4 TRATTAMENTI TERMICI DEI MATERIALI FERROSI

4.2 Curve di raffreddamento

4.2.1 Curve TTT (temperatura, tempo, trasformazione)

I cicli termici

Il diagramma TTT relativo a un generico acciaio ipoeutettoide (Figura 1) riporta i seguenti casi.

Ricottura isotermica

È rappresentata dalla curva $\theta_A abc$ in seguito alla quale l'austenite si trasforma a temperatura costante in ferrite e in cementite. Infatti l'austenite stabile alla temperatura θ_A è raffreddata rapidamente fino alla temperatura corrispondente all'ordinata del punto *a* (cioè al di sotto dell'intervallo critico), e a tale temperatura è conservata per un tempo conveniente (ascissa del punto *c*) in modo che nell'intervallo di tempo *a-b* avvenga la trasformazione di una porzione di austenite in ferrite, mentre nell'intervallo *b-c* si completi la trasformazione dell'austenite restante in cementite.
La scelta del livello della temperatura costante di trasformazione è fatta tenendo presente, nel diagramma di Bain relativo all'acciaio da trattare, la struttura che si desidera conseguire (ferrite + perlite, perlite, perlite + cementite).
Il raffreddamento viene in seguito ultimato in un modo qualunque fino a temperatura ambiente.
La ricottura isotermica ha lo scopo di ottenere, nel tempo più breve, un elevato grado di addolcimento unitamente a un'alta lavorabilità negli acciai destinati a lavorazioni meccaniche particolarmente impegnative, dove la ricottura di lavorabilità non è sufficiente.

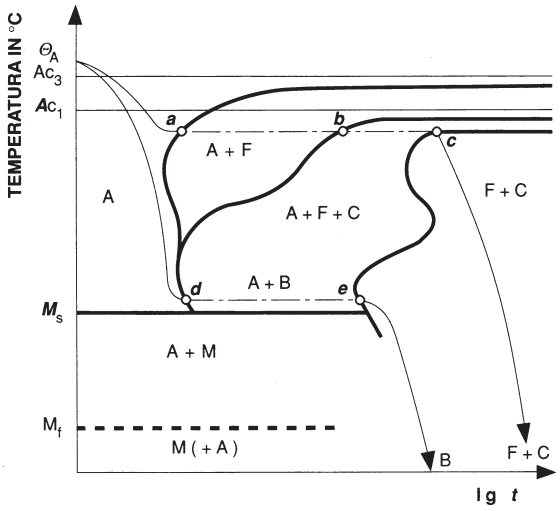


Figura 1
Diagramma simbolico TTT (detto anche di Bain o a S) le cui curve sono relative alle trasformazioni isotermiche tempo-temperatura degli acciai:
Θ_A = temperatura di austenitizzazione; A = austenite; (+ A) = austenite residua; F = ferrite; C = cementite; B = bainite; M = martensite; –.–.–.– = zona di trasformazione isotermica.
$\Theta_A abc$ = ricottura isotermica; $\Theta_A de$ = tempra bainitica.
Questo diagramma definisce, per ciascun livello di temperatura, gli istanti iniziali e finali della trasformazione dell'austenite in condizioni isotermiche.

Tempra bainitica

La legge di raffreddamento è rappresentata dalla curva $\theta_A de$ costituita da un primo periodo θ_A-*d* a elevato gradiente termico nel quale l'austenite rimane invariata, da un secondo periodo *d-e* in cui la temperatura è prossima a M_S (30-50 °C superiore) e rimane costante per consentire la completa tra-

sformazione dell'austenite in bainite inferiore e infine dal terzo periodo, oltre il punto *e*, in cui al raffreddamento con velocità a piacere non compete alcuna trasformazione.
Questo trattamento, per la sua scarsa penetrazione, è adatto per pezzi di piccolo spessore (non oltre 30 mm) e non richiede, di norma, il rinvenimento; di conseguenza molto spesso è detto anche *bonifica isotermica*. Presenta notevoli vantaggi, sia per la semplicità del trattamento unico, sia per la riduzione delle tensioni interne e quindi delle deformazioni e cricche microscopiche tipiche della tempra martensitica con raffreddamento continuo dalla temperatura di riscaldo a quella ambiente. Nelle figure 2 e 3 sono riportati rispettivamente i diagrammi TTT e CCT dell'acciaio da carbocementazione 18 NiCrMo 5 UNI 7846.

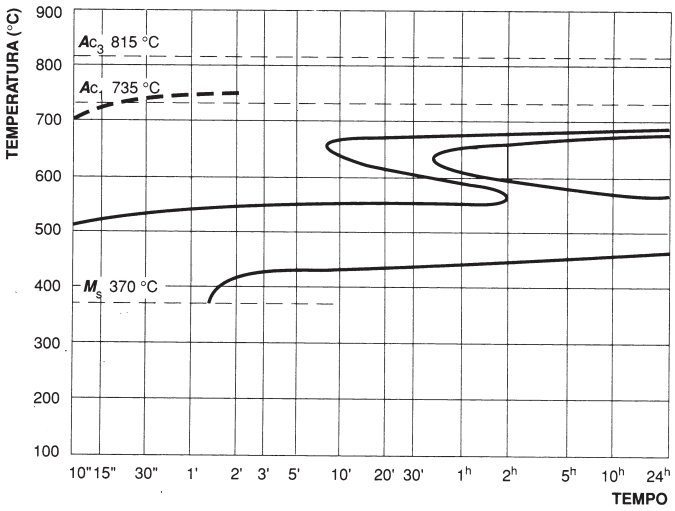


Figura 2
Diagramma TTT dell'acciaio da carbocementazione 17 CrNiMo 6-4. In ottemperanza alle direttive CEE, nei diagrammi TTT il numero riportato entro un circoletto è relativo a durezza *HRB* mentre quello riportato entro un quadratino è relativo a durezza *HRC*.

