

UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA ELETTRICA
CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA DEI MATERIALI

TESI DI LAUREA

“Simulazione numerica del processo di tempra ad induzione di ruote dentate per l’industria aeronautica”

“Numerical simulation of the induction hardening process of gears for aeronautical industry”

RELATORE: Ch.mo Prof. Fabrizio Dughiero

CORRELATORI: Ing. Alessandro Candeo

Ch.mo Prof. Philippe Bocher (ETS, Montréal)

LAUREANDO: Mattia Spezzapria

ANNO ACCADEMICO 2011/12

Ringraziamenti

Il termine del periodo universitario è sempre un momento particolare per uno studente; finisce un periodo che è durato per gran parte della propria vita e se ne apre uno nuovo, denso (si spera) di nuove avventure.

Ma è proprio per questa fase, bellissima, ma anche assolutamente impegnativa, che devo ringraziare le persone che mi sono state vicine.

Il primo grazie va a mia mamma, che mi ha sempre incoraggiato in ciò che ho fatto e, ne son sicuro, in ciò che farò, standomi vicino e spronandomi sempre a dare il meglio.

Un grazie particolare va anche a mio zio Massimo, che sin da quand'ero piccolo ha sempre spronato la mia curiosità, cercando di farmi vedere le cose da altri punti di vista.

Un grazie a tutti i miei amici, troppi forse per essere nominati, ma ai quali devo personalmente un grosso ringraziamento (e forse un bel po' di spritz).

Un grazie ai miei coinquilini in quel di Padova (Andrea, Elisa, Valentina, Karin), con i quali ho trascorso cinque fantastici anni.

Grazie al Professor Fabrizio Dughiero, per avermi dato la possibilità di svolgere questa tesi che tante soddisfazioni mi ha dato.

Grazie a tutti i ragazzi del LEP che ho incontrato in questi mesi, e in particolare ad Alessandro, che ha saputo "guidare" questo mio lavoro, e darmi ottimi consigli per il mio viaggio a Montréal.

Di Canada si parla e non posso dimenticare chi ho incontrato in questa mia avventura: il Professor Philippe Bocher, che mi ha permesso di trascorrere due meravigliosi mesi "oltreoceano" e dato sempre ottimi consigli; tutto il LOPFA Lab ed in particolare Benjamin, Majid e Vincent che con pazienza mi hanno seguito nei test sperimentali. Ultimi, ma non ultimi, i miei coinquilini canadesi: Quan, Vincent e Alejandro con i quali il soggiorno canadese ha assunto anche un tono assolutamente goliardico.

CAPITOLO 1 - LA TEMPRA AD INDUZIONE	1
1.1 INTRODUZIONE	1
1.2 IL RISCALDAMENTO TRAMITE CORRENTI INDOTTE	2
1.2.1 Effetto pelle.....	2
1.2.2 Effetto anello	4
1.2.3 Effetto di prossimità	5
1.3 IL PROBLEMA TERMICO.....	6
1.4 VARIAZIONI DELLE CARATTERISTICHE DEL MATERIALE	7
1.4.1 Materiali non magnetici.....	8
1.4.2 Materiali magnetici	8
1.5 SET UP DEL PROCESSO DI TEMPRA AD INDUZIONE	9
1.5.1 Generazione del campo magnetico di eccitazione	11
1.6 TEORIA DELLA TEMPRA MARTENSITICA	14
1.6.1 Austenitizzazione	14
1.6.2 Tempra martensitica.....	17
1.6.3 Austenite residua	20
1.6.4 Rinvenimento.....	21
1.7 IL MECCANISMO DELLA TEMPRA.....	22
1.7.1 Scelta del fluido temprante.....	23
1.7.2 Scelta della tecnica di tempra.....	25
1.8 MODELLO DI PREVISIONALE PER IL CALCOLO DELLA DUREZZA	26
1.8.1 Trasformazioni diffuse: Equazione di Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK)	28
1.8.2 Trasformazioni non diffuse: Equazione di Koistinen e Marburger (KM).....	29
1.8.3 Calcolo della durezza: Rule of Mixture	29
1.9 IL PROFILO DI TEMPRA.....	30
CAPITOLO 2 - LA CARBOCEMENTAZIONE.....	33
2.1 INTRODUZIONE	33
2.2 TEORIA DEL PROCESSO DI CARBOCEMENTAZIONE GASSOSA	34
2.2.1 Potenziale di carbonio	34
2.2.2 Indice di Gunnarson	34
2.2.3 Ambienti di trattamento.....	35
2.2.4 Assorbimento e diffusione del carbonio nella cementazione gassosa	35
2.3 CARBOCEMENTAZIONE CON GAS.....	36
2.3.1 Diagrammi di equilibrio per la cementazione gassosa	36
2.3.2 Diffusione del carbonio nell'acciaio.....	39
2.3.3 Temperatura e durata dei processi di carbo cementazione gassosa	41
2.3.4 Trattamenti successivi	42
CAPITOLO 3 - INDUZIONE VS CARBOCEMENTAZIONE	45
3.1 INTRODUZIONE	45
3.2 CONFRONTO TECNICO.....	46
3.2.1 Gli acciai utilizzati	46
3.2.2 Trattamento	47
3.2.3 Perdita di durezza	49
3.3 CONFRONTO ECONOMICO	51
3.4 CONCLUSIONI.....	52

