

## Capitolo VII

### DIAGRAMMI

#### TRASFORMAZIONE-TEMPERATURA-TEMPO (Time Temperature Transformations)

##### *Curve isoterme o curve TTT (trasformazione isoterma dell'austenite)*

I diagrammi delle trasformazioni a temperatura costante, detti curve TTT, sono utili per studiare la dipendenza del tipo di struttura ottenuta dalla temperatura e velocità di raffreddamento. Queste curve sono state ottenute con esperienze isoterme seguendo nel tempo le trasformazioni della struttura alle varie temperature (si tratta quindi di trasformazioni dipendenti da tempo e temperatura), vengono costruite raffreddando rapidamente l'acciaio e valutando l'inizio e la fine delle varie trasformazioni nel tempo. In particolare fu Bain, con le sue esperienze, a chiarire i motivi che determinavano lo sdoppiamento dei punti di trasformazione.

Come fece egli stesso, è opportuno scegliere un acciaio al carbonio di composizione eutettoide per il quale i punti critici  $A_3$  e  $A_1$  coincidono; la struttura è inizialmente austenitica e nel diagramma vi sono essenzialmente due curve rispettivamente corrispondenti all'inizio e alla fine della trasformazione (figura 7.1, sull'asse delle ascisse troviamo il logaritmo del tempo, sulle ordinate la temperatura).

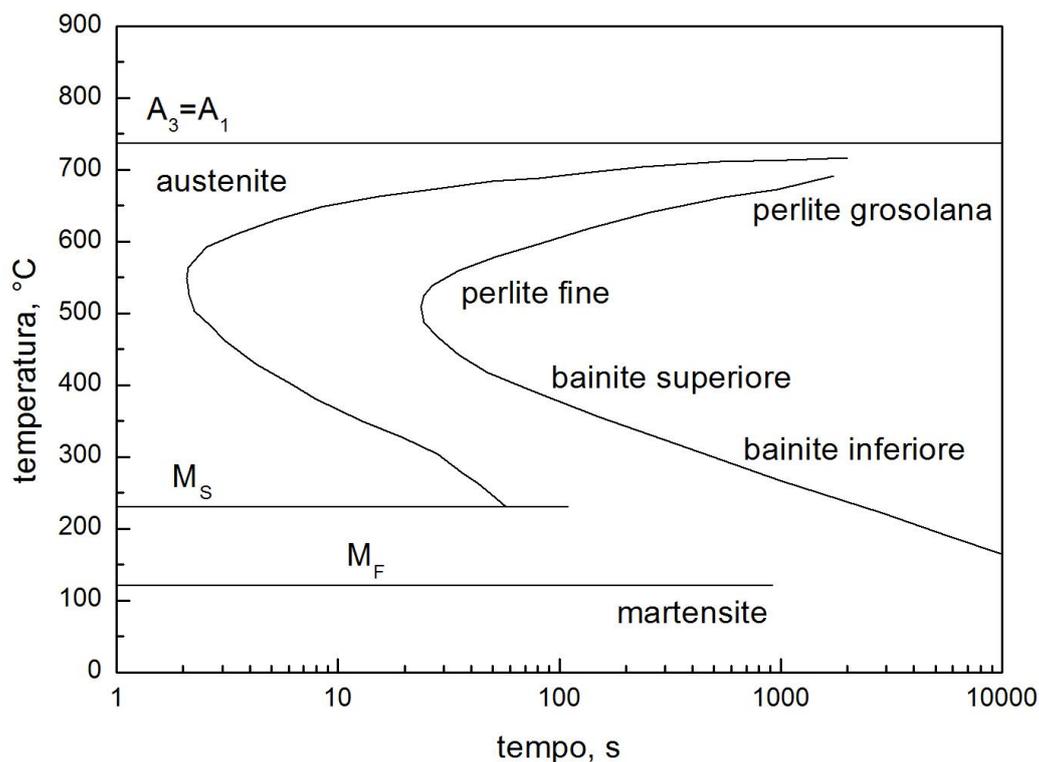


Figura 7.1: curva di Bain

Al fine di comprendere meglio l'argomento riportiamo alcune notizie relative alla più recente forma che viene data alle curve di Bain. Innanzitutto va detto che l'andamento delle primitive curve era errato, pertanto tali curve hanno dovuto subire un sostanziale cambiamento.

Sapendo che si tratta di una *trasformazione isoterma dell'austenite*, supponiamo di prendere un campione di acciaio eutettoide, di dimensioni piccolissime, e di portarlo ad una temperatura superiore ad  $A_{c3}$ , con un mantenimento sufficiente ad ottenere una struttura completamente austenitica; tale operazione prende il nome di austenitizzazione. Lo stesso campione viene poi

raffreddato in maniera rapida portandolo in un bagno ad una temperatura prefissata  $t_m$  (comunque inferiore ai punti critici) e nel caso attuale inferiore ai  $727^\circ\text{C}$ ; mantenendo inizialmente costante la temperatura  $t_m$  è possibile studiare la struttura osservando l'inizio e la fine della trasformazione dell'austenite (l'inizio lo faremo coincidere nel diagramma con il punto s e la fine con f) individuando così un punto per ciascuna delle due curve. Al variare della temperatura, ripetendo le stesse operazioni, si possono tracciare le curve complete.

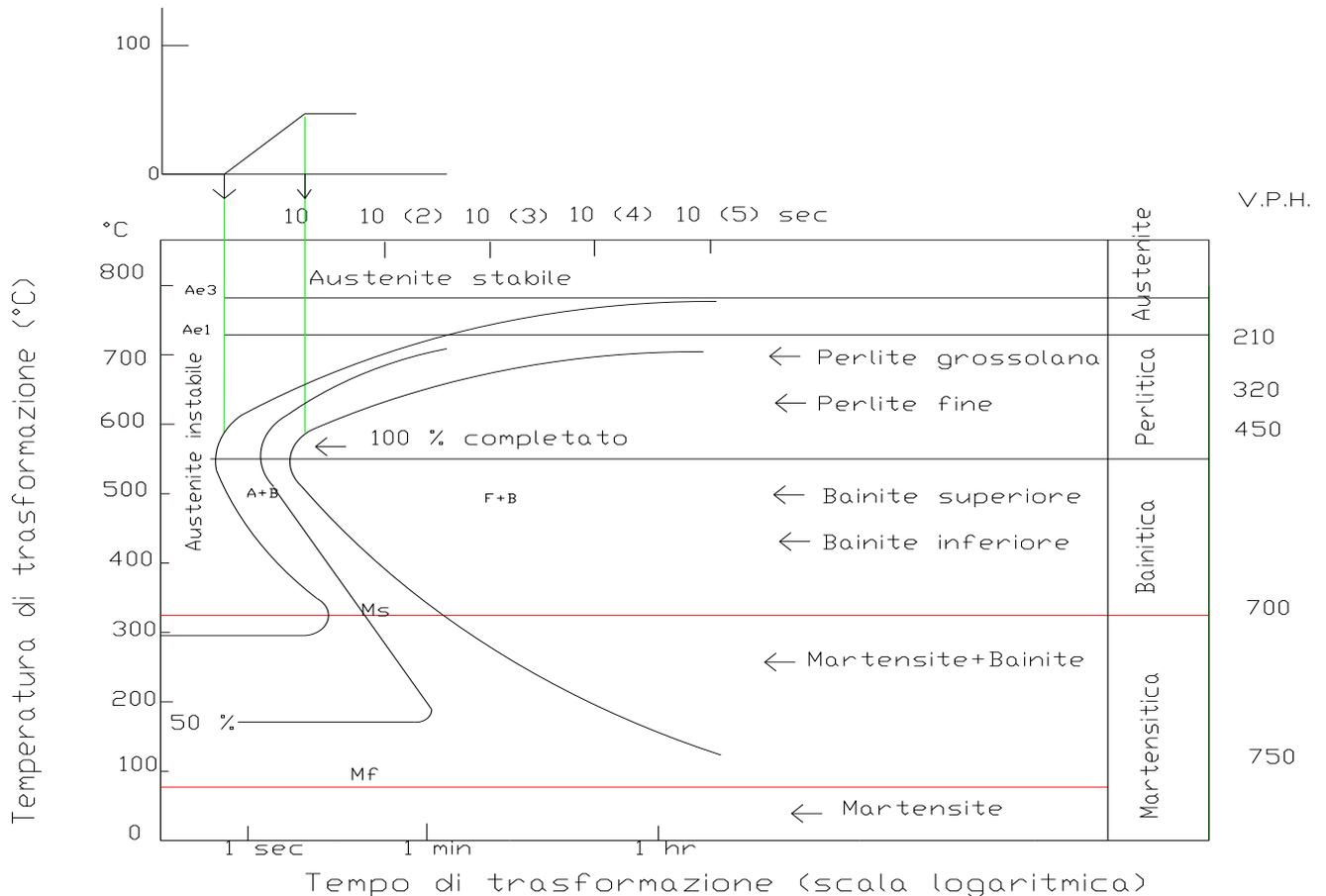


Figura 7.2: curve TTT per un acciaio di composizione eutettoide: le varie linee corrispondono a trasformazioni austenite-perlite, austenite-bainite, austenite-martensite

Illustriamo ora brevemente il processo di trasformazione isoterma dell'austenite: i campioni sottilissimi, dopo austenitizzazione, vengono immersi in bagni di sali o di piombo fusi portati e mantenuti ad una fissata temperatura. Lasciati in tali condizioni per un tempo determinato i campioni vengono poi raffreddati in acqua; grazie alle loro piccole dimensioni verrà raggiunta la temperatura dei bagni di Sali in tempi brevissimi. Dopo il mantenimento isoterma si riesce a trasformare l'austenite rimasta in martensite mediante un veloce raffreddamento. E' possibile conoscere la percentuale di struttura che si è trasformata per una determinata permanenza ad una certa temperatura, sia la natura di questa struttura mediante esami metallografici e metodi di diffrazione a raggi X.

- Al di sopra dell'orizzontale corrispondente alla temperatura del punto  $A_3$ , esiste il campo della sola austenite stabile

- Al di sotto dell'orizzontale del punto  $A_3$  e sopra  $M_s$  si hanno 3 campi: un primo campo a sinistra, nel quale l'acciaio ha ancora una struttura completamente austenitica, però instabile, uno intermedio compreso tra le due linee iniziale e finale dove l'acciaio ha in parte una struttura austenitica ed in parte strutture in cui l'austenite stessa si sta trasformando, un terzo campo a destra, dove non si ha più austenite, ma solo le strutture in cui essa si è trasformata (perlite grossolana o fine in alto, bainite superiore o inferiore in basso).
- Compaiono infine altre due linee ad andamento orizzontale che corrispondono alla trasformazione dell'austenite in martensite. Questo fenomeno è completamente diverso da quello prima descritto; infatti, se si raffredda velocemente un campione dal campo dell'austenite stabile fino ad una temperatura inferiore a quella di inizio della trasformazione austenite-martensite (linea  $M_s$ ), per esempio a  $150^\circ\text{C}$ , un a parte ben determinata di austenite si trasforma praticamente istantaneamente in martensite la cui percentuale non varia più con il tempo di mantenimento a  $150^\circ\text{C}$ . In qualche caso la parte rimanente di austenite si trasforma nel tempo in bainite. Si può anche dire che la trasformazione dell'austenite in martensite procede solo quando la trasformazione si abbassa tra le due linee  $M_s$  ed  $M_f$  e la trasformazione si arresta se si interrompe il raffreddamento ad una temperatura intermedia.

Si può notare come le curve di inizio e fine trasformazione tendono asintoticamente all'orizzontale corrispondente alla temperatura dell'eutettoide; possiamo pertanto affermare che, a temperature di poco inferiori a quelle del punto  $A_3$  coincidente con  $A_1$ , la trasformazione in perlite avviene in modo estremamente lento. La trasformazione in esame richiede uno spostamento degli atomi di ferro da un reticolo cubico a facce centrate ad uno a corpo centrato e la diffusione degli atomi per permettere la formazione di lamelle alternate di cementite e di ferrite. Il processo di nucleazione, a differenza dello spostamento rapido degli atomi di ferro dal reticolo, è molto lento ed è quindi quello che controlla la velocità delle trasformazioni nella parte superiore delle curve T.T.T. Le strutture risultanti da questo processo isoterico, pur variando l'aspetto metallografico man mano che la temperatura diminuisce, derivano tutte quante da trasformazioni legate a fenomeni di nucleazione e di accrescimento con diffusione di atomi di carbonio. Al graduale diminuire della temperatura del mantenimento isoterico, la trasformazione si accelera, la distanza tra le varie lamelle che formano la perlite diminuisce sempre più e la microstruttura della perlite appare sempre più fine (questa perlite fine a struttura lamellare è detta anche sorbite). Diminuendo ulteriormente la temperatura si osserva la formazione di una nuova struttura che è stata chiamata troostite, termine poco utilizzato in quanto si è riusciti a confermare che si tratta comunque di una struttura lamellare non perfetta.