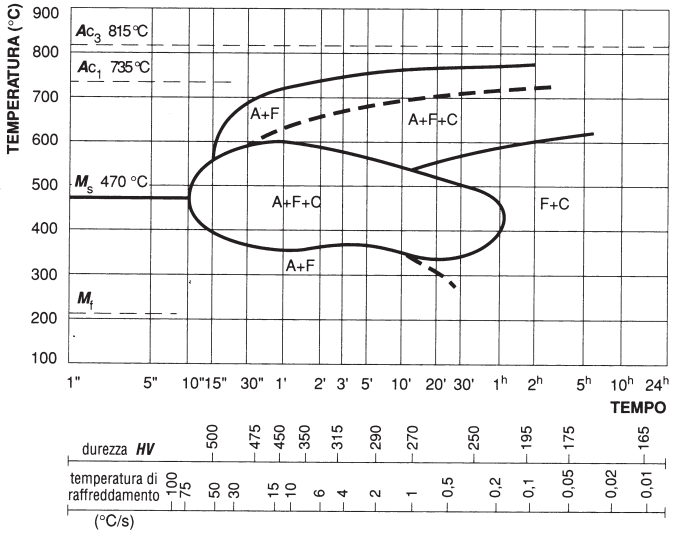


Figura 3
Diagramma CCT dell'acciaio da carbocementazione 18 NiCrMo 5 UNI 7846.

4.2.2 Curve CCT (curve di raffreddamento continuo, *continous cooling transformation*)

Effetto della velocità di raffreddamento

Poiché industrialmente non è facile realizzare raffreddamenti controllati – la drasticità della tempra è determinata dal fluido raffreddante (acqua molto drastica, olio, aria poco drastica) – acquista molta importanza la conoscenza delle curve TTT e CCT in modo da poter scegliere l'acciaio che, con un dato ciclo termico, sviluppi la microstruttura e, quindi, le caratteristiche meccaniche richieste.

A ulteriore esplicazione di quanto esposto si esaminino nel diagramma CCT di figura 4 i seguenti casi.

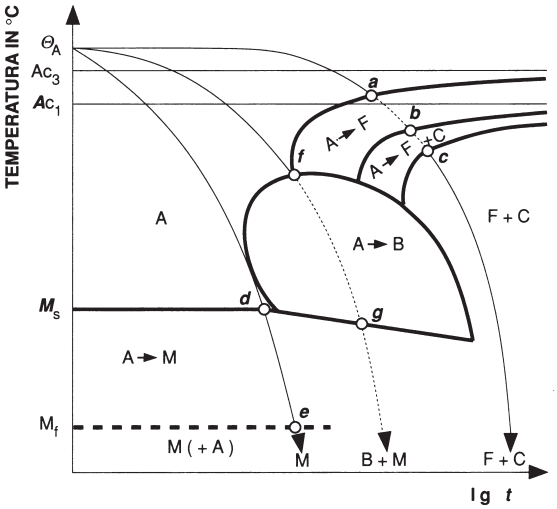


Figura 4
Diagramma simbolico CCT le cui curve sono relative a trasformazioni non anisotermiche, cioè curve di raffreddamento continuo (non interrotto) degli acciai:
Θ_A = temperatura di austenitizzazione;
A = austenite; (+ A) = austenite residua; F = ferrite;
C = cementite; B = bainite; M = martensite;
..... = zona di trasformazione continua.
$\Theta_A abc$ = ricottura completa; $\Theta_A fg$ = raffreddamento critico di tempra (bainitico); $\Theta_A de$ = raffreddamento critico di tempra (martensitico).
Questo diagramma definisce, per ogni legge di raffreddamento, le temperature a cui iniziano e terminano le trasformazioni dell'austenite. Consente perciò di prevedere quale struttura si ottiene raffreddando l'acciaio con una prefissata velocità di spegnimento dalla corretta temperatura di austenitizzazione.

Ricottura completa
È rappresentata dalla curva di raffreddamento $\theta_A abc$. L'austenite stabilizzata alla temperatura θ_A si conserva fino alla temperatura rappresentata dall'ordinata del punto *a* e per un tempo rappresentato dalla sua ascissa. Il raffreddamento è lento affinché la trasformazione da austenite a ferrite continui fino al punto *b* (le cui coordinate indicano temperatura e tempo). Nell'intervallo *b-c* l'austenite, non trasformata precedentemente, si trasforma totalmente in cementite nel punto *c*.
Il risultato di questa trasformazione è pertanto ferrite + cementite nelle diverse forme di aggregazione definite dalla composizione chimica dell'acciaio: ferrite + perlite, perlite, perlite + cementite.

Velocità di raffreddamento critica di tempra (martensitico)
È rappresentata dalla curva $\theta_A de$ in seguito alla quale la formazione di costituenti intermedi (perlite, bainite ecc.) è *appena evitata* (tangenza con la curva inferiore la quale rappresenta la *velocità critica di raffreddamento*, cioè la velocità minima che consente di ottenere la trasformazione diretta dell'austenite in martensite). Infatti l'austenite, stabilizzata alla temperatura θ_A si conserva fino alla temperatura M_s (ordinata del punto *d*), alla quale comincia a trasformarsi in martensite. Alla temperatura M_f (ordinata del punto *e*) la trasformazione in martensite è praticamente totale.

Velocità di raffreddamento critico di tempra (bainitico)
È rappresentata dalla curva $\theta_A fg$ che corrisponde alle condizioni limite di raffreddamento (tangenza con la curva superiore) per le quali la formazione di perlite o di costituenti proeutettoidi è evitata, rendendo possibile quella della bainite.
Infatti l'austenite stabilizzata alla temperatura θ_A si conserva per il tempo e fino alla temperatura corrispondente alle coordinate del punto *f*. La trasformazione da austenite a bainite prosegue fino alla temperatura rappresentata dall'ordinata del punto *g*. Al di sotto di questa temperatura si inizia la trasformazione in martensite dell'austenite indecomposta per cui la trasformazione si conclude con bainite e martensite.

4.3 Martensite

La struttura della martensite

La martensite si forma perché l'austenite (Figura 5) è una soluzione solida interstiziale la cui cella elementare è *cubica a facce centrate*, con l'atomo di carbonio alloggiato nel centro geometrico della cella stessa: la distanza reticolare (cioè la distanza fra due atomi contigui dello spigolo della cella cubica) si può ritenere mediamente di 0,362 nm.
In seguito a un rapido raffreddamento, gli atomi di ferro tendono ad acquistare la loro tipica struttura a *corpo centrato*, ma gli atomi interstiziali di carbonio presenti forzatamente imprigionati impediscono tale trasformazione e favoriscono invece l'assunzione di una struttura tetragonale.
Nel reticolo austenitico si può costruire una cella tetragonale a *corpo centrato*, i cui atomi di carbonio

