



**UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA**

**DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE**

**CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA DEI MATERIALI**

**Tesi di laurea magistrale in Ingegneria dei Materiali**

**EFFETTO DELLA MICROSTRUTTURA INIZIALE E  
DELLA VELOCITÀ DI RISCALDAMENTO SULLA  
TRASFORMAZIONE AUSTENITICA**

**Relatore: Prof. Manuele Dabalà**

**Correlatori: Ing. Luca Pezzato, Ing. Mattia Spezzapria, Ing. Michele Novella**

**Laureando: ALESSIO GIORGIO SETTIMI**

**ANNO ACCADEMICO 2015-2016**



## **Abstract**

In questo Lavoro è stato caratterizzato il comportamento dell'acciaio 39NiCrMo3, con differenti microstrutture iniziali (sorbite fine, grossolana e martensite), durante l'austenitizzazione a diverse velocità di riscaldamento (tutte, comunque, al di fuori delle condizioni di equilibrio).

La caratterizzazione è stata ottenuta attraverso sia analisi metallografiche e prove di microdurezza, necessarie per verificare l'efficacia dei trattamenti termici, sia prove dilatometriche, utili per valutare i punti critici degli acciai.

Si è cercato di correlare le variazioni delle temperature critiche con la cinetica del processo di formazione dell'austenite.

In particolare per le microstrutture di uso industriale (sorbite fine e grossolana) è stato dimostrato come i punti critici aumentino con la velocità di riscaldamento, sia per fenomeni di isteresi termica, sia per la difficoltà con cui avviene la diffusione del C.

Per la microstruttura martensitica, invece, le temperature critiche di austenitizzazione inizialmente aumentano con la velocità di riscaldamento fino ad un massimo per poi diminuire.

In questo caso la trasformazione martensite → austenite può avvenire mediante due meccanismi differenti. A basse velocità di riscaldamento prevale un meccanismo di tipo diffusivo, mentre ad alte velocità di riscaldamento si ha un meccanismo dislocativo.



# Indice

|                                                                                     |           |
|-------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>Introduzione .....</b>                                                           | <b>9</b>  |
| <b>Capitolo 1 .....</b>                                                             | <b>11</b> |
| <b>1.1 Introduzione .....</b>                                                       | <b>11</b> |
| <b>1.2 Il diagramma di stato Ferro-Carbonio .....</b>                               | <b>11</b> |
| <b>1.3 Diagrammi di trasformazione.....</b>                                         | <b>13</b> |
| 1.3.1 Diagrammi di trasformazione isoterma.....                                     | 14        |
| 1.3.1.1 Diagrammi di trasformazione isoterma al riscaldamento (diagrammi ITh).....  | 15        |
| 1.3.1.2 Diagramma di trasformazione isoterma al raffreddamento (diagrammi TTT) .... | 16        |
| 1.3.2 Diagrammi di trasformazione anisoterma.....                                   | 17        |
| 1.3.2.1 Diagrammi CHT.....                                                          | 17        |
| 1.3.2.2 Diagrammi CCT .....                                                         | 18        |
| <b>1.4 Temprabilità.....</b>                                                        | <b>19</b> |
| 1.4.1 La prova Jominy.....                                                          | 19        |
| <b>1.5 Trasformazioni di fase allo stato solido.....</b>                            | <b>22</b> |
| <b>Capitolo 2 .....</b>                                                             | <b>27</b> |
| <b>2.1 Introduzione .....</b>                                                       | <b>27</b> |
| <b>2.2 Fenomeni elettromagnetici nella tempra ad induzione .....</b>                | <b>27</b> |
| 2.2.1 Effetto pelle.....                                                            | 28        |
| 2.2.2 Effetto di prossimità.....                                                    | 30        |
| 2.2.3 Effetto anello.....                                                           | 31        |
| <b>2.3 Modellazione matematica dei fenomeni elettromagnetici .....</b>              | <b>32</b> |
| <b>2.4 Fenomeni termici nella tempra ad induzione .....</b>                         | <b>35</b> |
| 2.4.1 Conduzione .....                                                              | 35        |
| 2.4.2 Convezione.....                                                               | 35        |
| 2.4.3 Irraggiamento .....                                                           | 36        |
| <b>2.5 Modellazione matematica dei fenomeni termici.....</b>                        | <b>36</b> |
| <b>2.6 Proprietà dei materiali metallici.....</b>                                   | <b>38</b> |
| 2.6.1 Proprietà elettriche .....                                                    | 38        |
| 2.6.1.1 Resistività elettrica (conducibilità elettrica).....                        | 38        |
| 2.6.1.2 Permeabilità magnetica relativa .....                                       | 39        |
| 2.6.2 Proprietà termiche .....                                                      | 40        |
| 2.6.2.1 Conducibilità termica .....                                                 | 40        |
| 2.6.2.2 Calore specifico.....                                                       | 41        |
| <b>2.7 Impianti per il riscaldamento ad induzione.....</b>                          | <b>42</b> |
| 2.7.1 Sistema di alimentazione degli impianti ad induzione.....                     | 42        |
| 2.7.1.1 Raddrizzatore .....                                                         | 44        |
| 2.7.1.2 Inverter .....                                                              | 45        |
| 2.7.1.3 Adattatori di impedenza .....                                               | 49        |

|                                                                            |            |
|----------------------------------------------------------------------------|------------|
| 2.7.1.4 Controllo del processo.....                                        | 50         |
| 2.7.2 La bobina di induzione.....                                          | 50         |
| <b>2.8 Analisi metallurgica della tempra .....</b>                         | <b>51</b>  |
| 2.8.1 Austenitizzazione .....                                              | 51         |
| 2.8.2 Tempra .....                                                         | 55         |
| 2.8.3 Il meccanismo della tempra .....                                     | 57         |
| 2.8.4 Austenite residua.....                                               | 62         |
| 2.8.5 Rinvenimento .....                                                   | 63         |
| 2.8.6 Il profilo di durezza.....                                           | 65         |
| 2.8.7 Stato tensionale dopo tempra .....                                   | 67         |
| <b>Capitolo 3.....</b>                                                     | <b>69</b>  |
| <b>3.1 Il materiale.....</b>                                               | <b>69</b>  |
| <b>3.2 Trattamenti termici.....</b>                                        | <b>70</b>  |
| <b>3.3 Preparazione dei campioni.....</b>                                  | <b>70</b>  |
| <b>3.4 Attacco chimico ed osservazione al microscopio ottico .....</b>     | <b>71</b>  |
| 3.4.1 Microscopia ottica.....                                              | 72         |
| <b>3.5 Prove di microdurezza Vickers.....</b>                              | <b>75</b>  |
| <b>3.6 Prove dilatometriche.....</b>                                       | <b>75</b>  |
| 3.6.1 Apparato.....                                                        | 76         |
| 3.6.2 Campioni impiegati per le prove.....                                 | 76         |
| 3.6.3 Misure di temperatura: termocoppie .....                             | 78         |
| 3.6.3.1 Limiti ed errori delle termocoppie .....                           | 80         |
| 3.6.4 Misure meccaniche: trasduttore di spostamento induttivo (LVDT) ..... | 82         |
| 3.6.5 Procedura sperimentale della prova di dilatazione .....              | 83         |
| 3.6.6 Determinazione delle temperature critiche .....                      | 84         |
| <b>Capitolo 4.....</b>                                                     | <b>87</b>  |
| <b>4.1 Introduzione .....</b>                                              | <b>87</b>  |
| <b>4.2 Materiale di fornitura.....</b>                                     | <b>87</b>  |
| 4.2.1 Esame micrografico .....                                             | 87         |
| 4.2.2 Prove di microdurezza .....                                          | 89         |
| <b>4.3 Trattamenti termici.....</b>                                        | <b>89</b>  |
| 4.3.1 Materiale rinvenuto a 580°C 3 h.....                                 | 90         |
| 4.3.2 Materiale rinvenuto a 580°C 6 h.....                                 | 92         |
| 4.3.3 Materiale rinvenuto a 180°C 4 h.....                                 | 93         |
| <b>4.4 Prove dilatometriche.....</b>                                       | <b>95</b>  |
| 4.4.1 Materiale rinvenuto a 580°C 3 h.....                                 | 95         |
| 4.4.2 Materiale rinvenuto a 580°C 6 h.....                                 | 98         |
| 4.4.3 Materiale rinvenuto a 180°C 4 h.....                                 | 101        |
| <b>CONCLUSIONI.....</b>                                                    | <b>107</b> |
| <b>Riferimenti bibliografici.....</b>                                      | <b>109</b> |

|                             |            |
|-----------------------------|------------|
| <b>Ringraziamenti .....</b> | <b>113</b> |
|-----------------------------|------------|



# Introduzione

Attualmente, il riscaldamento ad induzione viene sfruttato soprattutto nei trattamenti termici per il settore aeronautico, automobilistico e dei trasporti in genere, con l'obiettivo di migliorare le performance dei componenti meccanici. Mediante questa tecnica, infatti, è possibile indurire in superficie un organo di acciaio (per esempio ruote dentate, cremagliere per ferrovie, cuscinetti, ecc.), lasciando inalterata la struttura interna e promuovendo così la coesistenza contemporaneamente di proprietà di resistenza e di duttilità, notoriamente antitetiche tra loro.

Ulteriori vantaggi risiedono nell'elevato grado di ripetibilità ottenibile nel prodotto trattato, nell'elevata velocità di processo, unitamente alla possibilità di automazione e di risparmio energetico rispetto alle tecniche che impiegano forni per il riscaldamento.

Svantaggi, invece, sono legati alla complessità dei fenomeni coinvolti nella tempra ad induzione, che dipendono da numerosi fattori, quali, per esempio, frequenza e potenza impiegati. Tuttavia esistono numerosi modelli numerici che aiutano nella determinazione di parte dei parametri di processo necessari.

Tra questi fattori è presente non solo il comportamento del materiale, inteso come microstruttura (iniziale e finale) e proprietà, ma anche la velocità di riscaldamento impiegata nel processo.

Scopo di questa Tesi di Laurea è quello di valutare l'effetto della microstruttura iniziale e della velocità di riscaldamento sulla trasformazione austenitica dell'acciaio basso-legato 39NiCrMo3.

A tal scopo i campioni analizzati sono stati trattati in modo tale da ottenere tre microstrutture differenti. Ciò ha permesso di avere diversi comportamenti del materiale durante la fase di austenitizzazione.

Attraverso test dilatometrici è stato possibile simulare processi di riscaldamento ad induzione, sfruttando la possibilità di impostare velocità di riscaldamento anche molto elevate. In particolare in questa analisi si è optato per quattro velocità di riscaldamento.

Le curve dilatometriche hanno permesso, così, di correlare sia l'influenza della microstruttura sull'austenitizzazione, sia l'effetto della velocità di riscaldamento per una data microstruttura.



# Capitolo 1

## Diagrammi di stato e di trasformazione degli acciai

### 1.1 Introduzione

L'acciaio è definito come una lega di ferro e carbonio, con un tenore di C in percentuale non superiore al 2% in peso: oltre tale limite, le proprietà del materiale cambiano e la lega assume la denominazione di ghisa. Gli elementi alliganti possono essere presenti in percentuale non superiore al 5% in peso negli acciai bassolegati o in percentuale maggiore negli altolegati (acciai per utensili o acciai inox). L'acciaio, inoltre, possiede una grande varietà di proprietà dipendenti non solo dalla composizione ma anche dalle fasi e dalle microstrutture presenti, le quali, a sua volta, dipendono dai trattamenti termici effettuati.

### 1.2 Il diagramma di stato Ferro-Carbonio

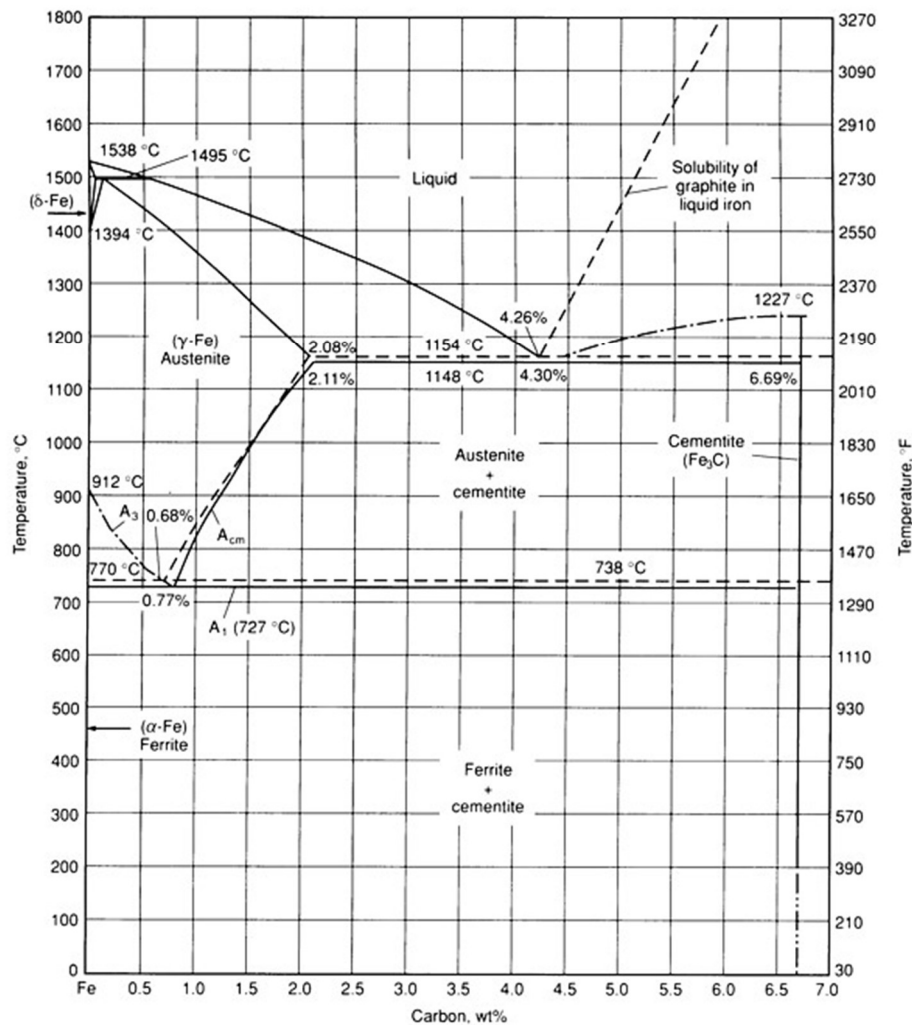
La base necessaria per comprendere i trattamenti termici degli acciai è il diagramma di stato ferro-carbonio.

La figura 1.1 mostra, al riguardo, due diagrammi: il diagramma stabile ferro-grafite (linee tratteggiate) e il sistema metastabile ferro-cementite. La condizione di stabilità generalmente richiede molto tempo per essere raggiunta, specialmente alle basse temperature o ai bassi tenori di carbonio. Per questo il diagramma metastabile è il più interessante.

Questi diagrammi mostrano quali fasi si possono ottenere in condizioni di equilibrio (stabile o metastabile) per diverse combinazioni di temperatura e concentrazione di carbonio.

In particolare, si distinguono all'estremità sinistra del diagramma (a bassi tenori di carbonio) la ferrite (ferro  $\alpha$ ), che può al massimo solubilizzare 0.028% in peso di carbonio a 727°C, e l'austenite (ferro  $\gamma$ ), la quale può solubilizzare 2.11% in peso di carbonio a 1148°C. All'estremità destra del diagramma (ad alti tenori di carbonio) si trova la cementite ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Meno interessante, eccetto per gli acciai altolegati, è la ferrite  $\delta$  che si forma ad alte temperature.

Tra i campi delle singole fasi si trovano regioni costituite da miscele di due fasi: ferrite + cementite, austenite + cementite e ferrite + austenite. A più alte temperature vi è la fase liquida e appena al di sotto di essa si possono notare le regioni bifasiche liquido + austenite, liquido + cementite e liquido + ferrite  $\delta$ . Nei trattamenti termici degli acciai la fase liquida non viene mai raggiunta.



**Figura 1.1:** Diagramma di stato Fe-C. La linea continua rappresenta il sistema ferro-cementite, mentre la linea tratteggiata indica il diagramma ferro-grafite.

Particolare importanza metallurgica assumono, invece, le temperature dei mutamenti polimorfici, definite punti critici e indicate con la lettera "A". Queste includono:

- $A_1$ , temperatura eutettoidica, ossia la più bassa temperatura in cui avviene la formazione di austenite (727°C);
- $A_3$ , temperatura alla quale, durante il raffreddamento, l'austenite di un acciaio ipoeutettoidico inizia a trasformarsi in cristalli di ferrite  $\alpha$ . Viceversa può essere

considerata la temperatura alla quale, durante il riscaldamento, la lega di acciaio ipoeutetoidico termina la trasformazione in austenite. Il suo valore è compreso tra i  $727^{\circ}\text{C}$  ed i  $912^{\circ}\text{C}$ .

- $A_{cm}$ , temperatura alla quale, durante il raffreddamento, l'austenite di un acciaio ipereutetoidico si trasforma in cementite secondaria. Viceversa durante il riscaldamento è la temperatura alla quale un acciaio ipereutetoidico termina la trasformazione in austenite. La temperatura è superiore ai  $727^{\circ}\text{C}$  ed inferiore ai  $1150^{\circ}\text{C}$  circa.

Le trasformazioni di fase, tuttavia, non sono perfettamente reversibili (cioè avvengono sempre alle stesse temperature) ma presentano dei ritardi (isteresi termica). Ciò è dovuto al fatto che le trasformazioni allotropiche avvengono per nucleazione ed accrescimento, per cui dipendono dalla diffusione e richiedono un certo tempo per avvenire; in questo tempo la temperatura si alza (al riscaldamento) o si abbassa (al raffreddamento).

Per distinguere i punti critici al riscaldamento da quelli ottenuti al raffreddamento si fa seguire la lettera "A" dalla lettera "c" nel caso del riscaldamento e dalla lettera "r" nel caso del raffreddamento.

Il tenore di carbonio che definisce la più bassa temperatura della trasformazione austenitica ( $727^{\circ}\text{C}$ ) è pari al 0.77% in peso. La miscela bifasica ferrite-cementite ottenuta a questa composizione, durante il raffreddamento, è detta perlite e può essere trattata come una microstruttura. Si tratta di un aggregato costituito da lamelle alternate di ferrite e di cementite, le quali, poi, degenerano ("sferoidizzano") in particelle di cementite disperse nella matrice ferritica dopo un prolungato mantenimento della microstruttura attorno ad  $A_1$ .

Infine, l'aggiunta di elementi alliganti determina una variazione dei punti critici e della composizione eutetoidica.

### 1.3 Diagrammi di trasformazione

Nei trattamenti termici gli aspetti cinetici delle trasformazioni di fase sono importanti tanto quanto i diagrammi di equilibrio. La martensite e la bainite (fasi metastabili), che sono di estrema importanza per le proprietà meccaniche degli acciai, si formano con velocità di raffreddamento abbastanza elevate, quando cioè la diffusione di carbonio e degli elementi in lega è inibita o limitata (diffusione a corto raggio).

La bainite deriva da una decomposizione eutetoidica ed è costituita da una miscela di ferrite e cementite. La martensite, invece, si forma durante severi raffreddamenti a partire da austenite sovrassatura mediante deformazione plastica. Presenta una durezza molto elevata che aumenta,

in maniera monotona, col tenore di carbonio fino al 0.7% in peso. Se questi prodotti vengono successivamente riscaldati a temperature moderatamente elevate, si decompongono in strutture più stabili costituite da ferrite e carburi. Questi processi di riscaldamento vengono definiti rinvenimento o ricottura a seconda delle condizioni applicate. Di estrema importanza nei trattamenti termici sono anche le trasformazioni al riscaldamento di strutture come ferrite-perlite o martensite rinvenuta per ottenere austenite o austenite + carburi.

Si può descrivere, quindi, in maniera adeguata cosa succede durante le trasformazioni mediante l'utilizzo dei diagrammi di trasformazione. In particolare ne esistono quattro tipi:

- Diagrammi di trasformazione isoterma al riscaldamento: descrivono la formazione dell'austenite al riscaldamento e sono indicati con la denominazione ITh (*Isothermal Transformation heating*);
- Diagrammi di trasformazione isoterma (IT), indicati anche come diagrammi tempo-temperatura-trasformazione (TTT) o curve di Bain: descrivono la decomposizione dell'austenite;
- Diagrammi di trasformazione anisoterma al riscaldamento (CHT: *Continuous-Heating Transformation*);
- Diagrammi di trasformazione anisoterma al raffreddamento (CCT: *Continuous-Cooling-Transformation*).

### 1.3.1 Diagrammi di trasformazione isoterma

Questo tipo di diagrammi mostrano cosa accade quando un acciaio viene mantenuto a temperatura costante per un periodo di tempo sufficientemente prolungato. Lo sviluppo della microstruttura col tempo può essere determinato mantenendo dei piccoli campioni in un bagno di sali o piombo per tempi diversi. Successivamente questi campioni vengono temprati e si va, quindi, a misurare le quantità delle fasi presenti nella microstruttura mediante l'uso di un microscopio. Un metodo alternativo consiste nell'utilizzare un singolo campione ed un dilatometro che misura l'allungamento del campione in funzione del tempo. Le basi del metodo dilatometrico stanno nel fatto che diversi micro-costituenti presentano diverse variazioni di volume con la temperatura (come indicato nella tabella 1.1).

| Transformation                  | Volume change, %         |
|---------------------------------|--------------------------|
| Spheroidized pearlite→Austenite | $4.64-2.21 \times (\%C)$ |
| Austenite→Martensite            | $4.64-0.53 \times (\%C)$ |
| Austenite→Lower bainite         | $4.64-1.43 \times (\%C)$ |
| Austenite→Upper bainite         | $4.64-2.21 \times (\%C)$ |

**Tabella 1.1:** Variazioni di volume dovute a differenti trasformazioni.

### 1.3.1.1 Diagrammi di trasformazione isoterma al riscaldamento (diagrammi ITh)

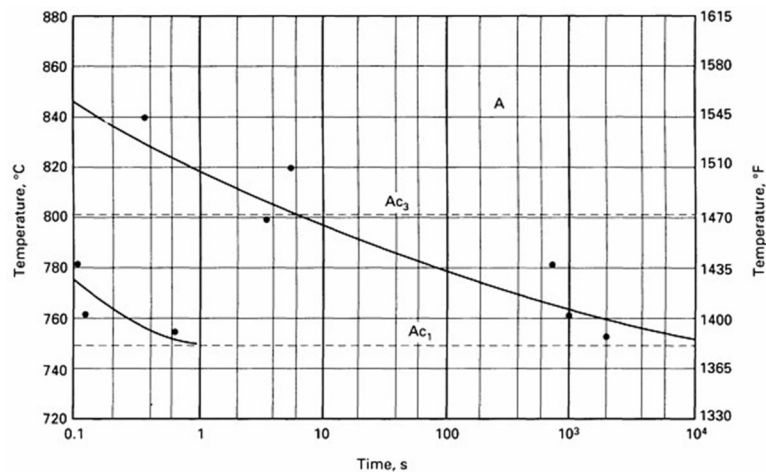
Durante la formazione dell'austenite a partire da una microstruttura iniziale di ferrite e perlite o martensite rinvenuta, il volume (ed anche la lunghezza) diminuisce in quanto la fase austenitica presenta una densità maggiore rispetto alle fasi iniziali.

Dalle curve dilatometriche, è possibile valutare i tempi di inizio e fine della trasformazione austenitica, che sono definiti considerando rispettivamente 1% e 99% di austenite formata. Questi tempi vengono successivamente rappresentati, opportunamente, in diagrammi temperatura- log tempo (figura 1.2). Inoltre si indicano anche le temperature  $Ac_1$  e  $Ac_3$ .

Al di sotto di  $Ac_1$  non si ha formazione di austenite, mentre tra  $Ac_1$  e  $Ac_3$  si ottiene una miscela di ferrite ed austenite. È da notare che è necessario un considerevole surriscaldamento per completare la trasformazione in un breve arco di tempo.

Anche la microstruttura gioca un ruolo importante. Una struttura finemente distribuita, come la martensite rinvenuta, si trasformerà in austenite più velocemente rispetto ad una struttura ferrito-perlitica. Questo è particolarmente vero per gli acciai alligati con elementi formatori di carburi come cromo o molibdeno.

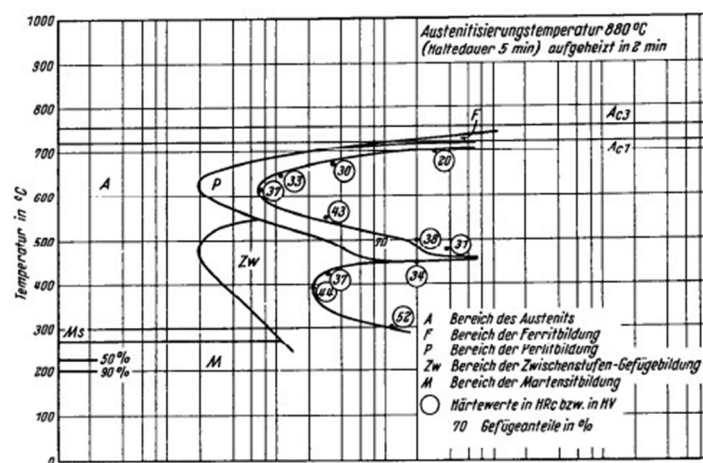
È importante, infine, che la velocità di riscaldamento sia molto elevata per ottenere un diagramma di trasformazione isoterma corretto.



**Figura 1.2:** Diagramma di trasformazione isoterma al riscaldamento per l'acciaio AISI 4140. Velocità di riscaldamento: 1020°C/s. Tra  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , la struttura finale è una miscela di ferrite e perlite.

### 1.3.1.2 Diagramma di trasformazione isoterma al raffreddamento (diagrammi TTT)

La procedura inizia ad alte temperature, solitamente in campo austenitico dopo un tempo di mantenimento tale da ottenere austenite omogenea senza carburi non dissolti, seguita da un rapido raffreddamento fino alla temperatura di mantenimento desiderata. Un esempio di diagramma TTT è dato in figura 1.3. Il raffreddamento inizia a partire da 880°C. Nel grafico sono indicate anche le temperature critiche  $A_1$  e  $A_3$  così come i valori di durezza.



**Figura 1.3:** Diagramma TTT per l'acciaio AISI 6150 austenitizzato a 880°C per 2 min. La curva superiore a forma di C descrive la trasformazione perlitica, mentre la curva inferiore quella bainitica. La ferrite non è visibile.

Al di sopra di  $A_3$  non vi è nessuna trasformazione. Tra  $A_1$  e  $A_3$  solo la ferrite si forma a partire dall'austenite. Sebbene alcuni diagrammi indichino anche frazioni intermedie (con linee tratteggiate), solitamente vengono riprodotte solo le curve relative al 1% e al 99% del prodotto

ottenuto. Da notare che le curve presentano un andamento a C. Ciò è tipico per quasi tutte le curve di trasformazione.

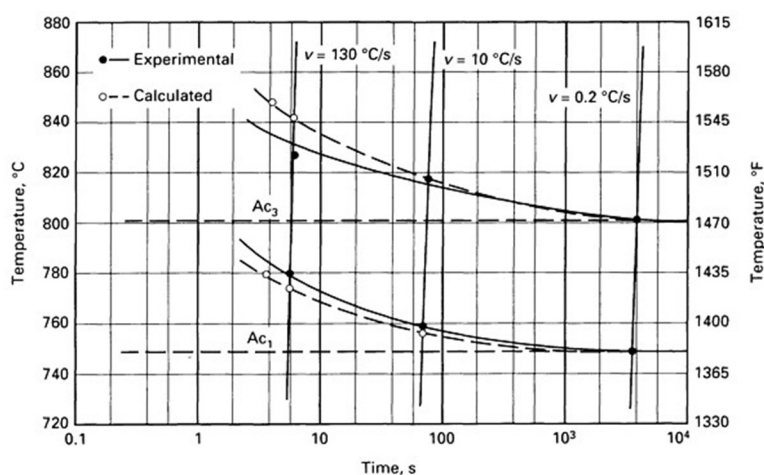
Il set di curve a più alta temperatura mostra la trasformazione perlitica, mentre quello a più bassa temperatura indica la trasformazione bainitica. Tra le curve, alle volte, si può trovare una zona nella quale l'austenite non può trasformarsi né in perlite né in bainite diventando, quindi, metastabile. Ciò è tipico per taluni acciai basso-legati contenenti un quantitativo apprezzabile di elementi formatori di carburi come cromo o molibdeno.

### 1.3.2 Diagrammi di trasformazione anisoterma

Nei trattamenti termici in campo industriale, è richiesta una variazione continua di temperatura sia durante il riscaldamento sia in raffreddamento. Quindi, informazioni più utili nella pratica industriale si ottengono solamente se il diagramma è costruito a partire da misure dilatometriche aumentando o diminuendo in modo continuo la temperatura.

#### 1.3.2.1 Diagrammi CHT

La figura 1.4 mostra un esempio di curva ottenuta per un riscaldamento continuo per l'acciaio 4140.



**Figura 1.4:** Diagramma CHT dell'acciaio AISI 4140. La fase che si forma è austenite.

Il diagramma è derivato impiegando diverse velocità di riscaldamento: in particolare vengono indicate le curve per velocità di riscaldamento pari a 130°C/s, 10°C/s e 0.2°C/s. Si può notare come le temperature di inizio e fine trasformazione siano ritardate rispetto a quelle descritte dal diagramma isoterma. Questo è generalmente vero quando si comparano i diagrammi isotermi e anisotermi, indipendentemente se ci si trovi in raffreddamento o riscaldamento.

Come i diagrammi isotermi, le curve CHT sono molto utili per determinare l'effetto dell'austenitizzazione, soprattutto per tempi di processo ridotti (tipici nella tempra ad induzione e laser).

Un problema consiste nel determinare quale dovrebbe essere la velocità di riscaldamento per ottenere una completa austenitizzazione per una temperatura prefissata. Una temperatura troppo alta provocherebbe un accrescimento del grano austenitico (bruciatura) non voluto, il quale produrrebbe una microstruttura martensitica troppo fragile.

Tuttavia la situazione più frequente a livello industriale è quella opposta: ossia determinare la corretta temperatura di austenitizzazione, nota la velocità di riscaldamento.

### 1.3.2.2 Diagrammi CCT

Come per i diagrammi al riscaldamento, è importante definire chiaramente con quale modalità di raffreddamento si è ricavato il digramma di trasformazione. L'uso di una velocità di raffreddamento costante è molto comune in campo sperimentale. Tuttavia, questo regime raramente si verifica nelle situazioni pratiche.

In figura 1.5 è mostrato il diagramma CCT dell'acciaio AISI 6150.

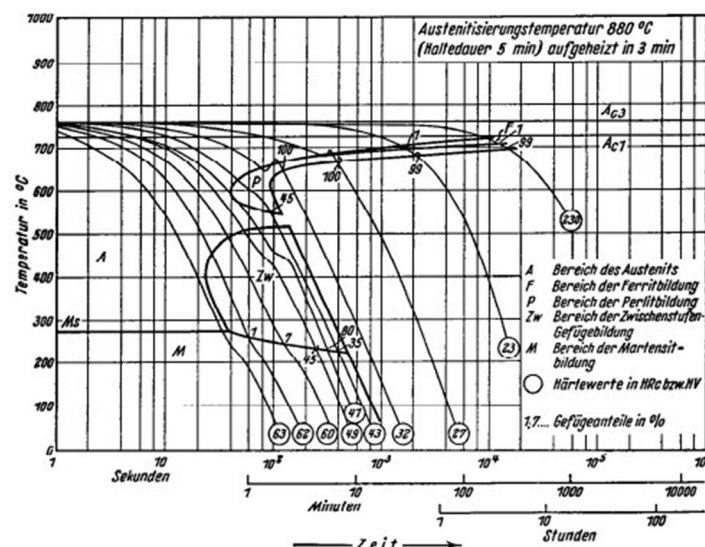
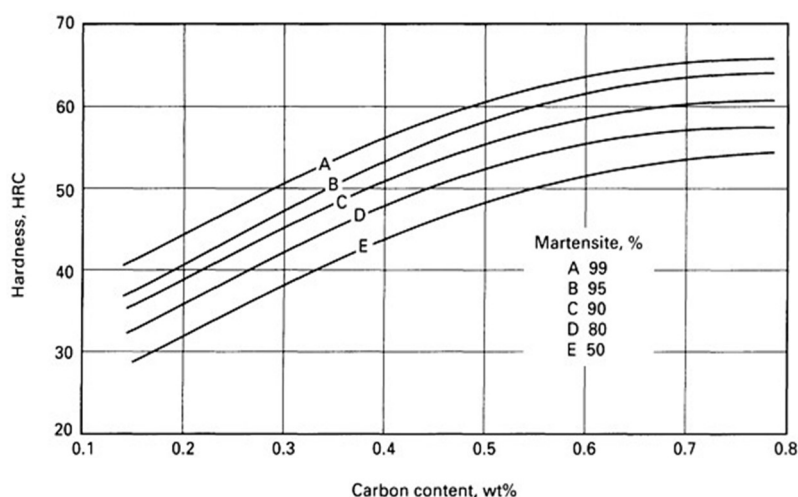


Figura 1.5: Diagramma CCT dell'acciaio AISI 6150 austenitizzato a 880°C per 3 min.

In questo, si possono individuare le regioni in cui sono presenti ferrite, perlite e bainite ed anche la temperatura di inizio trasformazione martensitica  $M_s$ . Da notare, infine, che la temperatura  $M_s$  non è costante quando la formazione della martensite è preceduta dalla formazione di bainite, ma diminuisce per tempi lunghi.

## 1.4 Temprabilità

Lo scopo dei trattamenti termici è molto spesso quello di conseguire un valore soddisfacente di durezza. In questo caso, la fase più importante da considerare è la martensite, la quale rappresenta il costituente con la durezza più elevata di tutti gli altri negli acciai bassoalegati. La durezza della martensite dipende principalmente dal tenore di carbonio come mostrato in figura 1.6.



**Figura 1.6:** Temprabilità di un acciaio: relazione tra durezza, tenore di carbonio e quantitativo di martensite ottenuta.

Se la microstruttura non è completamente martensitica, allora la durezza dell'acciaio è inferiore. Nella pratica dei trattamenti termici, è importante ottenere la massima durezza in un valore minimo predefinito di spessore dopo raffreddamento. Ossia si deve avere una microstruttura completamente martensitica in quel valore minimo predefinito di spessore, che rappresenta anche la velocità di raffreddamento critica.