Una rappresentazione chiara e utile (utile dal punto di vista pratico) delle strutture che conseguono con ogni tipo di raffreddamento dell'austenite è data dalle cosiddette **curve di Bain**. (dal nome dello studioso americano Bain che, assieme a Davernport e Choen, ha contribuito allo studio di queste curve). Anche se qualche volta non sono definite in modo rigoroso (visto che per tracciarle è necessaria una grande mole di dati), tuttavia le curve di bain costituiscono una guida valida e ragionata per valutare la temprabilità di un acciaio o, più in generale, per la scelta del trattamento termico più opportuno. Si dà in questo caso la definizione di **temperatura di austenizzazione**;

Con riferimento al diagramma Fe-C, per ottenere la struttura austenitica di un acciaio è sufficiente portarlo alla temperatura di austenizzazione  $A_{c3}$ , oppure  $A_{cm}$ , a seconda che si tratti di un acciaio ipo o ipereutettoide; a questa temperatura l'acciaio viene mantenuto per un tempo non eccessivamente lungo proprio per evitare l'inconveniente dell'ingrossamento della grana cristallina.

Se la temperatura di austenizzazione e il tempo di permanenza a questa temperatura sono superiori al valore previsto si ottiene un ingrossamento della grana cristallina. L'acciaio in tal caso si comporta come se le sue curve fossero un po' spostate a destra (vale a dire tempi maggiori). Ciò

può essere talvolta vantaggioso in quanto permette la temprabilità di acciai poco temprabili. Ma può essere anche causa di strutture imprevedute. Si distinguono due tipi di curve:

Curve di Bain TTT (o per trasformazione isotermica)

Curve di Bain CCT o TRC (o per trasformazione anisotermica)

TTT sono le iniziali delle parole inglesi Time-Temperature-Transformation. Queste curve sono anche chiamate curve ad S, per la forma caratteristica che assumono o dall'iniziale della parola inglese Steel (acciaio). Le curve di bain TTT sono ottenute sperimentalmente e vengono riportate su un sistema di assi cartesiani in cui in ascisse sono i tempi in scala logaritmica e in ordinate le temperature in scala lineare. I tempi sono in scala logaritmica perché devono essere evidenziati i fenomeni che si verificano sia nei primi istanti sia dopo un tempo prolungato. Le curve di Bain TTT sono state costruite con trattamenti termici nei quali le trasformazioni strutturali avvengono a temperatura costante: i cosiddetti trattamenti isotermici, molto importanti e tra i più moderni.

Gran parte però dei trattamenti termici, e in particolare quelli tradizionali, avviene con raffreddamenti in modo continuo (vale a dire con raffreddamenti anisotermici). Per questi ultimi trattamenti le curve di Bain TTT possono fornire solo indicazioni orientative. Per questo motivo, i laboratori delle case produttrici di acciai in questi ultimi anni si sono adoperati per costruire le curve di Bain con raffreddamenti continui denominate CCT o TRC.

Nel diagramma che porta sulle ordinate (verticali) le temperature e sulle ascisse (orizzontali) i tempi di trasformazione, la curva ad S a sinistra indica l'inizio e la curva a destra la fine della trasformazione. In alto, due rette parallele rappresentano le temperature  $A_3$  e  $A_1$ . In basso, due rette parallele segnano:

**Ms** temperatura di inizio trasformazione

**Mf** temperatura di fine trasformazione

Nel diagramma di Bain si individuano quindi tre zone ben distinte:

**Zona dell'austenite** (tra l'asse delle temperature e la prima curva)

**Zona di trasformazione in atto** (tra le due curve ad S)

**Zona di trasformazione avvenuta** (a destra della seconda curva)

Vediamo ora un semplice esempio di costruzione delle curve di Bain; per ogni tipo di acciaio è possibile costruire una curva di Bain. Per costruire la curva bisogna preparare una serie di provini dell'acciaio che si vuole esaminare (ad esempio una ventina). Esaminando a intervalli regolari i vari provini, immersi in un bagno di sale a temperatura costante e controllata, sarà possibile rilevare esattamente i tempi di inizio e di fine trasformazione dell'austenite in martensite ai vari livelli di temperatura. Si procede perciò nel modo seguente:

1. si riscalda una serie di provini alla temperatura di austenizzazione, anche  $20^{\circ}$ - $30^{\circ}$ C al di sopra di tale temperatura;
2. si immergono i provini in un bagno di sale a temperatura rigidamente controllata e costante;
3. a intervalli di tempo regolari, si estrae un provino, lo si raffredda bruscamente e lo si esamina al microscopio per verificare se ha avuto inizio e, successivamente, se si è concluso il processo di trasformazione;
4. si segnalano sul diagramma i tempi di inizio e di fine trasformazione a quella temperatura;

Questa serie di operazioni andrà eseguita, con nuovi provini, variando la temperatura del bagno di sale. Al termine dell'esperimento, si avranno i tempi di inizio e di fine trasformazione per tutte le temperature. Riportando i dati sul diagramma, e unendo tra loro i punti di inizio trasformazione, e poi quelli di fine trasformazione, si otterrà la curva di Bain dell'acciaio in esame. Si potrà così prevedere quale struttura finale si avrà dopo un trattamento termico.

Il tempo occorrente per la trasformazione isotermica completa dell'austenite varia a seconda della temperatura del bagno isoteramico; per un acciaio eutettoide il tempo per iniziare la trasformazione e la durata della trasformazione sono minimi alle temperature di 580°C e 60°C circa. Le strutture originate dall'austenite sono diverse e dipendono dalla temperatura del bagno isoteramico; man mano che la temperatura si abbassa si ottengono strutture sempre più dure e fini.

Vediamo ora nella figura 7.3 un diagramma simbolico TTT per un acciaio eutettoide con C = 0,87%:

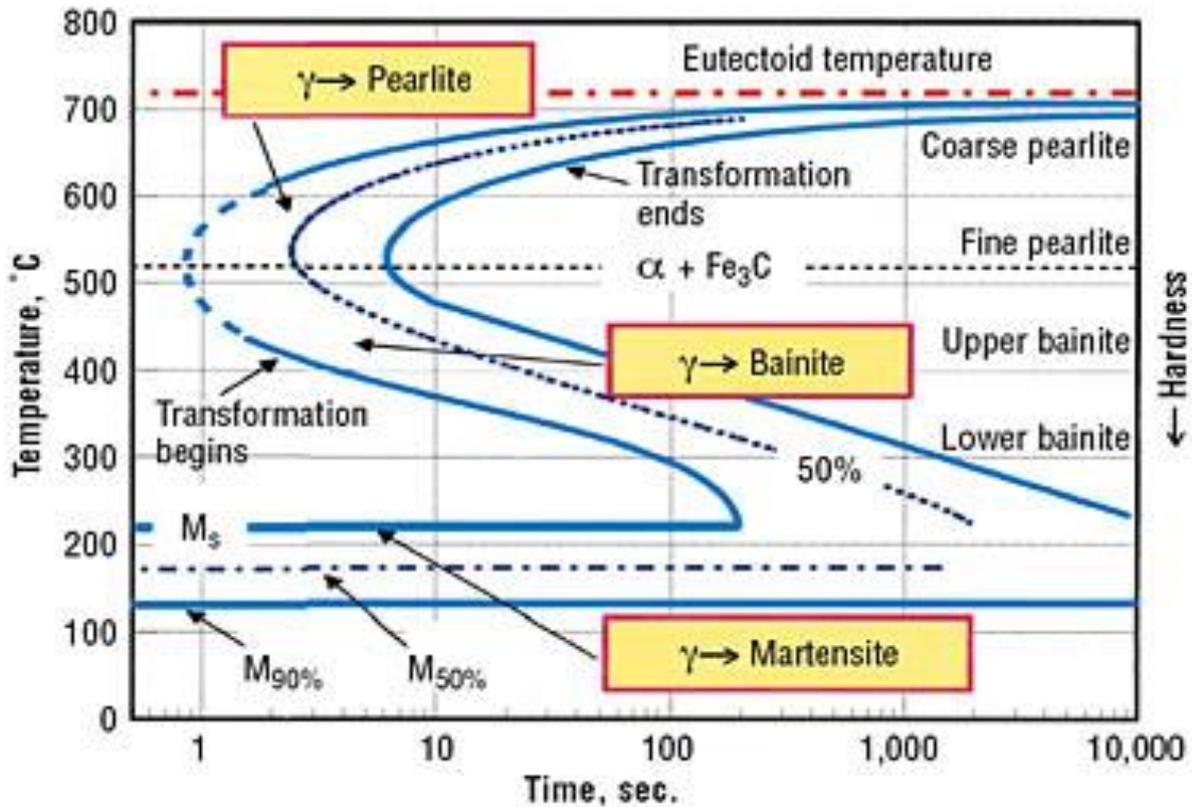


Figura 7.3: diagramma TTT di un acciaio eutettoidico.

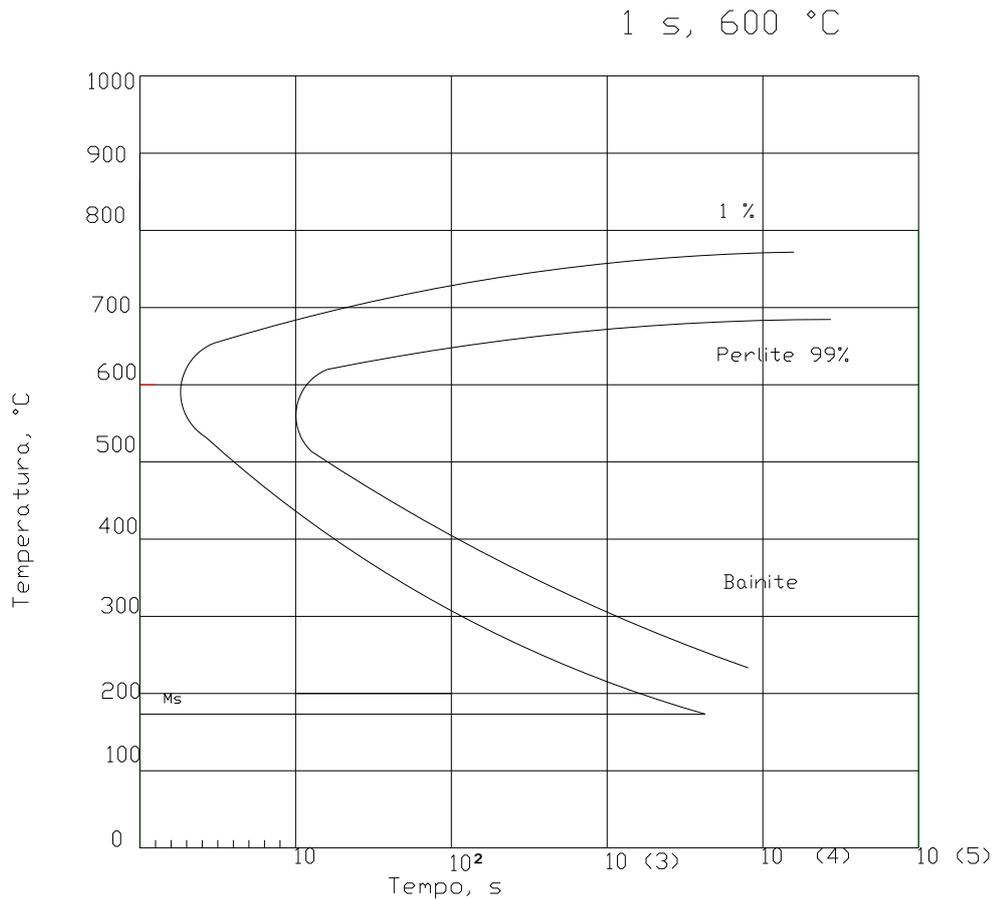
- Alla temperatura di circa 700°C si ottiene **perlite lamellare**, grossolana e molto tenera (HRC~5)
- Alla temperatura di circa 600°C si ottiene perlite fine, più dura (HRC~30)
- Alla temperatura di circa 500°C, in corrispondenza del ginocchio della prima curva di Bain, l'austenite si trasforma in una **perlite** ancora più **fine**, a lamelle sottilissime, (HRC~42); questa struttura è molto simile alla troostite primaria ottenuta raffreddando direttamente l'acciaio ad una velocità superiore a quella che provoca la formazione della perlite lamellare.
- A temperature inferiori a 500°C e superiori ad Ms la trasformazione isotermica dell'austenite origina strutture di forma aculare (a forma di aghi) denominate **BAINITI**. Queste strutture, costituite da **ferrite** molto tenace e da **cementite**, posseggono duttilità, buona resistenza a trazione e sopportano notevoli deformazioni plastiche; la loro durezza può variare da 45 HRC, se il bagno è a 400°C, a 58 HRC se il bagno è 220°C. La **bainite** viene denominata **SUPERIORE** quando è ottenuta con un bagno isoteramico a 400°C; **INFERIORE** quando è ottenuta con un bagno a 300°C. Man mano che la temperatura del bagno diminuisce, la bainite diventa sempre più dura e più fine, gli aghi si assottigliano e la struttura diventa sempre più simile a quella della martensite.
- A temperature molto vicine al punto Ms, non è più possibile distinguere la bainite dalla martensite anche perché la martensite formatasi a tale temperatura **subisce un parziale rinvenimento** che le conferisce la stessa forma della bainite.