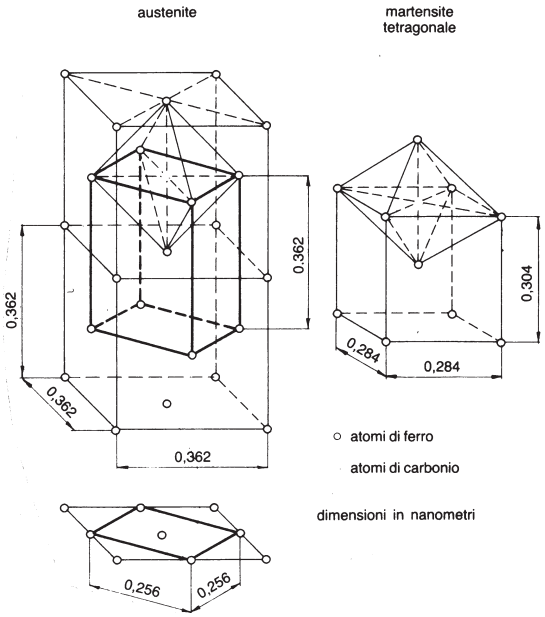


Figura 5
Reticoli spaziali nella trasformazione dell'austenite in martensite. Il carbonio mantiene nella martensite posizioni equivalenti a quelle da esso occupate nel reticolo dell'austenite di partenza (c.f.c.).

occupano ora, necessariamente, il centro delle facce opposte. Questa cella, per necessità geometriche, ha il rapporto tra gli assi di 1,41.
Quando avviene la trasformazione strutturale austenite-martensite, la cella tetragonale suddetta si contrae lungo un asse, dilatandosi lungo l'altro asse, senza rotazione, in modo che il rapporto si riduce a 1,07.

In definitiva quindi si può concludere che:

1. la trasformazione dell'austenite in martensite dipende dal tempo impiegato dagli atomi solventi e soluti di sostituzione, per modificare la disposizione del reticolo c.f.c. dell'austenite in quello c.c.c. della ferrite, senza dare possibilità all'atomo di carbonio di uscire dal reticolo dove si era inserito;
2. considerate le dimensioni atomiche degli elementi interessati, risulta che l'atomo di carbonio non può essere contenuto nel reticolo c.c.c. avente le dimensioni normali 0,286/0,286 = 1; perciò il reticolo viene deformato, mentre l'aumento di volume legato alla trasformazione microstrutturale interessa tutto l'edificio cristallino; ne consegue inoltre che in un prodotto ferroso la trasformazione di austenite in martensite non si produce simultaneamente in tutto il pezzo: infatti tra la zona esterna di martensite, già formata perché raffreddata per prima, e la zona interna in corso di trasformazione, che tende a espandersi, insorgono forti tensioni che possono causare delle deformazioni o delle fessure (*cricche da tempra*).
3. la formazione della martensite non è dovuta a un processo di nucleazione e di crescita cristallina, bensì a uno scorrimento di piani cristallografici;
4. le caratteristiche della martensite dipendono dal grado di deformazione subito dal reticolo cristallino causato dalla variazione di volume e quindi, fondamentalmente, dall'effetto del carbonio essendo trascurabile l'influenza del tipo e della quantità degli elementi di lega (specialmente se il carbonio è maggiore dello 0,3%). La figura 6 riporta appunto la variazione della durezza *HRC* in funzione del tenore di carbonio nel caso di formazione totale o parziale della martensite. Anche l'aspetto strutturale della martensite dipende dalla composizione dell'acciaio, qualora la velocità di raffreddamento sia stata adeguata alla velocità critica di tempra.

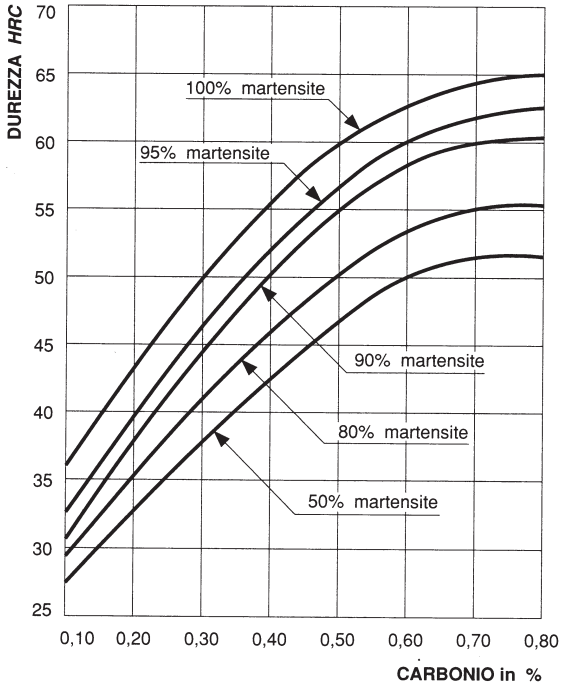
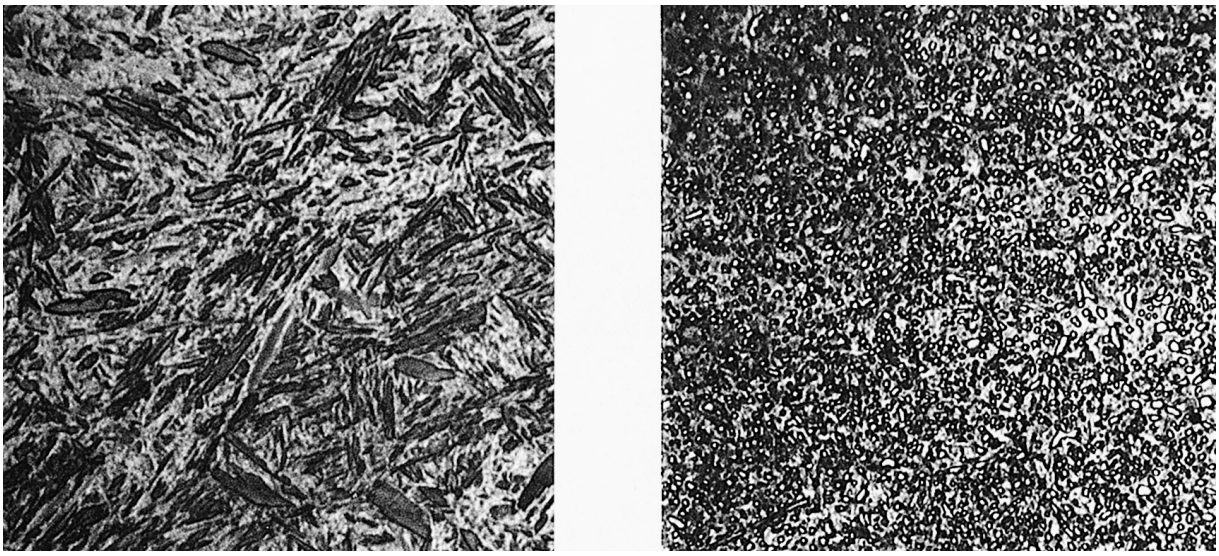


Figura 6
Relazione approssimata tra il tenore di carbonio e durezza *HCR* in funzione della percentuale di martensite dopo tempra.