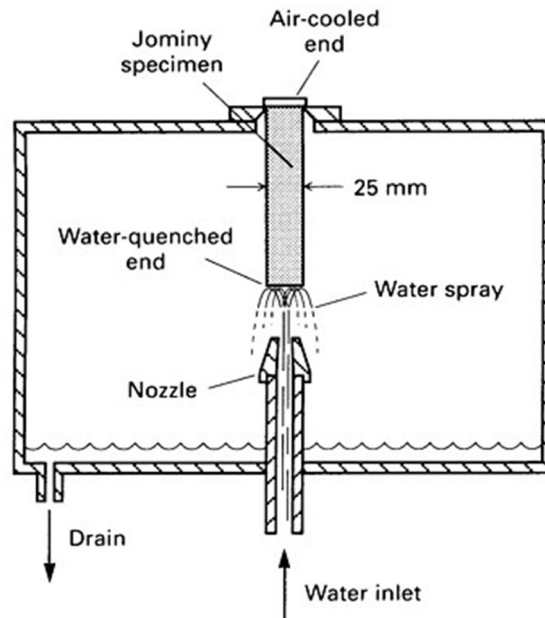
Se un dato acciaio non permette di ottenere una struttura martensitica per quel spessore definito, è necessario allora optare per un altro acciaio con una temprabilità maggiore.

Ci sono vari modi per caratterizzare la temprabilità di un acciaio. Il diagramma CCT può servire a questo scopo se si conosce la velocità di raffreddamento per il minimo spessore.

### 1.4.1 La prova Jominy

Il metodo sperimentale più comunemente usato per la temprabilità è la ben nota prova Jominy. Per questa prova si impiega un unico campione cilindrico di diametro pari a 25 mm e di lunghezza pari a 100 mm. Questo viene scaldato al di sopra della sua temperatura di austenitizzazione e mantenuto per 30 minuti in forno. Una volta estratto dal forno, viene

rapidamente (in 5 secondi) posizionato sull'apparato di prova. Un getto d'acqua (a  $5 - 30^{\circ}\text{C}$ ), la cui pressione a sbocco libero deve essere tale da innalzare lo zampillo ad un'altezza di circa 100 mm, investe il campione sotto l'estremità inferiore per almeno 10 minuti. La figura 1.7 mostra le condizioni di prova.

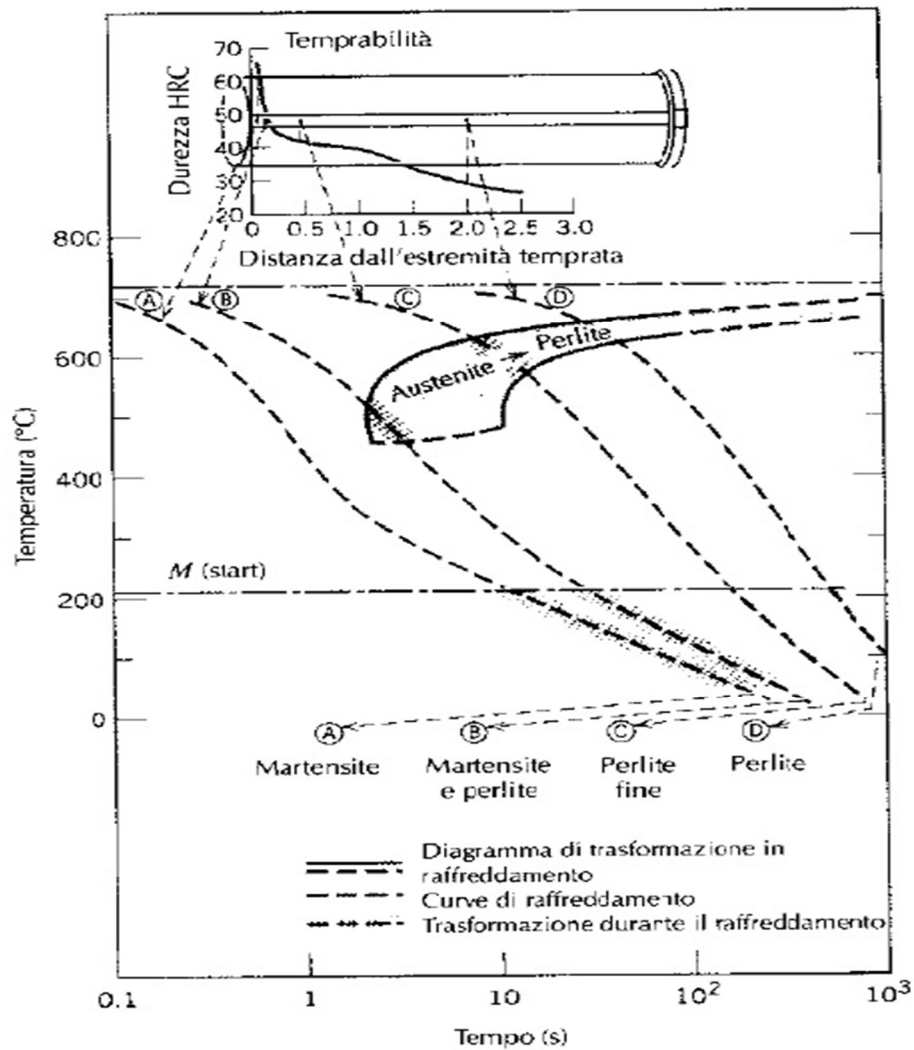


**Figura 1.7:** Schematizzazione dell'apparato per la prova Jominy.

Dopo aver raffreddato il campione alla temperatura ambiente, vengono ricavate per molatura due strisce piane profonde 0.4 mm, per evitare che rotoli durante le misure di durezza ed eliminare l'eventuale strato decarburato. Quindi vengono effettuate misure di durezza Rockwell C ad intervalli regolari (circa 1.5 mm) a partire dall'estremità raffreddata con acqua.

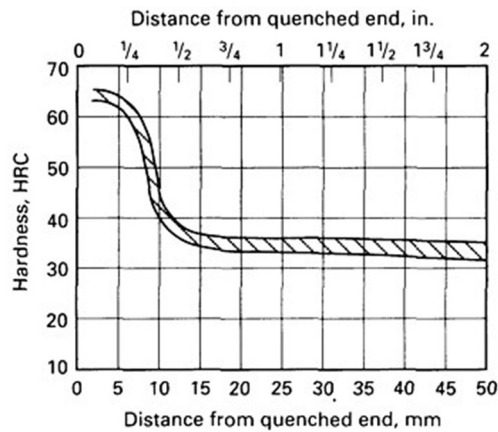
Per le modalità del test, la provetta è soggetta a velocità di raffreddamento variabili lungo l'asse, passando dalla tempra in acqua (estremità investita dal getto) a un raffreddamento in aria. Ciò comporta una diversità di strutture e quindi di durezza. In particolare la velocità di raffreddamento è massima all'estremità temprata (a cui coincide la massima durezza) e diminuisce, insieme alla durezza, con la distanza da questo punto lungo l'asse della provetta.

Si può anche correlare la posizione lungo il provino Jominy con la trasformazione in raffreddamento continuo. Per esempio, la figura 1.8 mostra un diagramma di trasformazione continuo per una lega ferro-carbonio eutettoide su cui sono state sovrapposte le curve di raffreddamento per quattro differenti posizioni Jominy, e le corrispondenti microstrutture risultanti. Per questa lega è stata riportata anche la curva di temprabilità.



**Figura 1.8:** Correlazione della temprabilità con le curve di raffreddamento continuo per una lega ferro-carbonio di composizione eutettoide.

La curva che rappresenta l'andamento dei valori misurati è nota come curva di temprabilità Jominy. L'acciaio prodotto industrialmente presenta sempre una leggera, inevitabile variazione di concentrazione degli elementi e della dimensione del grano austenitico medio da una partita all'altra. Questo porta ad una dispersione dei dati di temprabilità, che frequentemente sono tracciati come una banda che rappresenta i valori massimi e minimi che un particolare acciaio può avere. Una tale banda di temprabilità è tracciata nella figura 1.9 per un acciaio AISI 4068. Un H che segue la specificazione di designazione di una lega indica che la composizione e le caratteristiche della lega sono tali che la sua curva di temprabilità giacerà all'interno di una specifica banda.



**Figura 1.9:** Banda di temprabilità di Jominy per l'acciaio AISI 4068.

## 1.5 Trasformazioni di fase allo stato solido

Le trasformazioni di fase allo stato solido sono essenzialmente di due tipi: diffusive e dislocative (displasive).

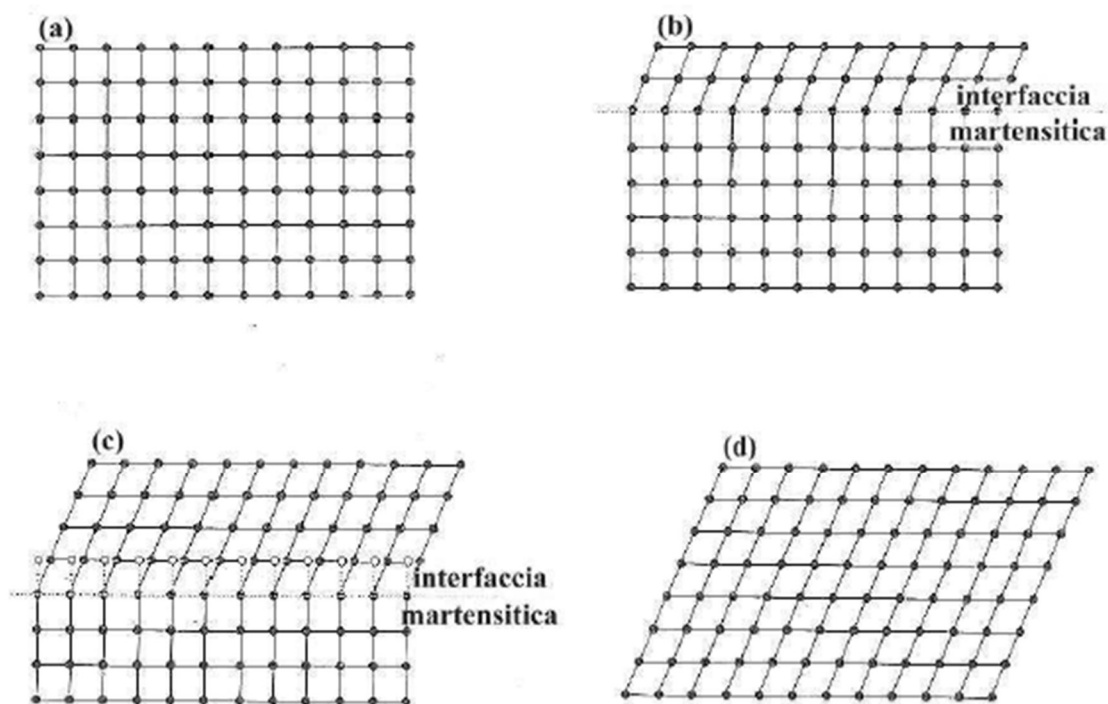
Nelle trasformazioni diffusive la nuova fase si forma attraverso il movimento di atomi su distanze molto grandi. La diffusione a lungo raggio è necessaria perché la nuova fase ha composizione chimica differente dalla matrice dalla quale si genera. L'avanzamento della trasformazione dipende da tempo e temperatura.

Esempio di trasformazioni diffusive sono per esempio il passaggio da ferrite ad austenite e viceversa.

Le trasformazioni displasive o dislocative non richiedono movimenti a lungo raggio: gli atomi si riarrangiano in una nuova struttura cristallina, senza cambiare la composizione chimica della fase di partenza. Visto che non servono migrazioni atomiche, le trasformazioni dislocative avanzano indipendentemente dal tempo. Sono anche dette trasformazioni atermiche, in quanto la quantità di fase presente dipende solo dalla temperatura raggiunta e non dal tempo di permanenza isoterma.

Esempio di trasformazioni dislocative sono le trasformazioni martensitiche, ottenute dal raffreddamento o riscaldamento veloce della fase generatrice (rispettivamente austenite al raffreddamento e martensite al riscaldamento). Da un punto di vista termodinamico, vengono classificate come trasformazioni del primo ordine, poiché viene liberato calore durante la trasformazione diretta (austenite => martensite), mentre il calore viene assorbito durante la trasformazione inversa (martensite => austenite).

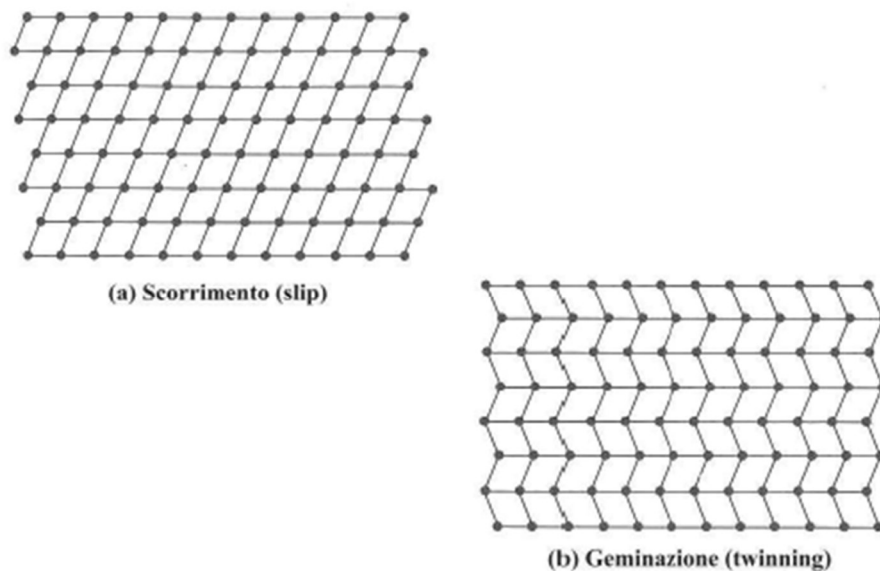
Cristallograficamente, la trasformazione da austenite a martensite può essere suddivisa in due fasi successive: la distorsione di Bain e la “lattice-invariant-shear”. La prima è la deformazione del reticolo cristallino e comprende tutta quella serie di movimenti degli atomi che determinano la nuova configurazione cristallina. La formazione della martensite avviene all’interno dell’ambiente austenitico, mediante un processo di nucleazione<sup>1</sup> e gemmazione rappresentato schematicamente in figura 1.10.



**Figura 1.10:** Prima fase della trasformazione dell’austenite in martensite.

Una volta che si è avuta la completa trasformazione dell’austenite in martensite, si assiste alla seconda fase della trasformazione: dal momento che la nuova fase cristallina presenta forma e volume diversi dall’ambiente austenitico da cui è circondata, si avrà un accomodamento della struttura cristallina, in modo tale da evitare discontinuità con l’austenite. Questo può avvenire con due meccanismi: scorrimento interplanare (slip), che è permanente (tipico delle leghe Fe-C) o per geminazione (twinning), reversibile (tipico delle leghe SME).

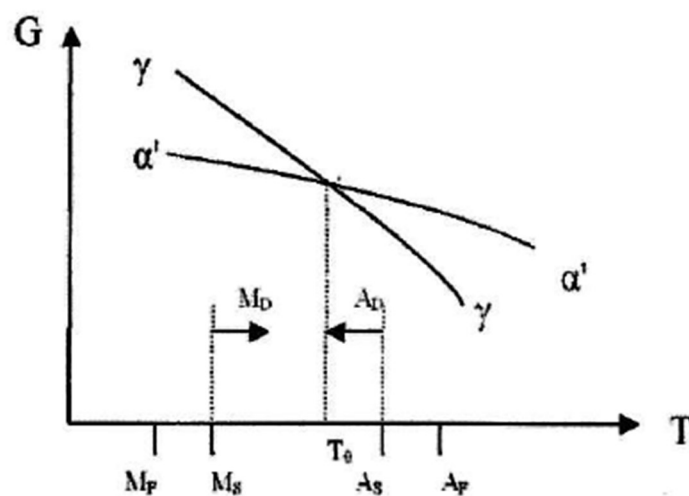
<sup>1</sup> Si tratta di una nucleazione eterogenea che avviene in prossimità di centri di distorsione, quali dislocazioni o altre imperfezioni reticolari; infatti è stato accertato che lo stato tensionale nell’intorno dei difetti può favorire la trasformazione martensitica.



**Figura 1.11:** Seconda fase della trasformazione martensitica.

La trasformazione non decorre ad una precisa temperatura, ma entro un range che varia a seconda del materiale. Inoltre presenta un'isteresi, ossia un comportamento diverso tra fase di riscaldamento e raffreddamento: i percorsi quindi non coincidono.

Una trasformazione diffusiva inizia dopo aver raggiunto una temperatura di equilibrio  $T_0$ . Se il grado di sotto-raffreddamento (definito come  $dT=T_0-T$ ) è piccolo, allora la cinetica della trasformazione diffusiva è lenta; ma essa comunque avviene. Per una trasformazione martensitica, invece, serve un certo sotto-raffreddamento ben definito dalla temperatura  $M_s$  (Martensite start), dato che non è diffusiva. Anche per la trasformazione inversa (da martensite ad austenite) serve un minimo sovra-riscaldamento ben definito dalla temperatura  $A_s$  (Austenite start).



**Figura 1.12:** Curve di energia libera.

Si può osservare che:

- La martensite si forma per raffreddamento della fase generatrice al di sotto di una certa temperatura critica, indicata con  $M_s$  (Martensite start), e termina ad una temperatura  $M_f$  (Martensite finish). Si può pensare, quindi, che  $M_s$  misuri il sotto-raffreddamento minimo per avere martensite;
- La microstruttura martensitica ha la stessa composizione chimica della fase generatrice non essendoci fenomeni diffusivi;
- La trasformazione martensitica può essere influenzata da una sollecitazione applicata (Stress induced trasformation);
- Esiste un piano nella cella dell'austenite che si ritrova invariato anche nella martensite, senza distorsioni o rotazioni. Questo piano è definito piano invariante (Habit plane).



# Capitolo 2

## La Tempra ad Induzione

### 2.1 Introduzione

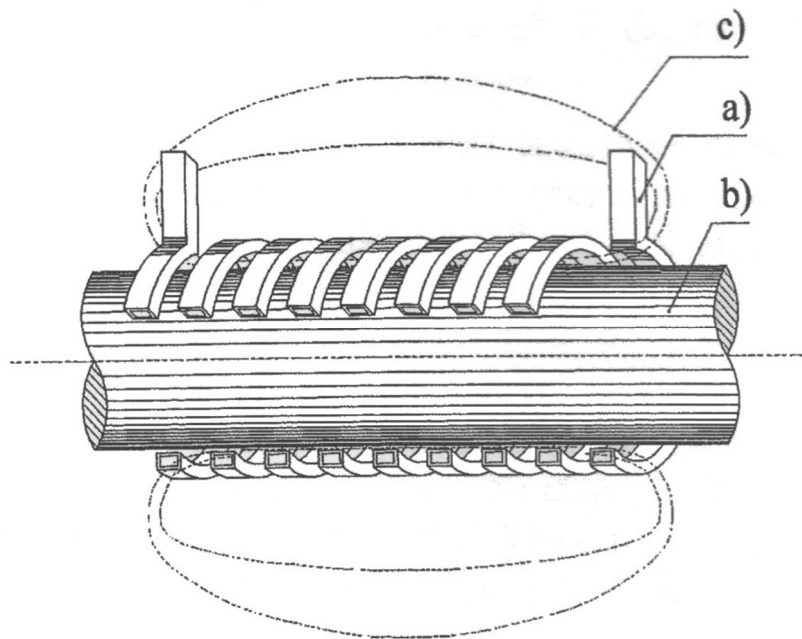
Il riscaldamento ad induzione è una tecnica che consiste nel riscaldare un materiale conduttore elettrico mediante l'applicazione di un campo magnetico variabile le cui linee di forza entrano nel pezzo. In questo processo, il campo magnetico variabile induce una differenza di potenziale, che a sua volta può creare una corrente elettrica dipendente dalla forma e dalle caratteristiche del pezzo da trattare. Queste correnti indotte dissipano energia e generano calore per effetto Joule. Poiché tutti i metalli sono buoni conduttori elettrici, il riscaldamento ad induzione è utilizzabile in vari tipi di lavorazioni riguardanti i metalli, come fusione, saldatura, brasatura, trattamenti termici ed affinamento della grana cristallina. Questa tecnica, inoltre, coinvolge anche applicazioni non metalliche incluse la grafitizzazione del carbonio, la reticolazione di polimeri e trattamenti di essiccazione. Di tutte queste applicazioni, i trattamenti termici predominano in termini di pezzi coinvolti: in particolare la tempra superficiale di acciai e ghise rappresenta il processo prevalente. Rispetto all'utilizzo di forni, il riscaldamento ad induzione può offrire un maggior risparmio energetico e velocità di riscaldamento molto elevate. Altri vantaggi dei trattamenti termici ad induzione, che derivano dal non contatto e da come si genera calore all'interno del pezzo, sono:

- Facilità di controllo e di automazione;
- Spazio richiesto per il processo ridotto;
- Condizioni lavorative pulite e silenziose;
- Possibilità di integrazione in linee di processo;
- Controllo automatizzato.

### 2.2 Fenomeni elettromagnetici nella tempra ad induzione

I componenti base in un sistema ad induzione sono la bobina di induzione, una sorgente di potenza in corrente alternata (AC) e il pezzo da trattare. La bobina, dalle forme più disparate

ma comunque legate al modello di riscaldamento richiesto, è collegata alla sorgente di potenza affinché il flusso di corrente generi un campo magnetico (vedi figura 2.1).



**Figura 2.1:** Esempio di un solenoide: a) bobina, b) carico, c) linee di campo magnetico.

La forza del campo magnetico dipende dall'intensità di corrente e dal numero di spire nella bobina. Se un oggetto conduttore elettrico viene posto all'interno di una bobina alimentata con corrente alternata, le correnti indotte (dette anche parassite o di Foucault) all'interno del pezzo sono generate dal campo magnetico variabile. Ciò viene definito dalla legge di Faraday (legge dell'induzione elettromagnetica):

$$e = -N * \frac{d\Phi}{dt}$$

la quale lega la forza elettromotrice  $e$  (V) con la variazione nel tempo del flusso di campo magnetico  $\Phi$  (A/m<sup>2</sup>) e con il numero di spire  $N$  nella bobina.

Tuttavia a causa di molteplici fenomeni elettromagnetici (effetto pelle, effetto di prossimità ed effetto anello) la distribuzione delle correnti nel carico e nell'induttore non sono uniformi.

### 2.2.1 Effetto pelle

L'effetto pelle è la tendenza di una corrente elettrica alternata di distribuirsi all'interno del conduttore in maniera tale che la densità di corrente sia massima in prossimità della superficie

del pezzo e si riduce muovendosi verso l'interno. In prima approssimazione si può descrivere l'effetto pelle lungo lo spessore (raggio) del pezzo tramite la formula:

$$I = I_0 * e^{-y/\delta}$$

dove  $I$  è la densità di corrente alla distanza  $y$  dalla superficie ( $A/m^2$ );  $I_0$  è la densità di corrente superficiale ( $A/m^2$ );  $y$  è la distanza dalla superficie (m) e  $\delta$  è lo spessore di penetrazione (m) definito come:

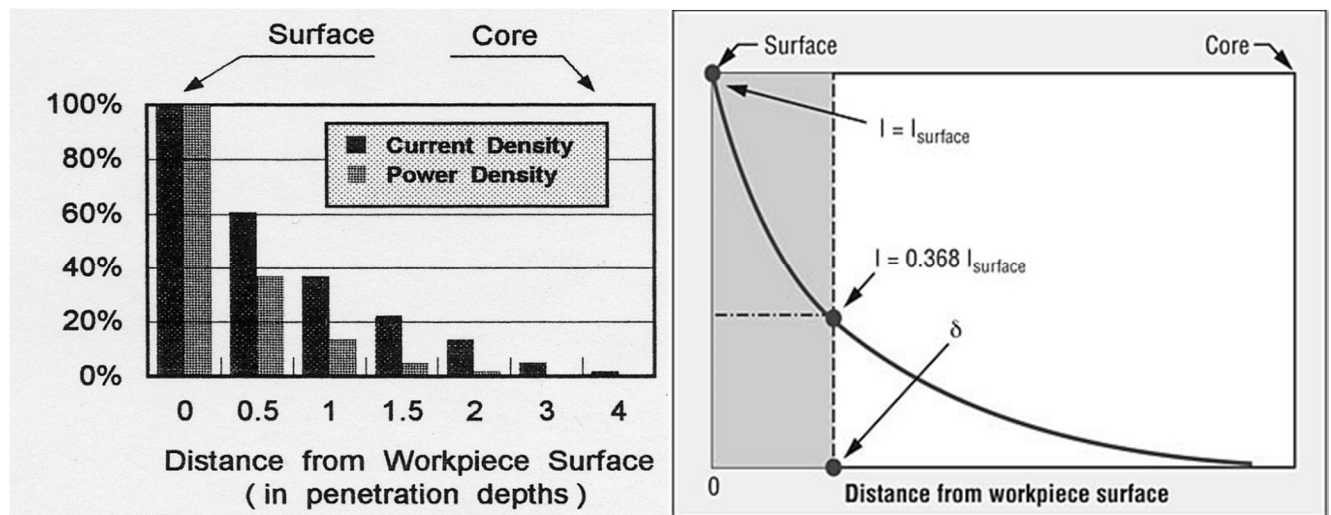
$$\delta = \sqrt{\frac{2 * \rho}{\omega * \mu_r * \mu_0}}$$

con  $\rho$  resistività del conduttore ( $\Omega \cdot m$ ),  $\omega$  velocità angolare o pulsazione della corrente ( $s^{-1}$ ),  $\mu_r$  la permeabilità magnetica relativa e  $\mu_0$  la permeabilità magnetica nel vuoto (H/m).

La distribuzione della potenza, legata alla densità di corrente, viene descritta dalla relazione:

$$w = \rho * I^2 = w_0 * \exp\left(-\frac{2 * y}{\delta}\right)$$

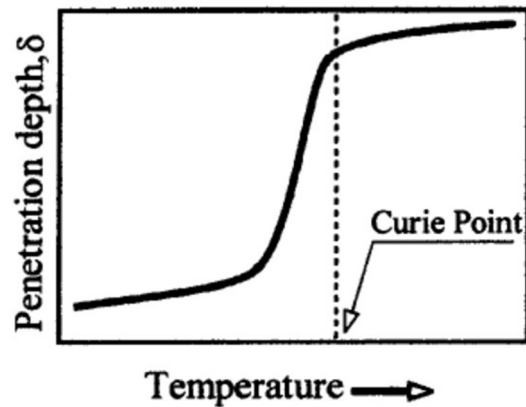
in cui  $w$  e  $w_0$  sono rispettivamente la densità di potenza a distanza  $y$  ed in prossimità della superficie del pezzo. Approssimativamente l'86% della potenza ceduta al pezzo è concentrato nel primo spessore di penetrazione.



**Figura 2.2:** Distribuzione della potenza e della densità di corrente dovuta all'effetto pelle.

È necessario, inoltre, sottolineare come la profondità di penetrazione non è costante durante il processo di riscaldamento ad induzione. Infatti il valore della permeabilità magnetica non presenta una distribuzione costante all'interno del pezzo ed inoltre cambia con la temperatura del materiale ed il campo magnetico. In particolare, in riferimento alla temperatura, la profondità di penetrazione cresce leggermente man mano che la temperatura sale, per poi avere

un netto incremento superata la temperatura di Curie dell'acciai, a causa della variazione delle proprietà magnetiche del materiale (figura 2.3).



**Figura 2.3:** *Variazione della profondità di penetrazione in funzione della temperatura.*

Per quanto riguarda la frequenza, l'effetto pelle è molto pronunciato in presenza di elevate frequenze per cui la profondità di penetrazione è molto ridotta rispetto alla sezione effettiva del pezzo: ciò comporta un aumento della resistenza globale del materiale.

L'effetto pelle è dovuto alle correnti parassite (di verso opposto) indotte dal campo magnetico variabile generato dalla corrente alternata circolante nelle spire dell'induttore.

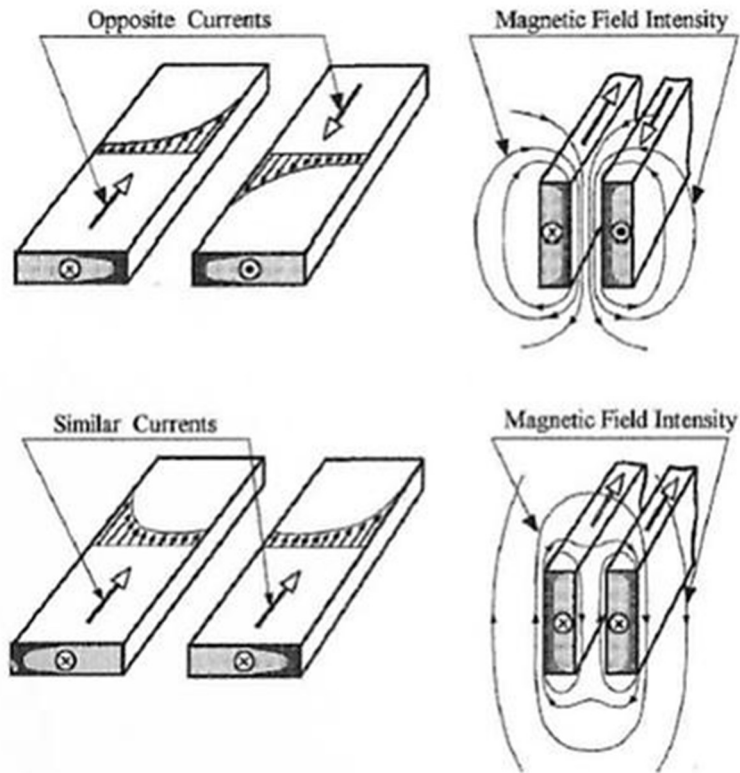
### **2.2.2 Effetto di prossimità**

Un campo magnetico variabile influenza la distribuzione di una corrente elettrica, che fluisce attraverso un conduttore elettrico, mediante induzione elettromagnetica. Quando una corrente alternata fluisce attraverso un singolo conduttore isolato, il campo magnetico prodotto si distribuisce radialmente in tutte le direzioni, con densità di corrente localizzata su tutta la superficie.

Se due conduttori sono posti l'uno vicino all'altro, in questo caso, i campi magnetici generati dalle correnti che percorrono i conduttori si sommano vettorialmente tra loro provocando la ridistribuzione delle densità di corrente nei conduttori stessi.

In particolare, se le correnti hanno versi opposti, i flussi si concentreranno sulle facce adiacenti del conduttore, generando un elevato campo magnetico, mentre, se hanno lo stesso verso, si addenseranno sulle facce opposte (figura 2.4).

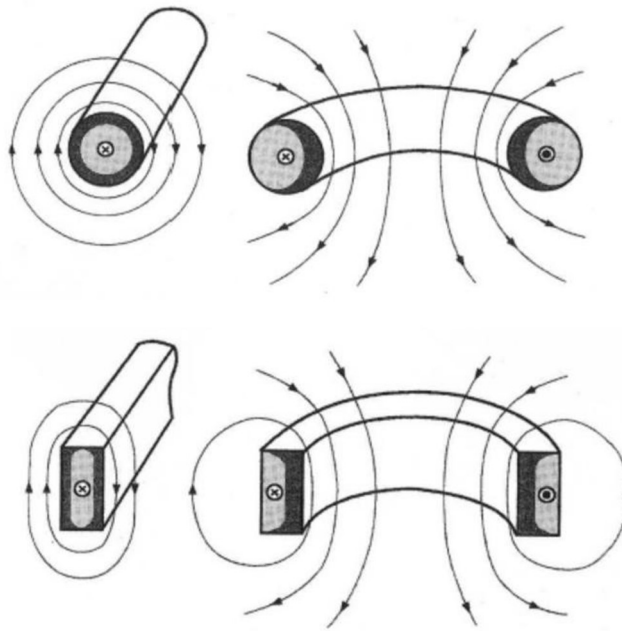
Infine minore è la distanza tra i conduttori e maggiore sarà l'effetto di prossimità.



**Figura 2.4:** *Effetto di prossimità.*

### 2.2.3 Effetto anello

Finora è stata descritta la distribuzione della densità di corrente in un conduttore rettilineo. Se, invece, il conduttore presenta una forma ad anello, allora la sua corrente risulterà distribuita come mostrato in figura 2.5.



**Figura 2.5:** *Effetto anello.*

Le linee di flusso magnetico risultano concentrate nella sezione interna dell'anello e quindi la densità del campo magnetico sarà massima all'interno dell'anello stesso. Come conseguenza, la maggior parte della corrente fluirà sul lato interno dell'anello rispetto all'esterno.

La presenza dell'effetto anello può avere anche dei risvolti positivi nel riscaldamento ad induzione, per esempio, di un cilindro. Infatti, nella zona dove il pezzo è collocato all'interno della bobina di induzione, la combinazione dell'effetto anello, pelle e di prossimità comporterà una concentrazione della corrente di alimentazione della bobina sul diametro interno della bobina stessa. Come risultato, ci sarà un accoppiamento ristretto bobina – pezzo, che condurrà ad una miglior efficienza della bobina.

## 2.3 Modellazione matematica dei fenomeni elettromagnetici

Per descrivere i fenomeni elettromagnetici si utilizzano le quattro equazioni di Maxwell, le quali rappresentano le leggi fondamentali che governano l'interazione elettromagnetica. Queste leggi, scritte in forma differenziale, sono:

$$\nabla \cdot \mathbf{B} = 0 \quad (2.1)$$

$$\nabla \cdot \mathbf{D} = \rho \quad (2.2)$$

$$\nabla \times \mathbf{E} = -\frac{\partial \mathbf{B}}{\partial t} \quad (2.3)$$

$$\nabla \times \mathbf{H} = \mathbf{J} + \frac{\partial \mathbf{D}}{\partial t} \quad (2.4)$$

La prima equazione è la legge di Gauss per il magnetismo, la quale afferma che la divergenza del vettore densità di flusso magnetico  $\mathbf{B}$  (T) è uguale a zero. In altre parole, il campo magnetico è un campo solenoidale. Il monopolo magnetico non esiste fisicamente e le linee di flusso magnetico formano un circuito chiuso.

La seconda equazione è la legge di Gauss per il campo elettrico. Descrive la relazione tra un campo elettrico e la carica elettrica che lo determina. La sorgente del campo elettrico è la carica elettrica e le linee di flusso iniziano e finiscono nella carica.  $\mathbf{D}$  ( $\text{C} \cdot \text{m}^{-2}$ ) è il vettore spostamento elettrico e  $\rho$  ( $\text{C} \cdot \text{m}^{-3}$ ) è la densità di carica elettrica libera.

La terza equazione è detta legge di Faraday e dimostra che ogni variazione del vettore densità di flusso magnetico produce un campo elettrico  $\mathbf{E}$  ( $\text{V} \cdot \text{m}^{-1}$ ).

La quarta ed ultima equazione è la legge di Ampère – Maxwell, la quale definisce che l'intensità di campo magnetico  $\mathbf{H}$  ( $\text{A} \cdot \text{m}^{-1}$ ) può essere generata da una corrente elettrica ( $\mathbf{J}$  ( $\text{A} \cdot \text{m}^{-2}$ ) densità di corrente di conduzione) e dalla corrente di spostamento nel dielettrico, che, a sua volta, è generata da un campo elettrico variabile nel tempo.