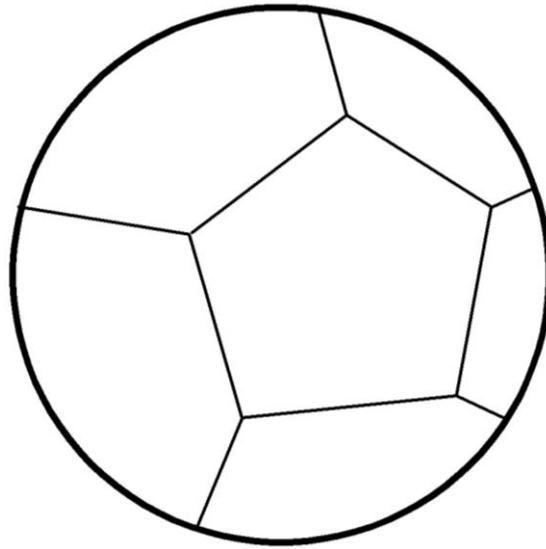
**Principali trasformazioni di fase dell'acciaio**

Il diagramma TTT si rivela essere di grande importanza in quanto permette di comprendere a fondo le trasformazioni di fase di un acciaio: la trasformazione perlitica, quella bainitica e quella martensitica.

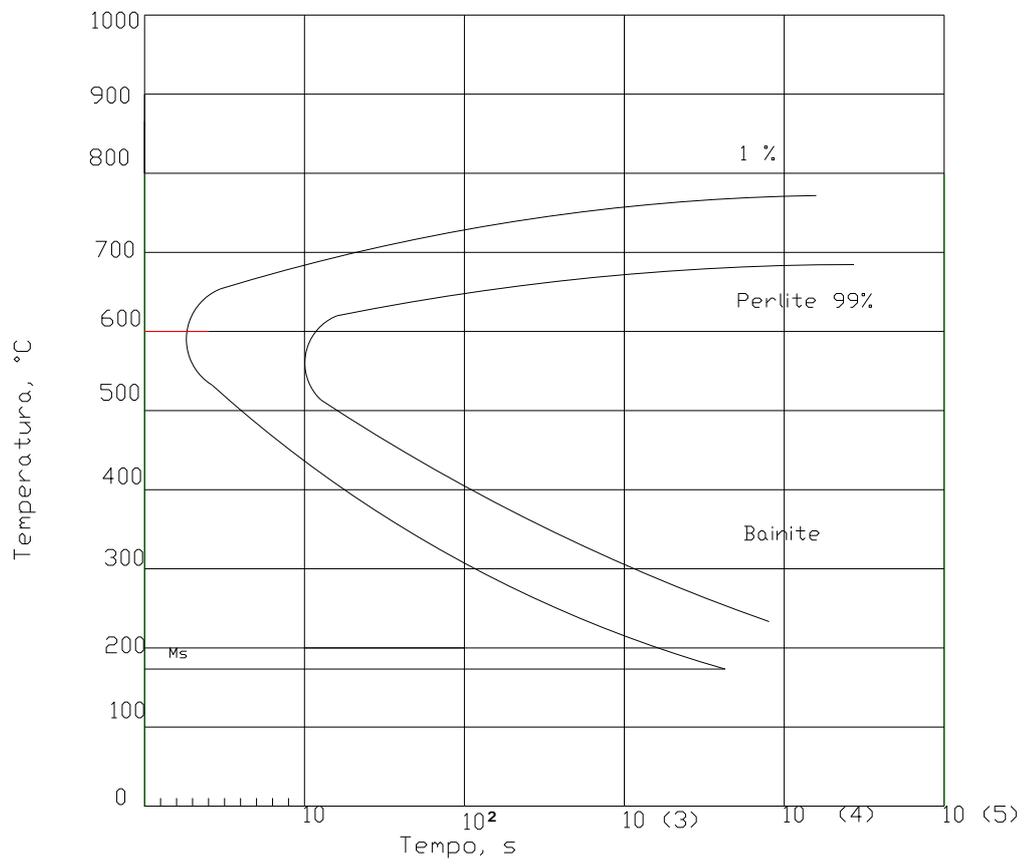
Vedremo ora qualche rappresentazione delle curve TTT (al variare di t e T) e analizzeremo subito dopo le varie trasformazioni di fase di un acciaio.

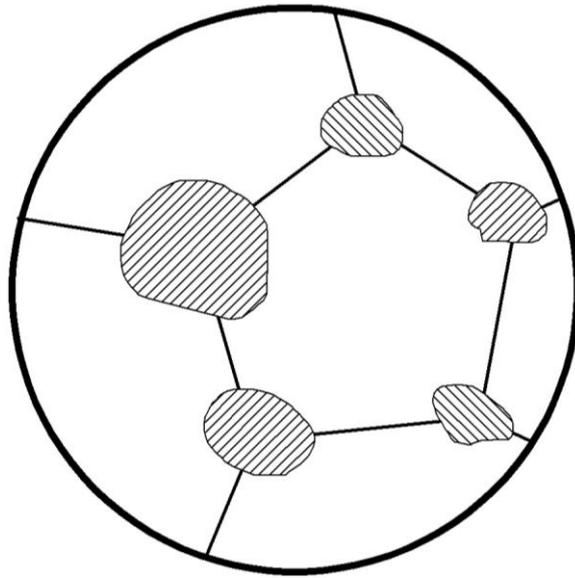
**Rappresentazioni TTT al variare di T e t**



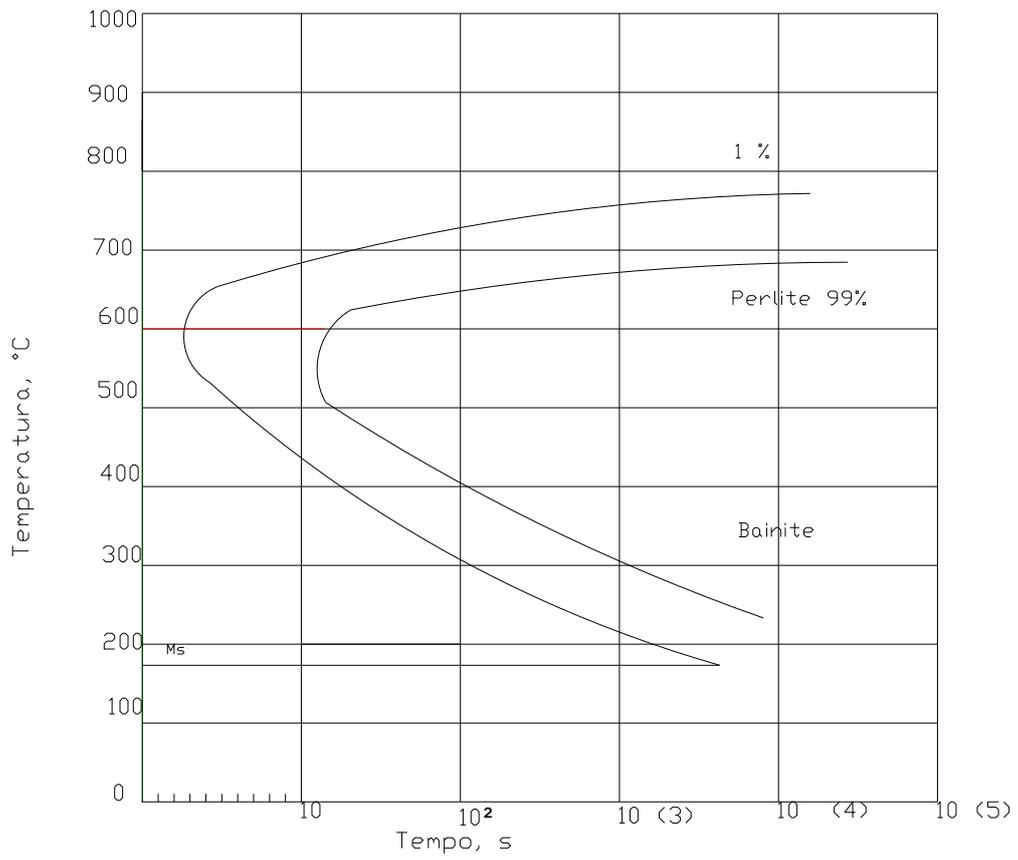


4 s, 600 °C





15 s, 600 °C



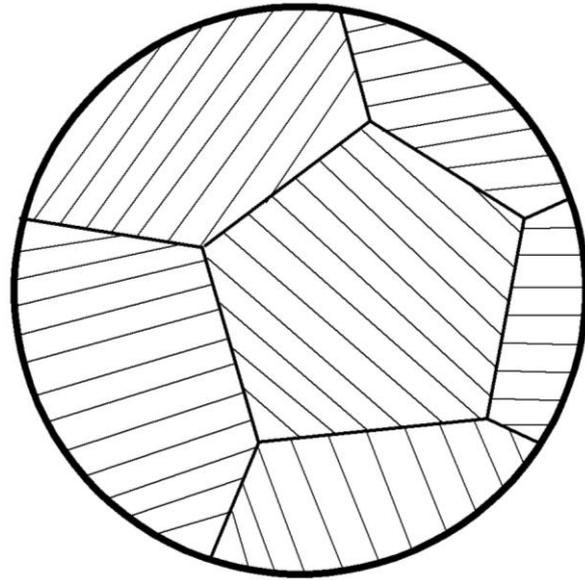
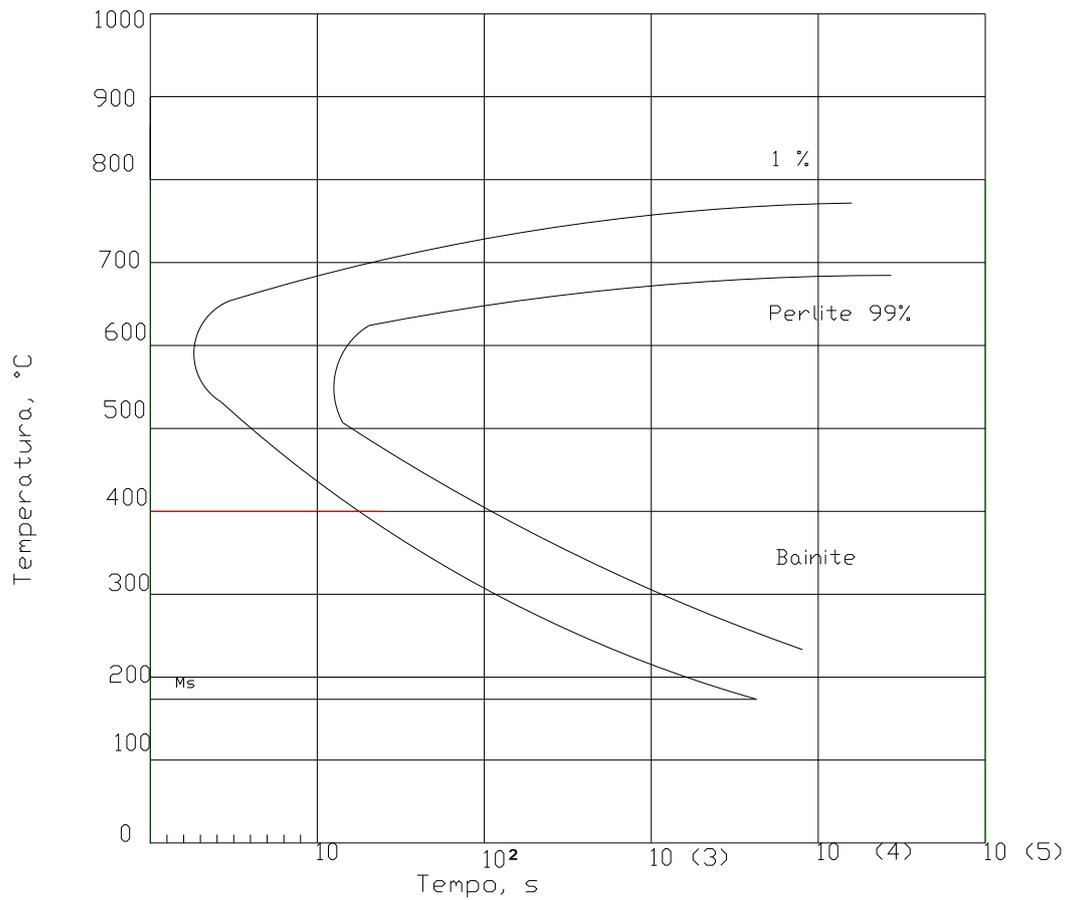
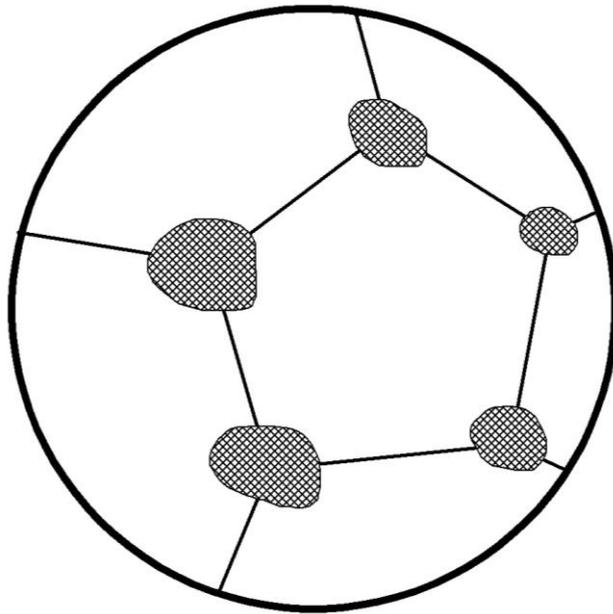
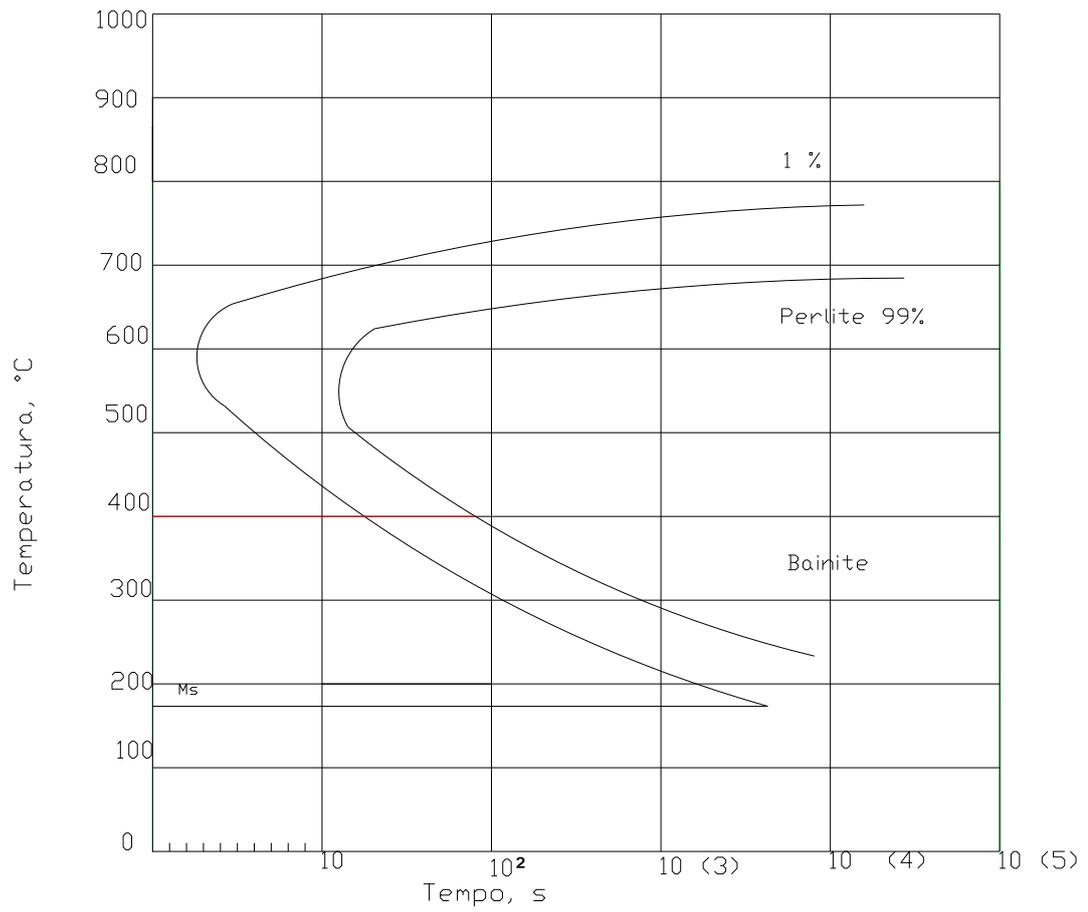