La figura 7 riporta alcuni tipi di martensite normali ottenuti con regolare trattamento di tempra di acciai di diversa composizione.



a) Nital b) Nital

Figura 7
Tipi di martensite ottenuti per tempra di acciai di diversa composizione: a) martensite aghiforme relativa ad acciaio da bonifica C 40 E; b) martensite globulare relativa ad acciaio per cuscinetti 100 Cr 6.

Anomalie della martensite

La principale anomalia della martensite è la presenza di percentuali elevate di austenite residua e di taluni costituenti secondari. L'austenite residua è dovuta a fenomeni che ostacolano l'accrescimento e la formazione uniforme e regolare dei germi di martensite. Infatti la formazione dell'austenite è accompagnata da una contrazione di volume a cui corrisponde un'introduzione nel reticolo cristallino di dislocazioni e di vacanze dalle quali si originano i germi di martensite che aumentano durante il raffreddamento dalla temperatura di austenitizzazione e, se la velocità è opportuna, tutta l'austenite si trasforma in martensite.

Se invece la drasticità del mezzo di raffreddamento e quindi la velocità di raffreddamento è più elevata ci si trova in un tempo brevissimo a una temperatura alla quale l'austenite non è ancora tutta trasformata e la mobilità delle dislocazioni è troppo bassa per avere un'ulteriore crescita dei germi. In tal caso si ha formazione di austenite residua, costituente instabile che ha la tendenza a trasformarsi nel tempo in altre strutture a maggior volume (martensite) con conseguenti deformazioni e tensioni interne. La quantità di austenite residua dipende da numerosi fattori: la composizione chimica dell'acciaio (in ordine decrescente C, Cr, Mn, Ni ecc.) e tutti i parametri del ciclo di tempra tra i quali principalmente la riduzione della velocità di raffreddamento tra M_s e M_f (che aumenta la tendenza alla stabilizzazione dell'austenite).

Per gli acciai molto legati la temperatura M_f può essere più bassa della temperatura ambiente cosicché si ottiene martensite e una certa quantità di austenite residua. Per eliminare totalmente tale indesiderato costituente (che è causa di ridotta resistenza all'usura e di variazioni dimensionali), si ricorre *subito dopo la tempra*, per evitare che l'austenite residua si stabilizzi definitivamente, a sottoraffreddamento (singolo o ripetuto) a temperature molto basse (–80 ÷ –90 °C) ed esposizione all'aria. L'aumento notevole della durezza prova l'avvenuta trasformazione dell'austenite residua. Dopo ogni sottoraffreddamento, intermedio o finale, è opportuno eseguire un rinvenimento di distensione.
Nella figura 8 è riportato un esempio di struttura martensitica con presenza di austenite residua.
L'austenite residua può essere quantizzata attraverso la diffrazione dei raggi X di una struttura costituita da martensite tetragonale a corpo centrato e da austenite cubica a facce centrate. I diffrattogrammi contengono le righe dei singoli costituenti con intensità dipendente dalla concentrazione in volume.

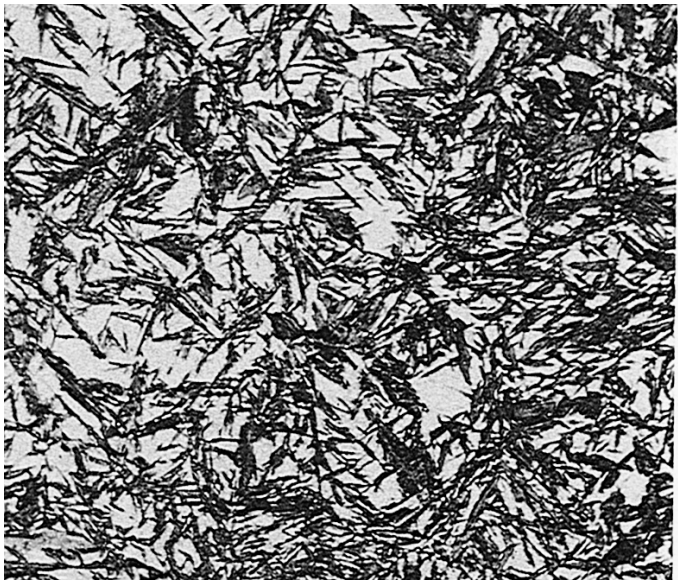


Figura 8
Esempio di struttura martensitica con presenza di austenite residua. Le fasi aciculari chiare e triangolari sono il sintomo della presenza elevata di austenite residua non visibile metallograficamente.

4.4 Bainite

Una struttura meno nota

La bainite è un aggregato di ferrite e carburi; si forma quando l'austenite è raffreddata a temperature intermedie (200-450 °C). Per ottenerla è necessario un raffreddamento inizialmente rapido, seguito da un raffreddamento graduale.

4.5 Attitudine alla tempra

Tipi di tempra con trasformazioni continue

Nella figura 9 sono rappresentate due altre possibili tempre i cui costituenti finali principali sono rispettivamente martensite pura (curva 1) e una miscela martensite-bainite (curva 2).