Per definire le equazioni di Maxwell è necessario specificare le relazioni costitutive dei materiali che sono, per un mezzo lineare e isotropo:

$$\mathbf{D} = \varepsilon * \varepsilon_0 * \mathbf{E} \quad (2.5)$$

$$\mathbf{J} = \sigma * \mathbf{E} \quad (2.6)$$

$$\mathbf{B} = \mu_r * \mu_0 * \mathbf{H} \quad (2.7)$$

dove  $\varepsilon$  è la permittività relativa,  $\mu_r$  la permeabilità magnetica relativa e  $\sigma$  la conducibilità elettrica relative al materiale. La costante  $\mu_0 = 4 * \pi * 10^{-7}$  (H/m) è la permeabilità del vuoto e, in maniera simile,  $\varepsilon_0 = 8.854 * 10^{-12}$  (F/m) è la sua permittività.

Le equazioni di Maxwell possono essere modificate nel caso della tempra ad induzione, quando, però, le frequenze rimangono al di sotto di 10 MHz.

Infatti, in questo caso è possibile trascurare il termine  $\frac{\partial \mathbf{D}}{\partial t} = \frac{\partial(\varepsilon * \varepsilon_0 * \mathbf{E})}{\partial t}$  della legge di Ampère – Maxwell, la quale diventa:

$$\nabla \times \mathbf{H} = \sigma * \mathbf{E} \quad (2.8)$$

Inoltre, dopo alcuni passaggi di algebra vettoriale e sostituendo l'equazione costitutiva 2.7 nella legge di Maxwell (2.3), si ottiene:

$$\nabla \times \left( \frac{1}{\mu_r} \nabla \times \mathbf{E} \right) = -\mu_0 * \sigma * \frac{\partial \mathbf{E}}{\partial t} \quad (2.9)$$

La legge di Faraday può anche essere espressa ricordando che  $\mathbf{B}$  è solenoidale e, quindi, si può scrivere:

$$\mathbf{B} = \nabla \times \mathbf{A} \quad (2.10)$$

dove  $\mathbf{A}$  è il vettore potenziale magnetico. Si ha, così:

$$\nabla \times \mathbf{E} = -\frac{\partial(\nabla \times \mathbf{A})}{\partial t} = -\nabla \times \left( \frac{\partial \mathbf{A}}{\partial t} \right) \quad (2.11)$$

L'equazione 2.11 può essere integrata ottenendo:

$$\mathbf{E} = -\frac{\partial \mathbf{A}}{\partial t} - \nabla \varphi \quad (2.12)$$

in cui  $\varphi$  è il potenziale elettrico. Moltiplicando la 2.12 per la conducibilità elettrica del materiale, si ha:

$$\mathbf{J} = -\sigma * \frac{\partial \mathbf{A}}{\partial t} + \mathbf{J}_0 \quad (2.13)$$

dove  $\mathbf{J}_0 = -\sigma * \nabla \varphi$  è la densità di corrente fornita alla bobina d'induzione. La 2.13 mostra che la densità di corrente totale è data dalla somma delle correnti parassite e della corrente imposta nell'induttore.

Sostituendo la seconda equazione costitutiva e la 2.11 nella 2.9 e trascurando l'isteresi e la saturazione magnetica si ottiene:

$$\nabla \times \left( -\nabla \times \frac{\partial \mathbf{A}}{\partial t} \right) = \mu_0 * \mu_r * \frac{\partial \mathbf{J}}{\partial t} \quad (2.14)$$

ma, quindi:

$$\frac{1}{\mu_0 * \mu_r} * \nabla \times (\nabla \times \mathbf{A}) = \mathbf{J} \quad (2.15)$$

Sostituendo nella 2.15 la 2.13 si ha:

$$\frac{1}{\mu_0 * \mu_r} * \nabla \times (\nabla \times \mathbf{A}) = -\sigma * \frac{\partial \mathbf{A}}{\partial t} + \mathbf{J}_0 = -j\omega \mathbf{A} + \mathbf{J}_0 \quad (2.16)$$

con  $\omega$  frequenza angolare. L'equazione 2.16 è la formulazione in funzione del vettore potenziale magnetico.

Per la gran parte dei processi di riscaldamento ad induzione, come la tempra, il calore generato dall'isteresi non supera il 7% rispetto a quello generato dalle perdite di correnti indotte. Quindi in questi casi l'ipotesi di trascurare l'effetto dell'isteresi è valida.

Una delle maggiori difficoltà nel determinare il campo magnetico ed il profilo delle temperature è la non-linearità delle proprietà del materiale. Infatti utilizzando metodi analitici che non

tengono conto delle variazioni di queste proprietà è possibile ottenere dei risultati errati. Inoltre, anche la geometria del pezzo e della bobina, a volte, possono essere molto complesse. Per queste ragioni, attualmente si utilizzano metodi numerici, come il metodo degli elementi finiti, che permettono di descrivere con successo l'andamento del campo magnetico e la variazione di temperatura nel pezzo.

## **2.4 Fenomeni termici nella tempra ad induzione**

Nella progettazione di un sistema di riscaldamento ad induzione è molto importante conoscere in modo preciso il tempo di riscaldamento e la potenza necessaria per ottenere un determinato profilo di temperatura richiesto dal processo.

Inoltre, a causa di considerazioni descritte nel § 2.2, la distribuzione della potenza in un processo di riscaldamento ad induzione non è costante. Per questi motivi è necessario sapere il transitorio termico nel pezzo.

In particolare si devono considerare tutti e tre i modi di trasmissione del calore, ossia conduzione, convezione e irraggiamento, in quanto presenti durante il processo di riscaldamento ad induzione.

### **2.4.1 Conduzione**

Il calore generato nel pezzo dalle correnti indotte fluisce per conduzione dalle regioni calde verso il cuore del pezzo che si trova ad una temperatura inferiore. La legge fondamentale che descrive il trasferimento di calore per conduzione è la legge di Fourier:

$$q_{cond} = -\lambda * grad(T)$$

dove  $q_{cond}$  è il flusso di calore per conduzione ( $W \cdot m^{-2}$ ),  $\lambda$  è la conducibilità termica ( $W/m \cdot K$ ) e  $T$  è la temperatura in Kelvin. Secondo la legge di Fourier maggiore è il gradiente di temperatura tra superficie e cuore, più grande sarà il calore scambiato per conduzione.

### **2.4.2 Convezione**

Durante il trattamento termico ad induzione, parte del calore generato è perso attraverso l'ambiente circostante per convezione. La convezione avviene tramite il contatto del pezzo con un fluido circostante a diversa temperatura e la legge di Newton, che governa il processo di

scambio termico, definisce che il grado di trasferimento di calore per convezione è direttamente proporzionale alla differenza di temperatura tra superficie del pezzo e fluido circostante:

$$q_{conv} = \alpha * (T_s - T_a)$$

dove  $q_{conv}$  è il calore perso per convezione ( $W \cdot m^{-2}$ ),  $\alpha$  è il coefficiente di scambio termico per convezione ( $W/m^2 \cdot K$ ),  $T_s$  e  $T_a$  sono rispettivamente la temperatura della superficie e dell'ambiente in Kelvin.

Il coefficiente di scambio termico per convezione dipende dalle proprietà termiche del materiale e in parte del fluido circostante. In aggiunta influiscono su  $\alpha$  anche, la viscosità del fluido e la velocità di rotazione del pezzo. Di fatto si tratta di un regime di convezione forzata, in quanto durante la tempra il pezzo è in movimento. Quindi si dovrà fare riferimento alle cosiddette curve differenziali di velocità di tempra per descrivere la fase di raffreddamento.

Oppure per un'indicazione più precisa degli scambi convettivi, differenti da punto a punto nel pezzo, si dovrà ricorrere ad un'analisi CFD (*computational fluid dynamics*).

### 2.4.3 Irraggiamento

L'irraggiamento consiste nello scambio di calore tra due corpi mediante la propagazione di onde elettromagnetiche ed è causato dalla differenza di temperatura tra i due corpi stessi. Si tratta dell'unico fenomeno che non prevede il contatto diretto tra i corpi e non necessita di un mezzo per propagarsi (in quanto può avvenire nel vuoto).

Il fenomeno è governato dalla legge di Stefan – Boltzmann:

$$q_{rad} = \sigma_s * \varepsilon * (T_s^4 - T_a^4)$$

con  $q_{rad}$  densità di calore perso per irraggiamento ( $W \cdot m^{-2}$ ) e  $\sigma_s$  coefficiente di Stefan – Boltzmann.  $\varepsilon$  è l'emissività del mezzo e tiene conto della differenza tra il caso reale ed il caso ideale (corpo nero), nel quale l'emissività è unitaria. L'emissività dipende dalla temperatura, dall'angolo di emissione, dalla lunghezza d'onda, da un fattore geometrico e dalla finitura della superficie.

$T_s$  e  $T_a$  sono rispettivamente la temperatura della superficie del pezzo e dell'ambiente in Kelvin.

## 2.5 Modellazione matematica dei fenomeni termici

In generale, il processo di trasferimento di calore dipendente dalla temperatura in un pezzo metallico può essere descritto dall'equazione di Fourier:

$$\rho * c * \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla \cdot (-\lambda \nabla T) = Q$$

dove  $T$  è la temperatura,  $\rho$  è la densità del materiale,  $c$  è il calore specifico,  $\lambda$  è la conducibilità termica del materiale e  $Q$  è la densità di calore indotta dalle correnti parassite per unità di tempo in un volume unitario (ossia il calore generato). Questo valore viene ottenuto risolvendo il problema elettromagnetico.

L'equazione di Fourier rappresenta la distribuzione della temperatura nelle tre dimensioni in funzione del tempo e per ogni punto del pezzo.

Con opportune condizioni al contorno e iniziali è possibile determinare le equazioni dei bilanci termici per le fasi di riscaldamento e raffreddamento riferite alla superficie o all'interno del pezzo. La tabella seguente riassume tutte le equazioni ottenibili:

| Parte del pezzo considerata | Fase del processo | Equazioni                                                                                                                |
|-----------------------------|-------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Superficie                  | Riscaldamento     | $\rho * c * \frac{dT}{dt} = \lambda \nabla^2 T + Q_{ind} + S\sigma\varepsilon(T^4 - T_{aria}^4) + S\alpha(T - T_{aria})$ |
| Interno                     |                   | $\rho * c * \frac{dT}{dt} = \lambda * \nabla^2 T + Q_{ind}$                                                              |
| Superficie                  | Raffreddamento    | $\rho * c * \frac{dT}{dt} = \lambda \nabla^2 T - S\alpha(T_{acqua} - T)$                                                 |
| Interno                     |                   | $\rho * c * \frac{dT}{dt} = \lambda * \nabla^2 T$                                                                        |

**Tabella 2.1:** Equazioni di bilancio termico del processo di tempra ad induzione.

Le leggi di Newton e Boltzmann sono molto utili per calcolare le perdite di calore medie dovute a fenomeni di irraggiamento e convezione. Tuttavia va notato che, nel corso del riscaldamento, a basse temperature prevalgono le perdite di calore legate alla convezione rispetto a quelle per irraggiamento, mentre ad alte temperature la situazione è opposta.

Invece, durante il raffreddamento le perdite sono date solamente dalla convezione tra pezzo e fluido temprante. L'irraggiamento è trascurabile.

## 2.6 Proprietà dei materiali metallici

Nei processi di tempra ad induzione assumono una notevole importanza tutte le proprietà elettriche e termiche dei materiali che variano al variare della temperatura e/o del campo magnetico.

### 2.6.1 Proprietà elettriche

Le principali proprietà elettromagnetiche coinvolte nella tempra ad induzione sono la conducibilità elettrica (o viceversa la resistività elettrica) e la permeabilità magnetica relativa.

#### 2.6.1.1 Resistività elettrica (conducibilità elettrica)

La capacità di un materiale di condurre facilmente una corrente elettrica è specificata dalla conducibilità elettrica  $\sigma$ . Il reciproco della conducibilità è la resistività elettrica  $\rho$ . Le unità di misura per  $\sigma$  e  $\rho$  sono rispettivamente  $\Omega$ -metro e Siemens per metro (S/m). In generale, i metalli e le leghe sono considerati buoni conduttori elettrici rispetto ai materiali isolanti.

La resistività elettrica di un particolare metallo varia con la temperatura, composizione chimica, microstruttura e dimensione della grana cristallina. Tuttavia l'andamento della resistività può essere approssimato con una funzione lineare della temperatura:

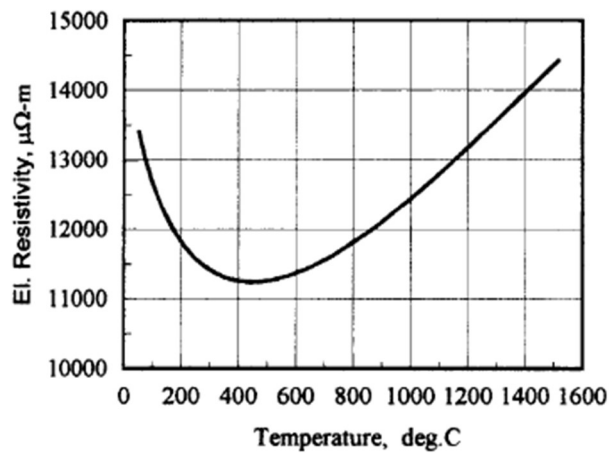
$$\rho = \rho_0 * [1 + \alpha(T - T_0)]$$

dove  $\rho_0$  è la resistività del materiale a temperatura ambiente  $T_0$ ,  $\rho$  è la resistività alla temperatura  $T$ , mentre  $\alpha$  è un coefficiente che aumenta la resistività in funzione della temperatura (la sua unità di misura è  $1/^\circ\text{C}$ ).

Un' aumento di temperatura, quindi, comporta nel materiale riscaldato:

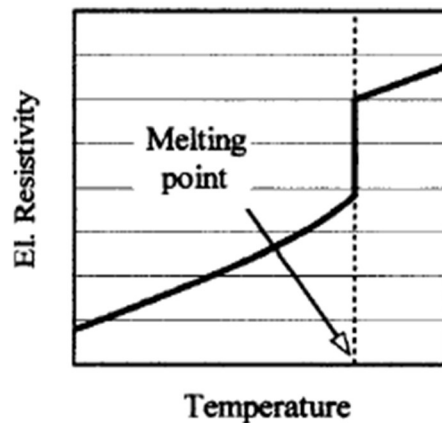
- Una diminuzione della densità di corrente superficiale ( $I_0$ );
- Un aumento dello spessore di penetrazione.

Questa approssimazione, però, molte volte differisce dal comportamento reale dei materiali. Infatti in alcuni casi la resistività diminuisce con la temperatura, per cui il valore di  $\alpha$  è negativo, mentre nel caso di acciai al carbonio, acciai alligati, grafite e altri ancora la resistività varia in modo non lineare con la temperatura (fig. 2.6).



**Figura 2.6:** Resistività elettrica della grafite vs temperatura.

Inoltre al raggiungimento del punto di fusione la resistività aumenta nettamente (fig. 2.7).



**Figura 2.7:** Resistività elettrica dei metalli vs temperatura.

Anche le impurità nei metalli influenzano la resistività e ciò è particolarmente vero per le leghe metalliche.

Altri fattori che influenzano la resistività, sebbene in modo molto meno marcato rispetto alla temperatura, sono la grana cristallina (a maggior resistività corrisponde una grana fine), il grado di deformazione plastica e i trattamenti termici.

#### 2.6.1.2 Permeabilità magnetica relativa

La permeabilità magnetica relativa  $\mu_r$  indica la capacità di un materiale di condurre un flusso magnetico in modo migliore rispetto al vuoto o all'aria. Questa grandezza è funzione complessa della temperatura e del campo magnetico. In particolare si può notare che:

- La permeabilità magnetica relativa è, in prima approssimazione, determinata dalla relazione  $\mu_r = \frac{B}{H \cdot \mu_0}$ . Inoltre è legata alla suscettibilità magnetica  $\chi$  dall'espressione:  

$$\mu_r = 1 + \chi.$$
In altre parole la suscettibilità mostra di quanto la permeabilità relativa differisce dall'unità.
- Mentre nei materiali non magnetici  $\mu_r$  è pari ad uno, nei materiali magnetici parte dal valore della permeabilità a 20°C, varia leggermente con la temperatura fino al valore unitario al raggiungimento della temperatura di Curie (il materiale diventa diamagnetico).

## 2.6.2 Proprietà termiche

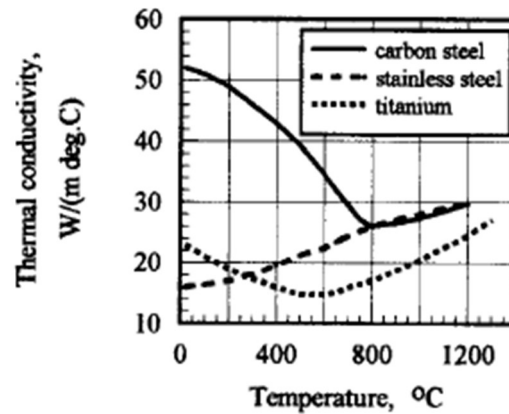
Le proprietà termiche coinvolte nella tempra ad induzione sono la conducibilità termica e il calore specifico dei materiali.

### 2.6.2.1 Conducibilità termica

La conducibilità termica  $\lambda$  definisce il grado con cui il flusso di calore viene trasmesso attraverso un materiale conduttivo in funzione del tempo. In particolare un materiale con un'elevata  $\lambda$  condurrà il calore più “velocemente” rispetto ad uno con bassa  $\lambda$ .

Il vantaggio di avere metalli ad alta conducibilità consiste nell'ottenere una distribuzione uniforme di temperatura nel pezzo, nonostante una velocità di riscaldamento elevata. Tuttavia, in particolari applicazioni, un elevato valore di  $\lambda$  è svantaggioso poiché il calore si diffonde troppo velocemente. Per cui l'aumento di temperatura coinvolge non solo l'area desiderata, ma anche aree circostanti e ciò comporta la necessità di una maggiore potenza richiesta per portare l'area desiderata alla temperatura effettiva di trattamento. Inoltre un elevato quantitativo di calore generato potrebbe portare alla formazione di distorsioni nel materiale.

I valori di conducibilità termica di alcuni acciai sono mostrati in figura 2.8. Come si può notare, l'andamento della conducibilità in funzione della temperatura non è lineare.

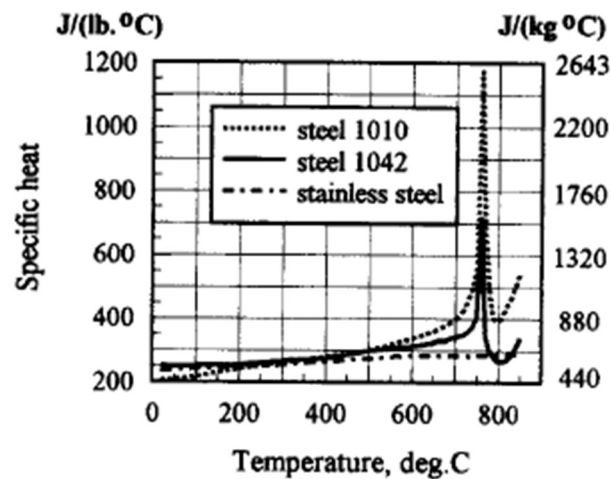


**Figura 2.8:** Conducibilità termica di alcuni metalli in funzione della temperatura.

### 2.6.2.2 Calore specifico

Il calore specifico corrisponde al quantitativo di calore richiesto per aumentare di 1°C l'unità di massa (Kg).

Questa proprietà è funzione complessa della temperatura, come mostra la figura 2.9.



**Figura 2.9:** Calore specifico di alcuni acciai in funzione della temperatura.

Dalla figura si può notare come il calore specifico dell'acciaio aumenti in modo quasi lineare con la temperatura fino al raggiungimento della temperatura di inizio austenitizzazione ( $Ac_1$ ). Successivamente si ha un picco tra  $Ac_1$  ed  $Ac_3$  ed infine diminuisce drasticamente al di sopra di  $Ac_3$ . La presenza del picco è dovuta al calore latente della trasformazione di fase.

## 2.7 Impianti per il riscaldamento ad induzione

Allo stato attuale sono disponibili in commercio numerosi tipi di generatori di potenza per rispondere a tutti i requisiti richiesti da applicazioni di riscaldamento ad induzione. La specifica applicazione determinerà la frequenza, il livello di potenza ed altri parametri legati all'induttore (come voltaggio e corrente della bobina). La figura 2.10 mostra le combinazioni possibili frequenza – potenza per varie applicazioni.

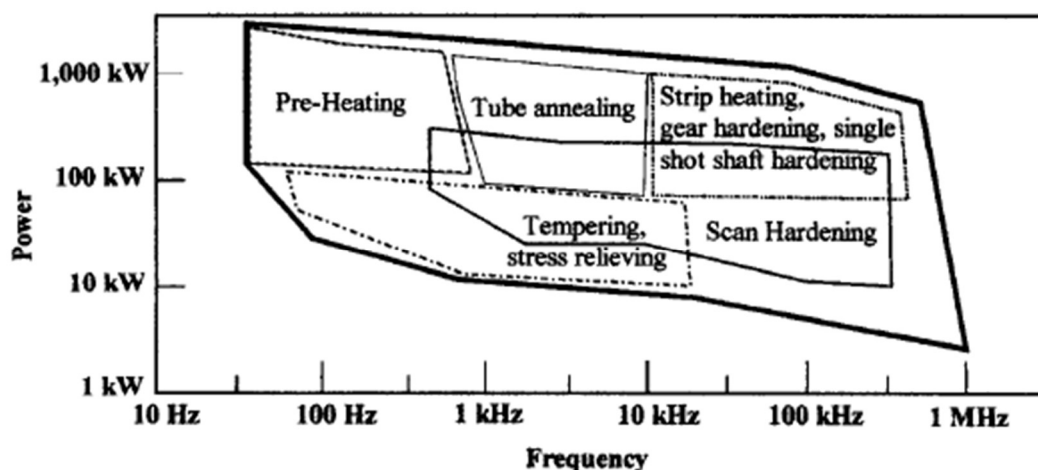


Figura 2.10: Diagramma potenza vs frequenza per vari trattamenti ad induzione.

La frequenza è un parametro molto importante nella progettazione di un generatore per un impianto ad induzione in quanto non solo determina la profondità di penetrazione della corrente nel pezzo, ma anche influenza il dimensionamento dei componenti elettronici di potenza, i quali funzionano solamente ad una frequenza prefissata. In particolare, il circuito di potenza deve garantire che questi componenti siano operativi per un tempo di vita prefissato e con la massima affidabilità.

La geometria della bobina e le proprietà elettriche del materiale da scaldare determinano la tensione, la corrente ed il fattore di potenza della bobina. Definire questi parametri è necessario per assicurare che la sorgente di potenza alimenti in maniera adeguata la bobina stessa.

### 2.7.1 Sistema di alimentazione degli impianti ad induzione

I sistemi di alimentazione per il riscaldamento ad induzione convertono la frequenza e la corrente della linea di alimentazione (trifase a 50 Hz) nella corrente e frequenza richieste dal processo desiderato.

Questi convertitori di frequenza operano con potenze comprese tra pochi kW e centinaia di kW e con frequenza da meno di 1 kHz a 400 kHz. Sono presenti anche sistemi che impiegano due frequenze simultaneamente: ciò dipende dalla dimensione del componente da riscaldare e dal metodo di produzione impiegato.

A partire dal 1927, anno di nascita del processo di tempra ad induzione, il sistema più utilizzato fu il motore – generatore. Questo consisteva in un motore collegato ad un generatore che produceva una corrente a media frequenza (3 – 10kHz). Con l'avvento dei semiconduttori, alla fine degli anni '60, il motore – generatore venne abbandonato.

Inizialmente vennero impiegati sistemi con tiristori per la generazione di frequenze medie. Con questo sistema, la corrente in alimentazione viene convertita in corrente continua e poi viene applicata, mediante un partitore di tensione capacitivo, ad un invertitore azionato dai tiristori.

Attualmente, vengono impiegati anche IGBT e MOSFET per la generazione di correnti ad alta frequenza. La figura 2.11 mostra in forma grafica le varie combinazioni possibili frequenza vs potenza ottenibili impiegando tutte le tecniche oggi disponibili.

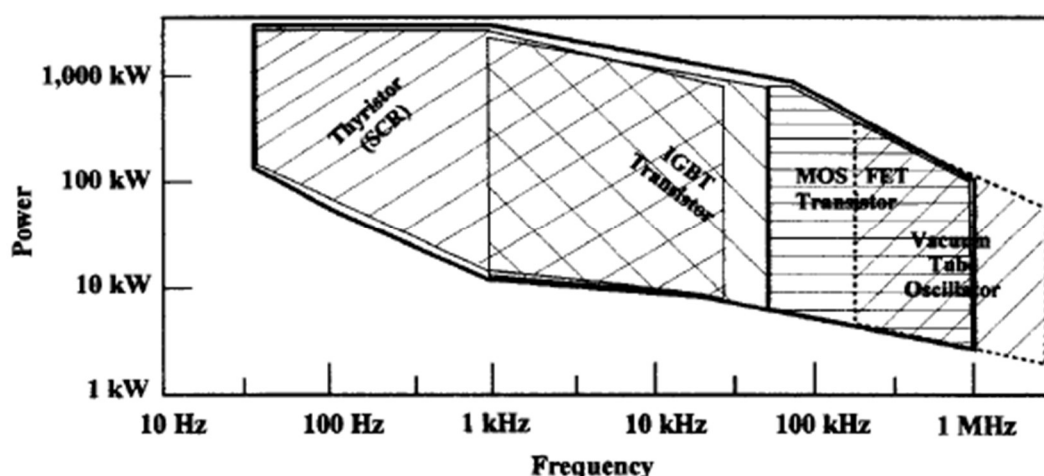


Figura 2.11: Sistemi impiegati per il riscaldamento ad induzione.

In generale, una macchina per il riscaldamento ad induzione è costituita dal seguente schema a blocchi (fig. 2.12):

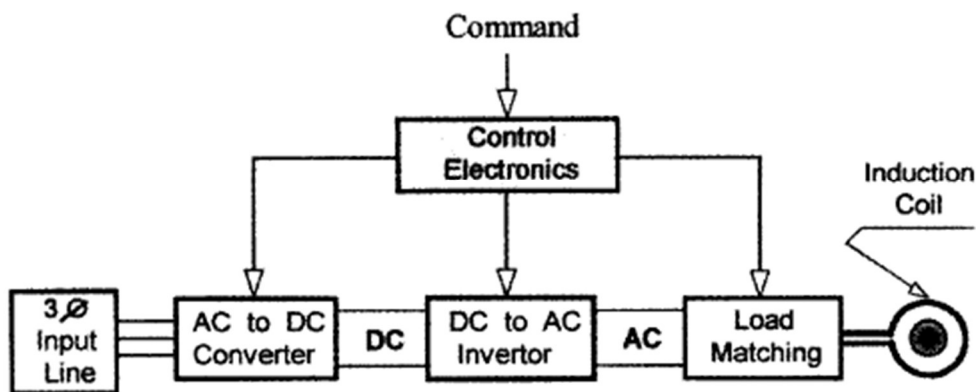


Figura 2.11: Diagramma a blocchi di una macchina per la tempra ad induzione.

Per l'alimentazione si utilizza una corrente trifase (50/60 Hz) con una tensione compresa tra 220 e 575 V. Il primo blocco rappresenta il raddrizzatore. Questa sezione può fornire una tensione DC fissa, variabile o una corrente continua variabile. Il secondo blocco rappresenta l'inverter, che trasforma una corrente continua in ingresso in una corrente alternata monofase in uscita. La terza sezione consiste nel adattatore di carico (adattamento di impedenza), che adatta l'output dell'inverter al livello richiesto dall'induttore. Infine il sistema di controllo compara i valori in uscita dal sistema con il segnale di comando imposto e modifica l'output del raddrizzatore, la fase o la frequenza dell'inverter, o entrambi per avere il grado di riscaldamento richiesto.

#### 2.7.1.1 Raddrizzatore

Questa parte della macchina per il riscaldamento ad induzione converte la corrente alternata in entrata in una corrente continua. Vi sono tre sistemi che espletano questa azione.

Il sistema più semplice è il raddrizzatore non controllato. La sua tensione di uscita è legata alla tensione di entrata dalla seguente relazione:  $V_{output} = 1.35 * V_{input}$ . Poiché non è presente nessun controllo dell'output, questo raddrizzatore deve essere accoppiato necessariamente con un inverter capace di regolare l'uscita.

Il raddrizzatore controllato, invece, è costituito da tiristori che possono essere accesi in maniera tale da fornire un controllo dell'uscita del raddrizzatore rispetto alla tensione (AC) in entrata. Tuttavia, il tempo di risposta è lento e il fattore di potenza della linea di alimentazione non è accettabile quando la tensione di uscita è al di sotto di un valore critico. Per questo sono necessari dei circuiti con altri componenti elettronici di potenza.

Un'altra soluzione consiste nell'utilizzare un convertitore buck (o convertitore swithcing). Il sistema è costituito da un raddrizzatore non controllato seguito da un circuito formato da due interruptori (diodo e transistor), un condensatore ed un induttore. Il funzionamento di questo convertitore è semplice: il raddrizzatore applica una tensione continua DC su un induttore per un periodo di tempo nel quale scorre una corrente elettrica così da immagazzinare energia magnetica. Quando viene tolta la tensione si trasferisce l'energia immagazzinata come tensione d'uscita dall'induttore all'inverter in maniera controllata.

Un esempio di convertitori è presentato in figura 2.12.

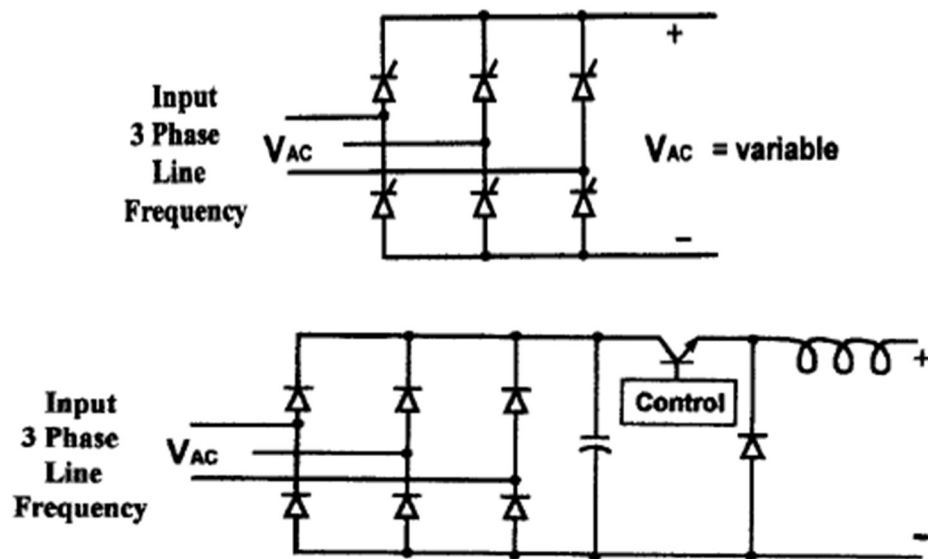


Figura 2.12: Esempi di raddrizzatori.

### 2.7.1.2 Inverter

L'inverter converte la corrente continua in ingresso in una corrente monofase alternata in uscita. Questo sistema include l'SCR, l'IGBT o il MOSFET e presenta le seguenti strutture:

- A ponte (H-bridge)
- A semiponte (H-half bridge)

La più utilizzata è la configurazione a ponte (fig. 2.13).

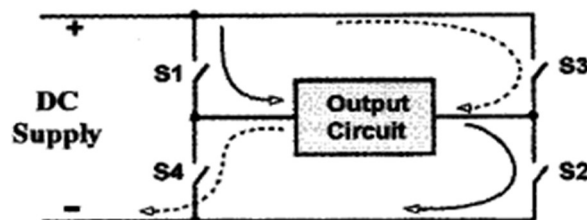
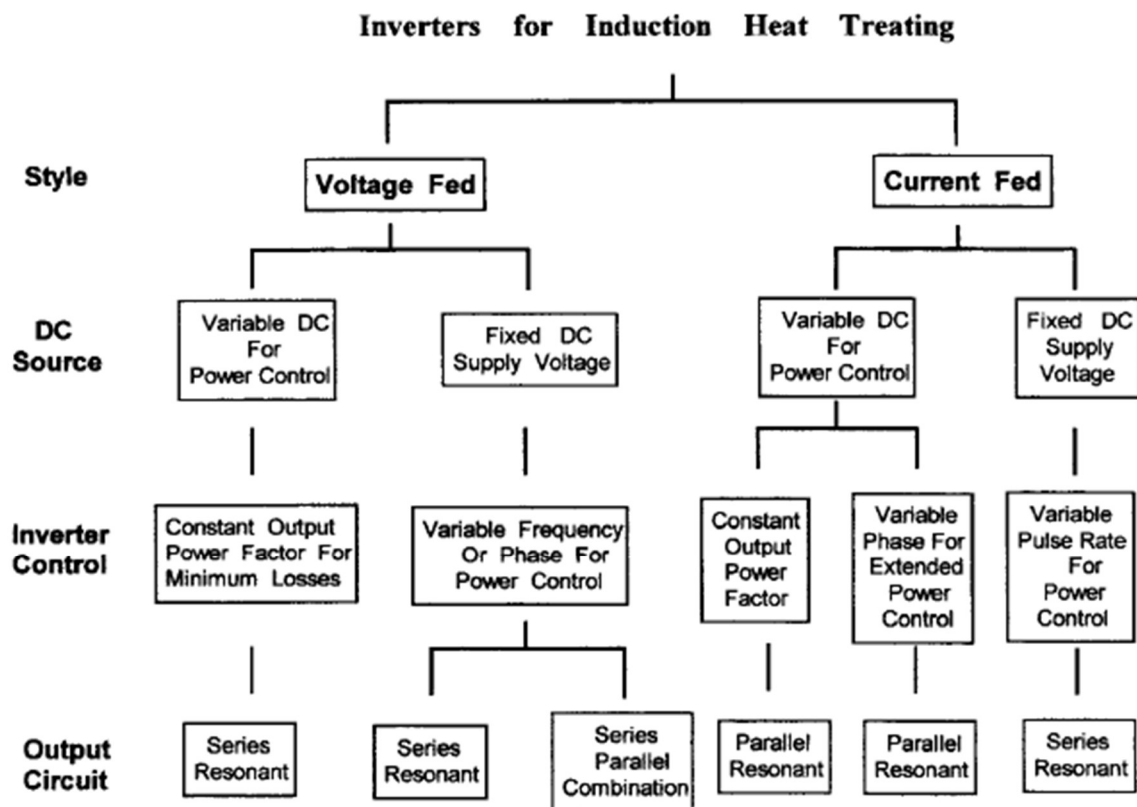


Figura 2.13: Inverter a ponte.