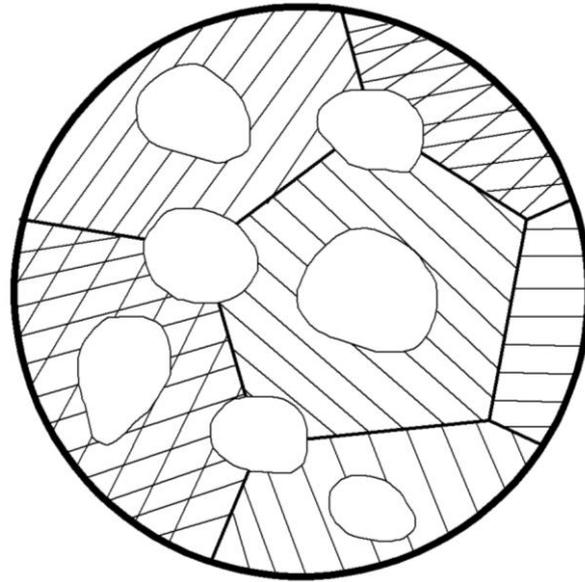
Figura 7.4: evoluzione della struttura al passare del tempo ad una temperature di 600°C.  
23 s, 400 °C



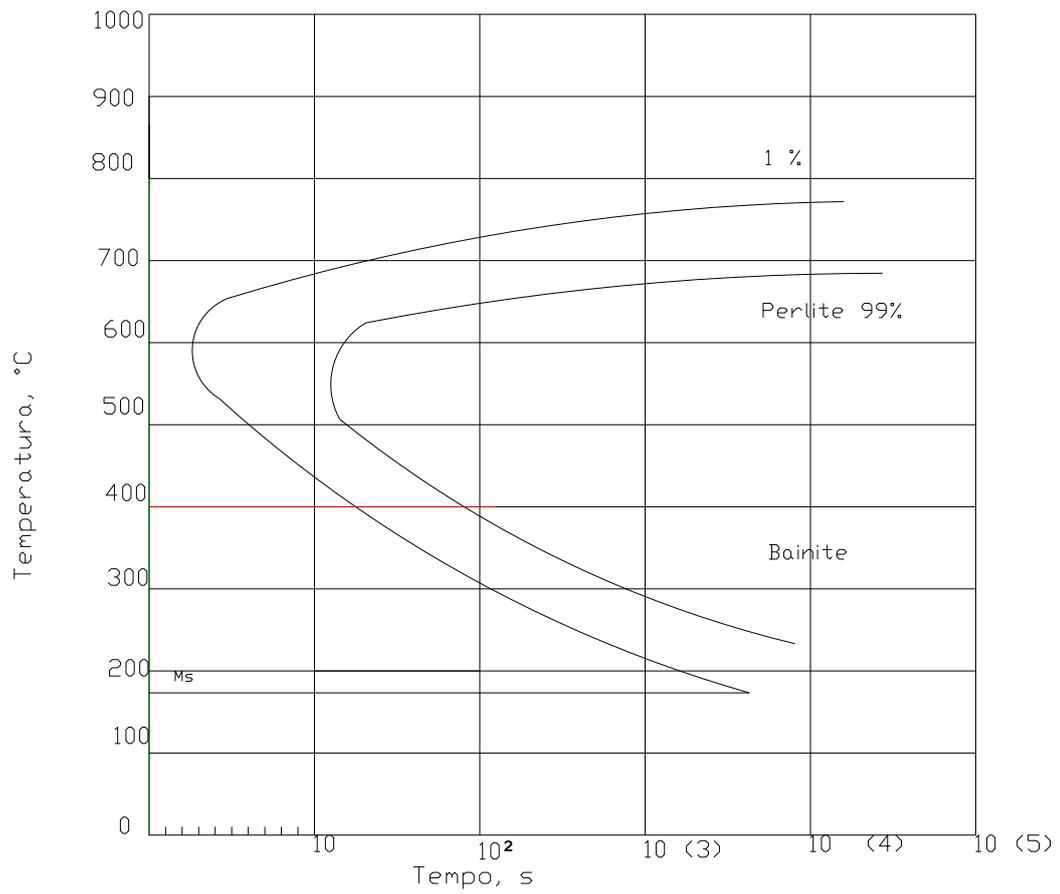


68 s, 400 °C





123 s, 400 °C



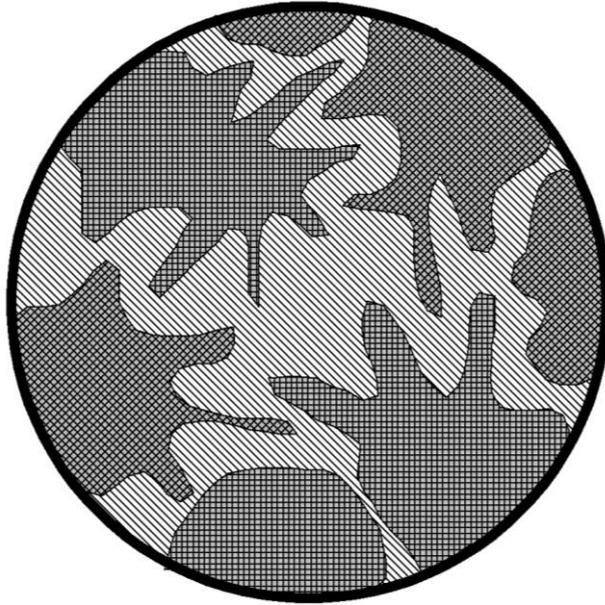
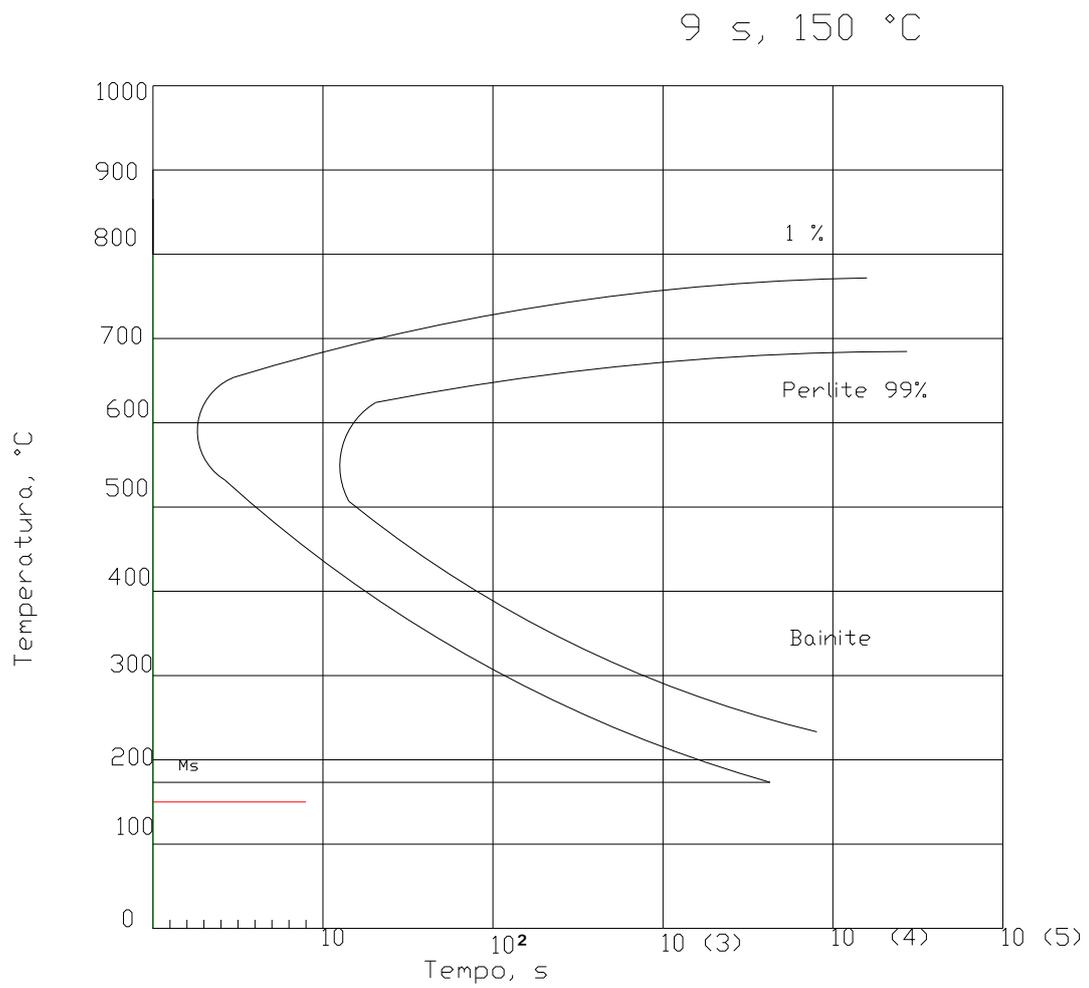


Figura 7.5: evoluzione della struttura al passare del tempo ad una temperature di 400°C.