Curva 1: *il ciclo termico comprende successivamente il riscaldo alla temperatura di austenitizzazione, la permanenza a tale temperatura per un tempo sufficiente a ottenere nelle zone interessate la completa austenitizzazione e un raffreddamento continuo abbastanza rapido per escludere al tempo stesso la trasformazione superiore dell'austenite nel campo perlitico e la trasformazione intermedia nel campo bainitico.*

Il ciclo in oggetto, rappresentato nel grafico della figura 10, è caratterizzato dal raffreddamento continuo dalla temperatura θ_A alla temperatura ambiente o fino a una temperatura minore di M_s o vicino a M_f (curva 1 di figura 9).
Soprattutto nei pezzi di forma complessa e con forti variazioni di sezione la tempra martensitica può generare pericolose tensioni interne che possono provocare scarti per cricche e deformazioni. Questo accade perché il materiale subisce una contrazione termica superficiale dovuta al brusco raffreddamento e una dilatazione strutturale per la trasformazione di fase da γad α. In questa tempra i suddetti fenomeni non avvengono simultaneamente in tutta la massa del pezzo: infatti la sua parte esterna

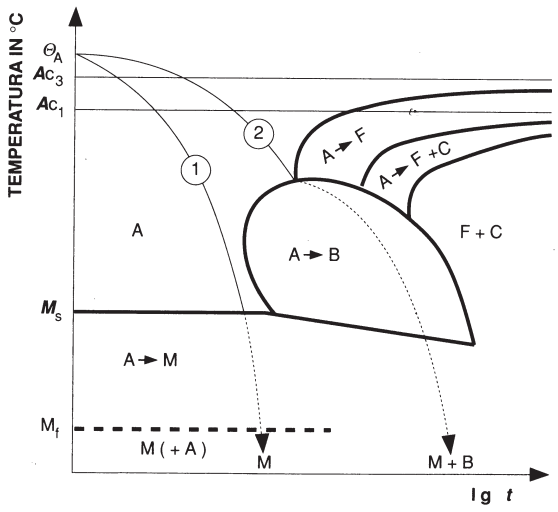


Figura 9
Diagramma simbolico TRC relativo ai due risultati possibili della tempra: 1. martensite pura; 2. miscela martensite + bainite.

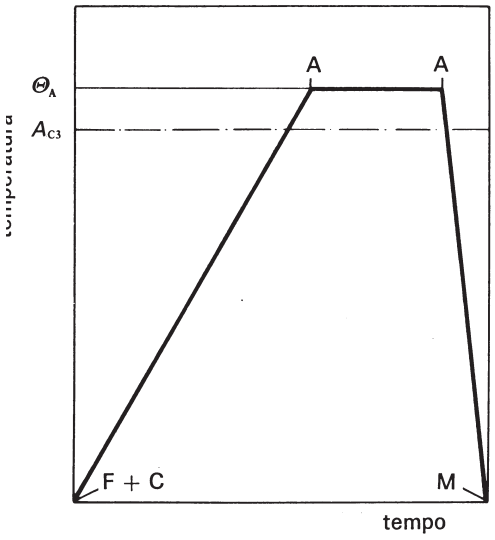


Figura 10
Ciclo di tempra martensitica.

attraversa per prima la linea M_s (temperatura alla quale inizia la formazione della martensite) con relativa espansione volumetrica dovuta alle variazioni microstrutturali e con una contemporanea consistente contrazione termica dovuta all'azione del mezzo di spegnimento, mentre il cuore mantiene inizialmente il volume originario. Proseguendo il raffreddamento, quando la parte interna inizierà l'attraversamento della linea M_s con conseguente aumento di volume, troverà l'ostacolo della parte esterna già fredda e dura con nascita di pericolose tensioni interne e di deformazioni tanto più elevate quanto più complicata è la geometria dei pezzi.
Facendo invece in modo che l'attraversamento del campo *da* M_s *a* M_f avvenga lentamente e contemporaneamente per i diversi spessori e tra le parti esterne e interne dello stesso pezzo si mantiene l'equilibrio termico necessario e sufficiente per evitare deformazioni e spesso rotture.

Curva 2: *il ciclo termico comprende successivamente il riscaldo alla temperatura di austenitizzazione, la permanenza a tale temperatura per un tempo sufficiente ad ottenere nelle zone interessate la completa austenitizzazione e quindi un raffreddamento continuo sufficientemente rapido per evitare un inizio di trasformazione austenite-perlite nel campo superiore; segue un rallentamento del raffreddamento nel campo intermedio in modo che si inizi la trasformazione di una porzione di austenite in bainite fino alla temperatura* M_s *; al di sotto di questa l'austenite rimasta si trasforma in martensite. Ne consegue che la quantità di martensite sarà tanto minore quanto maggiore è la durata di attraversamento del campo di trasformazione austenite-bainite, e quindi in pratica la struttura ottenuta non sarà mai totalmente bainite ma una miscela di martensite-bainite.*

I risultati che si conseguono non differiscono da quelli ottenuti, a parità di materiale e di dimensioni del pezzo, con la tempra bainitica con permanenza a temperatura costante (Figura 11).
La preferenza per l'uno o per l'altro dei due cicli è suggerita da condizioni economiche, da possibilità esecutive, da esigenze di indeformabilità e inoltre dalla previsione di cicli ulteriori, in quanto la tempra bainitica con trasformazione isotermica non richiede il rinvenimento, che invece è richiesto per la tempra bainitico-martensitica.

Tempra scalare martensitica

Ricordando che per *tempra scalare* si intende la tempra nel corso della quale si interrompe momentaneamente il raffreddamento mediante permanenza in un mezzo-ambiente e a una temperatura opportunamente scelti, si riporta nella figura 11 la curva di raffreddamento relativa alla tempra scalare martensitica (nota anche come tempra interrotta martensitica).
Il ciclo termico comprende successivamente il riscal-

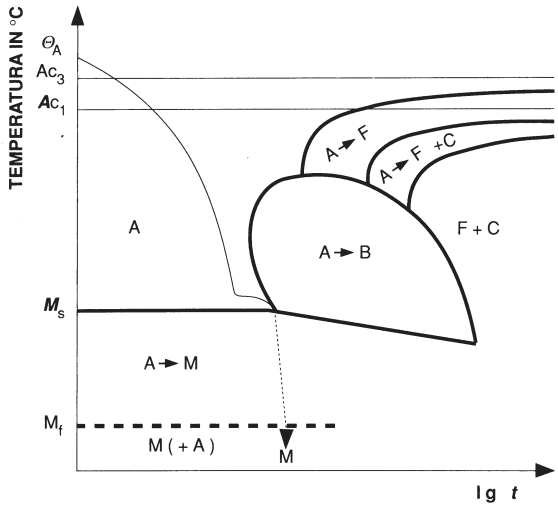


Figura 11
Diagramma simbolico TRC relativo alla tempra scalalre martensitica.

do alla temperatura di austenitizzazione, il raffreddamento con velocità maggiore di quella critica di tempra fino a una temperatura maggiore di M_s, seguito da una permanenza isotermica appena sufficiente perché l'austenite non si trasformi in modo sensibile, e quindi il raffreddamento fino alla temperatura ambiente secondo determinate condizioni, affinché la formazione della martensite sia pressoché totale.

