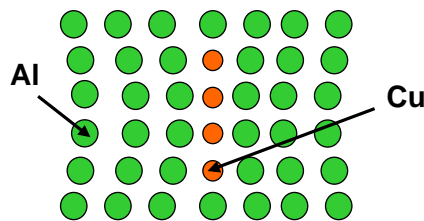
Se invece di un raffreddamento lento si esegue una tempra di soluzione:



soluz. solida k
 sovrassatura
 (più dura e resistente ma non in equilibrio)

La tempra di soluzione precede un successivo invecchiamento:

- *naturale* (mantenimento a T_{amb}) \Rightarrow espulsione atomi di Cu con formazione di particelle θ (tempi dell'ordine di anni)
- *artificiale* (rinvenerimento tra $100^{\circ}\text{C} \div 200^{\circ}\text{C}$) \Rightarrow iniziale formazione, per nucleazione omogenea, di addensamenti di atomi di Cu nel reticolo c.f.c. dell'Al (*zone di Guinier-Preston* o G.P.1) \Rightarrow zone coerenti con la matrice (cioè c'è continuità cristallografica tra i due reticoli), in elevato numero e di piccole dimensioni \Rightarrow distorsione elastica locale del reticolo della matrice \Rightarrow aumento di durezza

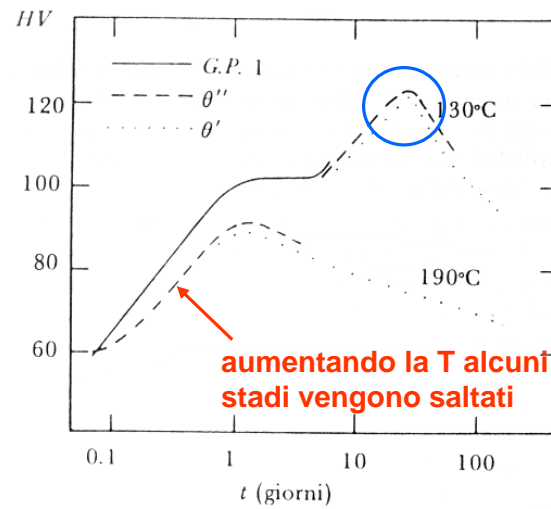
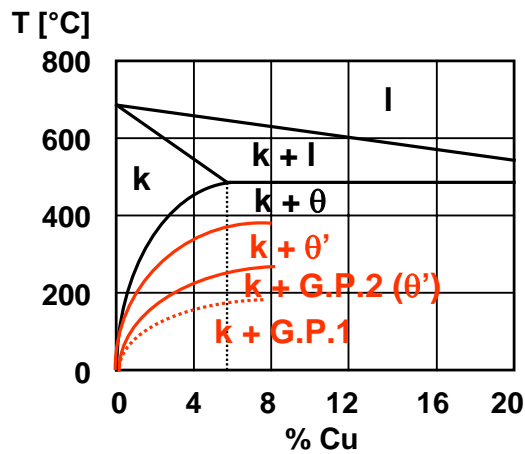


per t più lunghi \Rightarrow le zone G.P.1 si trasformano nelle G.P.2, o θ'' , \Rightarrow precipitati metastabili coerenti con la matrice \Rightarrow forte distorsione elastica locale del reticolo della matrice \Rightarrow aumento di durezza

per t ulteriormente più lunghi \Rightarrow le zone G.P.2 si trasformano nella fase θ' , semicoerente con la matrice \Rightarrow massimo di durezza e sua successiva diminuzione (precipitati in elevato numero e di piccole dimensioni, distribuiti all'interno dei grani)

per t ulteriormente più lunghi \Rightarrow le particelle θ' sono i veri nuclei di cristallizzazione della fase di equilibrio θ , cioè dei precipitati CuAl_2 \Rightarrow precipitati incoerenti, in numero limitato e di dimensioni elevate (*lega sovrainvecchiata* - condizione da evitare) \Rightarrow ulteriore diminuzione di durezza





La formazione di zone e di precipitati coerenti ha una grande importanza nei confronti delle proprietà meccaniche delle leghe perché rappresenta uno dei principali meccanismi di rafforzamento