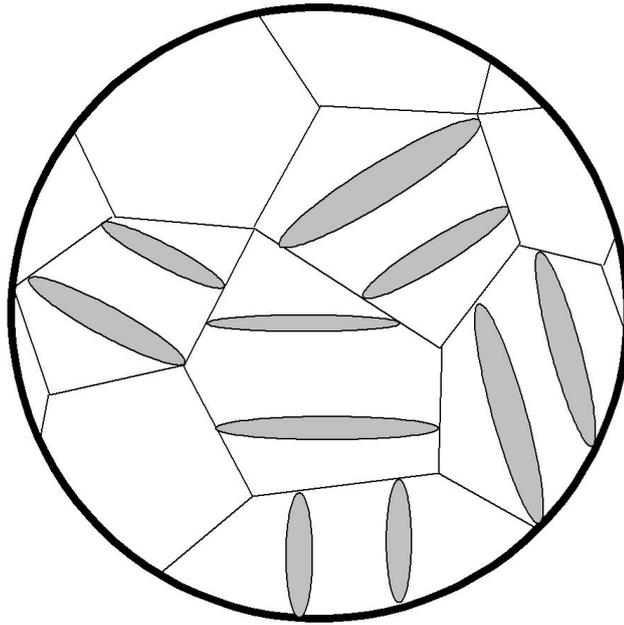


Figura 7.6: evoluzione della struttura al passare del tempo ad una temperature di 150°C.

### Trasformazione perlitica

Consideriamo nuovamente la reazione eutettoidica ferro-cementite



che è fondamentale per lo sviluppo della microstruttura negli acciai. L'austenite, che ha una concentrazione intermedia di carbonio, al raffreddamento si trasforma in ferrite, che ha un tenore di carbonio minore, ed in cementite, che ha un tenore di carbonio maggiore. Affinché gli atomi di carbonio possano segregarsi selettivamente nella cementite, è necessaria la diffusione.

Nell'intervallo di temperatura compreso tra la temperatura eutettoidica e 500°C, la trasformazione isoterma dell'austenite di un acciaio di composizione eutettoidica porta alla formazione della perlite che si presenta all'esame metallografico costituita da aggregati di laminette alternate delle due fasi stabili Fe- $\alpha$  e Fe<sub>3</sub>C. Al diminuire della temperatura di trasformazione, cioè fino in prossimità del naso delle curve TTT, si ottengono delle perliti via via più fini, cioè le laminette di cementite e ferrite alternate hanno spessore decrescente con la temperatura.

La trasformazione dell'austenite in perlite, detta anche trasformazione perlitica, avviene secondo un meccanismo di nucleazione ed accrescimento. Il primo stadio della nucleazione consiste nella comparsa al contorno dei grani di austenite di nuclei di Fe<sub>3</sub>C che crescono verso l'interno dei grani stessi. La concentrazione del carbonio nel Fe- $\gamma$  al contorno delle laminette di cementite nucleate e che si vanno accrescendo diminuisce fortemente fino ad un valore in corrispondenza al quale si nuclea il Fe- $\alpha$  (ferrite) che cresce lungo la superficie della laminetta di cementite.

Poiché la laminetta di ferrite non contiene praticamente carbonio, la sua crescita avviene con un accumulo di carbonio all'interfaccia ferrite-austenite, accumulo che continua fino alla nucleazione di una nuova laminetta di cementite. Il processo poi si ripete per cui si forma un nodulo costituito

appunto da laminette di Fe- $\alpha$  e di Fe<sub>3</sub>C alternate che assume la forma tendenzialmente sferoidale in quanto l'accrescimento non avviene secondo direzioni preferenziali.

La velocità di nucleazione N, espressa in nuclei/mm<sup>3</sup>-s, aumenta notevolmente via via che la temperatura alla quale avviene la trasformazione si allontana da quella eutettoidica, in quanto, al diminuire della temperatura, aumenta il lavoro motore disponibile e si riduce la dimensione critica che deve raggiungere il nucleo di cementite perché si possa accrescere. Perciò al diminuire della temperatura alla quale avviene la trasformazione si ottengono noduli di perlite sempre più piccoli; infatti, a temperature prossime ad A<sub>1</sub>, essendo bassa la velocità di nucleazione, si formano pochi nuclei che raggiungono grosse dimensioni, un nodulo di perlite accrescendosi interessa più grani di austenite; viceversa, a temperatura più bassa, essendo alta la velocità di nucleazione, si formano molti più nuclei che, ostacolandosi l'un l'altro, non possono crescere molto.

La velocità di accrescimento G aumenta come la temperatura si abbassa rispetto a quella eutettoidica; tuttavia nella zona di trasformazione perlitica essa può ritenersi pressoché costante. La temperatura esercita una notevole influenza sulla struttura della perlite. Precisamente, al diminuire della temperatura di trasformazione, si ottengono perliti sempre più fini nel senso che le lamette di Fe- $\alpha$  e Fe<sub>3</sub>C diventano sempre più sottili.

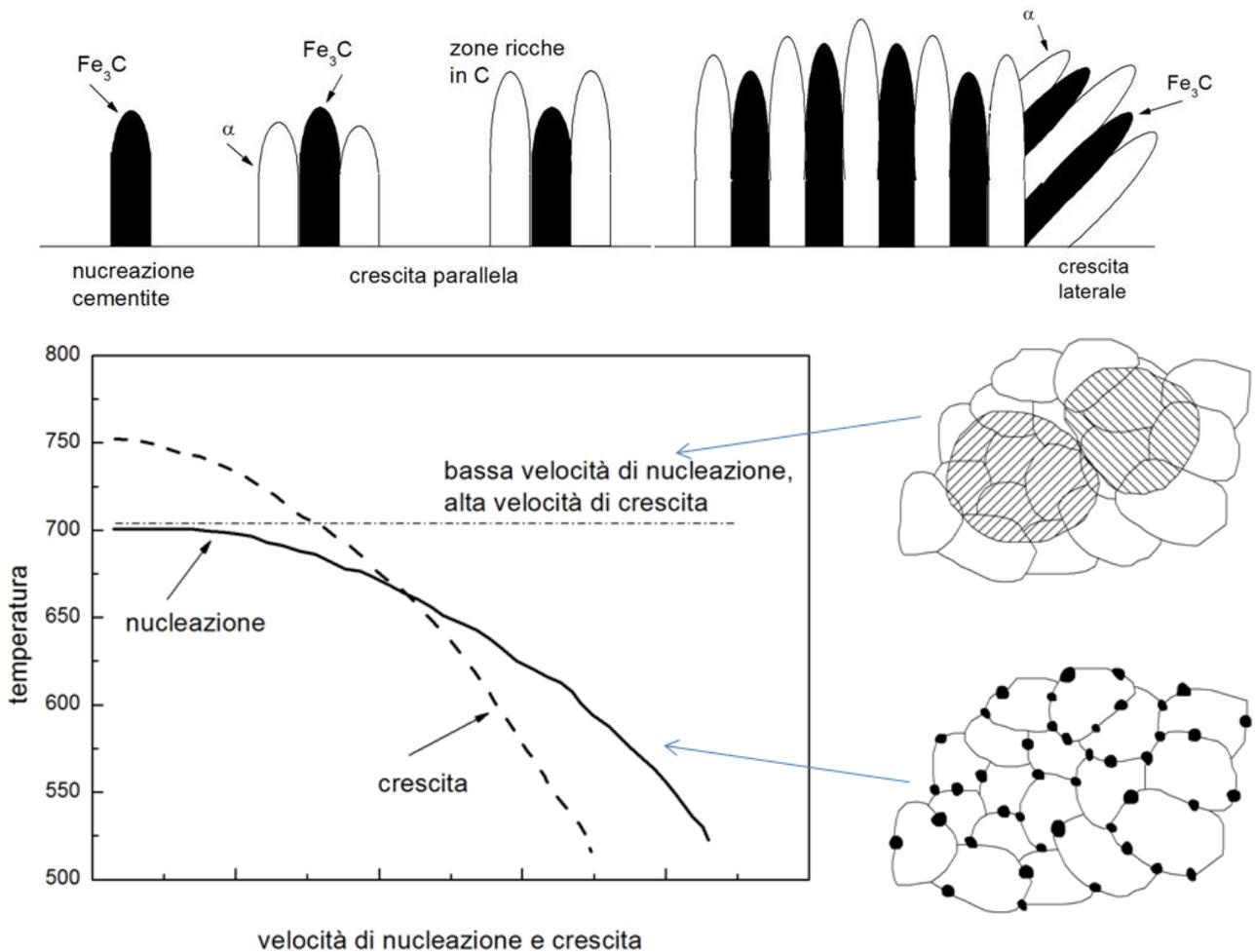
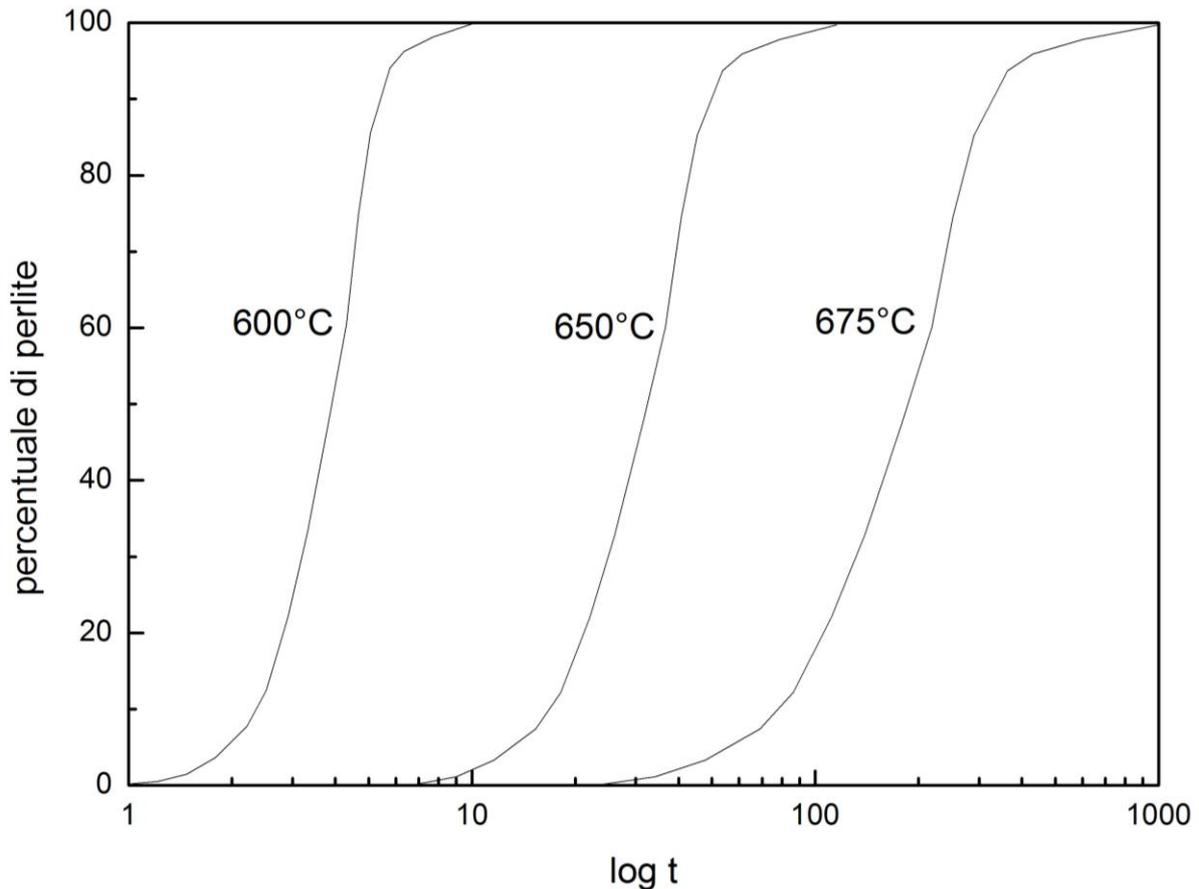


Figura 7.7: (a) meccanismo di nucleazione e crescita della perlite; (b) andamento della velocità di nucleazione e di crescita della perlite in funzione della temperatura; (c) rappresentazione grafica della trasformazione isoterma austenite-perlite

poiché il processo di diffusione permette agli atomi di percorrere solo distanze brevi, la perlite che si forma risulta essere stratificata. Nella velocità della trasformazione da austenite a perlite la

temperatura gioca un ruolo importante. La dipendenza dalla temperatura per una lega ferro-carbonio di composizione eutettoide è indicata nella figura 7.8,



*Figura 7.8: frazione di reazione isotermica per la trasformazione austenite - perlite, in funzione del logaritmo del tempo per una lega ferro-carbonio di composizione eutettoide (0,77% C).*

nella quale sono diagrammate le curve della trasformazione percentuale in funzione del logaritmo del tempo per tre diverse temperature. Per ogni curva i dati sono stati raccolti subito dopo il raffreddamento rapido alla temperatura indicata di un campione costituito al 100% di austenite. La temperatura è poi stata mantenuta costante per tutto il corso della reazione.