Il ponte H presenta quattro gambe ciascuna con un interruttore, mentre il circuito di uscita è collegato al centro del dispositivo. Quando due interruttori (per esempio S1 e S2 della figura 2.13) vengono chiusi la corrente fluisce attraverso il carico in una direzione. Chiudendo, invece, gli altri due interruttori (S3 ed S4) la corrente fluisce nel senso opposto. Ripetendo più volte il processo, viene generata una corrente alternata ad una frequenza determinata dalla velocità di chiusura ed apertura degli interruttori.

I due principali tipi di inverter comunemente usati nei processi ad induzione sono l'inverter a corrente impressa e quello a tensione impressa. La figura 2.14 mostra le principali caratteristiche di questi componenti.

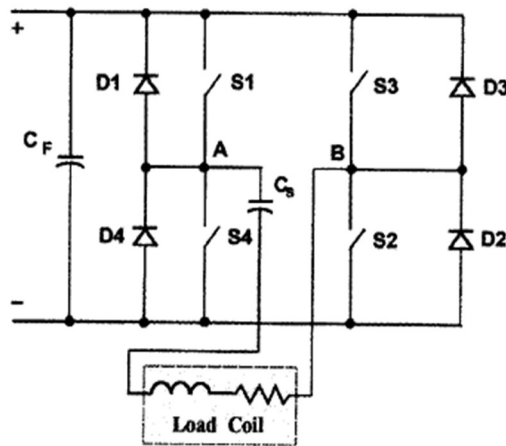


**Figura 2.14:** *Inverter per i trattamenti termici ad induzione.*

La figura suddivide ulteriormente i due tipi principali di inverter in base alla sorgente in corrente continua (fissa o variabile), alle modalità di controllo ed al tipo di collegamento del carico (in serie o in parallelo).

- **Inverter a tensione impressa con carico in serie**

In questo caso il circuito è costituito da un filtro capacitivo seguito dall'inverter a sua volta collegato in serie al carico (fig. 2.15).



**Figura 2.15:** *Inverter a tensione impressa con carico in serie.*

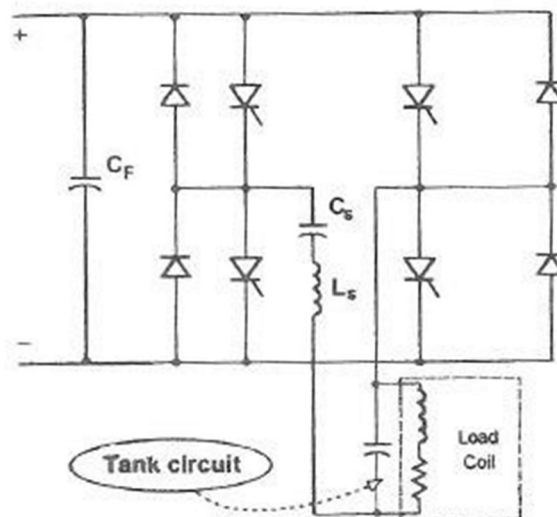
Questo inverter può essere commutato al di sotto della risonanza nel caso dei tiristori. Infatti la conduzione del diodo deve seguire quella del tiristore per un tempo tale da permettere lo spegnimento del tiristore stesso. I transistor, invece, non richiedono un tempo di disinnescio e quindi possono operare in risonanza, spegnendosi solo quando la corrente è nulla. Ciò minimizza le perdite di commutazione e massimizza la potenza trasferita dalla sorgente DC al carico. Tuttavia, per regolare la potenza è necessario controllare la tensione di alimentazione al sistema.

I transistor possono anche essere commutati al di sopra della risonanza e, in questo caso, gli interruttori chiusi (per esempio S3 e S4 della figura 2.15) vengono aperti prima che la corrente si annulli. Questo spinge la corrente a passare nei diodi (D1 e D2) che si trovano in posizione opposta rispetto agli interruttori rimasti sempre aperti (S1 ed S2). Questi interruttori possono, quindi, essere chiusi e condurranno non appena la corrente nel carico cambia direzione. Ciò porta alla minimizzazione delle perdite di commutazione nel diodo e nel transistor, mentre permette all'inverter di operare fuori dalla risonanza per regolare la potenza.

In quasi tutti i trattamenti termici ad induzione, all'output dell'inverter è collegato un trasformatore che incrementa la corrente disponibile al valore richiesto dall'induttore.

- **Inverter a tensione impressa connesso in serie ad un carico in parallelo**

Questo tipo di inverter presenta al suo interno un induttore ed un condensatore posti in serie. Questi a sua volta sono collegati in serie ad un carico costituito da un circuito in parallelo (fig. 2.16).



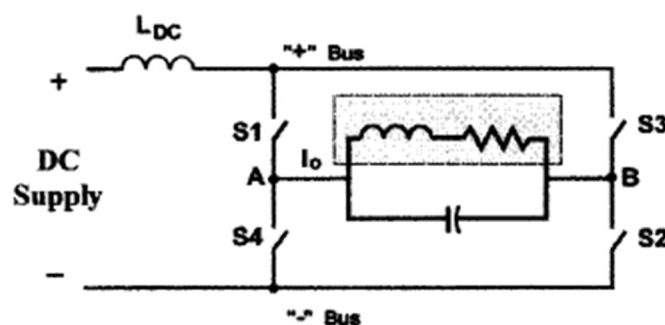
**Figura 2.16:** *Inverter a tensione impressa connesso in serie ad un carico parallelo.*

Un'importante caratteristica di questi inverter è che il circuito interno in serie isola il ponte H dal carico, proteggendo l'inverter da problemi riguardanti il carico stesso come, ad esempio corto circuiti. Questo aumenta il tempo di vita dell'inverter.

La sorgente di alimentazione, in questo caso, è costituita da una tensione continua non regolata.

- **Inverter a correnti imposte**

L'inverter a correnti imposte usa una sorgente a tensione continua variabile seguita da un induttore (ad induttanza elevata) collegato all'input del ponte H. L'output è collegato ad un carico costituito da un circuito in parallelo (fig. 2.17).



**Figura 2.17:** *Inverter a correnti imposte.*

Questo inverter può essere azionato al di sopra della frequenza di risonanza del carico parallelo.

Alla frequenza di risonanza la commutazione avviene quando la tensione del carico, dell'inverter e dell'interruttore è zero. Ciò minimizza le perdite di commutazione e

permette di operare ad alte frequenze. La potenza in uscita deve essere regolata controllando la corrente in entrata all'inverter. Questo viene ottenuto impiegando una tensione DC in entrata variabile.

In generale l'inverter a tensione imposta è preferibile in applicazioni che richiedono un carico ad elevata componente ohmica, come nel caso della fusione. D'altro canto l'inverter a correnti indotte viene sfruttato in applicazioni con ridotta componente ohmica, come la tempra e la saldatura di tubi.

### 2.7.1.3 Adattatori di impedenza

Un importante obbiettivo durante la progettazione di una macchina per riscaldamento ad induzione è di avere il massimo trasferimento di potenza attiva al pezzo, limitando quella reattiva: ciò si ottiene nelle prossimità della condizione di risonanza.

Nella pratica, è consuetudine prima regolare al meglio la macchina in modo tale da avere un fattore di potenza unitario e poi adattare l'impedenza del pezzo e della bobina a quella della sorgente di potenza.

Questo coinvolge un numero variabile di trasformatori, condensatori ed induttori che vengono collegati tra l'uscita del sistema di alimentazione e la bobina di induzione e ciò viene definito adattamento di impedenza.

Inoltre, poiché è richiesta relativamente un'elevata corrente per riscaldare con successo il pezzo, è necessario costruire una sorgente di alimentazione con una capacità di corrente estremamente elevata.

Non sempre è semplice conseguire una progettazione ottimale di un trattamento termico ad induzione. Infatti molte volte la bobina è progettata in modo tale da effettuare il processo desiderato indipendentemente dalla sorgente di alimentazione impiegata. Ciò comporta l'utilizzo di un interfaccia flessibile che adatti le caratteristiche in uscita delle sorgenti di alimentazione con la combinazione delle caratteristiche dell'induttore e del pezzo.

Oltretutto le proprietà dei materiali, come conducibilità elettrica e permeabilità magnetica, variano durante il ciclo di riscaldamento e ciò influisce sulla regolazione e sulle performance della sorgente di alimentazione.

#### 2.7.1.4 Controllo del processo

Il sistema di controllo monitora tutti i parametri nel carico, fornendo all'operatore informazioni riguardanti l'andamento del processo e se il trattamento termico del pezzo è stato concluso con successo.

Con l'avvento della microelettronica, la maggior parte dei sistemi avanzati attualmente utilizza un controllo digitale, che permette di misurare molte variabili contemporaneamente in tempo reale ed eventualmente modificarle.

#### **2.7.2 La bobina di induzione**

La bobina di induzione (detta anche di riscaldamento) è il dispositivo che genera il campo magnetico attorno ed all'interno del pezzo da trattare. Il flusso magnetico risultante prodotto dall'induttore può essere classificato in due modi:

- Flusso longitudinale: Si tratta della tecnica più utilizzata. Si ottiene facendo passare l'induttore attraverso il pezzo: le linee di campo fluiscono longitudinalmente nella direzione di movimento;
- Flusso trasversale: Il flusso del campo elettromagnetico è applicato a  $90^\circ$  rispetto all'asse o al pezzo in movimento. Poiché la corrente è inclinata di  $90^\circ$  rispetto al flusso (regola della mano destra), viene riscaldato solamente un lato del pezzo. La bobina viene, quindi, posta direttamente sopra la parte da trattare.

La progettazione di una bobina è influenzata da molti fattori, incluse dimensioni e configurazione del pezzo, il numero di parti da riscaldare, la temperatura richiesta, lo schema di riscaldamento desiderato. Anche la frequenza applicata ed il livello di potenza entrano nel dimensionamento della bobina. Importante, inoltre, è la forza, che può essere repulsiva o attrattiva, generata dal passaggio della corrente. Poiché questa scompare una volta terminato il processo, l'applicazione in modo ciclico della potenza genera un sistema di forze che può portare a rottura per fatica quelle parti della bobina in cui è presente una concentrazione degli sforzi.

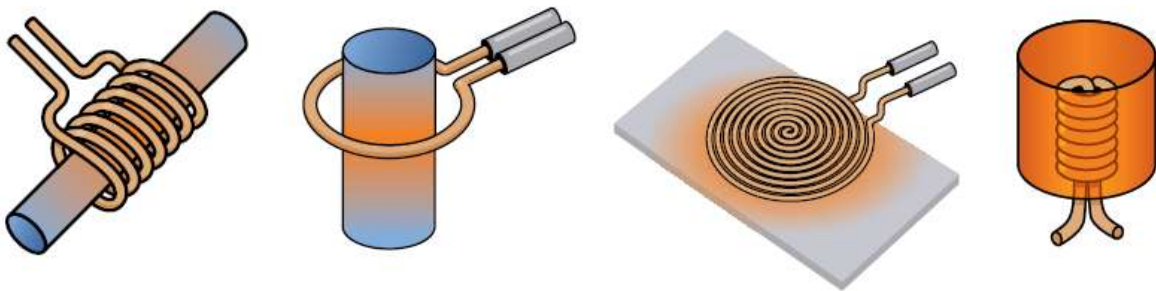
In un certo senso, la progettazione di una bobina da riscaldamento è basata su un insieme molto ampio di dati empirici sviluppati a partire dall'analisi teorica di numerose ma semplici geometrie dell'induttore. Per questo motivo la progettazione di una bobina è generalmente basata sull'esperienza.

Il materiale maggiormente impiegato nella costruzione è il rame OHFC (rame ad elevata conducibilità *oxygen-free*). Le bobine più semplici sono costituite da varie spire di tubo in rame avvolte attorno a un'anima metallica, mentre le bobine di precisione sono ottenute mediante lavorazione a macchina a partire da rame pieno e brasate assieme.

Poiché la corrente circolante nella bobina può essere molto elevata, il raffreddamento interno è indispensabile per evitare il riscaldamento della bobina stessa. Infatti l'elevata temperatura porterebbe non solo ad un aumento della resistenza elettrica e del grado di ossidazione della bobina, ma anche alla diminuzione di resistenza meccanica del rame. Tutto ciò si concretizza non solo in una riduzione dell'efficienza ed efficacia del riscaldamento, ma anche nel rischio di danneggiamento dell'induttore stesso.

Il fluido refrigerante maggiormente impiegato è l'acqua deionizzata. Questa viene fatta passare all'interno della bobina ad una pressione tale da evitare la formazione vapore che provocherebbe cavitazione (140 – 415 kPa).

Nella figura seguente vengono presentati alcuni esempi di induttori (fig. 2.18).



**Figura 2.18:** *Tipiche configurazioni per bobine di induzione. Da sinistra verso destra: Bobina con spira multipla, bobina con spira singola, bobina piatta e bobina interna.*

## 2.8 Analisi metallurgica della tempra

### 2.8.1 Austenitizzazione

Il processo di austenitizzazione è di fondamentale importanza durante la tempra ad induzione. Normalmente, nella tempra tradizionale ottenuta mediante riscaldamenti convenzionali (forni), è possibile determinare la temperatura di austenitizzazione attraverso il diagramma ferro – carbonio, eventualmente modificato tenendo conto della presenza di elementi alliganti (alfageni o gammageni) che estendono il campo di esistenza della ferrite o dell'austenite.

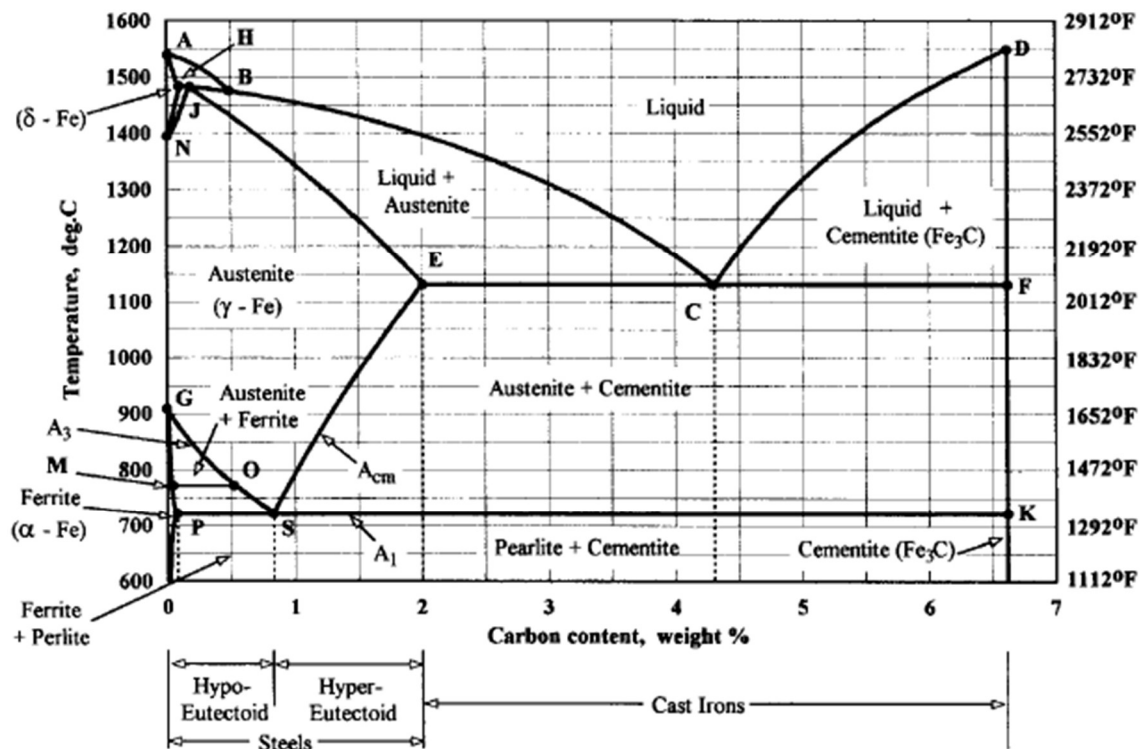


Figura 2.19: Diagramma ferro-carbonio.

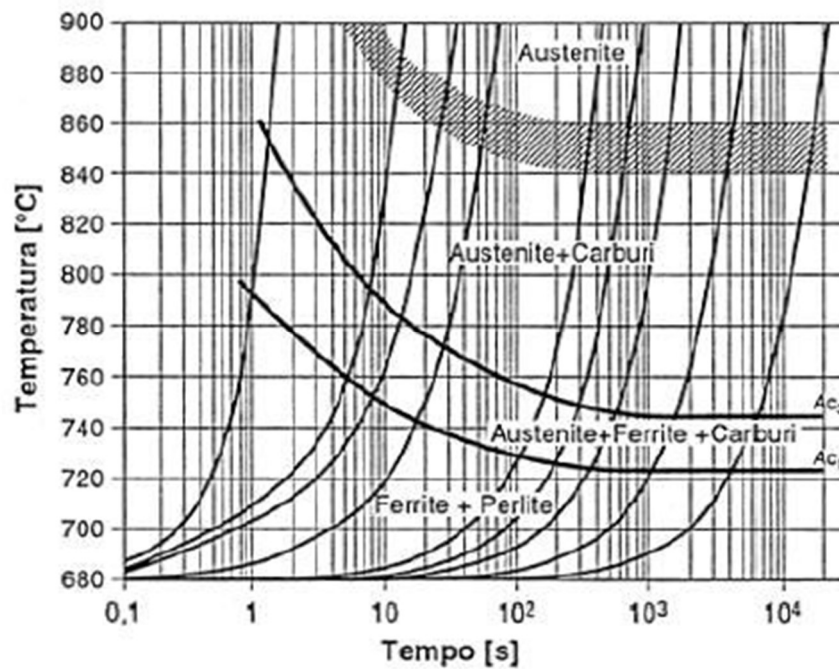
L'austenitizzazione può essere parziale, se la temperatura raggiunta è compresa tra  $A_{c1}$  ed  $A_{c3}$ , o totale se la temperatura è maggiore di  $A_{c3}$ .

Nella tempra ad induzione, invece, la situazione è maggiormente complessa. Infatti, il diagramma ferro – carbonio è determinato in condizioni di equilibrio (con velocità di riscaldamento lente), mentre nei processi ad induzione l'austenitizzazione è molto veloce e dura al massimo pochi secondi. Un'elevata velocità di riscaldamento influisce sulla cinetica di formazione dell'austenite richiedendo una maggiore temperatura di austenitizzazione in modo tale da creare le condizioni favorevoli per il processo.

Questo spostamento della temperatura è legato ad un fenomeno di inerzia, dovuta alla rigidità cristallina dello stato metallico che non permette la diffusione istantanea degli atomi nel reticolo. Ciò causa una modificazione delle strutture previste dal diagramma di stato ferro – carbonio.

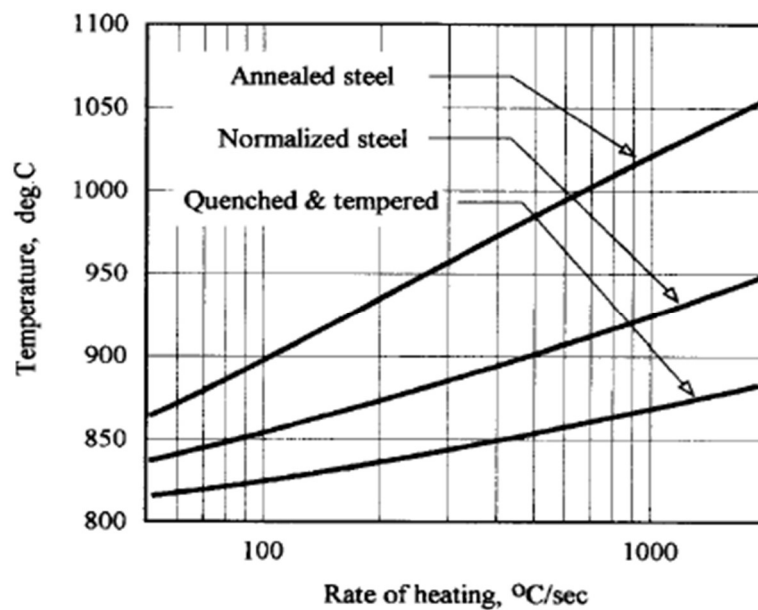
Per questo motivo, per austenitizzare l'acciaio, è necessario portarlo a temperature maggiori rispetto a quelle previste dal diagramma ideale, in modo tale da ottenere una driving-force sufficiente per il processo.

La determinazione della temperatura di trattamento, quindi, è possibile solamente utilizzando specifici diagrammi detti diagrammi CHT (*Continuous-Heating Transformation*) funzione della velocità di riscaldamento e della microstruttura (fig. 2.20).



**Figura 2.20:** Diagramma CHT dell'acciaio C60.

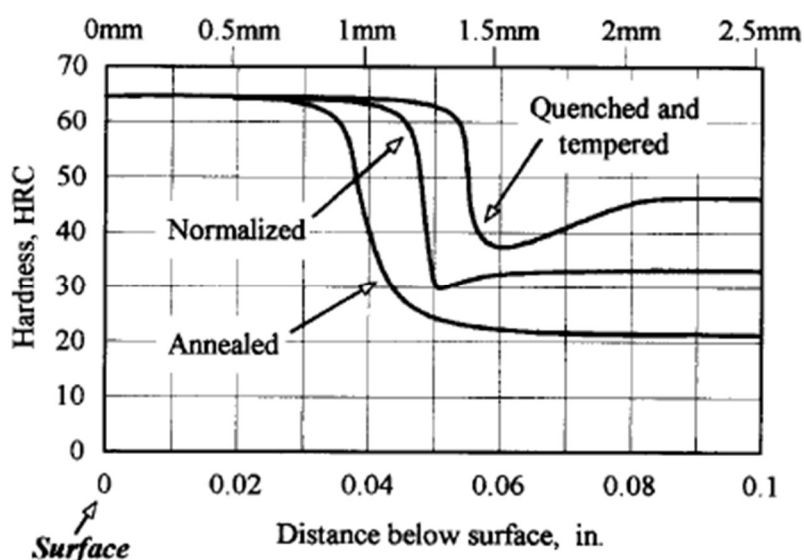
Nel determinare la temperatura ideale bisogna tener conto della microstruttura iniziale del pezzo. Infatti più i carburi presenti sono dispersi, minore sarà la temperatura necessaria per avere la formazione di austenite omogenea (fig. 2.21).



**Figura 2.21:** Effetto della microstruttura e della velocità di riscaldamento su  $Ac_3$  per l'acciaio 1042.

Nella tempra ad induzione è di estrema importanza avere una microstruttura iniziale del materiale favorevole, in quanto questa ha un effetto pronunciato sul risultato del trattamento termico e sui parametri di processo, come temperatura di austenitizzazione, tempo di mantenimento richiesto e profilo di durezza.

Una buona microstruttura iniziale, comprendente una struttura bonificata omogenea e a grana fine, riduce i tempi e le temperature di trattamento e porta ad una buona risposta del materiale nei confronti del trattamento termico ad induzione con ridotte distorsioni e poco accrescimento del grano cristallino. Questo tipo di microstruttura risulta in una più elevata durezza e profondità di tempra rispetto ad una microstruttura ferritica/perlitica grossolana (fig. 2.22). Avere una buona microstruttura migliora anche le proprietà meccaniche del cuore, specialmente la resistenza a fatica.



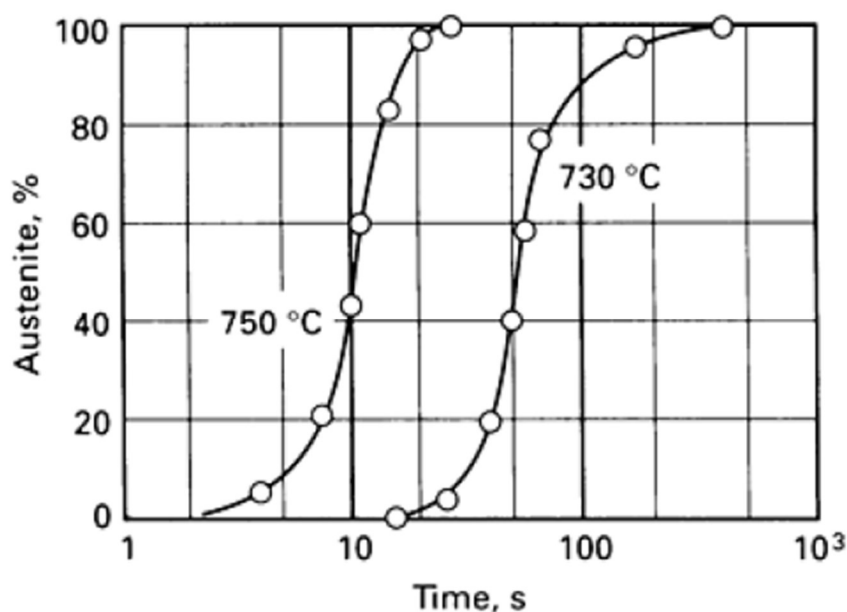
**Figura 2.22:** Effetto della microstruttura iniziale di un acciaio 1070 durante la tempra ad induzione (densità di potenza  $2.5\text{kW/cm}^2$  e frequenza  $450\text{kHz}$ ).

Se il materiale presenta un elevato quantitativo di perlite grossolana o, molto più importante, di ferrite con grano grosso, allora queste microstrutture non potrebbero essere considerate come strutture favorevoli. Infatti la ferrite, non contenendo il carbonio necessario per la trasformazione martensitica, richiede molto tempo per trasformarsi in quanto il carbonio deve diffondere al suo interno.

L'acciaio con carburi grossolani non ha una risposta ottimale nei confronti della tempra ad induzione, in quanto richiede tempi prolungati ed alte temperature per poter solubilizzare completamente i carburi. Tuttavia tempi lunghi di mantenimento ed alte temperature di austenitizzazione conducono ad un ingrossamento del grano austenitico, con la formazione di

martensite altrettanto grossolana ed elevate distorsioni nel pezzo. Questo tipo di martensite influenza negativamente le proprietà meccaniche del materiale come resilienza e resistenza a fatica.

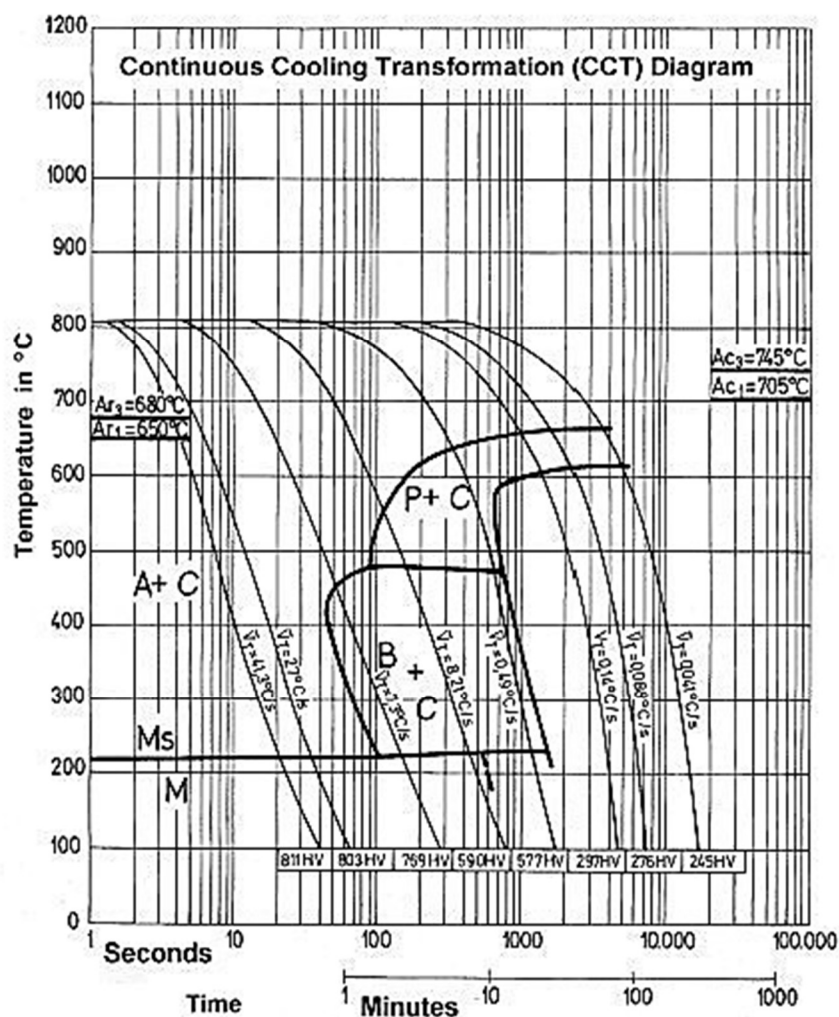
La temperatura influisce, inoltre, sulla cinetica della trasformazione austenitica. In particolare più elevata è la temperatura di austenitizzazione, più veloce sarà la trasformazione (fig. 2.23). Ovviamente è necessario prestare molta attenzione nello scegliere la temperatura in quanto, come detto in precedenza, alte temperature possono portare ad ingrossamento del grano austenitico con problemi nelle proprietà meccaniche finali del pezzo.



**Figura 2.23:** *Influenza della temperatura sulla cinetica dell'austenitizzazione.*

## 2.8.2 Tempra

Dopo l'austenitizzazione segue il processo vero e proprio di tempra. La trasformazione martensitica è realizzata raffreddando molto velocemente l'acciaio. In particolare, la minima velocità di raffreddamento che permette di ottenere martensite è detta velocità critica inferiore di tempra, mentre la minima velocità di raffreddamento tale per cui a temperatura ambiente si ha solo struttura martensitica è definita velocità critica superiore di tempra. Queste velocità possono essere determinate attraverso i diagrammi CCT ( *Continuous Cooling Transformation*).



**Figura 2.24:** Esempio di diagramma CCT.

La martensite è una soluzione solida sovrassatura di carbonio nel reticolo della ferrite, che pertanto risulta tensionato e deformato originando un reticolo tetragonale a corpo centrato (T.C.C.).

La trasformazione martensitica avviene quasi istantaneamente, per l'impossibilità di fenomeni diffusivi sia da parte del carbonio sia da parte del ferro: la trasformazione, quindi, avviene mediante un movimento coordinato e non diffusivo che non altera la composizione chimica dell'austenite di partenza. Si ha, cioè, che i cristalli di martensite si formano per deformazione a taglio che sposta gli atomi di ferro simultaneamente dalla loro posizione originaria ad una più vicina possibile nella nuova struttura.

Diversamente da altre trasformazioni, la nucleazione della martensite ha inizio all'interno dei cristalli austenitici non presentando siti preferenziali.

La quantità di martensite che si forma non dipende dal tempo, ma solo dal sottoraffreddamento rispetto alla temperatura  $M_s$ . In particolare la frazione volumetrica di  $\alpha_M$  di martensite è data dalla relazione di Koistiner e Marburger:

$$\alpha_M = 1 - e^{[-\lambda*(M_s-T)]}$$

dove  $T$  è la temperatura di arresto del raffreddamento e  $\lambda$  è una costante dipendente dalla composizione dell'acciaio: per quasi tutti gli acciai è pari a 0.011, eccetto gli alto legati a basso carbonio per i quali è compresa tra 0.011 e 0.050.

A seconda del tenore di carbonio nell'acciaio si possono distinguere due aspetti morfologici della martensite:

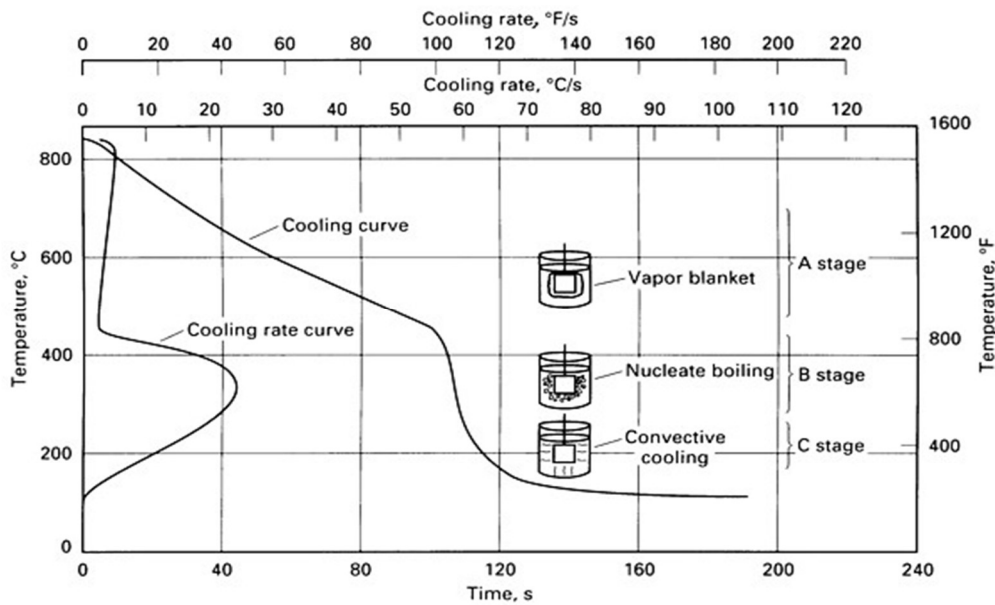
- Martensite massiva: tipica di acciai ad alto tenore di carbonio, è formata da placchette tangenti le une alle altre secondo la faccia più estesa.
- Martensite aciculare: tipica di acciai a basso tenore di carbonio, è costituita da lamelle variamente orientate.

Il volume specifico della martensite è il più grande fra tutti quelli dei costituenti strutturali dell'acciaio: ciò equivale a dire che la trasformazione martensitica avviene con un sensibile aumento del volume, generando, molte volte, forti tensioni residue nel pezzo, che possono provocare distorsioni/cricche.

### ***2.8.3 Il meccanismo della tempra***

La velocità di raffreddamento durante il processo di tempra non è costante, ma varia nel tempo in funzione della temperatura della superficie del pezzo.

Generalmente, per un normale fluido temprante, l'asportazione di calore dal pezzo avviene in tre fasi, definite rispettivamente stadio A, B e C (fig. 2.25).



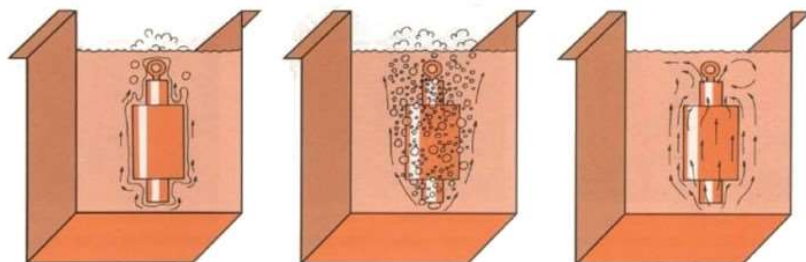
**Figura 2.25:** Velocità e stadi di raffreddamento nella tempra.