CAPITOLO 4 - LE TENSIONI RESIDUE	55
4.1 INTRODUZIONE	55
4.2 NATURA DEGLI STRESS RESIDUI	55
4.2.1 Stress termici con deformazione a comportamento elastico lineare	56
4.2.2 Tensioni indotte dalla trasformazione di fase	57
4.2.3 Tensioni residue nel caso di materiale elasto-plastico	58
4.2.4 Distorsioni e variazioni dimensionali	60
4.3 METODI SPERIMENTALI PER LA MISURAZIONE DELLE TENSIONI RESIDUE	62
4.3.1 LA DIFFRAZIONE A RAGGI X (XRD)	63
CAPITOLO 5 - LA RUOTA DENTATA ED I MATERIALI UTILIZZATI	67
5.1 INTRODUZIONE	67
5.2 LA RUOTA DENTATA	68
5.3 PROPRIETÀ DELL' AISI 4340 (40NiCrMo7)	69
5.3.1 Composizione chimica	69
5.3.2 Caratteristiche metallurgiche del materiale di partenza	70
5.3.3 Il problema dell'austenitizzazione	71
5.3.4 Resistività elettrica	72
5.3.5 Permeabilità magnetica relativa	73
5.3.6 Capacità termica per unità di volume	75
5.3.7 Conducibilità termica	76
CAPITOLO 6 - REALIZZAZIONE DEL MODELLO 3D-SLICE	79
6.1 IL PROGRAMMA DI SIMULAZIONE FEM: FLUX 3D®	79
6.2 COSTRUZIONE DEL MODELLO SLICE	80
6.2.1 Definizione della geometria	80
6.2.2 Costruzione della mesh	81
6.2.3 Definizione della fisica del problema e delle condizioni al contorno	82
6.3 POST-PROCESSING DEI RISULTATI SULLE POTENZE INDOTTE	84
6.4 INFLUENZA DELLA PERMEABILITÀ MAGNETICA SUI MODELLI TERMICI	85
CAPITOLO 7 - SIMULAZIONE DEL MODELLO 3D	89
7.1 INTRODUZIONE	89
7.2 MODELLO GEOMETRICO	89
7.3 COSTRUZIONE DELLA MESH	91
7.4 FISICA DEL PROBLEMA E CONDIZIONI AL CONTORNO	92
7.5 POST-PROCESSING DEI RISULTATI DELLE SIMULAZIONI 3D	94
7.5.1 Presentazione dei modelli esaminati	95
7.5.2 Post-Processing prova A	96
7.5.3 Post-Processing prova B	99
7.5.4 Post-Processing prova C	100
7.6 OSSERVAZIONI	101
CAPITOLO 8 - CARATTERIZZAZIONE SPERIMENTALE	105
8.1 INTRODUZIONE	105
8.2 PROVE DI TEMPRA AD INDUZIONE	106
8.3 MISURAZIONE DELLA TEMPERATURA	107
8.4 MISURAZIONE DELLE DUREZZA	111
8.4.1 Ricetta A	111