### **Trasformazione bainitica**

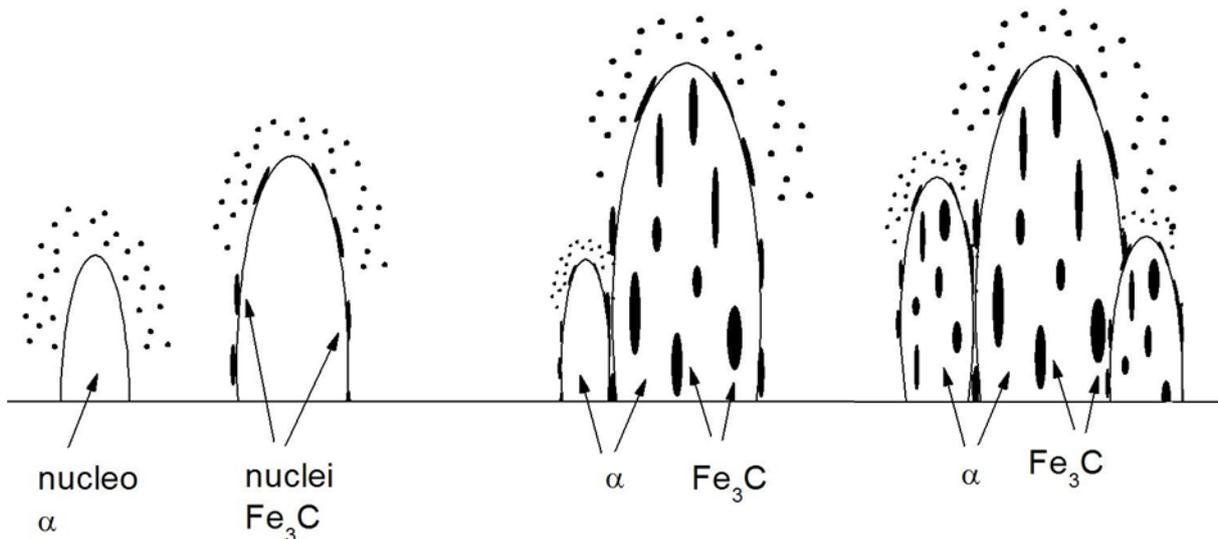
Nella zona compresa fra il naso delle curve TTT (dove per naso intendiamo la “gobba” che formano le curve di inizio trasformazione nella zona compresa tra  $M_s$  ed  $M_f$  e la temperatura  $M_s$  la trasformazione isotermica dell'austenite di un acciaio eutettoidico porta alla formazione delle bainite che si distinguono in bainite superiore, che si forma alle temperature più alte (in prossimità del naso) e in bainite inferiore che si forma alle temperature più basse. Entrambe sono costituite da un aggregato di Fe-alfa (ferrite) e di carburo di ferro.

Al microscopio elettronico i due tipi di bainite si presentano morfologicamente diversi. La bainite superiore è costituita da aghi di ferrite che contengono aghetti più piccoli di carburo di ferro, questi ultimi sono paralleli tra di loro ed orientati nella stessa direzione degli aghetti di ferrite. La bainite inferiore è ancora costituita da aghetti di ferrite con striature trasversali di carburi inclinate di  $55^\circ$  rispetto all'asse degli aghetti.

Osserviamo che il meccanismo di nucleazione e di accrescimento delle bainiti dall'austenite vede come primo stadio quello in cui si forma un nucleo di ferrite in entrambe con la differenza che mentre in quella superiore si nucleano e si accrescono al contorno della ferrite aghetti di cementite paralleli tra loro ed aventi lo stesso verso della direzione di crescita della ferrite, in quella inferiore si ha una precipitazione di carburi nella ferrite lungo la direzione posta a  $55^\circ$  rispetto all'asse principale della ferrite. La bainite superiore ha come carburo di ferro la cementite  $Fe_3C$  con reticolo spaziale ortorombico, quella inferiore la cementite con reticolo orto rombico ( $Fe_3C$ ) e esagonale ( $Fe_{2,4}C$ ).



Figura 7.9: (a) microstruttura della bainite superiore; (b) microstruttura della bainite inferiore.



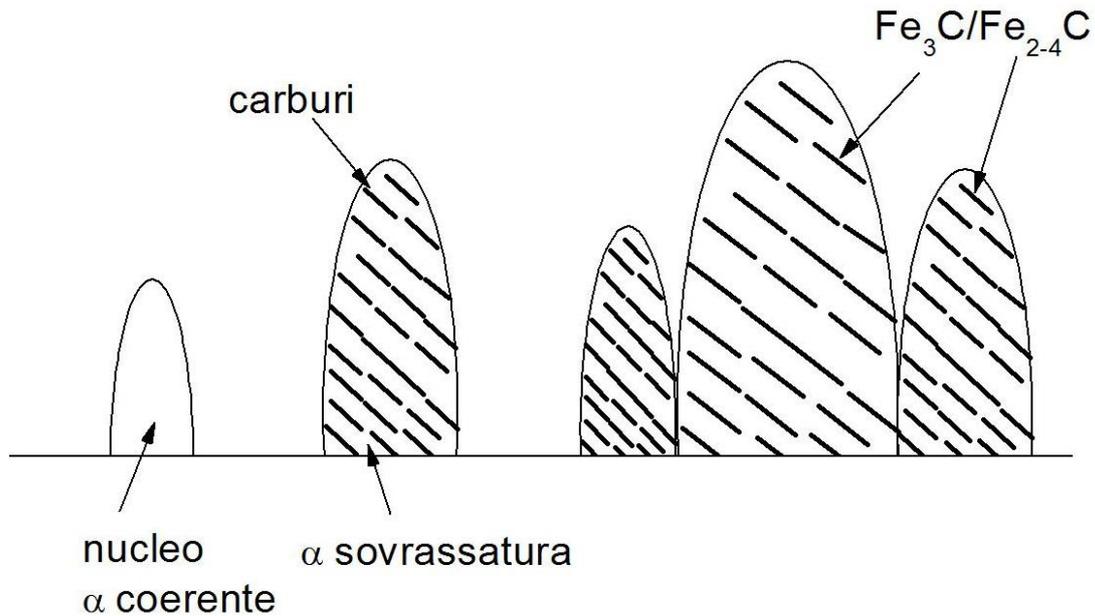


Figura 7.10: meccanismo di nucleazione e crescita: (a) della bainite superiore, (b) della bainite inferiore.

### Trasformazione martensitica

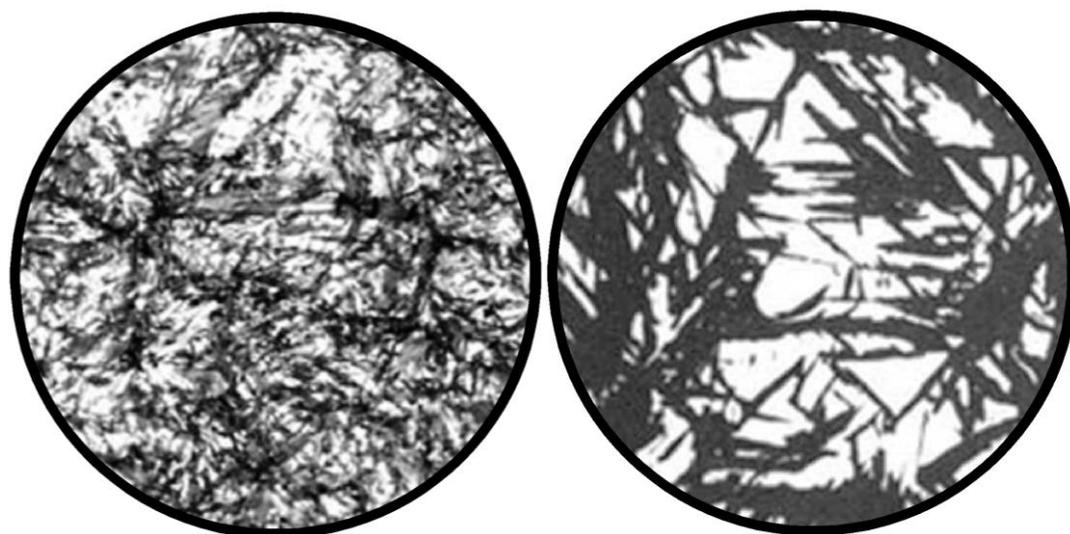
Al di sotto della temperatura  $M_s$  non si ha più trasformazione isoterma dell'austenite, bensì una trasformazione dell'ordine di  $10^{-7}$ s dell'austenite in una struttura chiamata martensite che, osservata da un punto di vista metallografico, risulta essere costituita da piccoli aghetti disposti gli uni rispetto agli altri con gli assi a circa  $60^\circ$ .

Generalmente la martensite si nuclea all'interno e non al contorno dei grani austenitici e lungo piani cristallografici specifici della matrice austenitica. La trasformazione martensitica è diversa dalle quelle descritte nei paragrafi precedenti in quanto manca di un tempo di nucleazione e di un periodo di accrescimento; questo perché la trasformazione avviene secondo un moto coordinato di atomi e senza processi di diffusione. Da ciò concludiamo che la composizione chimica della martensite è identica a quella dell'austenite da cui si forma.

Spieghiamo da un punto di vista intuitivo il meccanismo di formazione della martensite: quando la struttura c.f.c. dell'austenite subisce un raffreddamento, essa tenderebbe a trasformarsi in ferrite formando una struttura c.c.c., costituita da una sovrassatura in carbonio e, quindi, bisognerebbe avere la diffusione del carbonio per formare cementite. Se il raffreddamento è molto rapido, la trasformazione da struttura c.f.c. in c.c.c. tende ad avvenire comunque, senza dare nemmeno tempo al carbonio di diffondere; si forma così una fase metastabile con reticolo tetragonale corpo centrato ottenuto da una distorsione del reticolo c.c.c. a causa del carbonio interstiziale.

È possibile tracciare un diagramma in cui si riportano i parametri reticolari della martensite in funzione del tenore di carbonio ed si estrapolano le curve a contenuto nullo di carbonio; i due parametri reticolari  $a$  e  $c$  della martensite risultano così uguali e coincidenti con quello della ferrite.

Analizzando la martensite da un punto di vista cinetico, essa si forma solo durante il raffreddamento dell'acciaio al di sotto della temperatura  $M_s$ . Interrompendo per un certo tempo il raffreddamento ad una temperatura compresa tra  $M_s$  e  $M_f$ , si ha la stabilizzazione dell'austenite non ancora trasformata. Riprendendo infatti il raffreddamento, la trasformazione ricomincia dopo un certo tempo esolo per un un considerevole salto di temperatura. A volte può osservarsi, dopo tempi lunghi, la trasformazione a temperatura costante dell'austenite residua in bainite. È proprio per questo che talvolta nei diagrammi TTT sono riportati i prolungamenti delle curve di Bain al di sotto della temperatura  $M_s$ .



*Figura 7.11: (a) martensite con alcuni residui di austenite; (b) struttura di martensite*