Nello **stadio A**, chiamato **calefazione**, si ha una velocità di raffreddamento molto lenta, dovuta alla formazione di una pellicola di vapore attorno al pezzo che ne limita il trasferimento di calore. Infatti il fluido temprante non è in contatto diretto col materiale: il contributo principale al trasferimento di calore è dato dall'irraggiamento. Questo stadio appare quando la temperatura del pezzo è molto maggiore di quella del liquido.

Nello **stadio B**, o **ebollizione**, la guaina di vapore si rompe, per cui nuovo liquido giunge a contatto con la superficie ed entra in ebollizione. Poiché tutti i liquidi di tempra possiedono un elevato calore latente di evaporazione, in questa fase si raggiunge la massima velocità di raffreddamento.

Infine, nello **stadio C**, definito **convezione**, la temperatura del pezzo scende al di sotto di quella di ebollizione del bagno. In questo modo si hanno velocità di raffreddamento molto piccole come conseguenza dell'asportazione del calore per convezione.

Un'altra rappresentazione schematica dei tre stadi della tempra è presentata nella figura seguente (fig. 2.26).



**Figura 2.26:** Rappresentazione schematica dei tre stadi di rimozione del calore durante la tempra.

Tuttavia, questa suddivisione non descrive in maniera precisa il processo di tempra. Infatti nella tempra ad induzione solo la parte superficiale del materiale viene riscaldata, mentre il cuore si trova a temperatura ambiente: ciò comporta la presenza di elevati gradienti di temperatura nel pezzo che provocano la diffusione del calore verso l'interno, aumentando la velocità di raffreddamento della superficie.

In un trattamento termico il ciclo di tempra determina le proprietà finali del materiale trattato ed è critico per la distribuzione degli stress residui nel pezzo stesso. Perciò è necessario prendere in considerazione alcuni criteri nella scelta del fluido di spegnimento; in particolare:

- Bisogna ridurre il più possibile la fase vapore (massimizzando la velocità di raffreddamento) per evitare che il processo di raffreddamento si estenda all'interno della regione in cui avviene la decomposizione perlitica e bainitica dell'austenite;
- Il valore della velocità di raffreddamento attraverso il naso della curva di trasformazione ferrite-perlite (tipicamente 500°C–600°C) deve essere sufficientemente alto per ridurre la probabilità di formazione di questi prodotti;
- Il passaggio da ebollizione a convezione deve essere a più bassa temperatura possibile per aumentare il massimo potenziale temprante del processo;
- A bassa temperatura, nella zona di trasformazione martensitica, il raffreddamento deve essere sufficientemente lento, in modo da evitare distorsioni e/o cricche.

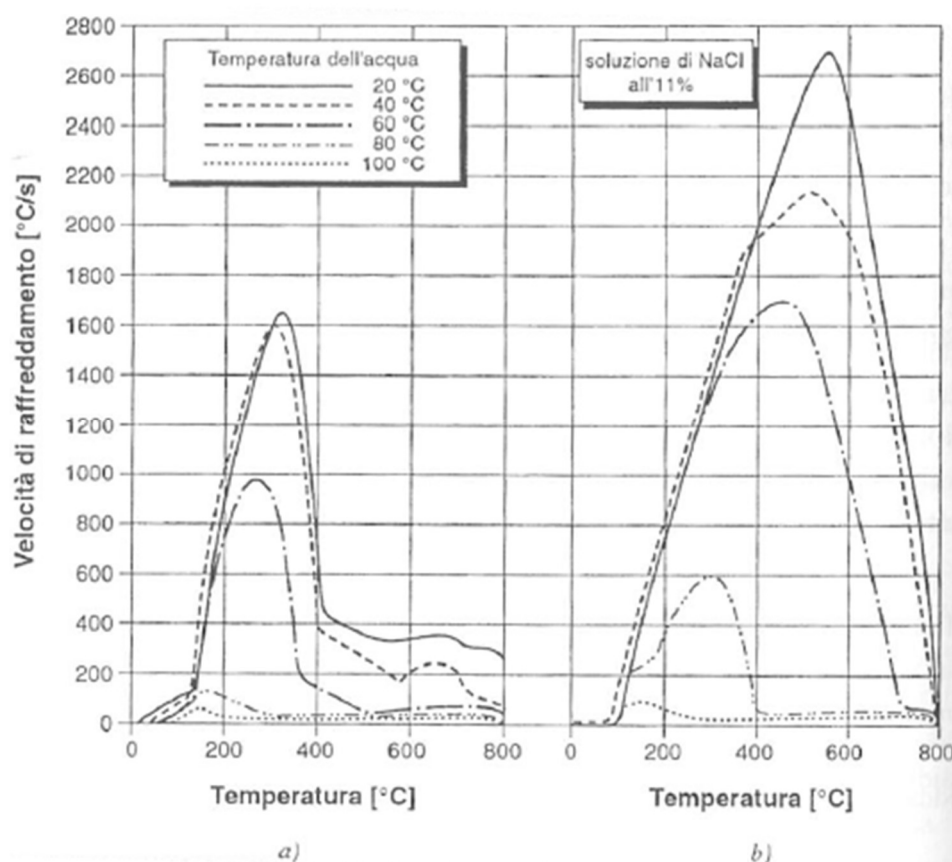
Esistono numerosi fluidi tempranti, tuttavia i più impiegati sono:

- Acqua e soluzioni saline;
- Oli minerali;
- Soluzioni acquose polimeriche;

**Acqua:** È il mezzo di spegnimento più comunemente usato, grazie alla sua semplicità, efficacia ed elevata drasticità, soprattutto nella tempra di acciai al carbonio o basso legati. Tuttavia, non sempre rispetta i requisiti richiesti, in quanto presenta un'elevata durata dello stadio di calefazione e la velocità di spegnimento nell'intervallo della trasformazione martensitica è molto alta, causando la formazione di distorsioni o cricche.

È possibile migliorare le capacità di raffreddamento o per via meccanica (mediante agitazione con riduzione della fase vapore ed estensione dello stadio B), o impiegando soluzioni saline al 10-15% di NaCl o fino al 50% di NaOH. In questo modo, il sale disciolto nell'acqua, a contatto con la superficie incandescente del pezzo, cristallizza e, a causa dello shock termico, si rompe

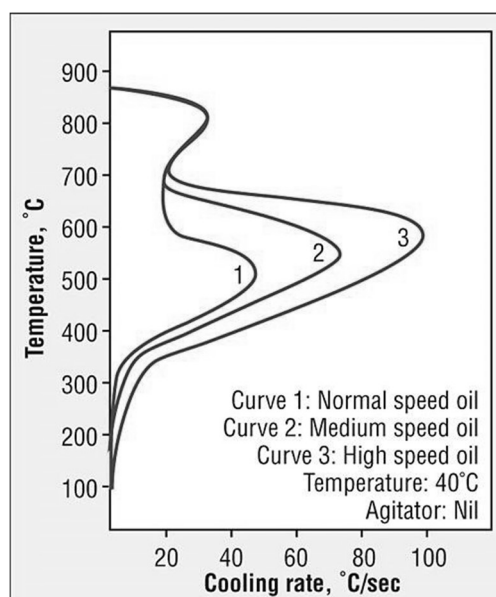
portando alla distruzione della pellicola di vapore, con forte riduzione dello stadio A (calefazione).



**Figura 2.27:** Capacità refrigerante di a) acqua distillata; b) soluzione acquosa di NaCl al 11%.

**Oli minerali:** Costituiscono un mezzo di raffreddamento adatto per acciai basso-medio legati. Rispetto all'acqua sono più drastici nel campo delle trasformazioni diffusive (perlitiche e bainitiche) e meno nell'intervallo  $M_s$ - $M_f$  (in virtù del più alto punto di ebollizione). Pertanto l'olio favorisce una tempra più uniforme, riducendo le tensioni interne ed i difetti di tempra. Svantaggi, invece, sono la modesta velocità di raffreddamento nel campo delle trasformazioni intermedie, lo sporcamento dei pezzi con necessità di lavaggi accurati alla fine del processo, e la tendenza a diventare gommoso.

Un fattore importante nella selezione di un olio minerale è il *flash point*, ossia la più bassa temperatura alla quale si formano vapori in quantità tale che in presenza di ossigeno (aria) e di un innesco danno luogo al fenomeno della combustione. L'ignizione avviene se il pezzo non è raffreddato rapidamente, oppure se l'olio non riesce a smaltire il calore velocemente. L'agitazione rapida dell'olio e un'adeguata quantità dello stesso sono necessari per ridurre la possibilità di incendi.

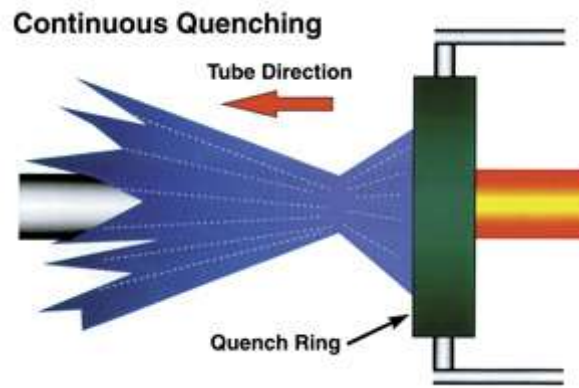


**Figura 2.28:** *Velocità di raffreddamento di un olio minerale.*

**Soluzioni acquose polimeriche:** Polimeri ad alto peso molecolare con gruppi polari (poliacrilati o polivinilalcoli) vengono aggiunti all'acqua per simulare le caratteristiche di spegnimento degli oli. Questo si ottiene variando il tipo e la concentrazione di polimero in acqua. Vantaggi di questi sistemi includono l'eliminazione di fumo e la riduzione del pericolo d'incendi.

I polimeri aiutano a sviluppare un film all'interfaccia materiale/fluido e agiscono come isolanti per ridurre la velocità di raffreddamento e renderla tendente a quella dell'olio minerale. Date le alte temperature, questo film si rompe, portando ad un'elevata velocità di raffreddamento nell'intervallo di trasformazione martensitica. A temperature inferiori di quella necessaria per avere separazione del polimero, questo ritorna in soluzione e l'asportazione del calore avviene mediante convezione.

La tempra per immersione, descritta finora, non rappresenta l'unica tecnica di tempra attualmente disponibile. Infatti nelle applicazioni di riscaldamento ad induzione è applicata più comunemente la tempra spray. Questa consiste nel collocare sotto all'induttore un secondo anello forato che, al termine della fase di riscaldamento, spruzza direttamente sul pezzo il fluido temprante (fig. 2.29).



**Figura 2.29:** Sistema per la tempra spray.

Con questa tecnica vi sono numerosi vantaggi come la possibilità di regolazione del flusso, la quasi totale assenza di fase vapore, che permette di aumentare la drasticità di raffreddamento portando ad un incremento della durezza e delle tensioni residue di compressione indotte (benefiche per la resistenza a fatica del pezzo) nel profilo. Spesso gli unici svantaggi sono la difficoltà di gestione del flusso e la non uniformità di raffreddamento, che, tuttavia, può essere ridotta mediante rotazione del pezzo.

#### 2.8.4 Austenite residua

Poiché le temperature di inizio e fine trasformazione martensitica dipendono solo dalla composizione dell'acciaio, se la temperatura ambiente (alla quale viene raffreddato il pezzo) è compresa fra di esse, la struttura risultante sarà costituita da martensite + austenite metastabile, la quale nel tempo dovrebbe trasformarsi in bainite inferiore. Poiché però la diffusione del carbonio a 20°C è estremamente ridotta, questa austenite rimane nella struttura come tale e prende il nome di austenite residua.

La frazione volumetrica di austenite residua a temperatura ambiente dopo raffreddamento rapido può essere stimata con la formula di Y. Myzard e C. Sauzay:

$$\gamma_r = 1 - \alpha_M = \exp[-0.011 * (M_s - 20)]$$

Sono due i fattori principali che possono maggiormente causare la formazione dell'austenite residua:

- Il tenore di carbonio: All'aumentare del suo tenore, sia  $M_s$  che  $M_f$  calano;
- La presenza di elementi alliganti in posizione sostituzionale che abbassano  $M_s$ .

Generalmente maggiore è la temperatura di austenitizzazione, più grande è il quantitativo di austenite residua. Questo perché l'austenite diventa più stabile con l'aumentare del contenuto

degli elementi alliganti e, perciò, con la quantità di carburi solubilizzati durante l'austenitizzazione.

La presenza di austenite residua nel pezzo può essere oltremodo pericolosa per le variazioni di volume e quindi per le deformazioni o le tensioni interne. Inoltre si ha una riduzione delle proprietà meccaniche del pezzo finito, soprattutto alla resistenza a fatica, alla durezza e alla resistenza ad usura.

Per evitare la presenza di austenite residua viene effettuato un secondo raffreddamento a temperature inferiori a 0°C. In questo modo l'austenite residua viene convertita in martensite e ciò risulta in un miglioramento della resistenza all'usura, della stabilità dimensionale dell'acciaio ed un aumento della durezza.

Questo trattamento è impiegato per gli acciai ad alto tenore di carbonio ed alto-legati utilizzati nella produzione di utensili e di componenti ad alta resistenza all'impatto e alla fatica.

Il processo consiste nel raffreddare per 1 – 1.5 ore l'acciaio ad una temperatura inferiore allo zero, andando così al di sotto di  $M_f$ . Infatti per molti acciai  $M_f$  è compreso tra -30°C e -70°C.

È indispensabile eseguire il secondo raffreddamento subito dopo il primo, in quanto le tensioni interne che si originano sono inferiori a quelle che nascerebbero se si lasciasse trascorrere troppo tempo tra i due raffreddamenti. Esiste tuttavia anche un altro motivo: se dopo tempra l'acciaio viene tenuto a temperatura ambiente per un certo tempo, l'austenite tende a stabilizzarsi; ciò rende più complesso il processo di eliminazione.

I sistemi maggiormente impiegati sono celle frigorifere che sfruttano:

- L'evaporazione dell'anidride carbonica (temperatura raggiunta: -75°C);
- L'evaporazione di azoto liquido (temperatura raggiunta: -180°C).

### **2.8.5 Rinvenimento**

Molto spesso l'acciaio temprato è inutilizzabile a causa non solo della fragilità intrinseca della martensite e della metastabilità dell'austenite residua, ma anche delle elevate tensioni residue presenti nel pezzo. È indispensabile pertanto effettuare un rinvenimento subito dopo la tempra.

In generale, le temperature di rinvenimento sono al di sotto di  $A_{c1}$  e i principali obiettivi del processo sono l'aumento della resilienza, della duttilità e dello sforzo di snervamento dell'acciaio, la riduzione delle tensioni residue, di migliorare l'omogeneizzazione e di ridurre la fragilità. Dopo aver portato il pezzo alla temperatura prefissata e averlo mantenuto per il tempo richiesto, segue quasi sempre un raffreddamento in aria calma.

Per gli acciai che devono conservare un'elevata durezza senza essere penalizzati dall'eccessiva fragilità della martensite si opta per un trattamento di distensione (coincidente con il primo e con parte del secondo stadio del rinvenimento).

Infatti riscaldando gli acciai al carbonio nell'intervallo 80 – 200°C, il carbonio inizia a diffondere e si ha la trasformazione della martensite tetragonale in ferrite cubica. Poiché, però, la temperatura rimane troppo bassa per avere una significativa diffusione del carbonio, questo rimane nella ferrite, formando particelle di carburo  $\epsilon$  ( $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ ), conferendo alla ferrite una durezza molto simile a quella della martensite, ma con una tenacità maggiore.

Inoltre a temperature superiori a 100°C si ha anche la trasformazione dell'austenite residua in bainite inferiore (ferrite aciculare + carburo  $\epsilon$ ), migliorando leggermente le caratteristiche meccaniche.

Per acciai per organi elastici è richiesto invece un riscaldamento compreso tra 400 e 450°C. In questo caso (che riguarda il terzo stadio del rinvenimento con riscaldamento tra 250 e 450°C) la martensite ed il carburo  $\epsilon$  si trasformano in ferrite e cementite finemente dispersa di forma grossolana. La microstruttura così ottenuta è detta troostite di rinvenimento e risulta sufficientemente resiliente pur conservando buona resistenza.

Quando la temperatura di rinvenimento è intorno ai 600 °C (quindi nel quarto stadio del rinvenimento) il trattamento che ne deriva (tempra e rinvenimento) viene chiamato bonifica e permette di conferire all'acciaio un buon compromesso tra tenacità e resistenza. In questo stadio gli sferoidi di cementite accrescono quelli maggiori, dando origine alla sorbite di rinvenimento, e, continuando oltre i 600°C, la ferrite ricristallizza in cristalli equiassici: si ottiene una struttura caratterizzata da carburi con morfologia globulare e con ottime caratteristiche di tenacità (simile alla perlite globulare).

Per un acciaio legato si può avere anche un quinto stadio: per temperature superiori ai 500°C e tenori elevati di elementi sostituzionali M si ha la precipitazione di carburi di tali elementi ( $\text{MC}$  o  $\text{M}_2\text{C}$ ), con conseguente aumento di durezza.

Esistono casi particolari in cui il rinvenimento può portare a fragilità:

- Fragilità tra 250 e 400°C, irreversibile: ne risentono gli acciai al carbonio e basso-legati ed è detta fragilità al blu. Per risolvere il problema è necessario rinvenire direttamente a temperature maggiori di 380 – 400°C;
- Fragilità a 450 – 550°C, reversibile: è nota come malattia di Krupp ed è probabilmente legata alla precipitazione di carburi di cromo ai giunti dei grani, con abbassamento della coesione intercristallina. Il fenomeno è presente negli acciai al cromo, cromo-nichel,

manganese, cromo-manganese. Se questi acciai vengono rinvenuti tra 450 e 550°C oppure a temperatura elevata e raffreddati lentamente attraverso questo intervallo, allora si ha una diminuzione della resilienza anche del 60%.

Il problema può essere risolto in tre modi:

1. Raffreddando velocemente (in acqua od olio) l'acciaio in modo da inibire la precipitazione di carburi;
2. Rinvenendo l'acciaio al di sotto dell'intervallo critico;
3. Aggiungendo elementi alliganti come Mo e W in grado di ridurre il fenomeno.

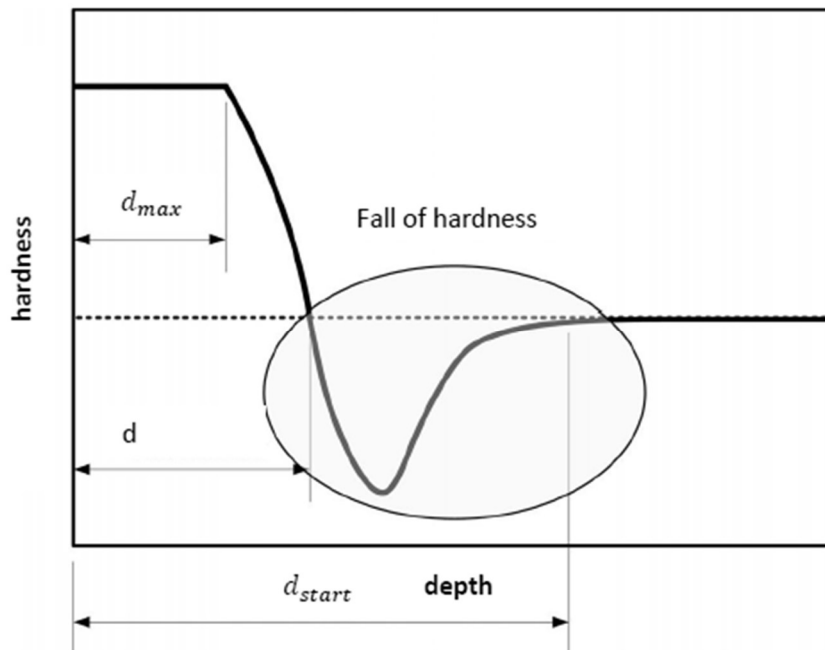
Come per il trattamento criogenico, è necessario effettuare il rinvenimento subito dopo la tempra, meglio ancora se il pezzo non è sceso al di sotto di 80°C. Tuttavia lo svantaggio di questa procedura è che si rischia di stabilizzare una certa quantità di austenite non ancora trasformata in martensite.

Il successivo rinvenimento a bassa temperatura non riesce a trasformare in bainite questa austenite residua, ma solamente ad impoverirla di carburi che precipitano. Ciò provoca l'innalzamento di  $M_s$  e  $M_f$ , riattivando la trasformazione martenisitica. La martensite così ottenuta è estremamente fragile, con effetti negativi sulle proprietà meccaniche.

Risulta, quindi, necessario un secondo rinvenimento per eliminare la martensite formata dall'austenite residua.

### ***2.8.6 Il profilo di durezza***

La distribuzione finale delle temperature e il grado di raffreddamento nel pezzo concorrono alla definizione del suo profilo di durezza. Di seguito viene riportato il tipico profilo di durezza che si ottiene mediante tempra ad induzione (fig. 2.30).



**Figura 2.30:** *Profilo di durezza ottenuto mediante tempra ad induzione.*

Dalla figura si possono distinguere quattro zone distinte.

La prima zona presenta il massimo possibile della durezza ed è ottenuta per riscaldamenti superiori ad  $A_{c3}$ . Nella seconda zona la durezza cala repentinamente fino ad un valore minimo, per poi risalire al valore iniziale nella terza zona. Infine la quarta zona è il cuore del pezzo che non è interessato al trattamento termico, perciò la sua durezza coincide con quella prima del trattamento termico.

Sempre considerando la figura 2.30, è possibile distinguere tre valori dello spessore: lo spessore in cui è presente il massimo valore di durezza ( $d_{max}$ ), lo spessore misurato dall'intersezione tra il profilo e la durezza iniziale ( $d_{start}$ ) e lo spessore su cui è avvenuto effettivamente il trattamento termico ad induzione ( $d$ ).

La terza zona è la più critica, in quanto presenta il minimo valore di durezza del profilo. Ciò è dovuto all'auto-rinvenimento durante il processo che avviene nelle zone la cui temperatura ha superato quella di rinvenimento del materiale. Si ha così una diminuzione della resistenza a fatica e dell'affidabilità del pezzo.

Un buon profilo di durezza è quello che presenta una ridotta estensione della seconda zona, ed alti valori di durezza anche nella terza zona. Per ottenere questo è necessario selezionare acciai con elevate temprabilità.

### ***2.8.7 Stato tensionale dopo tempra***

Una delle conseguenze dannose della tempra di un pezzo di acciaio è l'insorgenza in esso di tensioni. Queste possono portare a volte alla criccatura del pezzo e, quasi sempre, ne provocano variazioni di carattere geometrico, ossia il cambiamento di forma e dimensioni lineari: una frazione di tali tensioni resta nel pezzo allo stato elastico (tensioni residue).

Queste tensioni residue sono di due tipi: tensioni termiche e di trasformazione.

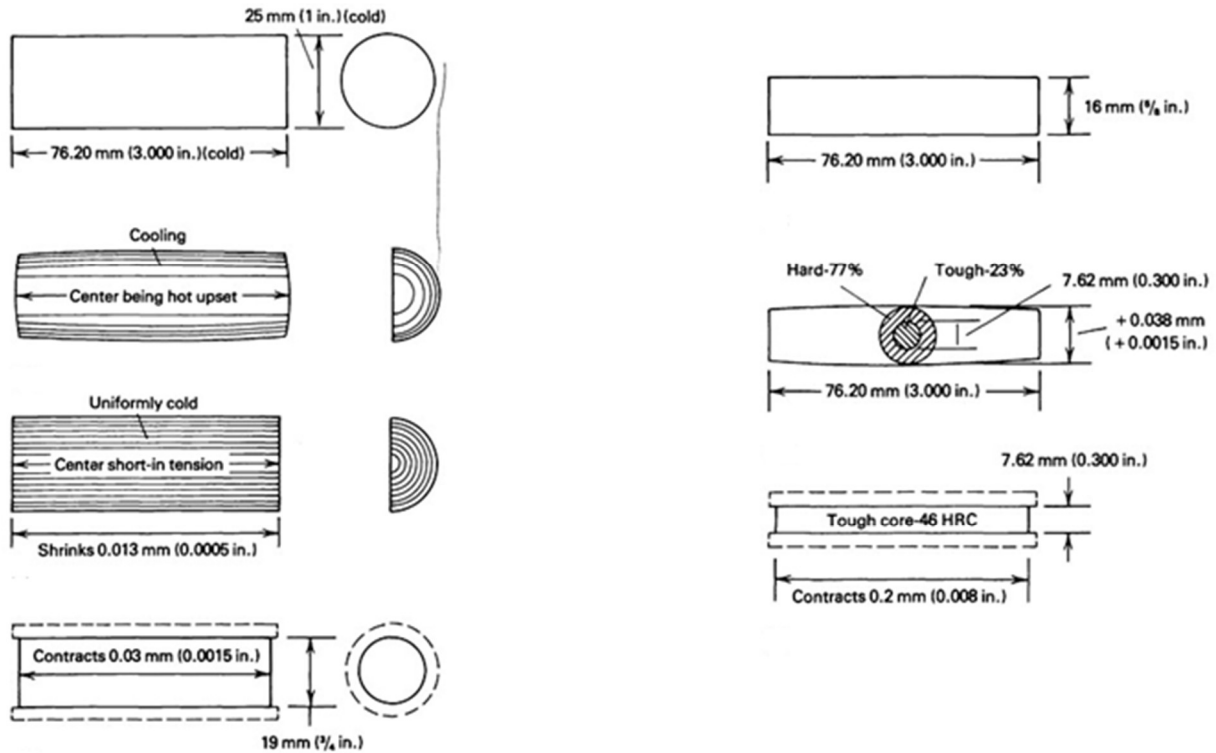
**Tensioni termiche:** Stress termici sono causati da gradienti di temperatura tra superficie e cuore del pezzo, legati ai processi di riscaldamento e raffreddamento. Quando un corpo si raffredda, la superficie si raffredda per prima e quindi gli strati esterni si contraggono più rapidamente di quelli interni, che si oppongono alla compressione. La parte interna (che si trova ad una più alta  $T$ ), pertanto, tende ad assumere una forma sferica, che offre la minima resistenza alla deformazione.

Quando, anche, il cuore del pezzo si raffredda e tende a contrarsi, la superficie (già fredda) si opporrà alla contrazione della parte interna, perciò risulterà sollecitata a compressione. Poiché ormai la temperatura è troppo bassa, queste tensioni non riescono a deformare il pezzo ulteriormente e restano come tensioni elastiche (di compressione in superficie e di trazione nel cuore). Le tensioni sono maggiori all'aumentare del gradiente termico (elevata temperatura di tempra o drasticità del mezzo) e del diametro del pezzo, oppure al diminuire della resistenza dell'acciaio alle alte temperature)

**Tensioni di trasformazione:** Gli stress di trasformazione si originano principalmente a causa delle variazioni di volume durante le trasformazioni di fase (dall'austenite in martensite o bainite). Considerando la fase di raffreddamento in un processo di tempra ad induzione, man mano che il calore viene rimosso dalla superficie, la trasformazione martensitica avviene prima sugli strati superficiali, mentre in profondità la trasformazione richiede più tempo per avvenire. Poiché l'austenite, la martensite e la bainite possiedono volumi specifici diversi, ciò causa la formazione di tensioni di trasformazione. In particolare la parte interna sarà sottoposta a sforzi di trazione, mentre la superficie sarà sollecitata da sforzi di compressione.

Le tensioni totali, quindi, sono date dalla somma algebrica delle due componenti precedentemente descritte.

Se le tensioni totali superano la resistenza a trazione dell'acciaio allora si ha la formazione di fessurazioni dette cricche di tempra.



**Figura 2.31:** Tensioni residue indotte dal processo di tempra. A sinistra: tensioni termiche. A destra: tensioni di trasformazione.

# Capitolo 3

## Procedura Sperimentale

### 3.1 Il materiale

Il materiale analizzato è l'acciaio basso-legato 39NiCrMo3 (normativa di riferimento: EN 10083-3: 2006), la cui composizione chimica è riportata in tabella 3.1:

| <b>C%</b> | <b>Si%</b><br><b>(max)</b> | <b>P%</b><br><b>(max)</b> | <b>Mn%</b> | <b>S%</b><br><b>(max)</b> | <b>Cr%</b> | <b>Mo%</b> | <b>Ni%</b> |
|-----------|----------------------------|---------------------------|------------|---------------------------|------------|------------|------------|
| 0.35-0.43 | 0.40                       | 0.025                     | 0.50-0.80  | 0.035                     | 0.60-1.00  | 0.15-0.25  | 0.70-1.00  |

**Tabella 3.1:** *Composizione chimica dell'acciaio 39NiCrMo3.*

Il 39NiCrMo3 è un acciaio da bonifica che assieme al C40 copre l'80% degli acciai da bonifica per impieghi industriali.

Ha caratteristiche di tenacità ed ottima deformabilità, oltre a buona temprabilità. In particolare il carbonio influenza la tenacità, il nichel migliora la temprabilità, la tenacità e le caratteristiche meccaniche, il cromo aumenta la temprabilità, mentre il molibdeno evita la malattia di Krupp. Può quindi essere sottoposto a tempra ad induzione, in quanto non troppo soggetto a criccate, oppure a nitrurazione (ottenendo elevate durezze) per migliorarne la resistenza all'usura.

Viene generalmente fornito in barre laminate ed in barre fucinate.

È utilizzato nella realizzazione di componenti sottoposti a sollecitazione dinamica, come assali, alberi ed ingranaggi.

Denominazioni equivalenti sono indicate nella tabella 3.2:

| <b>Italia</b> | <b>Europa</b> | <b>Germania</b> | <b>Usa</b>      |
|---------------|---------------|-----------------|-----------------|
| <b>Uni</b>    | <b>EN</b>     | <b>Din</b>      | <b>AISI/SAE</b> |
| 39NiCrMo3     | 39NiCrMo3     | 36CrNiMo4       | 9840            |

**Tabella 3.2:** *Tabella corrispondenze del 39NiCrMo3.*

Da una barra cilindrica di 12 mm sono stati ricavati i campioni per le analisi metallografiche e le prove di microdurezza, mentre mediante operazioni di tornitura sono stati ottenuti i 50 provini per le prove dilatometriche.

### 3.2 Trattamenti termici

Per effettuare i trattamenti termici si è impiegato sia un forno a muffola, sia un forno a tubo. Inizialmente sono stati trattati i campioni destinati alle osservazioni al microscopio ottico e alle microdurezze, e in un secondo momento i provini per le misure dilatometriche.

Sia i provini sia i campioni hanno subito una normalizzazione (riscaldamento a 850°C, permanenza 1h e raffreddamento in aria) per eliminare disuniformità chimiche e tensioni interne, seguita da un trattamento termico di tempra (850°C 1h) in olio.

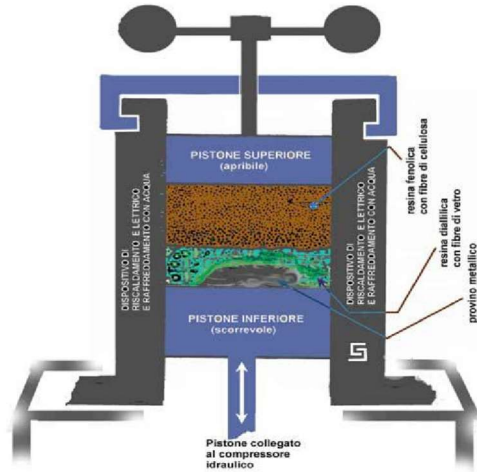
Successivamente è stato effettuato il rinvenimento con l'obiettivo di ottenere tre microstrutture differenti. Dei 50 provini per i test dilatometrici, 48 sono stati suddivisi tra le tre microstrutture. La tabella seguente riporta sinteticamente le tre condizioni di rinvenimento (temperatura/tempo di trattamento) impiegate ed il numero di campioni/provini interessato da tale trattamento:

| Temperature | Tempi | Numero di provini trattati | Numero di campioni trattati |
|-------------|-------|----------------------------|-----------------------------|
| 180°C       | 4 h   | 16                         | 1                           |
| 580°C       | 3 h   | 16                         | 1                           |
| 580°C       | 6 h   | 16                         | 1                           |

**Tabella 3.3:** Condizioni di rinvenimento adottate e numero totale di provini e campioni trattati.

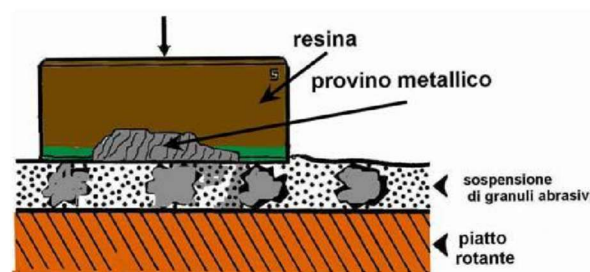
### 3.3 Preparazione dei campioni

I campioni, dopo essere stati ridotti a dimensioni opportune attraverso l'uso di una troncatrice meccanica, sono stati inglobati in formelle di resina. Lo scopo è quello di facilitare la loro manipolazione e di poterli bloccare efficacemente durante le operazioni di spianatura e lucidatura. Si usano resine termoindurenti che richiedono un riscaldamento sotto pressione (25-30 MPa). Il provino è inserito con i granuli di resina nel cilindro di una pressa, portato alla temperatura (150-180°C) e lì mantenuto sotto pressione per 10-15 minuti figura 3.1.



**Figura 3.1:** Schema di un dispositivo per il montaggio di resina termoindurente ai provini metallici.

La spianatura iniziale si esegue con macchine utensili dette levigatrici: consiste in una serie di passaggi su carte abrasive di granulometria controllata decrescente (180,220,320,500,800,1000) fino alla lucidatura che avviene mediante macchine “lappatrici” a piatti rotanti che sostengono dischi di tessuto sui quali vengono spruzzate soluzioni acquose di polveri abrasive a base di allumina/pasta diamantata ( $6\ \mu$  e  $1\ \mu$ ) come in figura 3.2.



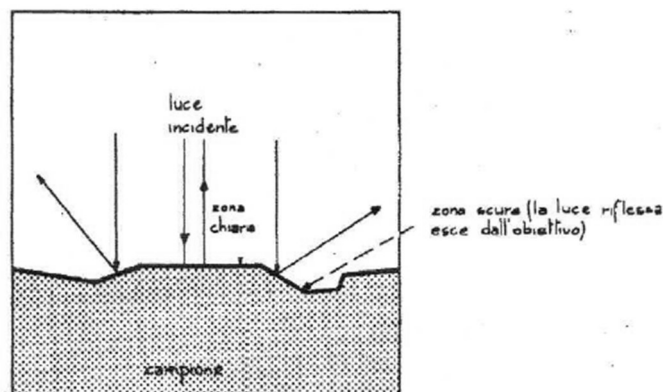
**Figura 3.2:** Schema di funzionamento della lappatura.