8.4.2	<i>Ricetta B</i>	112
8.4.3	<i>Ricetta C</i>	113
8.4.4	<i>Confronto durezza tra differenze ricette</i>	114
8.5	<i>VERIFICA DELLE TENSIONI RESIDUE</i>	117
CAPITOLO 9 - CONCLUSIONI		121
BIBLIOGRAFIA		123

Capitolo 1

La tempra ad induzione

“Et così fatto essendo benissimo caldi, et quali per caldezza di color bianco, si gittano a un tratto nel corso d’una acqua freddissima più che si può, della quale sia fatta una ritenuta, acciochè repentinamente si spenga et per questo modo piglia la durezza laquale dal volgo è detta tempera”

Vannoccio Biringuccio - De la pirotechnia - 1540

1.1 Introduzione

La tempra degli acciai è stata per molto tempo considerata un’arte magica, dato che era possibile conferire proprietà uniche agli acciai temprati, tramite processi noti a pochissime persone.

Ancora oggi, in molti casi, i processi di tempra sono eseguiti dai trattamentisti, talvolta, con poca razionalità, seguendo delle “ricette” più o meno tradizionali, trascurando l’elevata complessità del risultato ottenibile. Durezze inadeguate, distorsioni e fratture sono i principali difetti che possono danneggiare, spesso irrimediabilmente, il manufatto trattato.

I trattamenti di indurimento superficiale hanno lo scopo principale di migliorare la resistenza ad usura ed il comportamento a fatica ed in secondo luogo la resistenza al danneggiamento e alla deformazione plastica.

I principali vantaggi derivanti dall’uso di tecniche di riscaldamento ad induzione sono i tempi molto brevi di trattamento, che permettono una riduzione delle perdite termiche, e la possibilità di riscaldare zone circoscritte del materiale con elevatissima ripetibilità, soluzione molto più complessa se effettuata con tecniche tradizionali.

Non è da trascurare un altro aspetto del riscaldamento ad induzione, il quale permette, specialmodo se coadiuvato dall’utilizzo di energia prodotta tramite fonti rinnovabili, di eliminare l’impatto ambientale prodotto da fornaci, bagni e trattamenti in atmosfera gassosa.

1.2 Il riscaldamento tramite correnti indotte

Il riscaldamento tramite correnti indotte è noto sin dal 1830, quando Michael Faraday scoprì che in un corpo sottoposto ad un campo magnetico variabile nel tempo, si generano delle forze elettromotrici tramite la legge:

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

Tali forze elettromotrici, se il materiale è sufficientemente conduttore, generano delle correnti, dette *correnti di Foucault* che danno luogo a delle perdite per *effetto Joule* direttamente all'interno del corpo da trattare, a differenza della maggior parte delle tecniche di riscaldamento, nelle quali il calore viene ceduto alla superficie e trasmesso all'interno per conduzione.