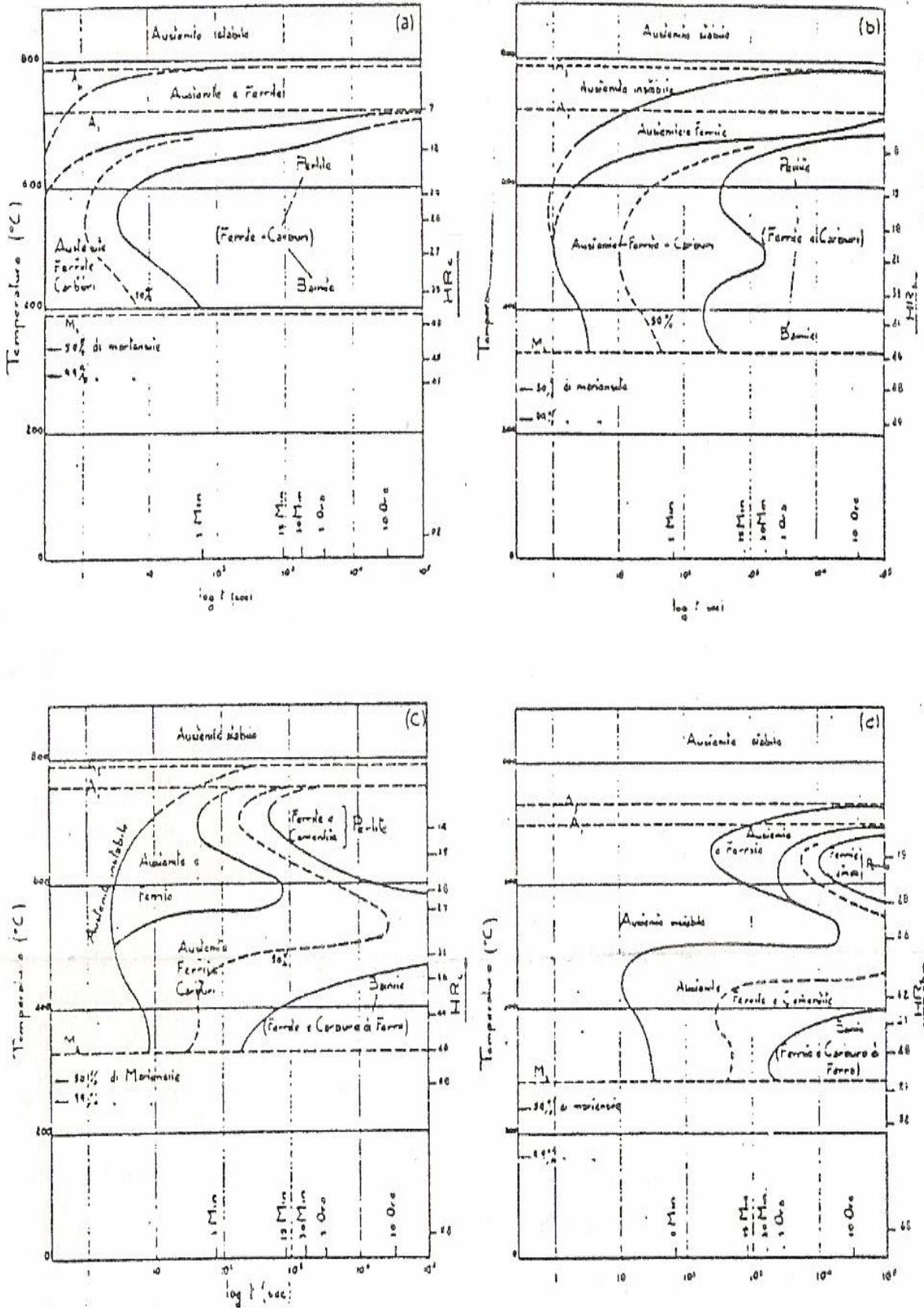
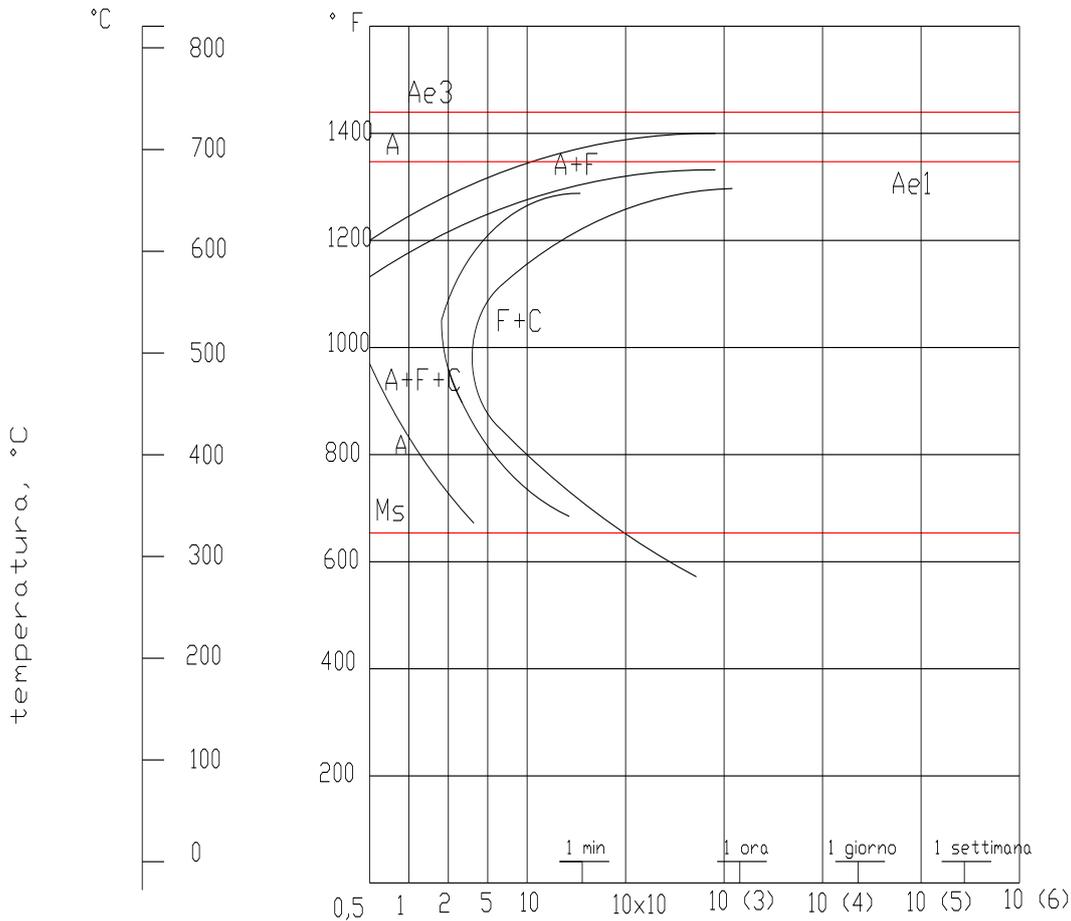


Figura 7.12: modificazioni delle curve TTT di un acciaio (a parità di dimensioni del grano austenitico) in funzione del tenore di elementi di lega: (a) C= 0,35%, Mn=0,37%; (b) C=0,35%, Mn=1,85%; (c) C=0,35%, Mn=0,45%, Cr=1,97%; (d) C=0,42%, Mn=0,78%, Ni=1,79%, Cr=0,80%, Mo=0,33%.

**Diagrammi di trasformazione isoterma per acciai al carbonio non eutettoici**

È bene ricordare che i diagrammi di trasformazione isoterma (appunto diagrammi TTT) sono studiati anche per acciai al carbonio non eutettoici.



*Figura 7.13: diagramma TTT di trasformazione isoterma per un acciaio ipoeutettoico con 0,47% C e 0,57% Mn (temperatura di austenitizzazione 843 °C).*

Il diagramma riportato nella figura 7.13 mostra un diagramma TTT (trasformazioni isoterme) per un acciaio ipoeutettoico con 0.47% di carbonio. Sono evidenti alcune differenze tra il diagramma TTT di un acciaio al carbonio non eutettoico e quello di un acciaio eutettoico; mettiamo dunque in evidenza tali differenze:

1. Differiscono sostanzialmente per il fatto che le curve ad S che caratterizzano l'acciaio ipoeutettoico sono spostate verso la zona sinistra del diagramma, ciò significa che non è possibile temprare questo acciaio dalla regione austenitica per ottenere una struttura completamente martensitica;
2. una seconda differenza è la comparsa di una nuova linea di trasformazione nella parte superiore del diagramma TTT dell'acciaio ipoeutettoico, che indica l'inizio della formazione della ferrite proeutettoica. Quindi, per temperature comprese tra 723 e 765 °C circa, mediante una trasformazione isoterma, si produce esclusivamente ferrite proeutettoica.

Curve TTT simili sono state determinate anche per gli acciai al carbonio ipereutetoidici. In questo caso, la linea nella parte alta del diagramma indica l'inizio della formazione della cementite proeutettoidea.

A tale proposito, proprio per mettere in evidenza la differenza che esiste tra un acciaio ipoeutettoico ed un acciaio ipereutettoico, riportiamo due diversi andamenti schematici delle curve TTT di un acciaio: il primo diagramma si riferisce ad un acciaio ipoeutettoico, mentre il secondo ad un acciaio ipereutettoico.

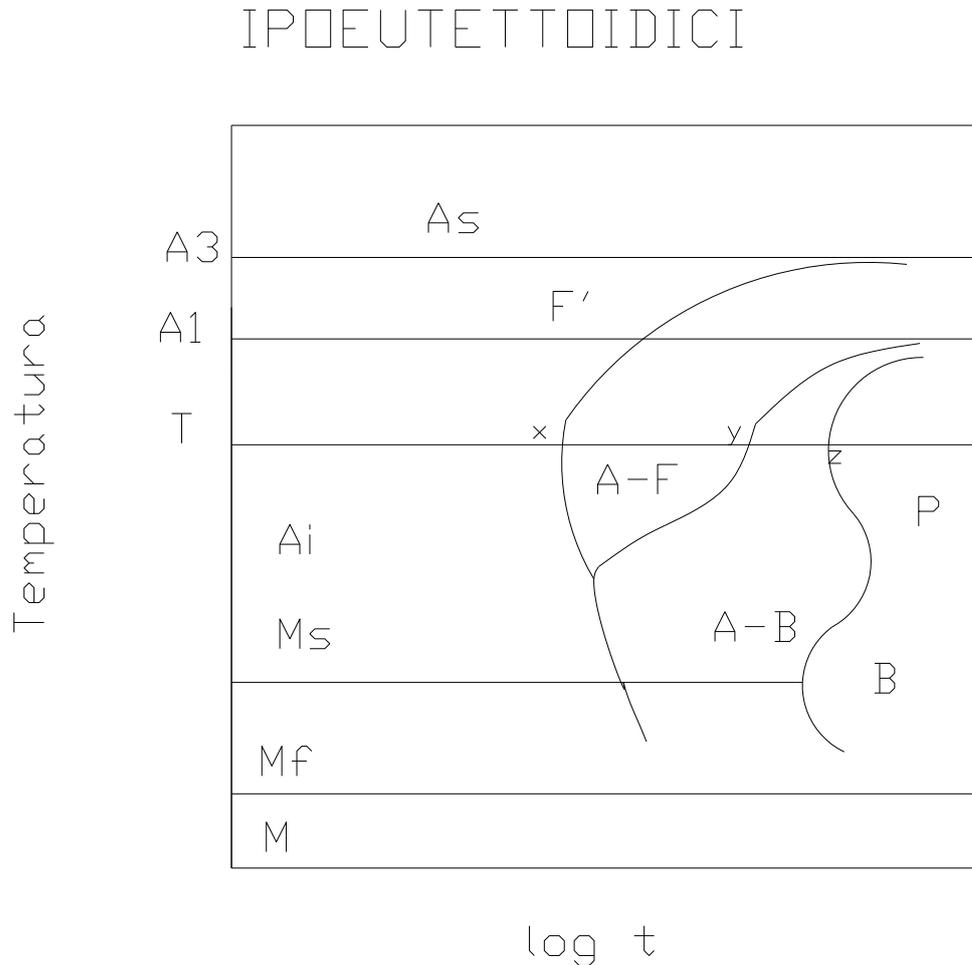


Figura 7.14: andamento schematico delle curve TTT di un acciaio ipoeutettoico.

## IPEREUTETTOIDICI

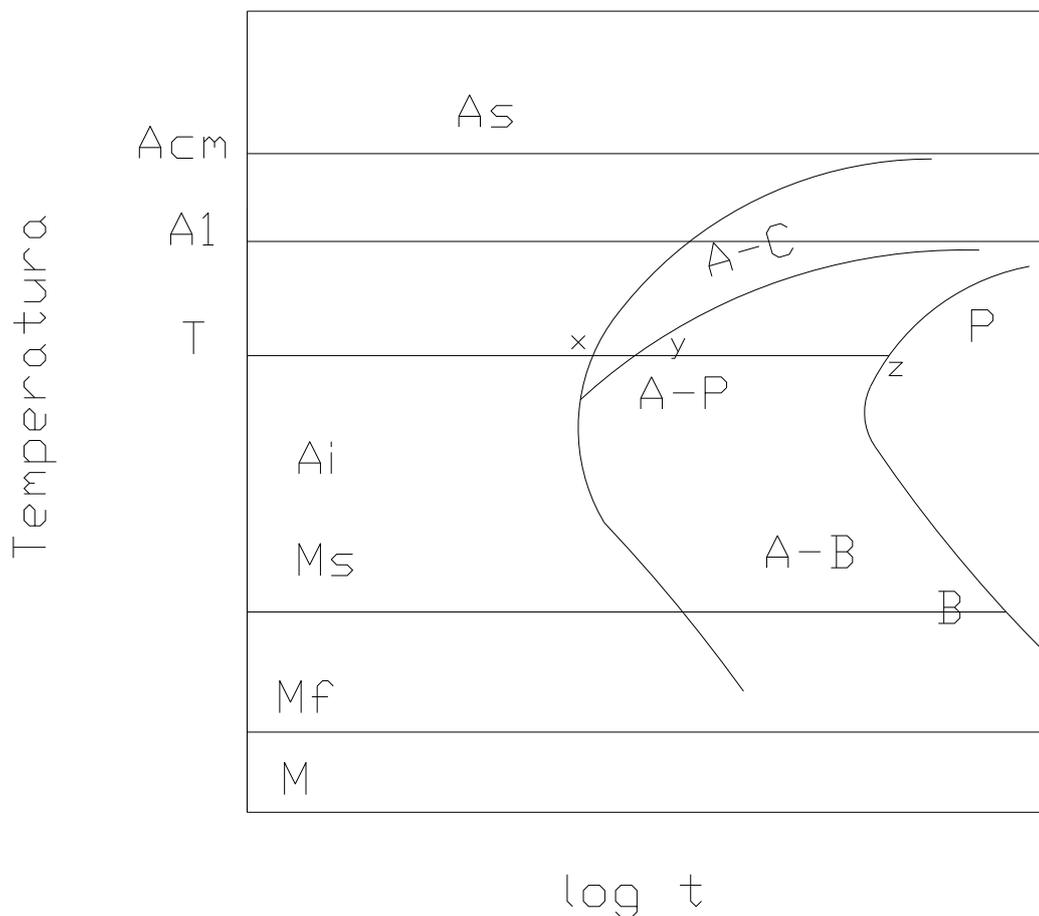


Figura 7.15: andamento schematico delle curve TTT di un acciaio ipereutettoideo.