### 3.4 Attacco chimico ed osservazione al microscopio ottico

Dopo la lucidatura, la superficie piana del campione, al microscopio ottico, si presenta speculare e senza contrasti apprezzabili. Per questo motivo è necessario un attacco chimico, il cui scopo è quello di evidenziare la struttura, ossia permettere, attraverso un’azione selettiva, la differenziazione delle varie fasi della lega sia per la diversa intensità di corrosione delle stesse, sia per la diversa colorazione dei prodotti di reazione.

Infatti il reagente chimico a contatto con la superficie aggredisce alcuni costituenti specifici, dissolvendoli, portando alla formazione sulla superficie di differenze di livello di colorazione e

di orientamento delle fasi. La superficie, così, non è più completamente speculare. Alcuni cristalli (quelli non attaccati) rifletteranno i raggi, provenienti dalla sorgente luminosa, nella stessa direzione in cui li rifletteva la superficie non attaccata, mentre altri li rifletteranno in varie direzioni, con diversi angoli e diverso assorbimento.



**Figura 3.3:** Riflessione della luce dopo attacco chimico.

L'immagine che si ottiene al microscopio presenterà zone caratterizzate da diversa luminosità e/o colorazione.

Svantaggi dell'attacco chimico riguardano il tempo di permanenza del reagente sulla superficie del pezzo. Infatti un tempo di permanenza elevato può causare un'eccessiva corrosione della superficie, creando problemi di messa a fuoco, mentre per tempi troppo brevi non si ottiene un sufficiente contrasto tra le fasi.

Il reagente chimico scelto per l'acciaio 39NiCrMo3 è il Nital (molto comune per gli acciai basso-legati), la cui composizione è riportata in tabella 3.4:

| Reagente   | Composizione                                 |
|------------|----------------------------------------------|
| Nital (3%) | 97 ml di etanolo<br>3 ml di HNO <sub>3</sub> |

**Tabella 3.4:** Composizione chimica del Nital.

Ogni singolo campione è stato osservato con un microscopio Leica DMRE. Di ognuno sono state acquisite delle foto a diversi ingrandimenti.

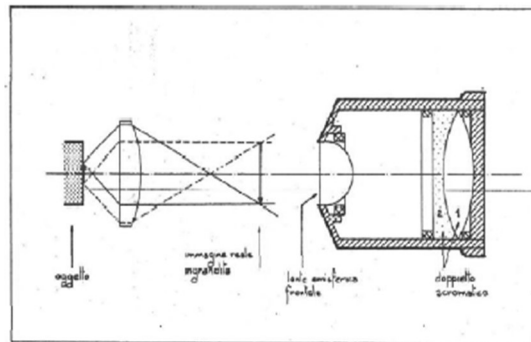
### 3.4.1 Microscopia ottica

Le componenti principali di un microscopio ottico sono:

- **Sorgente di illuminazione.** Le lampade più utilizzate sono a filamento, ad arco o allo xenon.

La luce proveniente dalla lampada, viene resa coassiale con l'obiettivo mediante l'uso di illuminatori verticali (costituiti da uno specchio semitrasparente o da un prisma). Inoltre è importante che l'illuminazione sia intensa e uniforme sulla parte del campione da analizzare. Ciò viene fatto sempre dagli illuminatori;

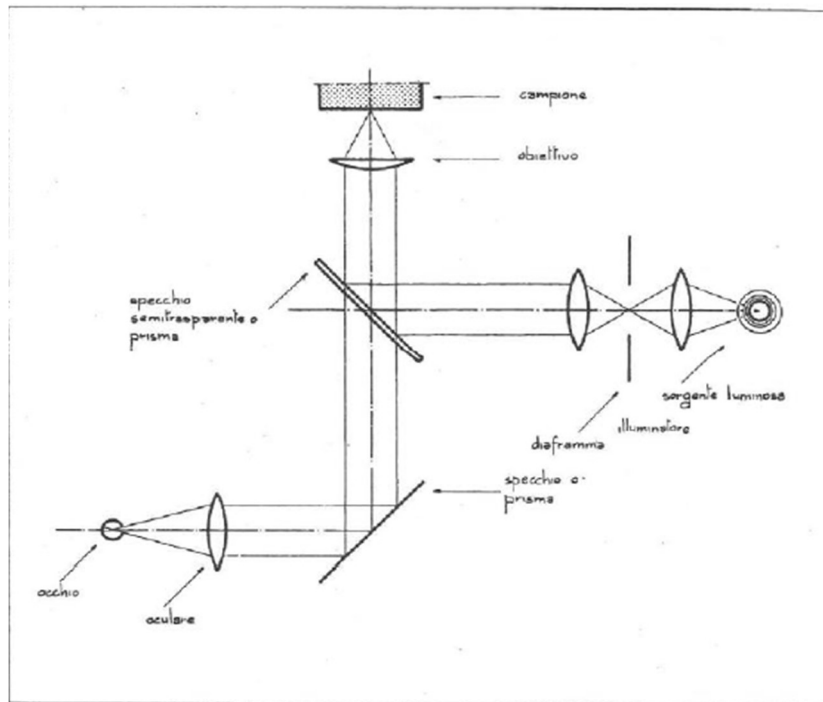
- **Obiettivo.** L'obiettivo è un sistema costituito da lenti convergenti al fine di formare l'immagine reale ingrandita;



**Figura 3.4:** Schemi di obiettivi per microscopio.

- **Filtri.** Necessari per eliminare le componenti luminose indesiderate (rosso), per non abbassare il potere risolutivo;
- **Oculare.** Sistema di lenti necessario per compiere un'osservazione diretta. Rende quasi paralleli i raggi provenienti dall'obiettivo (per garantire l'osservazione), ingrandisce l'immagine e compensa alcune aberrazioni residue.

Uno schema del microscopio è presentato in figura 3.5:



**Figura 3.5:** Schema di funzionamento di un microscopio ottico.

Nel microscopio ottico l'ingrandimento, definito come il rapporto fra la distanza tra due punti dell'immagine e la distanza tra gli stessi due punti nel campione, è compreso tra 50 e 1500. È definito inoltre come il prodotto dell'ingrandimento dell'obiettivo con quello oculare.

Altri parametri sono:

- **Apertura angolare  $\alpha$ .** È l'angolo di apertura delle lenti, ossia il semiangolo del cono luminoso che dal campione va verso la lente. I valori tipici sono  $10^\circ < 2\alpha < 140^\circ$ ;
- **Apertura numerica NA della lente.** È definita dalla formula  $NA = n * \sin\alpha$ , dove  $\alpha$  è l'apertura angolare ed  $n$  l'indice di rifrazione del mezzo posto tra l'oggetto e la lente (0.95 in aria – 1.40 in olio);
- **Potere risolutivo.** È la minima distanza tra due punti dell'oggetto distinguibili, e viene calcolato come  $d = 0.61 * \lambda / NA$ . Nella formula  $\lambda$  è la lunghezza d'onda della luce incidente: variandola si può cambiare il potere risolutivo.

Inoltre il potere risolutivo è tanto maggiore quanto minore è la distanza fra due punti adiacenti distinguibili.

Poiché il potere risolutivo dell'occhio è pari a 0.2 mm e quello del microscopio ottico è di 200 nm, allora il massimo ingrandimento ottenibile è dato da  $I_{max} = \frac{0.2 \text{ mm}}{200 \text{ nm}} = 1000$ ;

- **Profondità di campo.** È la distanza massima tra due punti dell'oggetto, paralleli alla direzione di osservazione, che siano contemporaneamente a fuoco. È data dalla formula  $PC = \frac{K}{I \cdot NA}$  con K costante;
- **Aberrazioni ottiche.** Sono dei difetti di un sistema ottico legati alla rifrazione e riflessione della luce sul campione. Non dipendono da come sono costruite le lenti.

Limiti dei microscopi ottici sono, invece:

- Scarso potere risolutivo, non inferiore a 0.2 micron;
- Impossibilità di mettere a fuoco i dettagli posti su piani differenti (profondità di campo).

### 3.5 Prove di microdurezza Vickers

Sui vari campioni sono state effettuate delle misure di microdurezza Vickers (15 per ogni campione).

Lo strumento utilizzato è un microdurometro DURIMET Leitz (Wetzlan).

Per la determinazione della durezza Vickers viene prodotta un'impronta mediante un indentatore a forma di diamante piramidale. La piramide Vickers possiede una base quadrata. L'angolo al vertice tra le facce opposte della piramide è di 136°.

Se si indica con P (Kg) in carico applicato in prova, e con d il valore misurato in micrometri delle diagonali dell'impronta, la durezza Vickers sarà:

$$HV \left( \frac{Kg}{mm^2} \right) = 1854,4 * P/d^2$$

Il carico utilizzato nelle prove è di 300 g, applicato per 60 secondi.

### 3.6 Prove dilatometriche

La macchina impiegata per le prove di dilatazione è la GLEEBLE 3800 prodotta dalla DSI<sup>2</sup>.

Si tratta di un sistema meccanico-digitale di simulazione termo-meccanica che permette di simulare numerose condizioni e processi di lavorazione.

La dilatomètria è una delle tecniche più importanti per lo studio delle trasformazioni di fase nell'acciaio. Questa, infatti, permette di monitorare in tempo reale l'evoluzione della

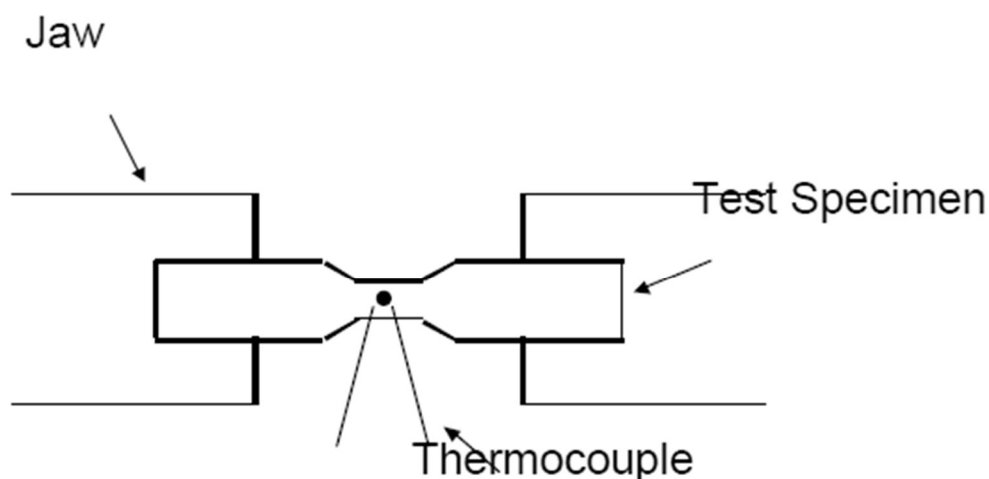
---

<sup>2</sup> Dyanamic System Incorporated, Postenkill, New York.

trasformazione attraverso la misurazione delle variazioni dimensionali del provino. Dal grafico ottenuto è possibile determinare i punti critici della trasformazione investigata.

### 3.6.1 Apparato

Il provino è sostenuto da due ganasce, come schematizzato in figura 3.6, e riscaldato per effetto Joule.

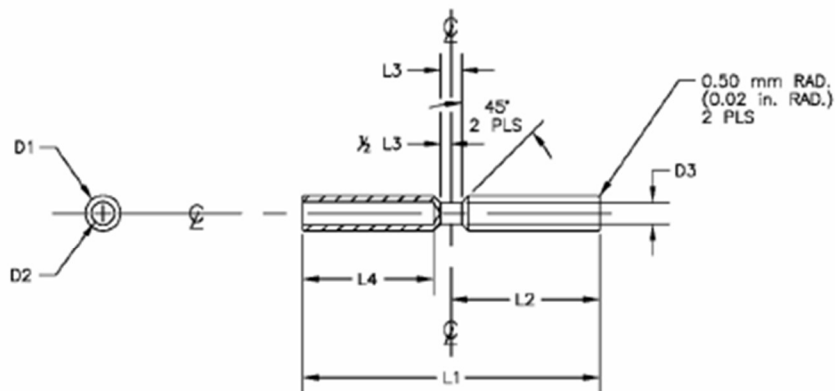


**Figura 3.6:** *Rappresentazione schematica del sistema di montaggio.*

Il raffreddamento può avvenire in vari modi, per esempio mediante spruzzamento del liquido temprante, oppure attraverso iniezione di gas inerti sul provino. Le variazioni dimensionali vengono misurate lungo il diametro al centro rispetto alla lunghezza totale del provino, mentre la temperatura è determinata attraverso una termocoppia saldata sulla superficie, al centro rispetto, sempre, alla lunghezza totale del provino. Le misure di temperatura possono essere effettuate impiegando termocoppie di tipo K, R o S, mentre per determinare la variazione del diametro si impiegano trasduttori meccanici a contatto o sistemi laser.

### 3.6.2 Campioni impiegati per le prove

I provini da utilizzare con questo tipo apparato per le prove dilatometriche sono mostrati in figura 3.7 e 3.8 [11].



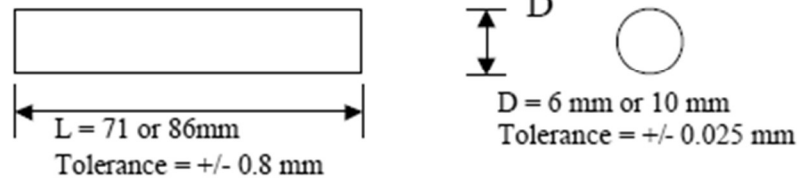
All machining surface finishes being 0.8  $\mu$ m RMS

Test Specimen Dimension Guide Table

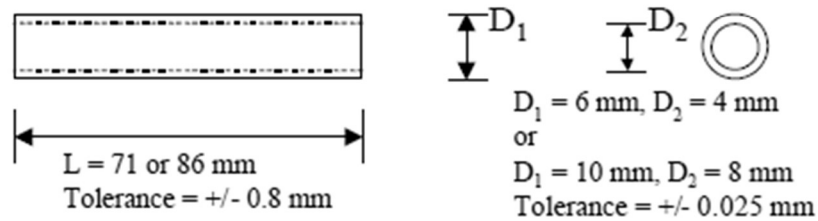
| Specimen Length, L1 +/-0.10 (mm) | Specimen Half Length, L2 +/-0.05 (mm) | Reduced Section Length, L3 +/-0.025 (mm) | Reduced Section Diameter, D3 +/-0.025 (mm) | OD at Grip End, D1 +/-0.025 (mm) | ID at Grip End, D2 +/-0.025 (mm) | Grip End Drill Depth, L4 +/-0.05 (mm) |
|----------------------------------|---------------------------------------|------------------------------------------|--------------------------------------------|----------------------------------|----------------------------------|---------------------------------------|
| 90                               | 45                                    | 6                                        | 6                                          | 10                               | 6.3                              | 40                                    |
| 84                               | 42                                    | 6                                        | 6                                          | 10                               | 6.3                              | 37                                    |
| 84                               | 42                                    | 5                                        | 5                                          | 10                               | 6.3                              | 37                                    |
|                                  |                                       |                                          |                                            |                                  |                                  |                                       |

Figura 3.7: Provini con sezione centrale ridotta per prove di dilatazione [11].

### Solid Test Specimens



### Hollow Test Specimens



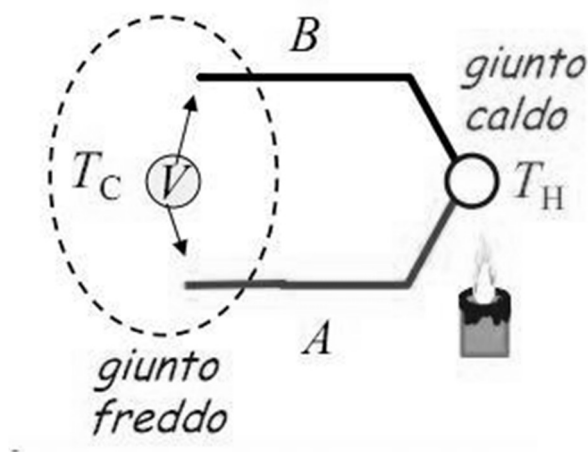
**Figura 3.8:** *Tipi di provini per test di dilatazione [11].*

La sezione centrale ridotta (fig. 3.7) permette, eventualmente, di ottenere un raffreddamento controllato.

I provini vengono ottenuti mediante operazioni di tornitura, con l'asse longitudinale del campione parallelo alla direzione di avanzamento dell'utensile.

#### 3.6.3 Misure di temperatura: termocoppie

La termocoppia è un dispositivo che, sfruttando l'effetto Seebeck, produce una differenza di potenziale proporzionale alla temperatura di una giunzione costituita da due metalli diversi "A" e "B" (fig. 3.9). Questo effetto unisce l'energia termica e quella elettrica e permette di misurare la temperatura con un sistema digitale o analogico.



**Figura 3.9:** Schematizzazione di una termocoppia.

La *Seebeck electromotive force (emf)* è la ddp che viene misurata come voltaggio (o tensione termoelettrica) tra i terminali di una termocoppia. Questa tensione dipende sia dalle proprietà del materiale, sia dalla differenza di temperatura tra le giunzioni dei metalli ( $T_1 - T_2$ ). Se la temperatura di una giunzione rimane costante, allora la tensione termoelettrica sarà funzione solo della temperatura dell'altra giunzione.

Tradizionalmente vi sono tre leggi che definiscono la termoelettricità (dette leggi dei circuiti termoelettrici):

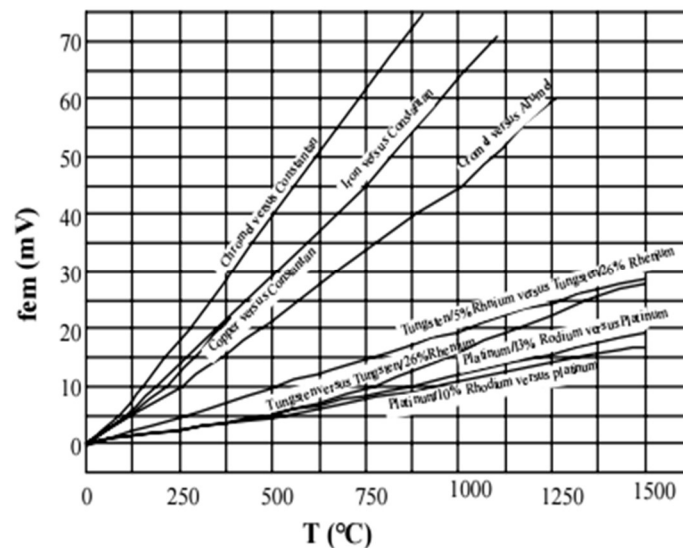
1. **Legge del circuito omogeneo.** In un circuito chiuso costituito da un solo materiale omogeneo non può circolare una corrente termoelettrica per mezzo di soli scambi termici;
2. **Legge dei metalli intermedi.** La somma algebrica delle f.e.m. in un circuito costituito da un numero qualsiasi di metalli diversi è nulla se tutto il circuito è isoterma;
3. **Legge delle temperature intermedie.** La f.e.m. di una coppia avente i giunti a temperature  $T_1$  e  $T_2$  è la somma algebrica delle f.e.m. delle stesse coppie aventi i giunti ordinatamente alle temperature  $T_1, T_2$  e  $T_3, T_2$ .

Esiste una varietà di termocoppie, distinguibili in base ai conduttori elettrici che compongono la giunzione. Le principali sono termocoppie di tipo K (Chromel/Alumen), di tipo R (platino-13% rodio/platino) e tipo S (platino-10% rodio/platino).

La relazione tra la differenza di temperatura e la differenza di potenziale prodotta non è lineare e varia a seconda del tipo di termocoppia. Essa può essere approssimata dalla seguente equazione polinomiale:

$$\Delta T = \sum_{n=0}^N a_n * V^n$$

I valori di  $a_n$  dipendono dal materiale impiegato. A seconda della precisione, è possibile scegliere N compreso tra 5 e 9. La figura seguente presenta le curve caratteristiche di alcune termocoppie.



**Figura 3.10:** Curve caratteristiche delle termocoppie.

Il tipo di giunzione più sfruttato per le prove dilatometriche è la giunzione esposta. Questa consiste in due fili di diverso materiale saldati assieme sulla superficie del pezzo. I fili sono isolati elettricamente tramite guaina di PVC.

La giunzione esposta è caratterizzata da un ridottissimo tempo di risposta, ma è abbastanza fragile e sensibile a campi elettromagnetici, atmosfere corrosive, rotture e fatica meccanica.

### 3.6.3.1 Limiti ed errori delle termocoppie

Le termocoppie sono progettate per funzionare in un determinato range di temperatura. Il limite superiore è dato dalla temperatura di fusione della specifica lega utilizzata.

Importante è anche il tempo di risposta della termocoppia. La costante di tempo del sensore  $\tau$  è definita come il tempo richiesto da un sensore per raggiungere il 63.2% del cambiamento di temperatura in un insieme di condizioni specifico. Cinque costanti di tempo sono necessarie al sensore per raggiungere il 100% del valore del gradiente termico (fig. 3.11).

Più grande è il diametro del cavo impiegato, maggiore sarà la costante di tempo per una data termocoppia, per cui la risposta della termocoppia sarà più lenta.

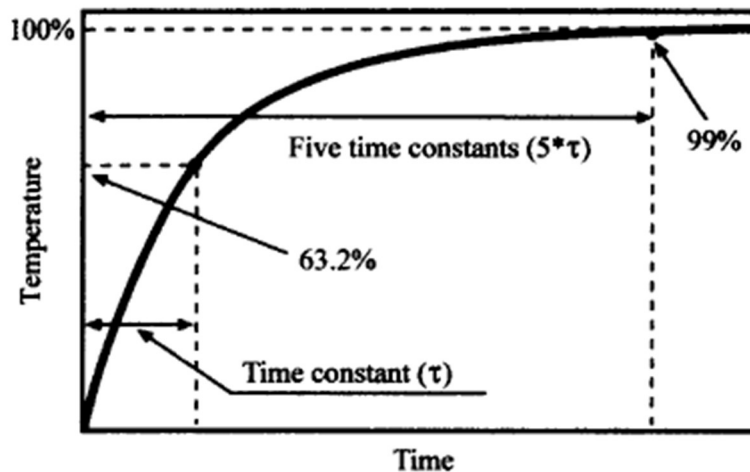


Figura 3.11: Tempo di risposta della termocoppia.

La costante di tempo richiesta per rispondere ad un determinato segnale in input può limitare l'efficienza di misurazione della termocoppia durante prove ad elevata velocità di riscaldamento e tempi ridotti. Inoltre anche le proprietà del materiale utilizzato per la termocoppia influenzano il tempo di risposta.

Tuttavia, in generale, l'utilizzo di termocoppie a giunzione esposta, presentando un tempo di risposta molto elevato, riduce nettamente gli errori di misurazione della temperatura.

Altri errori che possono influenzare la misurazione di temperatura sono:

- **Errori legati a rumore elettrico.** Possono intervenire se si impiegano giunzioni esposte: ciò è dovuto alla suscettibilità alle correnti indotte (in presenza di un campo magnetico relativamente forte) e ai loop di massa (anelli di massa)<sup>3</sup>;
- **Errori di trasmissione.** Possono avvenire se il materiale della termocoppia cambia dimensioni, composizione o temperatura dalla giunzione sul pezzo alla giunzione collegata con il sistema di acquisizione;
- **Errori di radiazione termica.** Possono accadere quando il calore rilasciato dall'oggetto in esame provoca una differenza di temperatura tra le due estremità dei fili della termocoppia saldati sul pezzo;
- **Errori di conduzione.** Questi hanno a che fare con la dissipazione del calore da parte della punta della termocoppia. Quando un campione viene riscaldato anche la punta

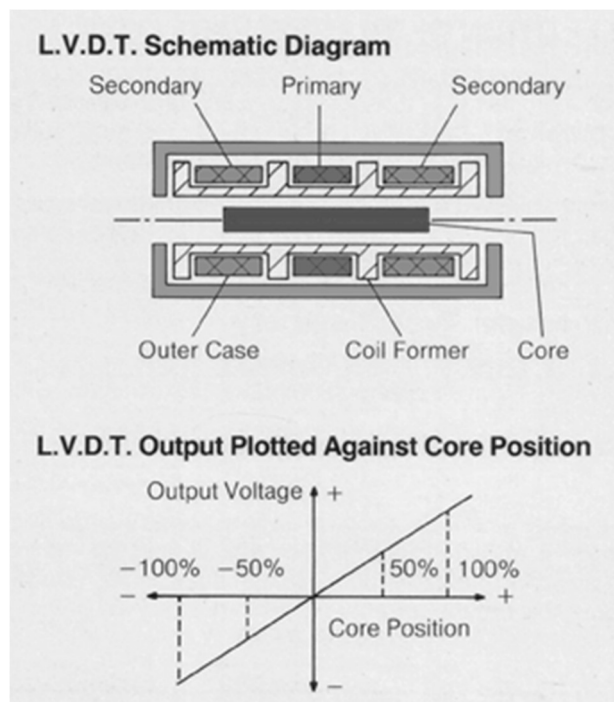
<sup>3</sup>I loop di massa (o *ground loop*) sono la sorgente più comune di rumore nelle applicazioni di acquisizione dei dati. Si manifestano quando due terminali connessi in un circuito hanno diversi potenziali di massa, causando un flusso di corrente tra i due punti.

della termocoppia si riscalda e può, a sua volta, scambiare calore con l'ambiente circostante per conduzione. Ciò, tuttavia, conduce ad un'erronea lettura della temperatura da parte del sensore.

#### 3.6.4 Misure meccaniche: trasduttore di spostamento induttivo (LVDT)

Il trasduttore di spostamento induttivo, detto anche LVDT (*linear variable differential transformer*) è un dispositivo elettromagnetico che permette di misurare uno spostamento lineare.

La parte fondamentale del dispositivo è costituita da un tubo con tre avvolgimenti disposti con assi paralleli e con all'interno un nucleo cilindrico mobile ferromagnetico (ferro-nichel), caratterizzato da alta permeabilità magnetica (fig. 3.12).



**Figura 3.12:** Schematizzazione di un LVDT.

L'avvolgimento centrale è detto primario, mentre gli altri due secondari: quello primario è alimentato da una tensione AC costante, mentre ai capi degli avvolgimenti secondari (che sono disposti in controfase tra loro) viene misurata la differenza di potenziale in uscita.

Poiché i due avvolgimenti secondari sono collegati in opposizione, la tensione di uscita del dispositivo sarà la differenza fra le tensioni indotte in ciascun avvolgimento secondario.

Il trasduttore ha una struttura simmetrica rispetto ad un punto che può essere considerato il centro del sistema; se poniamo il nucleo mobile in tale posizione l'accoppiamento tra il primario e i due secondari è della stessa entità, per cui le due tensioni sono dello stesso valore e, di conseguenza, il valore della tensione di uscita è nullo (posizione di zero). Uno spostamento del nucleo rispetto alla posizione di zero modifica l'accoppiamento tra l'avvolgimento primario e i due avvolgimenti del secondario; in effetti si realizza l'aumento dell'accoppiamento con uno dei due e la diminuzione con l'altro. La variazione dell'accoppiamento determina la variazione della tensione indotta sui due avvolgimenti secondari e, quindi, della tensione di uscita del dispositivo. Tale variazione è funzione dello spostamento del nucleo e quindi della sua posizione.

Per tradurre il segnale di uscita del LVDT si usano i cosiddetti demodulatori/discriminatori di fase. Questi sono dei dispositivi elettronici che permettono di estrarre il valore efficace della tensione che rappresenta lo spostamento, e interpretare da quale parte dello zero avviene lo spostamento stesso.

### ***3.6.5 Procedura sperimentale della prova di dilatazione***

Innanzitutto la superficie dei provini è stata trattata per eliminare lo strato di scoria formata durante i trattamenti termici: ciò è necessario per ottenere un'adeguata giunzione tra termocoppia e provino stesso.

Successivamente la termocoppia è stata saldata sulla superficie del provino (in particolare al centro del provino e con i fili perpendicolari all'asse longitudinale dello stesso). Sono stati utilizzati fili di Chromel – Alumel del diametro di 0.25 mm, con guaina di protezione in PVC per evitare la dissipazione del calore nell'ambiente.

Il campione così preparato è stato inserito nelle ganasce della macchina e pretensionato, in modo tale, comunque, da permettere al campione di espandersi o contrarsi liberamente lungo il diametro.

Infine sono stati fissati i fili della termocoppia agli appositi morsetti ed è stato posizionato il trasduttore elettromagnetico (LVDT).

Per le prove sono state prese in considerazione quattro velocità di riscaldamento, in modo da simulare quattro condizioni di austenitizzazione; in particolare: 100°C/s, 400°C/s, 600°C/s ed 800°C/s. Il raffreddamento è avvenuto, invece, in aria.

I 16 provini, relativi ad ogni singola microstruttura, sono stati suddivisi in modo tale che per ogni velocità di riscaldamento ve ne siano lo stesso numero. La tabella seguente schematizza le velocità di riscaldamento impiegate ed il numero di campioni, per ogni microstruttura, trattato.

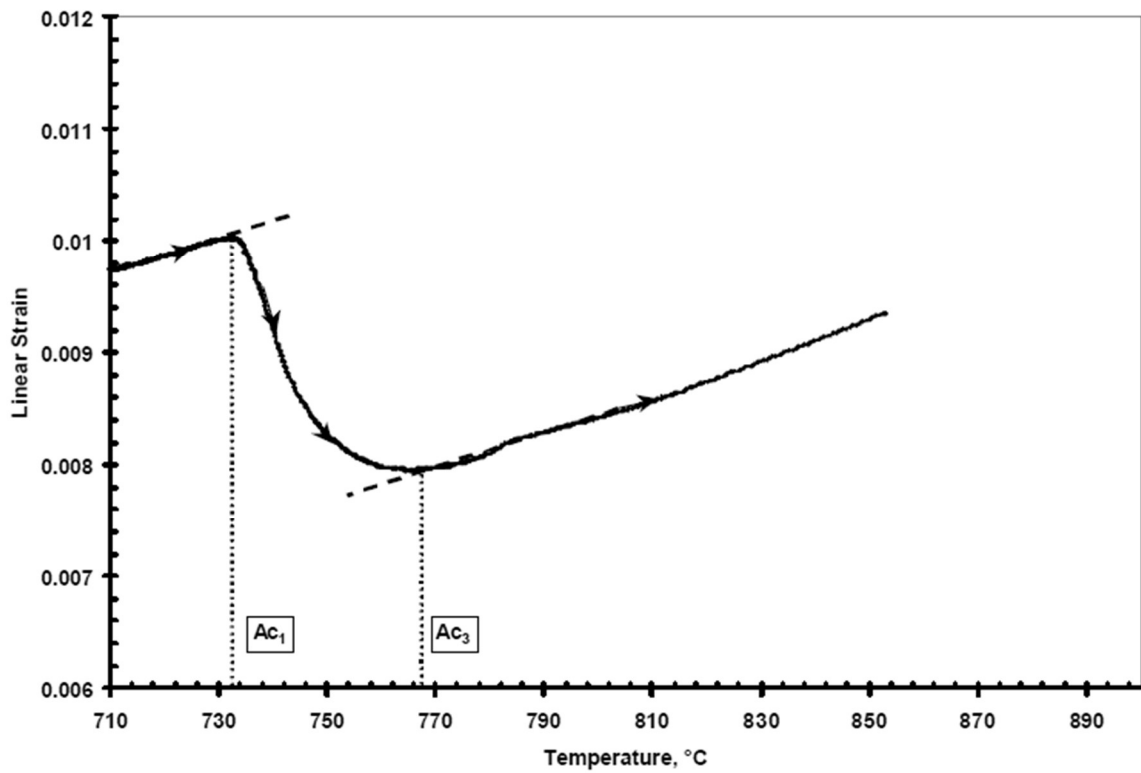
| <b>Velocità di riscaldamento</b> | <b>Numero di campioni trattati</b> |                                    |                                    |
|----------------------------------|------------------------------------|------------------------------------|------------------------------------|
|                                  | <b>Microstruttura<br/>180°C 4h</b> | <b>Microstruttura<br/>580°C 3h</b> | <b>Microstruttura<br/>580°C 6h</b> |
| 100°C/s                          | 4                                  | 4                                  | 4                                  |
| 400°C/s                          | 4                                  | 4                                  | 4                                  |
| 600°C/s                          | 4                                  | 4                                  | 4                                  |
| 800°C/s                          | 4                                  | 4                                  | 4                                  |

**Tabella 3.5:** *Velocità di raffreddamento e numero di campioni trattati.*

### **3.6.6 Determinazione delle temperature critiche**

Durante la prova, il diametro del provino aumenta con la temperatura fino al raggiungimento di  $Ac_1$ .  $Ac_1$  è la temperatura alla quale inizia a formarsi l'austenite al riscaldamento. Da questo punto in poi, l'allungamento diminuisce all'aumentare della temperatura fino ad  $Ac_3$ . Questa è la temperatura di fine trasformazione austenitica: successivamente il diametro del provino aumenterà proporzionalmente con la temperatura.

Entrambi i punti critici possono essere determinati dalle variazioni di pendenza della curva dilatazione – temperatura, ottenuta alla fine della prova dilatometrica, come mostrato in figura 3.13.



**Figura 3.13:** *Grafico dilatazione versus temperatura. In figura viene mostrato il metodo di determinazione dei punti critici  $Ac_1$  e  $Ac_3$  [11].*



# Capitolo 4

## Analisi dei risultati

### 4.1 Introduzione

I dati ottenuti sui materiali trattati termicamente hanno fornito una descrizione completa delle microstrutture ottenute e del comportamento dell'acciaio 39NiCrMo3 al riscaldamento, con evidenti differenze per le tre microstrutture scelte.

Sono state eseguite analisi microstrutturali al microscopio ottico, prove di microdurezza Vickers e prove di dilatazione.