Nella tempra scalare martensitica il raffreddamento in un bagno costituito da sale fuso o da olio mantenuto a una temperatura prossima a M_s deve essere sufficientemente rapido per evitare qualsiasi formazione di ferrite o di perlite o di bainite, con permanenza a una temperatura di circa 10 °C superiore a M_s (temperatura di inizio di formazione della martensite) per una durata sufficientemente lunga per uniformare tale temperatura in tutte le parti del pezzo, ma nello stesso tempo sufficientemente breve per evitare la formazione di bainite.

Quindi si procede con raffreddamento blando in aria calma ad attraversare l'intervallo $M_s \rightarrow M_f$, con conseguente buona uniformità di temperatura in tutte le zone del pezzo in modo da ottenere una struttura martensitica quasi del tutto priva di tensioni interne. Segue, se necessario, un rinvenimento di distensione.

Possono essere assoggettati a questa tempra scalare solo i pezzi per i quali il salto termico $Q_A \rightarrow M_s$ provoca una velocità di raffreddamento maggiore di quella critica di tempra. Il procedimento è quindi applicabile a pezzi sottili di qualsiasi tipo di acciaio (i quali si raffreddano rapidamente anche se il mezzo di spegnimento è blando) e ai pezzi di acciai legati (per i quali la velocità critica di raffreddamento è minore).

Tempra superficiale

È la tempra limitata a uno strato superficiale più o meno profondo allo scopo di ottenere una superficie con caratteristiche meccaniche differenziate rispetto a quelle del cuore.

Si compie su qualsiasi tipo di acciaio o di ghisa trattabile con i procedimenti tradizionali mediante un rapido riscaldamento di austenitizzazione al quale segue il rapido ed immediato raffreddamento.

Indipendentemente dal sistema impiegato per il riscaldo superficiale (induttivo a media o ad alta frequenza, plasma, laser, bombardamento elettronico) si conseguono gli stessi scopi della carbocementazione (indurimento superficiale, aumento della resistenza all'usura e alla fatica).

Rispetto alla carbocementazione si realizzano ulteriori notevoli vantaggi: principalmente il riscaldo e la tempra martensitica solamente a zone limitate e ben definite (per motivi funzionali) dei pezzi finiti senza che si manifestino deformazioni o danneggiamenti (a differenza della carbocementazione con la quale, pure sfruttando le protezioni anticementanti, si deve successivamente temprare totalmente i pezzi). Inoltre, la possibilità di conseguire profondità di indurimento notevolmente superiori (irraggiungibili con la carbocementazione anche se protratta per lungo tempo); l'indipendenza delle caratteristiche del nucleo rispetto a quelle conseguite con la bonifica (nella carbocementazione le caratteristiche della pellicola esterna e del nucleo sono interdipendenti); la possibilità di impiegare acciai da bonifica al carbonio o legati, meno costosi di quelli da carbocementazione. La rapidità della tempra superficiale e la produzione di serie sono in grado di ammortizzare rapidamente le necessarie attrezzature.

Dopo la tempra superficiale è necessario un rinvenimento a 150-180 °C per trasformare la martensite tetragonale in martensite cubica quando sia richiesta la massima resistenza all'usura, mentre dovrà essere fatto a 300-350 °C quando sia richiesta la massima resistenza a fatica.

Tempra di solubilizzazione degli acciai austenitici

Si esegue allo scopo di conservare una struttura austenitica omogenea dopo il ritorno alla temperatura ambiente, impedendo qualsiasi trasformazione nel corso del raffreddamento. Tale trattamento è applicabile soltanto agli acciai per i quali l'inizio della trasformazione martensitica (M_s) si trova al di sotto della temperatura ambiente. Il ciclo termico comprende successivamente l'austenitizzazione e il raffreddamento rapido, le cui velocità permettono di evitare qualsiasi separazione di fasi. Gli acciai inossidabili austenitici greggi subiscono questo trattamento per conferire loro la massima inossidabilità e la buona tenacità.
Questo trattamento degli acciai inossidabili austenitici, detto anche *ipertempra* o *tempra negativa* o semplicemente *solubilizzazione* (in quanto con la tempra usuale ha solamente in comune la velocità di raffreddamento dalla temperatura di austenitizzazione, ma non gli effetti strutturali e di indurimento), viene eseguito a 1050-1100 °C con permanenza dell'ordine di 1 minuto per millimetro di spessore del pezzo, seguita da un raffreddamento in acqua (i pezzi delicati e sottili, facilmente deformabili sono raffreddati in aria soffiata).

Rinvenimento

Trattamento termico effettuato su un prodotto ferroso allo stato temprato al fine di provocare modificazioni che gli conferiscano le caratteristiche di impiego volute. Tale trattamento provoca la formazione di una struttura più vicina allo stato di equilibrio fisico-chimico di quella conseguita mediante la tempra.

Per designare l'insieme delle due operazioni si usa l'espressione *tempra e rinvenimento*, oppure, più frequentemente, *bonifica* (Figura 12).

Mediante il rinvenimento la struttura fissata dalla tempra viene sostanzialmente e profondamente modificata in quanto l'energia termica somministrata si converte in energia cinetica degli atomi, aumentandone l'ampiezza di oscillazione proporzionalmente alla temperatura (< Ac_1). Così, essendo la martensite un *costituente di costrizione* e perciò in una fase di equilibrio instabile tendente a passare a una di equilibrio stabile sotto l'azione di opportune variazioni di temperatura, gli atomi di carbonio escono dal reticolo tetragonale in un numero tanto maggiore quanto più alta è la temperatura e si combinano ciascuno con tre atomi di ferro per formare nuclei di carburo Fe_3C dispersi nella matrice ora quasi completamente ferritica.
Questo processo di nucleazione comporta una diminuzione di volume (in quanto da reticoli tetragonali diventano

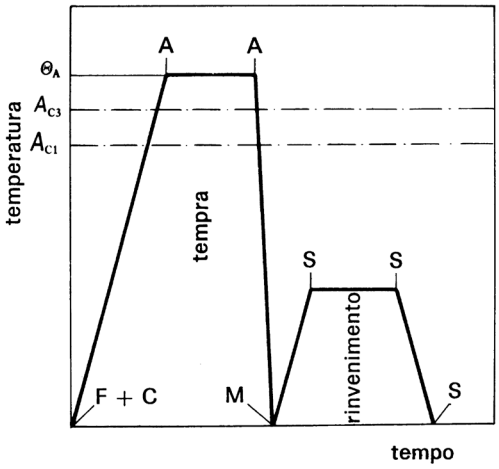


Figura 12
Ciclo di bonifica: F) ferrite; C) cementite: A) austenite; M) martensite; S) sorbite.