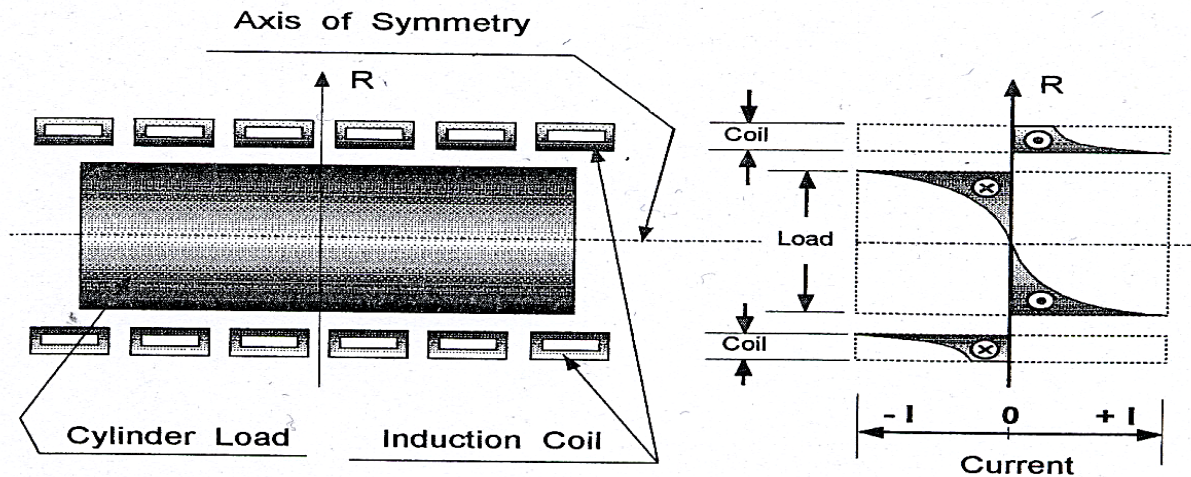


Fig.1.1 Distribuzione delle correnti indotte

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

1.2.1 Effetto pelle

Quando una corrente continua fluisce all'interno di un conduttore isolato, la distribuzione della corrente lungo la sezione del conduttore è uniforme. Ciò non succede con l'utilizzo di corrente alternata, nel cui caso la distribuzione non è uniforme: il massimo valore di intensità di corrente sarà locato sulla superficie e si riduce muovendosi verso l'interno.

In prima approssimazione possiamo descrivere l'effetto pelle nel caso del semipiano indefinito tramite la formula:

$$G = G_0 \cdot e^{-\frac{x}{\delta}}$$

in cui G_0 è la densità di corrente superficiale, x è la distanza dalla superficie, mentre δ è lo spessore di penetrazione definito come:

$$\delta = \sqrt{\frac{2 \cdot \rho}{\omega \cdot \mu \cdot \mu_0}}$$

L'effetto pelle dipende principalmente dalla frequenza della corrente, dalla resistività e dalla permeabilità magnetica del mezzo.

Chiaramente se varia la densità di corrente, varierà anche la densità di potenza lungo il raggio tramite la relazione:

$$w = \rho \cdot G^2 = w_0 \cdot e^{-\frac{2x}{\delta}}$$

Lo spessore di penetrazione è una grandezza fondamentale nel riscaldamento ad induzione: dall'ultima equazione si può dedurre che circa l'86% della potenza ceduta al pezzo viene depositata nel primo spessore di penetrazione.

Lo spessore di penetrazione è funzione della temperatura: esso cresce leggermente man mano che la temperatura sale, per poi avere un netto incremento superata la temperatura di Curie dell'acciaio, a causa della variazione delle proprietà magnetiche del materiale.

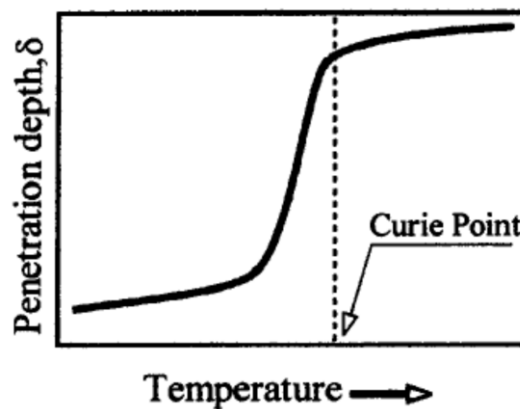


Fig.1.2 *Variazione della profondità di penetrazione in funzione della temperatura*