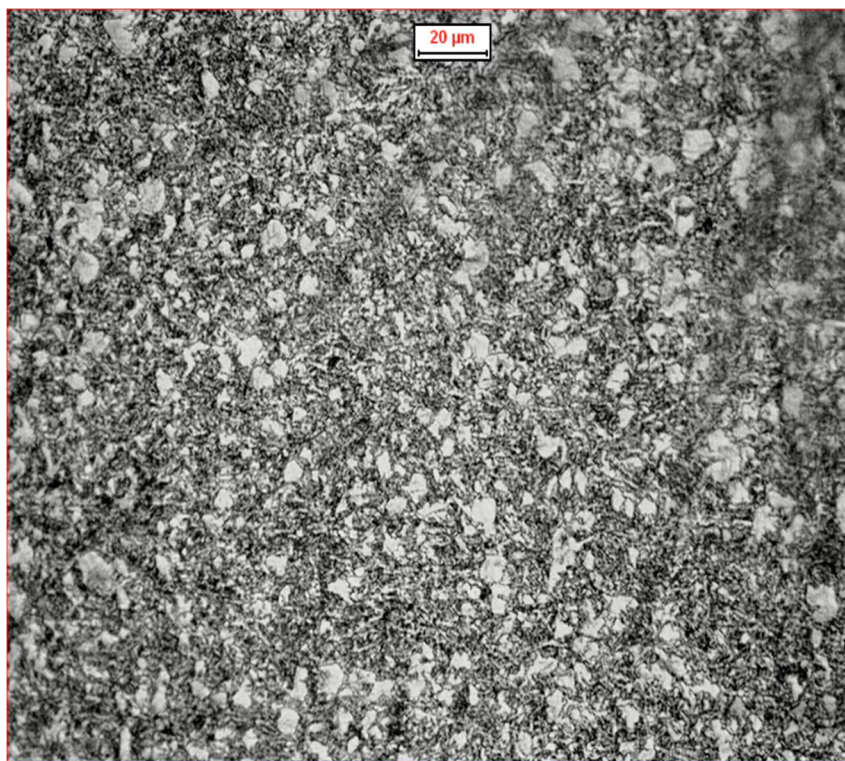
### 4.2 Materiale di fornitura

Il materiale di fornitura si presenta sotto forma di barra cilindrica del diametro di 12 mm ottenuta mediante forgiatura. L'acciaio, inoltre, ha subito un processo di normalizzazione alla temperatura di 850°C per 1 h con raffreddamento in aria. Questo processo ha permesso di ottenere una grana cristallina fine, dimensionalmente e microstrutturalmente quasi uniforme e chimicamente omogenea.

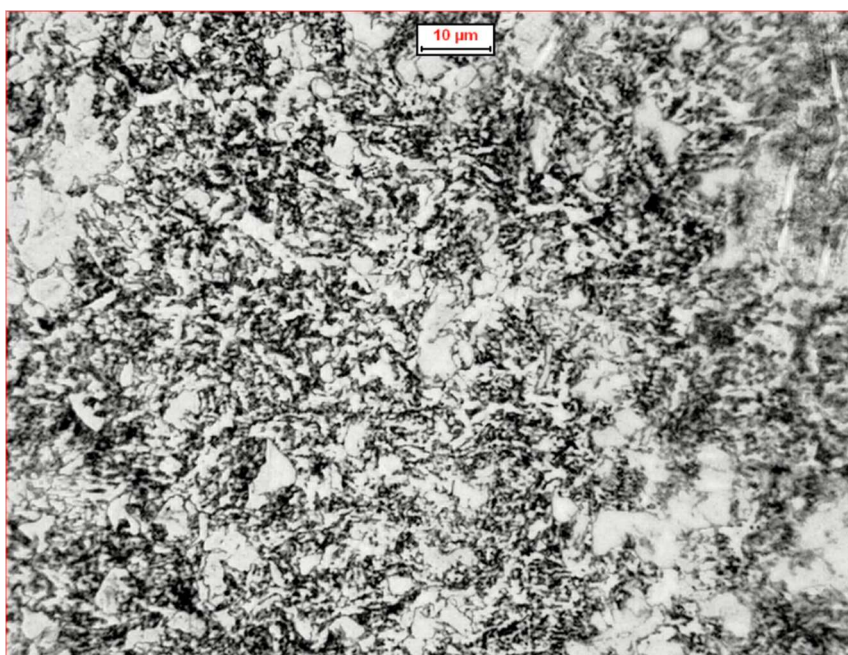
#### 4.2.1 *Esame micrografico*

I campioni, dopo essere stati inglobati in resina termoindurente e lucidati a specchio, sono stati attaccati con il reagente Nital 3% per ottenere un soddisfacente contrasto tra le fasi presenti. Questo attacco evidenzia i diversi costituenti strutturali e definisce il contorno dei grani; in particolare vengono annerite la sorbite, la perlite ed i carburi. Inoltre permette di distinguere la ferrite dalla martensite.

Le sottostanti micrografie ottiche (a diversi ingrandimenti), relative al materiale allo stato di fornitura normalizzato, riportano la sezione trasversale rispetto all'asse longitudinale della barra (fig. 4.1 e 4.2).



**Figura 4.1:** *Micrografia ottica a 500x del materiale allo stato di fornitura normalizzato dopo attacco con Nital 3%: sezione trasversale.*



**Figura 4.2:** *Micrografia ottica a 1000x del materiale allo stato di fornitura normalizzato dopo attacco con Nital 3%: sezione trasversale.*

Dalle figure si può notare come la grana cristallina sia fine, dimensionalmente e microstrutturalmente uniforme e chimicamente omogenea.

L'affinamento della grana cristallina è dovuto alla maggiore velocità di raffreddamento che accentua la velocità di nucleazione rispetto a quella di accrescimento. In questo modo, quindi, la distribuzione dimensionale delle fasi è ristretta.

Le strutture presenti sono ferrite  $\alpha$  e perlite molto fine. Queste (per la presenza degli elementi di alligazione) sono complessivamente più fini rispetto a quelle di un analogo acciaio semplicemente ipoeutetoidico al carbonio.

Il raffreddamento in aria calma, inoltre, non produce elevati gradienti termici tra superficie e cuore, con conseguente mancanza di formazione di tensioni e di fasi preferenziali.

Infine l'attraversamento dei punti critici provoca una ridistribuzione degli elementi con attenuazione di eventuali microsegregazioni.

#### 4.2.2 Prove di microdurezza

La prova di microdurezza eseguita sul campione normalizzato conferma che la durezza è molto simile a quella della barra non trattata. I valori medi ottenuti dalle prove di microdurezza Vickers con carico di 300 g sono esposti in tabella 4.1.

| Campioni             | Durezza Vickers (HV)<br>Media | Deviazione standard |
|----------------------|-------------------------------|---------------------|
| Barra                | 330                           | 14.57               |
| Normalizzato in aria | 320                           | 15.97               |

**Tabella 4.1:** Durezza Vickers eseguita sul "tal quale" e sul campione normalizzato. Il coefficiente di variazione percentuale  $CV\%^4$  è pari a 4,41% per il tal quale e 4,99% per il normalizzato.

### 4.3 Trattamenti termici

Le temperature e tempi per i rinvenimenti sono stati scelti in modo tale da ottenere delle microstrutture con caratteristiche differenti.

I trattamenti termici sono stati eseguiti su spezzoni del materiale di fornitura e sui provini per prove dilatometriche adottando la procedura descritta nel § 3.2. I provini per test dilatometrici sono stati suddivisi in modo tale da poter essere successivamente identificati.

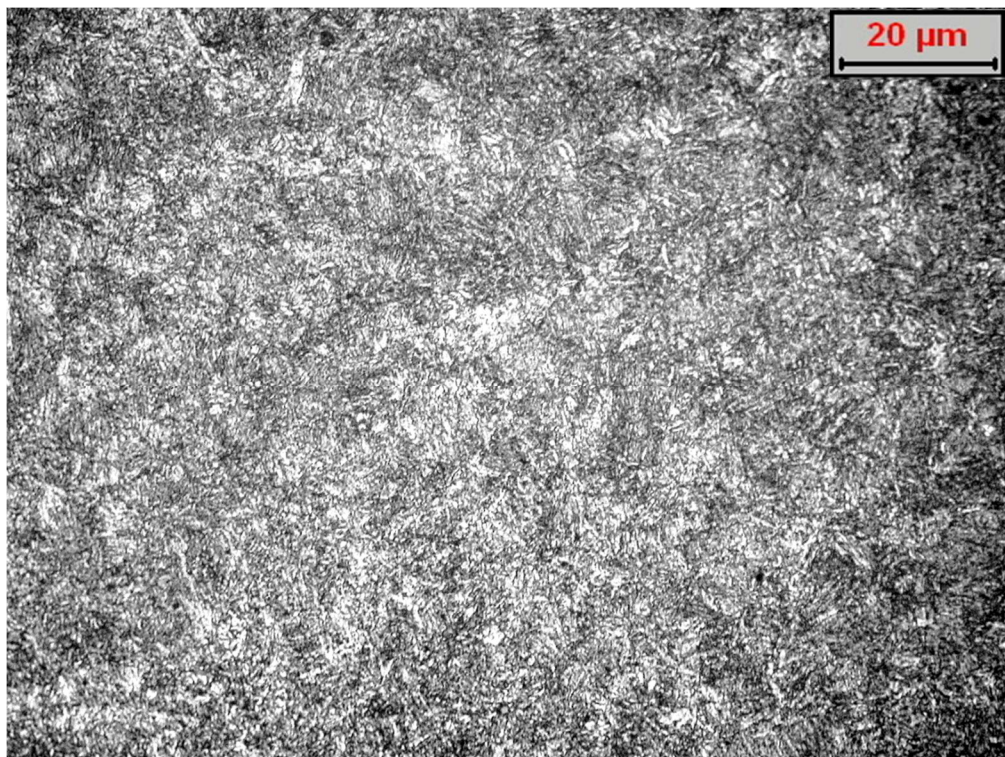
---

<sup>4</sup> Il coefficiente di variazione percentuale è definito come il rapporto tra deviazione standard e valore medio.

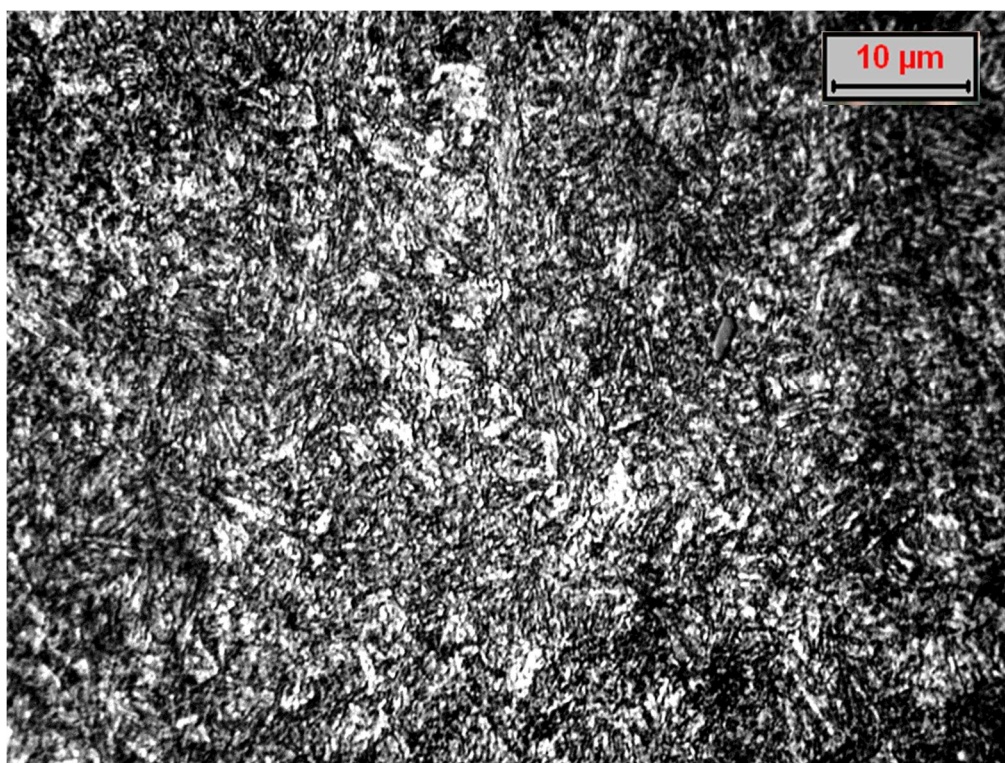
L'analisi metallografica dopo i trattamenti termici è stata necessaria per valutare il tipo di microstruttura ottenuta e verificare quindi l'efficacia del rinvenimento scelto. L'attacco chimico impiegato per condurre tale analisi è stato il Nital 3%.

#### ***4.3.1 Materiale rinvenuto a 580°C 3 h***

Le figure 4.3 e 4.4 riportano le micrografie a 500 ingrandimenti e a 1000 ingrandimenti del campione.



**Figura 4.3:** *Micrografia ottica a 500x del materiale rinvenuto a 580°C 3h. La microstruttura ottenuta è fine e costituita da ferrite e perlite.*



**Figura 4.4:** Micrografia a 1000x dell'acciaio rinvenuto a 580°C 3h. La struttura consiste in ferrite (bianca) con perlite (questa struttura è detta anche martensite rinvenuta).

Per tempi di rinvenimento di 3 ore a 580°C la microstruttura ottenuta è la sorbite di rinvenimento (o martensite rinvenuta). Questa è costituita da ferrite e da cementite di dimensioni submicroscopiche. Fino a 600°C e per tempi di mantenimento comunque non troppo grandi, al microscopio ottico, non si vedono i carburi globulari che nucleano durante la trasformazione.

Il meccanismo di formazione della sorbite è indicato nel § 2.8.5.

La durezza si riduce notevolmente rispetto al pezzo temprato, ma aumenta la tenacità e si migliorano le proprietà meccaniche.

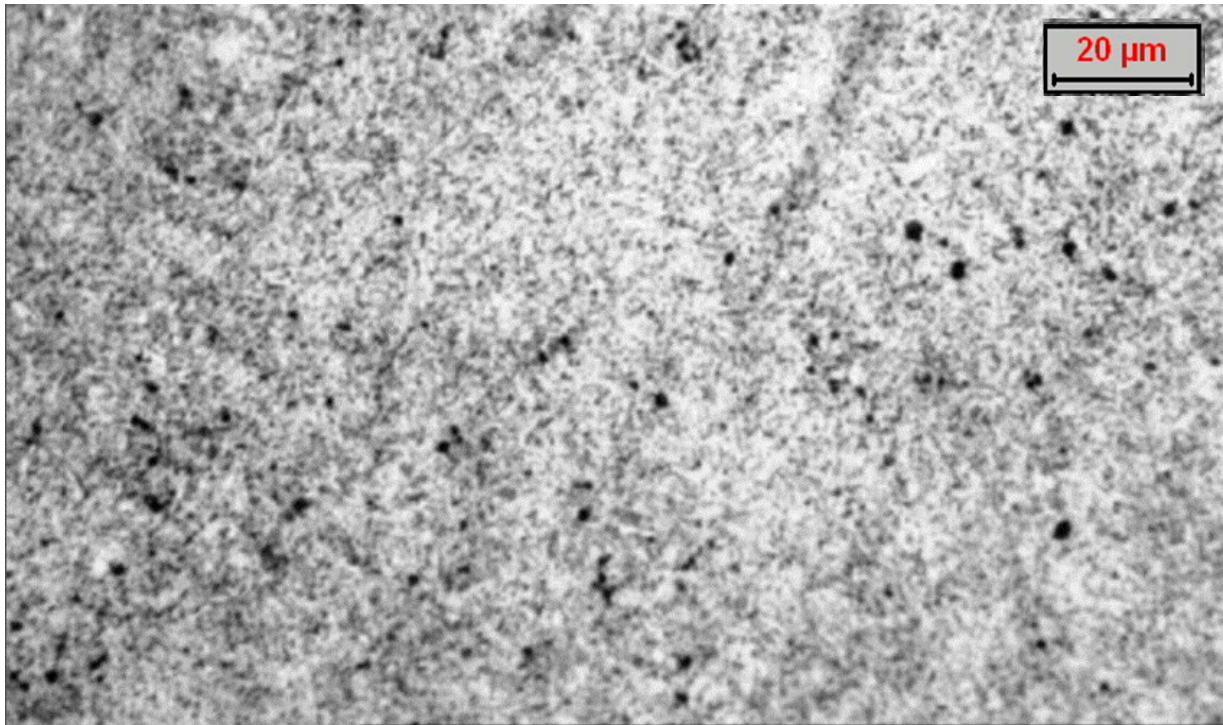
Il risultato delle prove di durezza Vickers con carico di 300 g è esposto in tabella 4.2.

| Campione              | Durezza Vickers (HV)<br>media | Deviazione Standard |
|-----------------------|-------------------------------|---------------------|
| Rinvenimento 580°C 3h | 350                           | 15.85               |

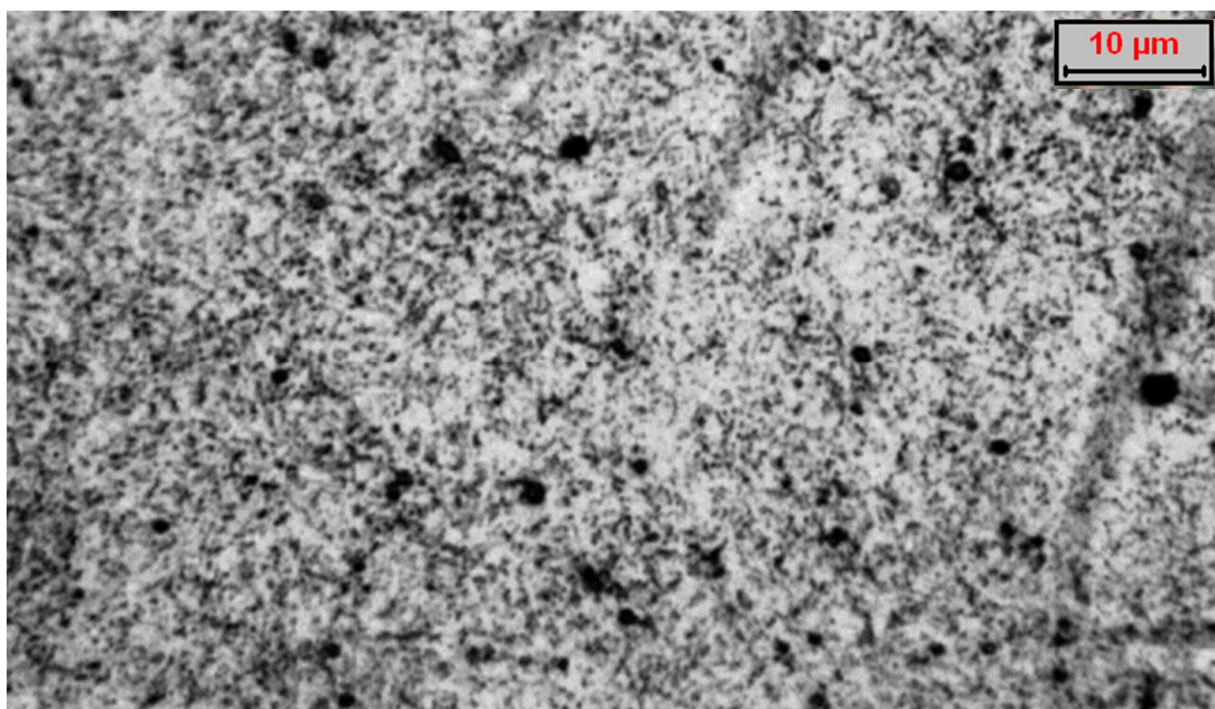
**Tabella 4.2:** Durezza Vickers del campione rinvenuto a 580°C 3h. Il coefficiente di variazione percentuale CV% è pari a 4.53%.

#### 4.3.2 Materiale rinvenuto a 580°C 6 h

Anche in questo caso la microstruttura ottenuta è la sorbite di rinvenimento. Tuttavia, a differenza del trattamento da 3 ore, quello da 6 ore permette agli sferoidi di cementite più piccoli di accrescere quelli più grandi grazie al più alto tempo di mantenimento. In questo modo è possibile al microscopio ottico notare i carburi (fig. 4.5 e 4.6)



**Figura 4.5:** Micrografia a 500x del campione rinvenuto a 580°C 6h. Si possono notare i carburi all'interno della matrice ferritica.



**Figura 4.6:** Micrografia a 1000x del campione rinvenuto a 580°C 6h. Si notano in modo evidente i carburi nella matrice ferritica.

Anche la ferrite si accresce durante il mantenimento e ciò comporta un'ulteriore diminuzione della durezza rispetto al campione trattato a 3 ore (tabella 4.3).

| Campione              | Durezza Vickers (HV)<br>media | Deviazione standard |
|-----------------------|-------------------------------|---------------------|
| Rinvenimento 580°C 6h | 305                           | 15.70               |

**Tabella 4.3:** Durezza Vickers del campione rinvenuto a 580°C 6h. Il coefficiente di variazione percentuale CV% è 5.15%.

#### 4.3.3 Materiale rinvenuto a 180°C 4 h

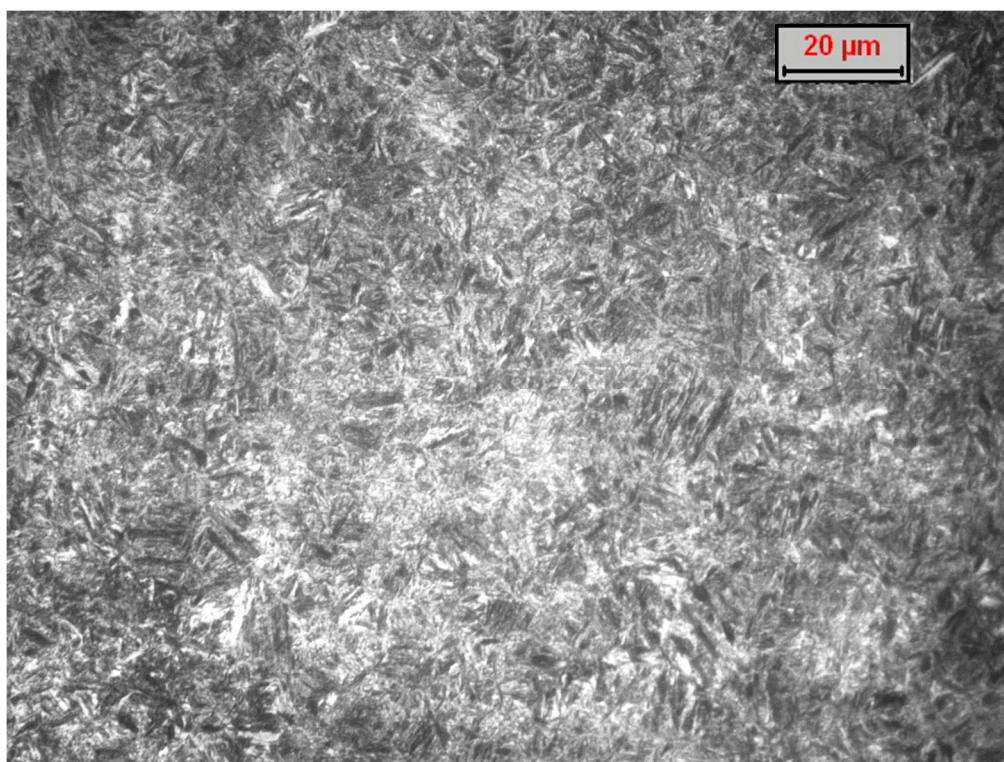
Con il trattamento di rinvenimento a 180°C per 4 h si ha una riduzione delle tensioni interne, senza diminuire troppo la durezza (tabella 4.4).

| Campione               | Durezza Vickers (HV)<br>media | Deviazione standard |
|------------------------|-------------------------------|---------------------|
| Tempra                 | 710                           | 34.93               |
| Distensione a 180°C 4h | 660                           | 32.21               |

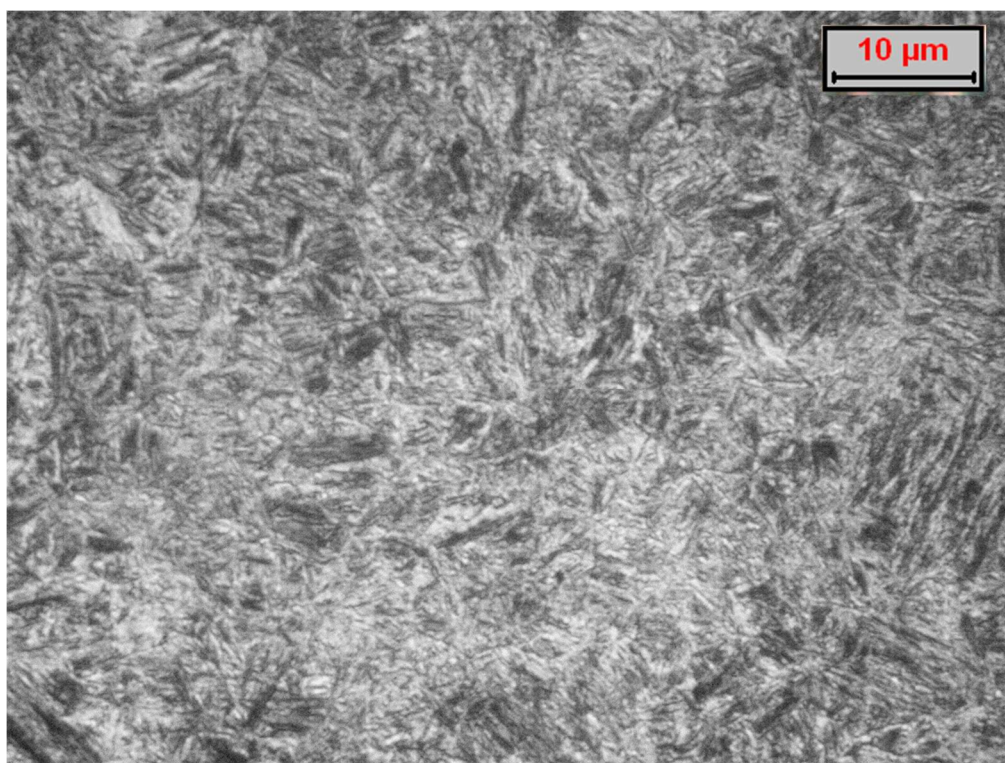
**Tabella 4.4:** *Durezza Vickers del campione disteso a 180°C 4h confrontata con quella del campione solamente temprato. Il coefficiente di variazione percentuale CV% è 4.88% per il campione disteso e 4.92% per quello temprato.*

La microstruttura tipica di questo trattamento è la martensite aciculare, composta da domini ad aghetti con orientamenti diversi e separati da bordi a basso angolo, con particelle di carburo  $\epsilon$  di composizione  $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$  (non visibili al microscopio ottico).

Le figure 4.7 e 4.8 riportano le micrografie a diversi ingrandimenti del campione disteso.



**Figura 4.7:** *Micrografia a 500x del campione disteso a 180°C 4h. Si nota dalla figura la presenza di martensite aciculare.*



**Figura 4.8:** *Micrografia a 1000x del campione disteso a 180°C 4h.*

## 4.4 Prove dilatometriche

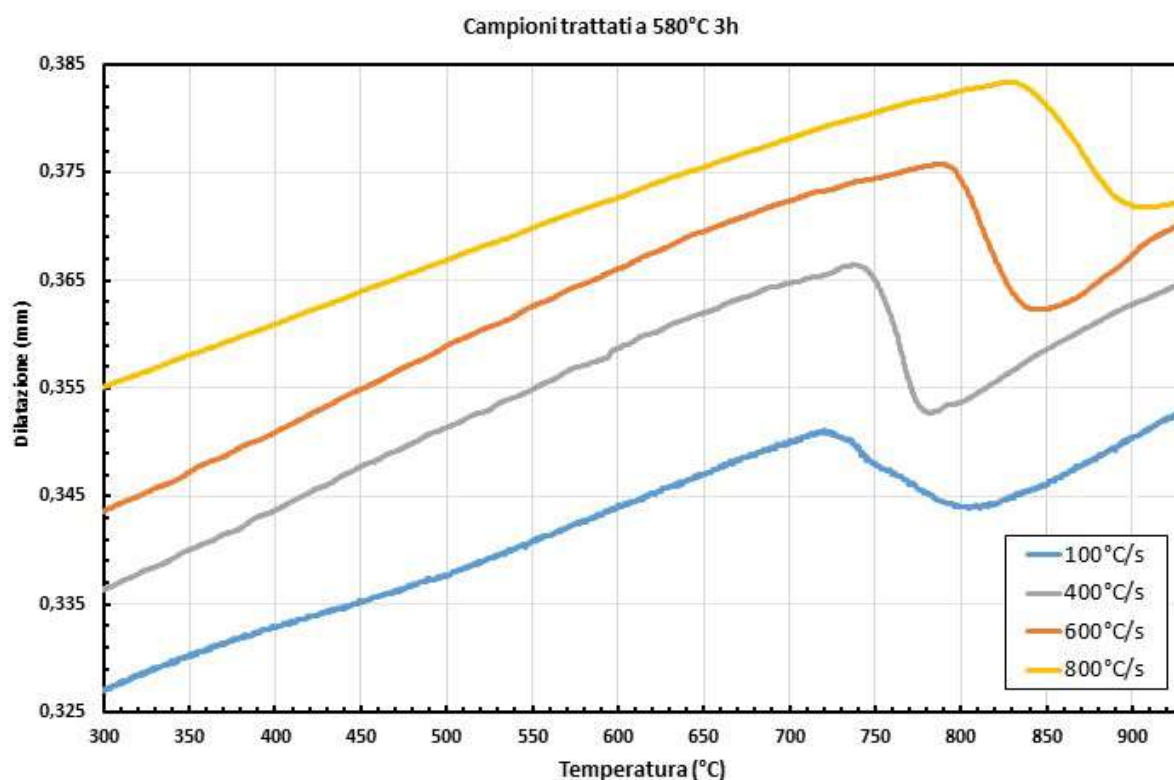
Le prove dilatometriche sono state effettuate su provini, ottenuti mediante operazioni di tornitura, con modalità precedentemente descritte nel § 3.6.

Da alcuni parametri ricavabili graficamente è possibile valutare il comportamento del materiale considerato al variare della velocità di riscaldamento: in particolare, importanti per tale analisi sono le temperature critiche di inizio e fine trasformazione austenitica, le quali possono essere determinate secondo la modalità descritta nel § 3.6.6.

Di seguito vengono confrontati i comportamenti del medesimo materiale a velocità di riscaldamento differenti. Le curve di dilatazione sono raggruppate in un unico grafico temperatura vs variazione diametro per facilitarne la lettura e comprensione.

### 4.4.1 Materiale rinvenuto a 580°C 3 h

Il diagramma temperatura vs dilatazione è presentato in figura 4.8.



**Figura 4.8:** Curve dilatometriche del materiale rinvenuto a 580°C per 3 h, a diverse velocità di riscaldamento.

Dalle curve di dilatazione si ottengono i seguenti dati (tabella 4.5):

| Temperature critiche di trasformazione austenitica |                            |                     |                            |                            |                     |                            |
|----------------------------------------------------|----------------------------|---------------------|----------------------------|----------------------------|---------------------|----------------------------|
| Velocità di riscaldamento (°C/s)                   | Ac <sub>1</sub> media (°C) | Deviazione standard | Coefficiente di variazione | Ac <sub>3</sub> media (°C) | Deviazione standard | Coefficiente di variazione |
| 100                                                | 725                        | 8.660               | 1.17%                      | 790                        | 16.734              | 2.07%                      |
| 400                                                | 745                        | 9.609               | 1.30%                      | 783                        | 18.717              | 2.39%                      |
| 600                                                | 790                        | 5.196               | 1%                         | 842                        | 5.132               | 0.61%                      |
| 800                                                | 834                        | 2.517               | 0.30%                      | 900                        | 10.149              | 1.15%                      |

**Tabella 4.5:** Temperature critiche di trasformazione del materiale rinvenuto a 580°C 3h.

La trasformazione sorbite – austenite è di tipo diffusivo e comporta la migrazione di atomi di carbonio a distanze anche considerevoli. La sua cinetica può essere suddivisa in due stadi: dissoluzione della perlite e trasformazione della ferrite in austenite [22,28].

Nel primo stadio i nuclei di austenite si formano alle superfici di separazione tra cristalli di ferrite e cementite, dove cioè vi è la massima probabilità di formazione, sia per fluttuazioni atomiche spontanee, sia perché i germi austenitici trovano parte dell'energia di attivazione necessaria alla loro nucleazione (eterogenea). Ciò implica elevate velocità di formazione dei nuclei austenitici a causa delle ridotte distanze richieste per la diffusione del carbonio.

Una volta terminato il primo stadio, l'austenite formata a partire dalla perlite cresce a spese della ferrite, fino a quando tutta la ferrite non si è trasformata in austenite; questo processo è il secondo stadio dell'austenitizzazione.

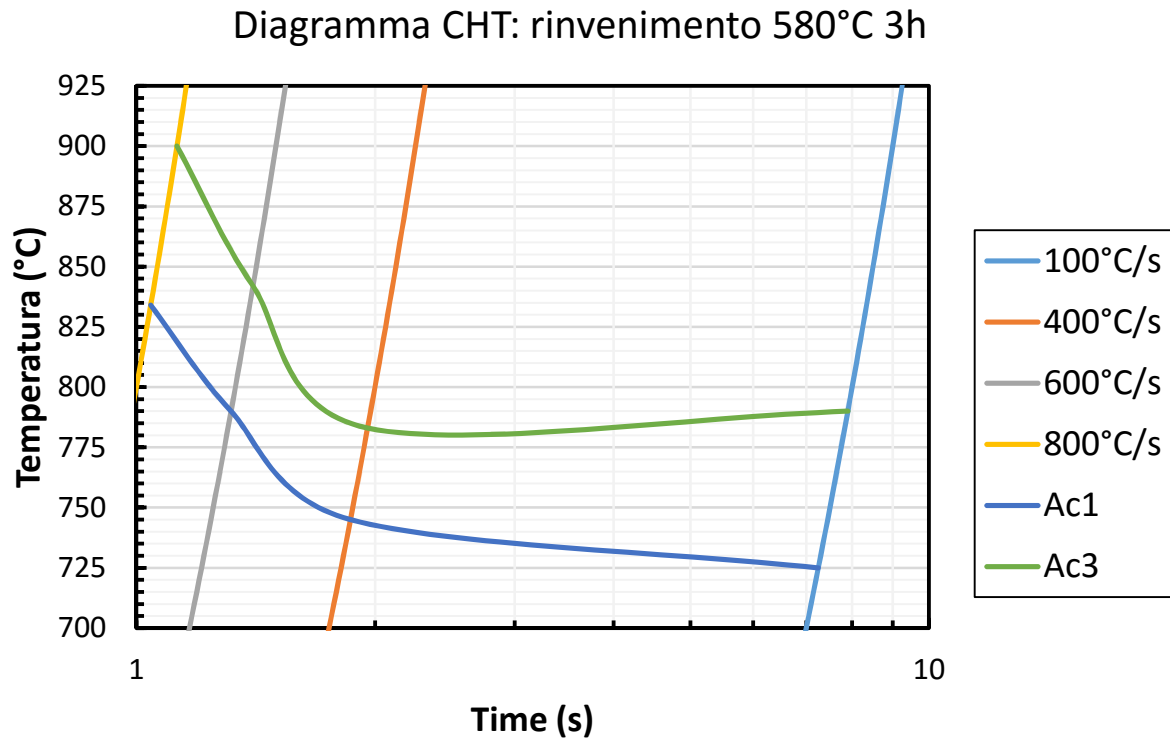
Normalmente nelle curve dilatometriche non è possibile determinare differenze tra dissoluzione della perlite e trasformazione  $\alpha \rightarrow \gamma$ . La possibilità di suddividere i due stadi dipende dal tipo di dilatometro impiegato (un dilatometro ad alta risoluzione permette di determinare la temperatura alla quale inizia la trasformazione  $\alpha \rightarrow \gamma$ ), dal materiale e dalla velocità di riscaldamento (solo per basse velocità di riscaldamento è possibile valutare la trasformazione  $\alpha \rightarrow \gamma$ ) [20].