Legenda:

1. As = austenite stabile
2. Ai = austenite instabile
3. F = ferrite
4. C = carburo di ferro
5. Pg = perlite grossolana
6. Pf = perlite fine
7. Bs = bainite superiore
8. Bi = bainite inferiore

*Acciai al carbonio ipoeutettoidici:* se, ad esempio, un campione di acciaio al carbonio con 0.4% (perciò detto IPOEUTETTOIDICO) viene riscaldato ad una certa temperatura per un tempo sufficiente, la sua struttura sarà costituita da austenite omogenea. Se viene poi raffreddato ad una temperatura inferiore lentamente comincerà a nuclearsi della ferrite proeutettoidica (il prefisso “pro” sta per “prima”) che crescerà principalmente ai bordi dei grani austenitici. Se viene ulteriormente raffreddato la quantità di ferrite proeutettoidica continuerà ad aumentare, così come il contenuto di carbonio. A condizioni di raffreddamento lento, l’austenite si trasformerà in perlite mediante la trasformazione eutettoidica :

*austenite*  $\Rightarrow$  *ferrite+cementite*

La ferrite- $\alpha$  nella perlite viene chiamata ferrite eutettoidica per distinguerla da quella proeutettoidica che si è formata in precedenza.

*Acciaio al carbonio ipereutettoidico*: se, invece, un acciaio al carbonio con 1,2% di carbonio (perciò detto IPEREUTETTOIDICO) viene riscaldato e mantenuto per un tempo sufficiente ad una certa temperatura, la sua struttura diventerà tutta austenitica. Se viene poi raffreddato molto lentamente inizierà a nuclearsi della cementite proeutettoidica e a crescere al bordo dei garni austenitici. Se, con il lento raffreddamento, vengono mantenute condizioni prossime all'equilibrio, il contenuto di carbonio diminuirà. Raffreddando ulteriormente, l'austenite rimasta si trasformerà in perlite a seguito della trasformazione eutettoidica. La cementite formata durante la trasformazione eutettoidica viene chiamata cementite eutettoidica per distinguerla da quella proeutettoidica formata a temperature superiori, analogamente, la ferrite formata durante la trasformazione eutettoidica viene chiamata ferrite eutettoidica.

### ***Curve TTT per le leghe ferro-carbonio***

Finora si è parlato delle curve isoterme relative ad un acciaio di composizione eutettoide in particolare; in generale si è poi fatto un breve accenno al fatto che tali curve vengono studiate anche per un acciaio non eutettoide; ora si vuole mettere in rilievo un altro aspetto riguardante gli acciai contenenti carbonio in quantità inferiore o superiore al tenore eutettoide, per i quali il diagramma si complica.

Negli acciai a basso tenore di carbonio, dal momento che i punti  $A_3$  ed  $A_1$  non sono coincidenti, ne consegue la presenza di due orizzontali corrispondenti alla temperatura di ciascun punto critico; pertanto, oltre alle curve di inizio e di fine trasformazione perlitica, sul diagramma TTT si troverà anche una curva relativa all'inizio di formazione della ferrite. Si osserva inoltre che per gli acciai ipoeutettoidici, essendo le curve spostate molto a sinistra, è difficile ottenere strutture completamente martensitiche.

Anche per gli acciai ipereutettoidici si può osservare l'aggiunta di due linee nei diagrammi isoterme, ovvero:

- l'orizzontale corrispondente al punto  $A_{cm}$ ;
- la linea  $C_s$  di inizio smiscelamento della cementite secondaria.

Seguendo ciò che avviene durante la trasformazione alla temperatura costante  $t_m$ , lo smiscelamento inizia al tempo corrispondente all'ascissa del punto X; la trasformazione perlitica ha invece inizio al tempo corrispondente al punto Y e giunge al termine al tempo Z.

### ***Influenza degli elementi di lega e di altri fattori sullo spostamento delle curve TTT***

La posizione e la forma di tutte le linee non dipendono soltanto dal contenuto di carbonio, ma anche dalla presenza di elementi particolari. Tali elementi influenzano l'andamento di tali linee, in modo generale, con uno spostamento più o meno accentuato delle curve verso destra; l'unica eccezione è rappresentata dal cobalto, che dà l'effetto opposto. Oltre allo spostamento delle curve, si verifica anche una modificazione della forma, molto variabile a seconda dei casi. Data la vasta varietà di curve TTT a disposizione, risulta molto improbabile pervenire ad una relazione che legghi l'andamento e la posizione delle curve di Bain con le composizioni chimiche degli acciai in forma sia pure approssimata.

La complessità delle curve delle trasformazioni isoterme aumenta all'aumentare del numero e della concentrazione degli elementi di lega. Tali modificazioni interessano tutti i campi, da quello della formazione delle strutture perlitiche a quello delle strutture bainitiche, e infine a quello delle strutture martensitiche, i quali possono essere nettamente separati tra loro oppure compenetrarsi tra loro.

A proposito degli elementi di lega, citiamo il cromo e il molibdeno, l'aggiunta dei quali comporta la comparsa, a temperatura più bassa, di un secondo naso della curva di inizio della trasformazione dell'austenite in strutture bainitiche. In alcuni casi l'inizio delle trasformazioni perlitiche e di quelle bainitiche si riscontra a tempi non molto differenti tra loro, mentre in altri casi le trasformazioni perlitiche possono avvenire in tempi nettamente superiori rispetto a quelle bainitiche. In certi acciai da bonifica ad alto tenore di elementi in lega, le curve TTT presentano un'alta stabilità dell'austenite in un campo di temperature intermedie.

La composizione chimica dell'acciaio non è chiaramente l'unico fattore che influenza le curve delle trasformazioni isoterme; la temperatura ed il tempo di austenitizzazione, responsabili della grandezza del grano austenitico ( un ingrossamento del grano austenitico ritarda la formazione della perlite, mentre ha scarsa influenza sulle trasformazioni bainitiche ), come pure la distribuzione degli elementi presenti nell'acciaio ( in particolare a presenza di inclusioni o di carburi velocizza la trasformazione), modificano le posizioni delle curve di inizio e di fine trasformazione.

Riportiamo di seguito un tipico diagramma isoterma, nel quale si osserva che al di sotto dell'orizzontale corrispondente alla temperatura del punto A3 si hanno varie zone: la solita prima zona, a sinistra, nella quale si ha ancora struttura austenitica che è però instabile (A), due campi intermedi ed uno inferiore, in cui si ha la trasformazione dell'austenite rispettivamente in.

Ferrite (A+F);

Perlite (A+F+C) e bainite (A+B);

Martensite (A+M).

Infine si possono osservare i campi delle strutture trasformate:

Perlite e bainite (F+C);

Martensite ed eventualmente austenite residua (M(+A)).

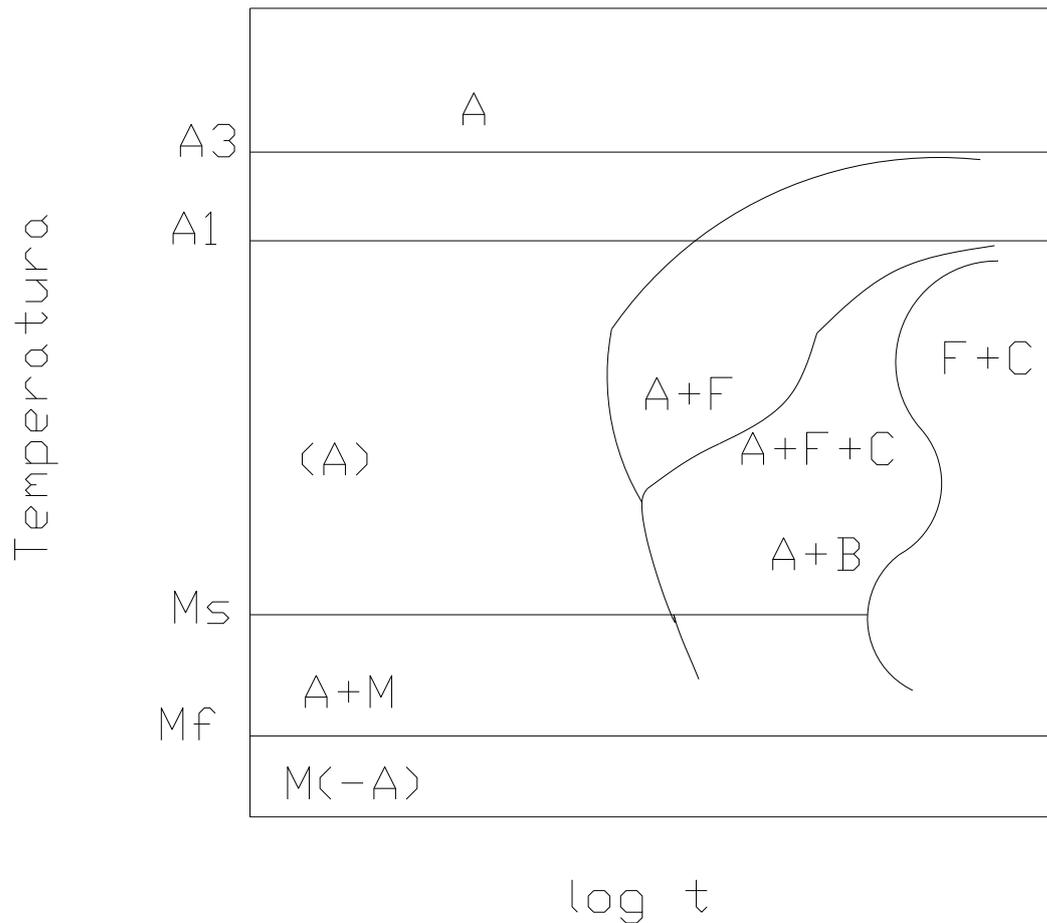


Figura 7.16: tipico andamento di curva isoterma.

Si sottolinea e si ricorda ancora che gli elementi di lega si diversificano sia per l'entità dell'effetto sia per la diversa influenza in relazione alle varie regioni delle curve, cosicché non è possibile una previsione della posizione e della forma di queste ultime per una data combinazione degli elementi di lega. Ad esempio, a livello teorico, passando da un acciaio al carbonio con basso contenuto di manganese ad uno legato con manganese, l'intero diagramma si sposterebbe verso destra, cioè la trasformazione ad ogni livello di temperatura inizia più tardi ed è più lenta a completarsi. Si può osservare ancora che l'aggiunta del cromo non solo sposterebbe a destra le curve, ma ne modificherebbe anche sostanzialmente la forma. Il tempo di inizio della trasformazione è infatti fortemente aumentato nella regione perlitica, mentre è solo moderatamente alterato in quella bainitica. Il diagramma presenterebbe così due nasi (o tempi minimi): uno nella regione di trasformazione austenite-perlite e l'altro nella regione di trasformazione austenite-bainite (si potrebbero fare molti esempi).

Una constatazione di validità generale è la seguente: l'aggiunta di piccoli tenori di vari elementi di lega è più efficace nello spostare a destra le curve di inizio e di fine trasformazione dell'aggiunta di un solo elemento, anche se in tenore maggiore della loro somma; si ha cioè un effetto più che cumulativo degli elementi aggiunti (effetto sinergico).

Anche la temperatura dell'orizzontale  $M_s$  subisce variazioni più o meno forti per effetto degli elementi di lega. Il carbonio esercita l'influenza più marcata. Oltre al carbonio anche i principali elementi di lega (eccetto il cobalto) abbassano il punto  $M_s$ .

La presenza degli elementi di lega ha effetto anche sulla temperatura dell'orizzontale  $M_f$ . Se l'influenza è tale per cui  $M_f$  si porta al di sotto della temperatura ambiente, si ha sempre la presenza di una certa quantità di austenite residua (ovviamente nell'acciaio raffreddato rapidamente a temperatura ambiente). Negli acciai al carbonio tale quantità è comunque abbastanza limitata a meno che non siano presenti notevoli percentuali di carbonio. L'austenite residua possiede a temperatura ambiente una certa stabilità: così solo un ulteriore abbassamento di temperatura può far procedere la trasformazione. La decomposizione dell'austenite residua in ferrite e carburi può anche avvenire a seguito di un processo di rinvenimento.

L'aumento della dimensione del grano austenitico esercita un effetto simile a quello degli elementi di lega, ossia al crescere della dimensione del grano si ha un ritardo dell'inizio e della fine delle trasformazioni, soprattutto nella zona del diagramma inerente alla perlite. Inoltre la disomogeneità di composizione chimica dell'austenite di partenza abbrevia i tempi di inizio della trasformazione, poiché essa inizia prima nelle zone dell'austenite meno ricche di componenti di lega. Allo stesso modo agiscono eventuali carburi non disciolti, che agiscono da centri di nucleazione della trasformazione.