c.c.c.) con conseguente diminuzione delle tensioni interne dovute alla tempra. Pertanto lo scopo del rinvenimento è quello di trasformare la martensite tetragonale in ferrite con cementite finemente e omogeneamente dispersa.
L'omogeneità della struttura e quindi della costanza delle proprietà della ferrite aumentano quanto più numerosi sono i nuclei di cementite presenti nella massa. Ne consegue che a parità di durezza (e naturalmente di composizione chimica del materiale) i valori della resistenza a fatica dei pezzi ottenuti per rinvenimento dalla bainite sono inferiori a quelli dei pezzi ottenuti per rinvenimento dalla martensite: la ragione è dovuta evidentemente al minor numero di nuclei di Fe_3C della bainite.
Scegliendo opportunamente le temperature di rinvenimento e le durate nel tempo del trattamento, è possibile ottenere, dallo stesso tipo di materiale temprato, tutta una gamma di caratteristiche meccaniche, a seguito della più o meno completa trasformazione della primitiva struttura di tempra.
Il ciclo termico comporta successivamente un riscaldo fino ad una temperatura determinata, ma minore di Ac_1, una o più permanenze per un periodo di tempo dipendente dalle dimensioni del pezzo a una o più temperature determinate, uno o più raffreddamenti fino alla temperatura ambiente mediante un mezzo appropriato e/o secondo una legge fissata.
In linea generale il rinvenimento è destinato a diminuire notevolmente la durezza e ad aumentare la tenacità.
Quando nel materiale allo stato temprato permangono quantità non trascurabili di austenite residua. Il rinvenimento può determinare un aumento di durezza (*durezza secondaria*) provocato dalla trasformazione dell'austenite residua in martensite in un intervallo di temperatura in cui precedentemente essa non si era trasformata spontaneamente.
Con il termine *rinvenimento di distensione* o di *stabilizzazione* si designa il trattamento di rinvenimento effettuato a una temperatura generalmente minore di 200 °C su strutture totalmente o parzialmente martensitiche allo scopo di ridurre le tensioni proprie dovute alla tempra mediante un inizio di precipitazione di carburi. Questo tipo di rinvenimento non è considerato trattamento a sé stante particolare, ma parte del trattamento di tempra, e non rientra nel concetto di bonifica, poiché in seguito ad esso non si riesce a osservare, in microscopia ottica, una modificazione della struttura e di conseguenza le variazioni di durezza sono esigue.
Il rinvenimento a bassa temperatura è anche effettuato per migliorare la lavorabilità alle macchine utensili degli acciai fortemente legati in sostituzione della ricottura di distensione che richiede un tempo nettamente maggiore. Inoltre viene anche eseguito su pezzi che, dopo le lavorazioni meccaniche, si trovano in uno stato di tensione; in questo caso lo scopo è quello di ristabilire le caratteristiche meccaniche precedenti, soprattutto quelle elastiche e di tenacità. Il raffreddamento avviene generalmente in aria calma.

Effetti del rinvenimento

Gli effetti della temperatura di rinvenimento sono sostanziali ai fini delle caratteristiche meccaniche: negli acciai da cementazione i parametri della resistenza e della durezza (R_m, R_p, *HRC* ecc.) diminuiscono e quelli della tenacità e della resilienza (*A*, *KU* ecc.) aumentano con l'aumentare della temperatura. Pertanto è necessario disporre, per l'acciaio prescelto, del *diagramma di rinvenimento*, allo scopo di individuare la temperatura alla quale corrispondono i vari valori ottimali dei suddetti parametri in relazione al tipo di sollecitazione cui l'organo sarà assoggettato durante il funzionamento.

La figura 13 è il diagramma di rinvenimento dell'acciaio da carbocementazione 16 CrNi 4 UNI 7846, dal quale si può rilevare quanto segue:

1. $R_{p\,0,2}$ ed R_m subiscono lievi variazioni fino alla temperatura di circa 200 °C;
2. *KU* e *A* tendono ad aumentare fino alla sopraccitata temperatura;
3. la durezza *HRC* dello spessore carbocementato e temprato è sensibilmente influenzata dalla temperatura di rinvenimento;
4. alla temperatura compresa nell'intervallo critico (250-400 °C) si manifesta la *fragilità di rinvenimento* (o malattia di Krupp), alla quale sono particolarmente sensibili, in ordine decrescente, gli acciai al manganese, al cromo, al cromo-manganese e al cromo-nichel (per precipitazione, ai giunti dei grani, di nitruri, di carburi o di altri costituenti che diminuiscono la continuità del materiale e di conseguenza la sua resilienza).

La fragilità di rinvenimento può essere evitata nei seguenti modi:
– con raffreddamento rapido dalla temperatura di rinvenimento in modo da **non fare avvenire**, nell'intervallo di temperatura nel quale si manifesta la fragilità, quelle precipitazioni e quelle trasformazioni che avverrebbero qualora il pezzo passasse lentamente o si soffermasse nel suddetto intervallo;
– con l'aggiunta di molibdeno anche in piccole quantità (0,15-0,30%);
– con temperatura di rinvenimento inferiore o superiore all'intervallo critico.

La figura 14 riporta il diagramma di rinvenimento dell'acciaio da bonifica EN 10083-1-36 CrNiMo 4.

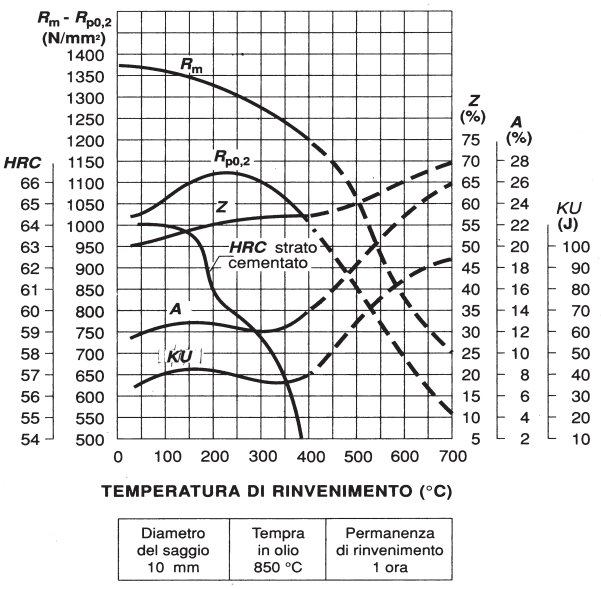


Figura 13
Caratteristiche meccaniche medie dell'acciaio da cementazione 17 CrNi 6-6 in funzione della temperatura di rinvenimento.