Per quanto riguarda l'influenza che ha la composizione dell'acciaio sull'andamento della trasformazione, in presenza di elementi gammageni (Ni, N) si accelera il processo di austenitizzazione sia per l'abbassamento dei punti critici sia per l'effetto perlitizzante, che provoca un aumento dell'estensione delle interfacce ferrite/carburi. Per contro l'aggiunta di elementi carburigeni (Cr, Mo), se da un lato accelera l'austenitizzazione per l'effetto perlitizzante, dall'altro la rallenta per la maggiore stabilità termodinamica dei relativi carburi.

Altro importante fattore di influenza è costituito dall'estensione delle interfacce ferrite/perlite (o carburi): per un certo acciaio a una data composizione, più fine è la struttura iniziale (maggior grado di dispersione dei carburi ed elevate interfacce ferrite/carburi), maggiore è la nucleazione e più corti sono i percorsi diffusivi e, di conseguenza, i tempi di trasformazione.

Perciò una struttura sorbitica (costituita da carburi finemente dispersi) si trasforma con più rapidità, richiedendo anche una minore temperatura di austenitizzazione.

Se i tempi di inizio e fine trasformazione sono rilevati durante il riscaldamento continuo, e ciò viene ripetuto per differenti velocità di riscaldamento, il diagramma che si ottiene è del tipo riportato in figura 4.9. Questo è identificato con la sigla CHT (*Continuous Heating Transformation*).



**Figura 4.9:** *Diagramma CHT semplificato per il materiale rinvenuto a 580°C 3h.*

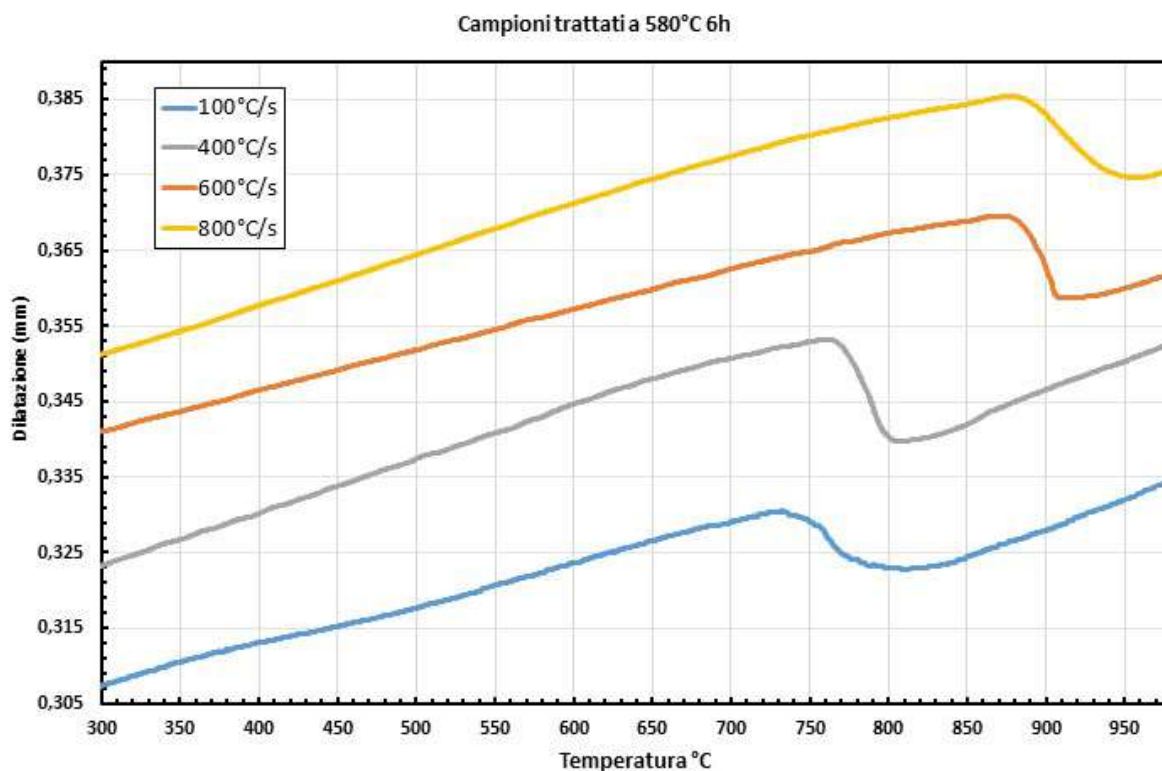
Dai grafici di figura 4.8 e 4.9 si può notare come maggiore è la velocità di riscaldamento, più elevata è la temperatura di inizio e fine della trasformazione austenitica.

Infatti, oltre a fenomeni di isteresi termica, l'aumento della velocità di riscaldamento riduce la durata dei processi diffusivi che avvengono durante lo step di austenitizzazione. Questa richiederà, perciò, una maggiore energia e si completerà a temperature più alte rispetto alla condizione di equilibrio [19].

In particolare risulterà che la temperatura di fine trasformazione austenitica (che è determinata solo dalla diffusione) sarà maggiormente influenzata rispetto a quella di inizio trasformazione austenitica. Infatti  $Ac_1$  è principalmente determinata dall'energia libera disponibile per la nucleazione, una quantità influenzata in modo relativamente minore dalla velocità di riscaldamento [19,23].

#### 4.4.2 Materiale rinvenuto a 580°C 6 h

Il diagramma temperatura vs dilatazione diametro è presentato in figura 4.10.



**Figura 4.10:** Curve dilatometriche, a diverse velocità di riscaldamento, per il materiale rinvenuto a 580°C 6h.

Dalle curve dilatometriche si possono ottenere i seguenti dati (tabella 4.6):

| Velocità di riscaldamento<br>(°C/s) | Temperature critiche di trasformazione austenitica |                        |                                  |                                  |                        |                                  |
|-------------------------------------|----------------------------------------------------|------------------------|----------------------------------|----------------------------------|------------------------|----------------------------------|
|                                     | Ac <sub>1</sub><br>media<br>(°C)                   | Deviazione<br>standard | Coefficiente<br>di<br>variazione | Ac <sub>3</sub><br>media<br>(°C) | Deviazione<br>standard | Coefficiente<br>di<br>variazione |
| 100                                 | 734                                                | 21.362                 | 2.85%                            | 795                              | 20.635                 | 2.60%                            |
| 400                                 | 767                                                | 13.00                  | 1.69%                            | 806                              | 20.120                 | 2.50%                            |
| 600                                 | 870                                                | 1.732                  | 0.20%                            | 908                              | 1.528                  | 0.17%                            |
| 800                                 | 882                                                | 1.00                   | 0.13%                            | 958                              | 2.082                  | 0.22%                            |

**Tabella 4.6:** Temperature critiche di trasformazione del materiale rinvenuto a 580°C 6h.

Anche in questo caso la trasformazione è di tipo diffusivo, in quanto la microstruttura di partenza è sempre sorbite di rinvenimento. Per questo motivo valgono le stesse considerazioni fatte nel § 4.41 per quanto riguarda stadi del processo di austenitizzazione ed influenza della composizione dell'acciaio.

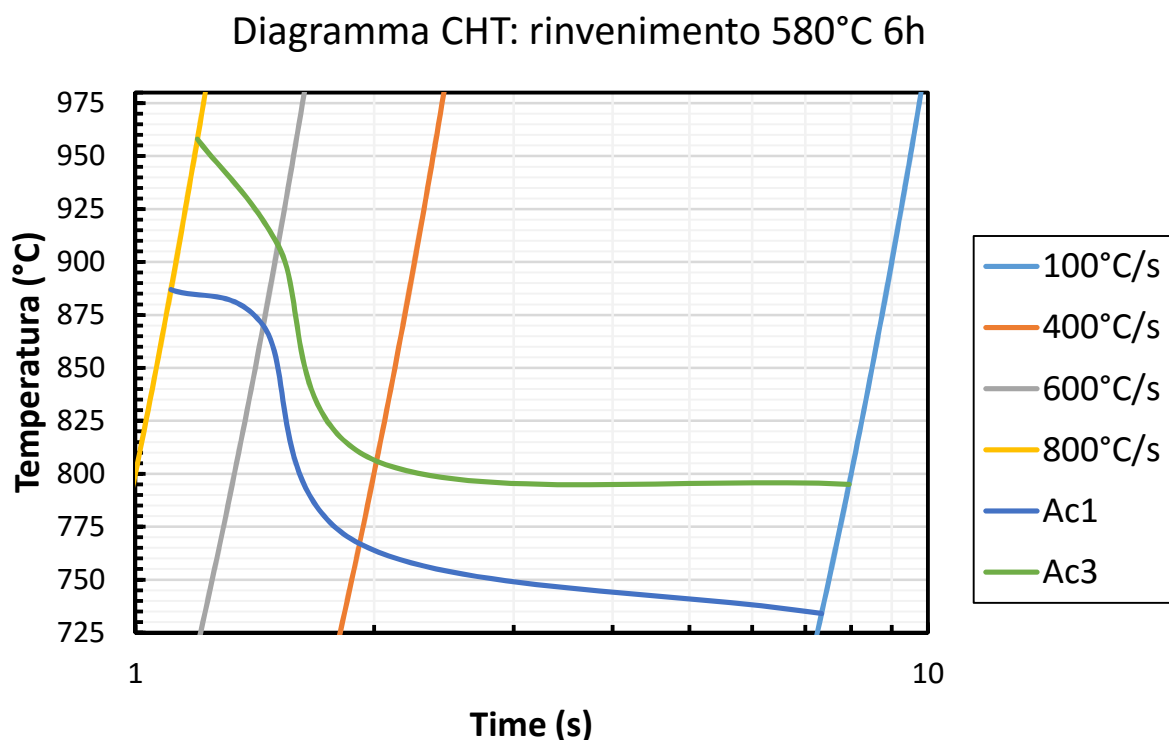
Tuttavia, a differenza del rinvenimento a 580°C 3h, quello da 6h porta all'ottenimento di una microstruttura più grossolana, con carburi più grandi e stabili.

Un ridotto grado di dispersione dei carburi nella perlite, per effetto della minore estensione delle interfacce perlite/carburi, diminuirà la velocità di nucleazione dell'austenite ed aumenterà la lunghezza dei percorsi diffusivi del carbonio e degli elementi alliganti. Di conseguenza temperature e tempi di trasformazione richiesti saranno maggiori rispetto a quelli necessari per una struttura con carburi finemente dispersi (ossia sorbite di rinvenimento a 580°C per 3h) [30].

A causa dell'elevato tempo di riscaldamento è possibile avere un eccessivo ingrossamento della grana austenitica, noto come "surriscaldamento". Nel lento raffreddamento, la ferrite o la cementite proeutettoide si separa in forma di maglie lungo i bordi grano o di grossi aghi orientati in diverse direzioni. Tale struttura è detta di *Widmanstätten*.

Per un trattamento di tempra, invece, si ha la formazione di martensite grossolana con effetti deleteri su importanti proprietà come tenacità, resilienza, resistenza a fatica e suscettibilità a sviluppo di cricche.

La figura seguente mostra il diagramma CHT.



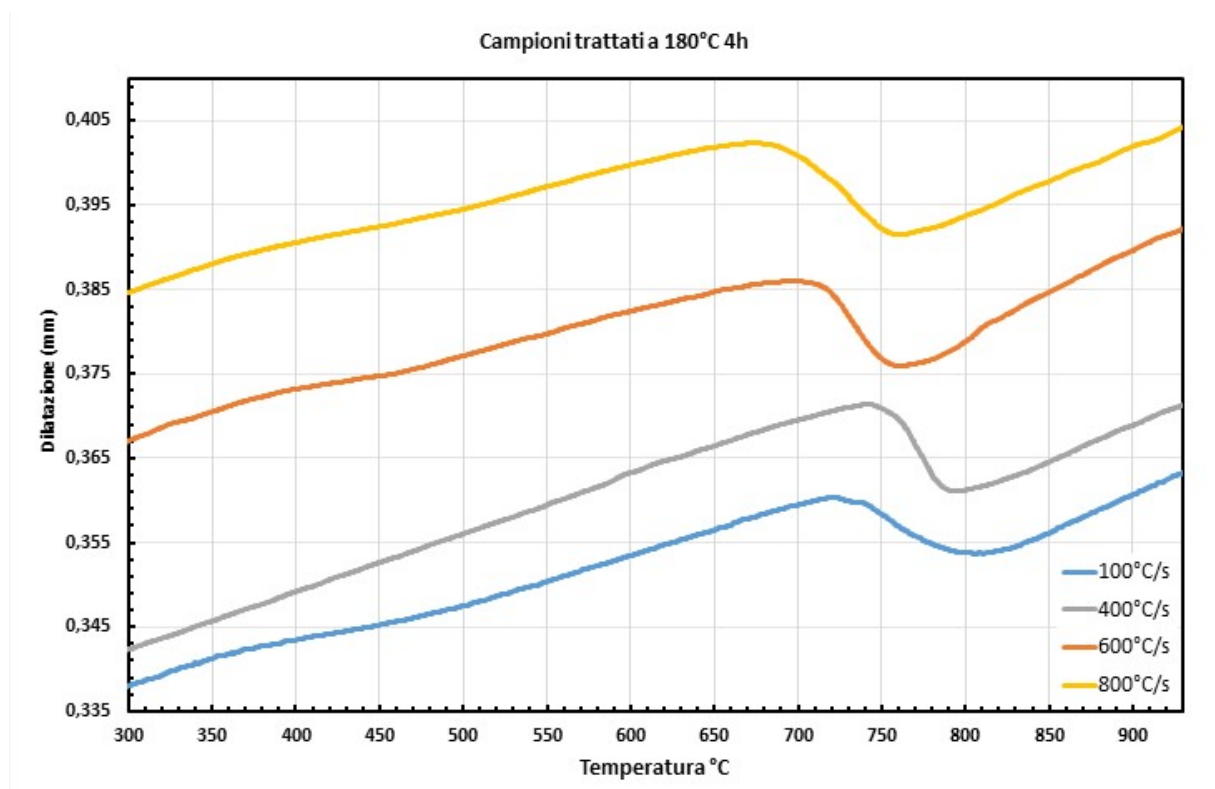
**Figura 4.11:** Diagramma semplificato di riscaldamento continuo del materiale rinvenuto a 580°C 6h.

Il diagramma mostra come i punti critici aumentino con la velocità di riscaldamento, in particolare  $Ac_3$ . Infatti  $Ac_3$  è la temperatura di fine trasformazione martensitica, un processo che dipende solamente dalla diffusione. Perciò, quando la velocità di riscaldamento del materiale (cioè la velocità di incremento della temperatura del materiale), supera di molto quella necessaria per la diffusione del carbonio e degli altri elementi alliganti, l'austenitizzazione si completa a temperature molto superiori rispetto a quelle di equilibrio. Per quanto riguarda la formazione dei primi nuclei di austenite, un processo associato alla temperatura  $Ac_1$ , questa è principalmente determinata dall'energia libera disponibile per la formazione dei nuclei di austenite, grandezza influenzata in modo relativamente minore dalla velocità di riscaldamento [19,23]. Ciò è evidente tra 600 e 800°C/s.

Il ridotto grado di dispersione dei carburi nella matrice comporta un ulteriore aumento dei punti critici rispetto al caso precedente (materiale rinvenuto a 580°C 3h). Ciò è sempre legato alla necessità di aumentare i tempi di riscaldamento a causa della non “efficace” risposta del materiale, conseguente sempre alla ridotta estensione delle interfacce ferrite/carburi e della bassa velocità di nucleazione dell'austenite.

#### ***4.4.3 Materiale rinvenuto a 180°C 4 h***

Le curve dilatometriche, al variare della velocità di riscaldamento, per il materiale disteso a 180°C per 4h sono presentate nel grafico seguente (figura 4.12).



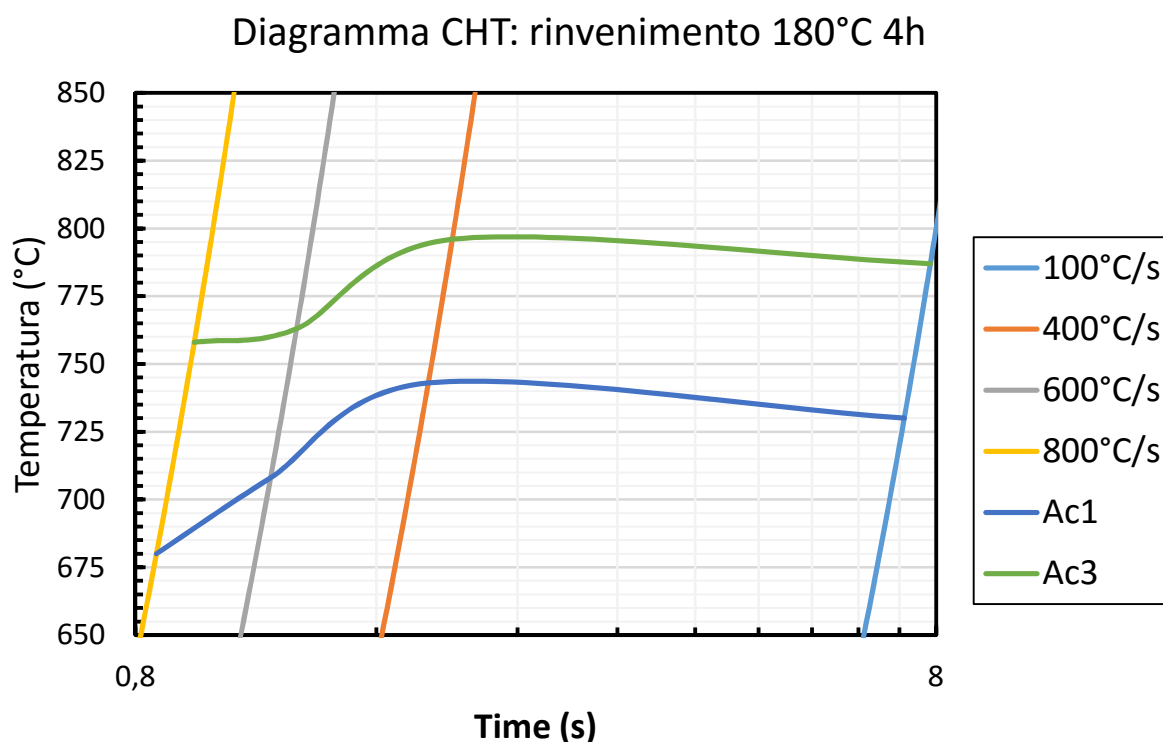
**Figura 4.12:** Curve dilatometriche a diverse velocità di riscaldamento del materiale disteso a 180°C per 4h.

Dai test dilatometrici è possibile ricavare i seguenti dati (tabella 4.7):

| Velocità di riscaldamento<br>(°C/s) | Temperature critiche di trasformazione austenitica |                        |                                  |                      |                        |                                  |
|-------------------------------------|----------------------------------------------------|------------------------|----------------------------------|----------------------|------------------------|----------------------------------|
|                                     | Ac1<br>media<br>(°C)                               | Deviazione<br>standard | Coefficiente<br>di<br>variazione | Ac3<br>media<br>(°C) | Deviazione<br>standard | Coefficiente<br>di<br>variazione |
| 100                                 | 730                                                | 16.773                 | 2.30%                            | 787                  | 20.00                  | 2.54%                            |
| 400                                 | 743                                                | 9.539                  | 1.28%                            | 796                  | 19.00                  | 2.39%                            |
| 600                                 | 708                                                | 9.75                   | 1.38%                            | 763                  | 18.225                 | 2.38%                            |
| 800                                 | 680                                                | 7.956                  | 1.17%                            | 758                  | 12.152                 | 1.60%                            |

**Tabella 4.7:** Punti critici del materiale disteso a 180°C per 4h.

In figura 4.13 è, invece, rappresentato il diagramma CHT del materiale disteso a 180°C per 4 h.



**Figura 4.13:** Diagramma CHT del materiale disteso a 180°C per 4h.

Dalle figure 4.12 e 4.13 si può notare come i punti critici aumentino inizialmente con la velocità di riscaldamento, fino ad un massimo, per poi diminuire. L'aumento iniziale delle temperature critiche suggerisce che la trasformazione martensite  $\rightarrow$  austenite a basse velocità di riscaldamento avvenga mediante un meccanismo diffusivo. Ad alte velocità di riscaldamento, invece, a causa dell'inibizione dei fenomeni diffusivi, la trasformazione è dominata da un processo di tipo dislocativo (definito *austenite reversion*), per cui i punti critici tendono a diminuire con la velocità di riscaldamento [5].

Alcuni studi [6] mostrano come l'austenite di reversione presenti le stesse orientazioni cristallografiche della  $\gamma$  residua nella microstruttura martensitica iniziale. Ciò suggerisce che vi siano gli stessi step (distorsione di Bain, "lattice invariant shear" e slip) sia nella trasformazione diretta (formazione di martensite) sia in quella inversa (re-austenitizzazione).

Inoltre, sembra che i singoli cristalli di martensite possano ritrasformarsi in modo tale da ottenere cristalli equivalenti di austenite [6].

In altri casi, invece, soprattutto per leghe ad alto contenuto di carbonio, ciascun cristallo di martensite può produrre numerose regioni di austenite di reversione disorientate tra loro [6].

Le caratteristiche principali dell'austenite di reversione sono la sua struttura fine, l'elevata densità di dislocazioni, la presenza di piccoli geminati e di difetti di impilamento, sebbene la maggior parte di quest'ultimi non sia più presente alla fine della trasformazione.

L'elevata densità dislocativa deriva non solo da quella già presente nella microstruttura martensitica iniziale, ma anche dal contributo dato dalle varie deformazioni, associate alla trasformazione di reversione, che avvengono in una struttura già inizialmente imperfetta [5,6]. Non è stato ancora del tutto chiarito se i difetti di impilamento partecipino al meccanismo della trasformazione, o se vengano formati durante i processi di recovery successivi alla trasformazione e necessari per accomodare la struttura tensionata [6].

I piccoli geminati sono considerati essere lo stadio iniziale del processi di recovery dell'austenite di reversione: le loro dimensioni ridotte sono collegate all'elevato grado di deformazione presente nella struttura.

La trasformazione dislocativa ad alte velocità di riscaldamento è favorita anche da due fattori:

- Martensite ed austenite hanno stessa composizione chimica, a causa della mancanza di fenomeni di diffusione durante la trasformazione al raffreddamento;
- La presenza di un piano nella cella dell'austenite che si ritrova invariato (né ruotato, né distorto) anche nella martensite. Questo piano è chiamato piano invariante (Habit plane).

L'austenite ottenuta mediante processi non diffusivi presenta, inoltre, un'elevata durezza e resistenza. Questo effetto è associato ai difetti nella struttura cristallina: principalmente l'elevata densità di dislocazioni, ma anche i geminati [6].

Inoltre il rafforzamento dipende in modo complesso da numerosi fattori, quali condizioni di trattamento termico o struttura/tipo di materiale. In particolare:

- La frazione volumetrica di martensite nella microstruttura iniziale, che determina la frazione volumetrica di austenite prodotta;
- Il tipo di martensite inizialmente presente: questa influisce la densità e la distribuzione dei difetti presenti alla fine della trasformazione;
- Le condizioni strutturali dell'austenite residua pre-trasformazione (per esempio la presenza di dislocazioni introdotte nell'austenite durante la trasformazione martensitica);

- Il grado di contrazione volumetrica generato dal passaggio da BCC a FCC; questo è un fattore importante nella generazione di vacanze e dislocazioni nella struttura austenitica finale.

A basse velocità di riscaldamento, la trasformazione martensite → austenite avviene secondo un meccanismo diffusivo. Caratteristiche principali di questo processo sono:

- Necessità di un determinato sovra-riscaldamento per superare l'energia di attivazione della trasformazione [5];
- Diffusione di atomi a corto raggio attraverso una interfaccia incoerente [5].

La nucleazione dell'austenite avviene sia all'interno sia ai bordi dei cristalli di martensite, con una velocità superiore rispetto alle microstrutture precedenti (sorbite) [7].

L'austenite così ottenuta presenta una morfologia quasi equiassica, più grossolana rispetto a quella di reversione, con bordi più ricurvi, e meno frastagliati [5].

Inoltre a differenza dell'austenite di reversione, quella ottenuta per diffusione ha una bassa densità dislocativa ed è priva di geminati: la sua durezza è quindi minore [5].



# CONCLUSIONI

La ricerca sperimentale condotta all'interno di questa Tesi di Laurea è stata finalizzata alla valutazione dell'influenza sia della microstruttura di partenza, sia della velocità di riscaldamento sul processo di austenitizzazione.

Per fare ciò, dei campioni a differenti microstrutture (martensitica, sorbitica con carburi finemente dispersi e sorbitica con carburi più grossolani) di  $39\text{NiCrMo3}$  sono stati prima caratterizzati al microscopio ottico, poi sottoposti a prove di dilatazione a velocità di riscaldamento diverse (100, 400, 600,  $800^\circ\text{C/s}$ ). La dilatometria, infatti, permette di monitorare in tempo reale l'evoluzione della trasformazione in termini di variazioni dimensionali del campione riscaldato. Dai grafici temperatura – dilatazione è possibile così determinare i punti critici.

Si possono riassumere nei seguenti punti i risultati ottenuti nel presente lavoro:

- Per le due strutture sorbitiche, la trasformazione austenitica è diffusiva e consiste di due fenomeni: dissoluzione della perlite e trasformazione della ferrite in austenite.  
Per quanto riguarda l'effetto della microstruttura, il fattore importante è l'estensione delle interfacce ferrite/cementite: per un certo acciaio a una data temperatura, più fine è la struttura iniziale, maggiore è la nucleazione dell'austenite (corti percorsi diffusivi) e più bassi sono i tempi di trasformazione. Così una struttura a carburi finemente dispersi (sorbite ottenuta con rinvenimento a  $580^\circ\text{C}$  per 3h) si trasforma molto più rapidamente di una con carburi più grossi (sorbite ottenuta a  $580^\circ\text{C}$  6h);
- I punti critici delle strutture sorbitiche aumentano con le velocità di riscaldamento a causa non solo di fenomeni di isteresi termica, ma anche per la maggior energia richiesta per far avvenire i processi diffusivi, che vengono ostacolati all'aumentare della velocità di riscaldamento;
- Per la microstruttura martensitica i punti critici aumentano con la velocità di riscaldamento fino ad un massimo, per poi diminuire.
- La trasformazione martensite  $\rightarrow$  austenite, a basse velocità di riscaldamento, è di tipo diffusivo e porta alla formazione di austenite quasi equiassica, senza bordi frastagliati e con bassa densità dislocativa;
- Ad alte velocità di riscaldamento, invece, la stessa trasformazione avviene con un meccanismo di tipo dislocativo. L'austenite così ottenuta presenta orientazioni

cristallografiche identiche a quella residua presente nella microstruttura martensitica iniziale. Inoltre singoli cristalli di martensite si ritrasformano in cristalli equivalenti di martensite;

In altri casi, invece, cristalli di martensite producono numerose regioni di austenite di reversione disorientate tra loro;

- L'aumento della durezza dell'austenite di reversione è associata all'elevata densità di dislocazioni nella struttura finale ed alla presenza di geminati e difetti di impilamento.

Ulteriori sviluppi futuri del Progetto di Ricerca coinvolgeranno test di trattamento termico mediante l'utilizzo della macchina per il riscaldamento ad induzione e determinazione del profilo di durezza sulle billette trattate.

L'obiettivo finale è la definizione di un modello numerico capace di simulare il comportamento di un acciaio basso-legato durante un processo di tempra ad induzione.

# Riferimenti bibliografici

- [1] V. Rudnev, D. Loveless, R. Cook, M. Black, *Handbook of Induction Heating*, CRC Taylor & Francis, Basilea, 2003;
- [2] M. Fauri, F. Gnesotto, G. Marchesi, A. Maschio, *Lezioni di Elettrotecnica*, Euscalpio, Bologna, 1998;
- [3] G. M. Paolucci, *Lezioni di metallurgia vol. 1*, Libreria Progetto, Padova, 2002;
- [4] G. M. Paolucci, *Lezioni di metallurgia vol. 2*, Libreria Progetto, Padova, 2002;
- [5] C. A. Apple, G. Krauss, *The effect of heating rate on the martensite to austenite transformation in Fe-Ni-C alloys*, Acta Metallurgica vol 20, 849-856, Elsevier, London 1972;
- [6] H. Smith, D. R. F. West, *The reversion of martensite to austenite in certain stainless steels*, Journal of materials science 8, 1413-1420, Chapman and Hall Ltd., 1973;
- [7] N. C. Law, D. V. Edmonds, *The formation of austenite in a low alloy steel*, Metallurgical Transaction, vol. 11A, gennaio 1980, 33-45, American Society for Metals and The Metallurgical Society of AIME, 1978;
- [8] N. Nakada, T. Tschiyama, S. Takaki, D. Ponge, D. Raabe, *Transition from Diffusive to Displacive Austenite Reversion in Low-Alloy Steel*, ISIJ International, vol. 53, no. 12, pp2275-2277, ISIJ, 2013;
- [8] ASM Metals Handbook vol. 6, *Heat Treating*, 1991;
- [9] D. Mingardi, *Numerical Models for Induction Hardening of Gears*, Master Thesis, Università degli Studi di Padova, 2013;
- [10] M. Spezzapria, *Simulazione numerica del processo di tempra ad induzione di ruote dentate per l'industria aeronautica*, Master Thesis, Università Degli Studi Di Padova, 2011;
- [11] M. Mehta, T. Oakwood, *Development of a Standard Methodology for the Quantitative Measurement of Steel Phase Transformation Kinetics and Dilatation Strain using Dilatometric Methods*, American Iron and Steel Institute Technology, Pittsburgh.
- [12] R. Montanari, *Tecniche sperimentali per la caratterizzazione dei materiali*, AIM, 2005;
- [13] A. Danon, C. Servant, A. Alamo, J.C. Brachet, *Heterogeneous austenite grain growth in 9Cr martensitic steels: influence of the heating rate and the austenitization temperature*, Material Science and Engineering A348, 2003, 122-132, Elsevier;

- [14] T. G. Digges, S. J. Rosenberg, *Metallographic study of the formation of austenite from aggregates of ferrite and cementite in an iron-carbon alloy of 0.5 percent carbon*, Journal of the National Bureau of Standards, Volume 29, August 1942;
- [15] F. L. G. Oliveira, M. S. Andrade, A. B. Cota, *Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel*, *Material Characterization* 58, 2007, 256-261, Elsevier;
- [16] M. Melander, J. Nicolov, *Heating and Cooling Transformation Diagrams for the Rapid Heat Treatment of Two Alloy Steels*, Journal of Heat Treating, vol. 4, no. 1, giugno 1985, American Society for Metals;
- [17] D. San Martin, P. E. J. Rivera-Diaz-del Castillo, C. Garcia-de-Andrés, *In situ study of austenite formation by dilatometry in a low carbon microalloyed steel*, *Scripta Materialia* 58, 2008, 926-929, Elsevier;
- [18] P. Bała, J. Pacyna, J. Krawczyk, *The kinetics of phase transformations during tempering of Cr-Mo-V medium carbon steel*, JAMME, volume 20, 2007, 80-82, International OCSCO World Press;
- [19] A. J. Katsamas, *A computational study of austenite formation kinetics in rapidly heated steels*, *Surface & Coatings Technology* 201, 2007, 6414-6422, Elsevier;
- [20] C. Garcia de Andés, F. G. Caballero, C. Capdevilla, L. F. Alvarez, *Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels*, *Materials Characterization* 48, 2002, 101-111, Elsevier;
- [21] D.-W. Suh, C.-S. Oh, H. N. Han, S.-J. Kim, *Dilatometric analysis of austenite decomposition considering effect of non-isotropic volume change*, *Acta Materialia* 55, 2007, 2659-2669, Elsevier;
- [22] B. Pawłowski, *Dilatometric examination of continuously heated austenite formation in hypoeutectoid steels*, JAMME, volume 54, 2012, 185-193, International OCSCO World Press;
- [23] M. Quites Macedo, A. Barros Cota, F. D. da Silva Araujo, *The kinetics of austenite formation at high heating rates*, REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto, 64(2), 163-167, 2011;
- [24] K. D. Clarke, C. J. Van Tyne, C. J. Vigil R. E. Hackenberg, *Induction Hardening 5150 Steel: Effects of Initial Microstructure and Heating Rate*, Journal of Materials Engineering and Performance, volume 20, 2011, 161-168, ASM International;
- [25] S.-J. Lee, Y.-K. Lee, *Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels*, *Materials and Design* 29, 2008, 1840-1844, Elsevier;

- [26] S.-J. Lee, M. T. Lusk, Y.-K. Lee, *Conversional model of transformation strain to phase fraction in low alloy steels*, Acta Materialia 55, 2007, 875-882, Elsevier;
- [27] S.-J. Lee, K. D. Clarke, C. J. Van Tyne, *An On-Heating Dilation Conversional Model for Austenite Formation in Hypoeutectoid Steels*, Metallurgical and Materials Transactions A, volume 41A , settembre 2010, 2224-2235, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International;
- [28] B. Pawłowski, *Critical points of hypoeutectoid steel – prediction of the pearlite dissolution finish temperature  $A_{c1f}$* , JAMME, volume 49, 2011, 331-337, International OCSCO World Press;
- [29] E. B. Hawbolt, B. Chau, J. K. Brimacombe, *Kinetics of Austenite-Pearlite Transformation in Eutectoid Carbon Steel*, Metallurgical Transactions A, volume 14A, settembre 1983, 1803-1815,
- [30] F. G. Caballero, C. Capdevila, C. Garcia De Andrés, *Modelling of kinetics of austenite formation in steel with different initial microstructures*, ISIJ International, Vol. 41, 2001, No.10, pp. 1093-1102.



## **Ringraziamenti**

Alla fine di questo Percorso si desidera ringraziare:

Il relatore, Prof. Manuelè Dabalà per l'opportunità accordatami e per i suoi suggerimenti che mi hanno indirizzato verso una corretta interpretazione di parte dei dati sperimentali ottenuti.

I correlatori, Ing. Luca Pezzato, Ing. Mattia Spezzapria ed Ing. Michele Novella non solo per la fiducia accordatami e per la loro disponibilità in presenza di qualsiasi problema, ma anche per l'ampia libertà di azione che ho avuto nel condurre i trattamenti e le prove.

Il personale tecnico dei laboratori che è stato sempre disponibile nei miei confronti.

La mia famiglia che mi ha sempre sostenuto in questi anni di studio consentendomi di raggiungere questo risultato.

Ovviamente tutti gli amici e tutti i colleghi che ho conosciuto in questi anni di Università.