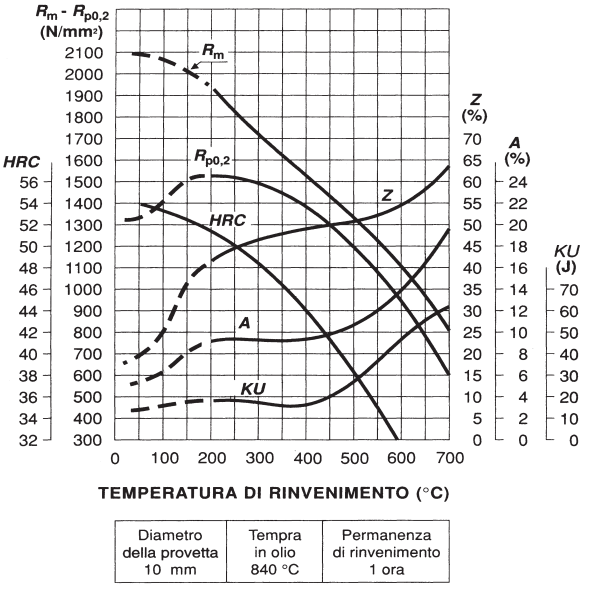


Figura 14
Caratteristiche meccaniche medie dell'acciaio da bonifica EN 10083-1-36 in funzione della temperatura di rinvenimento.

Rispetto al caso precedente si sottolinea:

1. la diminuzione progressiva di $R_{p\,0,2}$ e di R_m a partire dalla temperatura di 200 °C;
2. l'aumento progressivo di *KU* e di *A*;
3. la mancanza della fragilità di rinvenimento nel campo di temperature di normale impiego.

La figura 15 riporta il diagramma di rinvenimento dell'acciaio HS 18-0-1-10 UNI 2955. Poiché l'acciaio in oggetto è destinato alla costruzione di utensili per lavorazioni a freddo, la sola caratteristica che interessa è la durezza *HRC*, rispetto alla quale si rileva il fenomeno dell'*indurimento secondario*, cioè un leggero aumento di durezza alla normale temperatura di rinvenimento (550-575 °C) provocato dalla trasformazione dell'austenite residua in martensite.

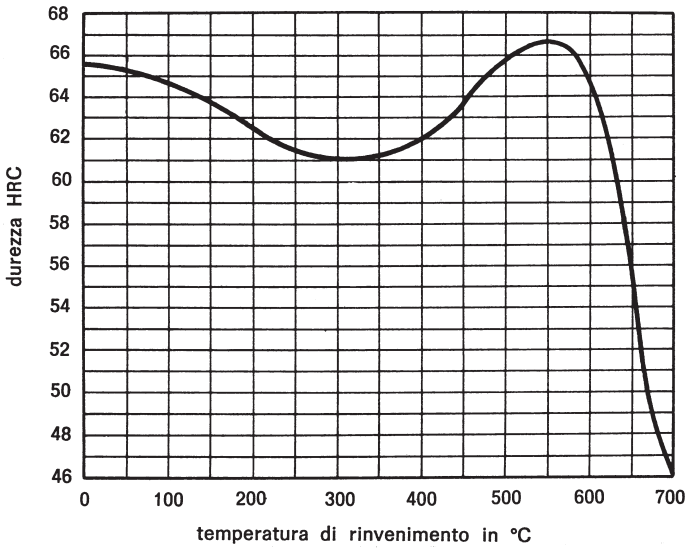


Figura 15
Variazione della durezza *HRC* con la temperatura di rinvenimento dell'acciaio per utensili a freddo HS 18-0-1 UNI EN ISO 4957:2002. Austenitizzazione a 1270 °C e raffreddamento in olio su campione quadro di 15 mm di lato.

Valutazione della temprabilità

La temprabilità di un acciaio da cementazione o da bonifica può essere determinata, con una certa approssimazione, anche con un calcolo basato sulla composizione chimica dell'acciaio e sulla dimensione del suo grano austenitico. In questo caso la temprabilità viene espressa ricavando il *diametro ideale* D.I., cioè il diametro che deve avere una barra dell'acciaio in esame affinché, sottoposta a tempra in un mezzo a drasticità infinita risulti temprata da parte a parte e, al centro, risulti costituita per il 50% da martensite.
Per il calcolo di D.I. si aggiunge al logaritmo della *temprabilità base* (coefficiente tabulato in relazione al tenore di carbonio e alla dimensione del grano austenitico) i logaritmi corrispondenti alle percentuali degli altri elementi in lega e il logaritmo di conversione da pollici in millimetri. Dalla somma di questi, con l'ausilio di un prospetto, si ottiene il D.I. espresso in millimetri.

Diagrammi di Gerber e Wyss

È possibile ricavare le curve a U per tondi in barre di acciaio con diametro fino a 220 mm facendo uso dei diagrammi di Gerber e Wyss. Ciascun diagramma è relativo a un prefissato *indice H di drasticità del mezzo di raffreddamento*. Tale indice, che ovviamente rappresenta l'attitudine al raffreddamento del mezzo impiegato per la tempra, dipende da numerosi parametri: calore specifico, conducibilità termica, viscosità, coefficiente di trasferimento del calore nell'interfaccia tra materiale metallico e mezzo di spegnimento, condizioni di circolazione e/o di agitazione del mezzo di spegnimento ecc.

Tabella 1

Indici di temprabilità di alcuni acciai da cementazione e da bonifica in funzione della distanza media dall'estremità temprata della provetta Jominy.

Tipo di acciaio	*Durezza al centro dei pezzi (HRC)*	*Distanza dall'estremità (mm)*	*Indice di temprabilità*
18 CrMo 4	33	7	J33-4/13
16 CrNi 4	33	9	J33-5/18
17 CrNi 6-6	36	11	J36-6/21
17 NiCrMo 6-4	35	15	J35-7/25
14 NiCrMo 12-4	34	60	J34-28/70
41 Cr 4	41	16	J41-10/24
34 CrMo 4	39	12	J39-6/18
42 CrMo 4	43	27	J43-15/54
36 CrNiMo 4	42	28	J42-14/56
30 CrNiMo 8	43	>70	J43-75/ > 75