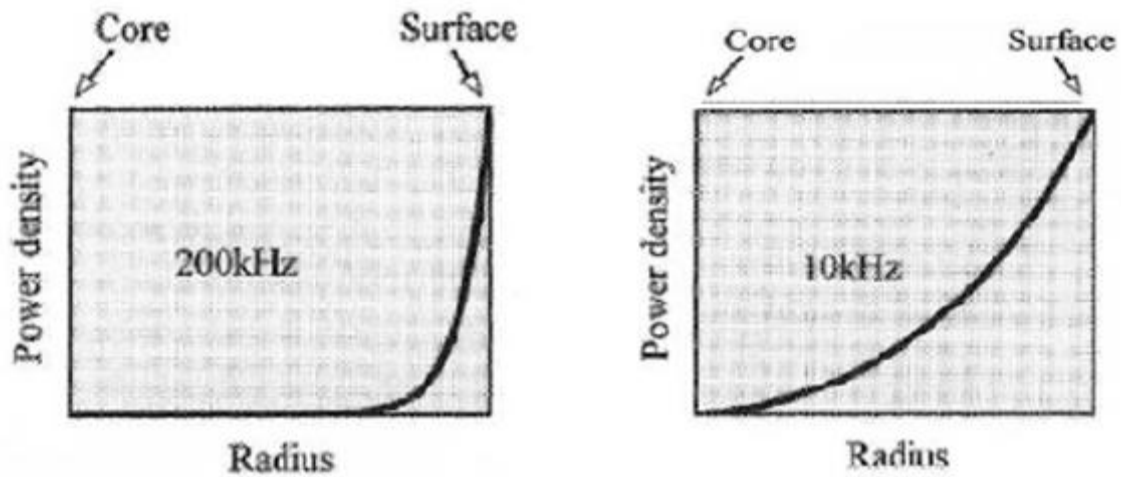


Fig.1.3 *Influenza della frequenza sulla distribuzione della potenza indotta*

1.2.2 Effetto anello

Finora è stata considerata la distribuzione di corrente in un conduttore solo come funzione della frequenza e delle proprietà del materiale, tuttavia anche la forma ha un'importanza primaria.

Nel caso in cui il conduttore non sia rettilineo, ma abbia una forma ricurva o addirittura ad anello, la corrente assume una distribuzione diversa, per effetto della prossimità.

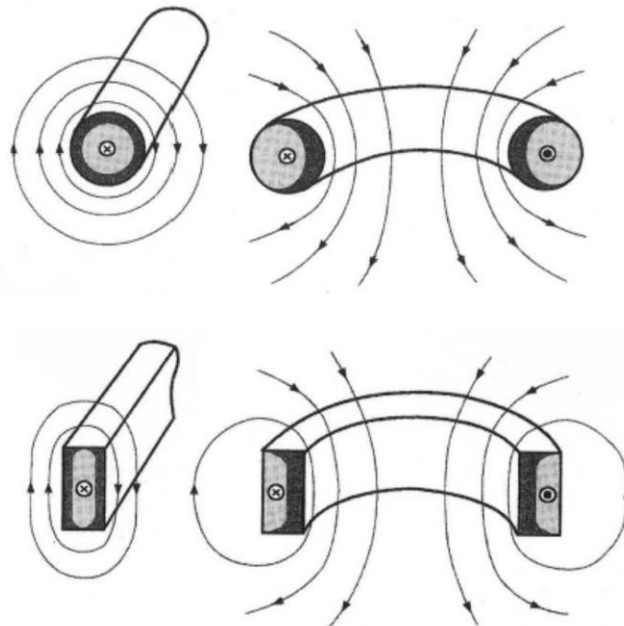


Fig.1.4 *Influenza della forma dell'induttore sulla distribuzione del campo magnetico ed effetto anello*

Come si può vedere in *figura 1.4* le linee di campo si addensano nella sezione interna dell'anello e si diradano all'esterno; ciò può produrre effetti positivi nel caso in cui si voglia riscaldare un manufatto posto all'interno della sezione.

1.2.3 Effetto di prossimità

Se si considera un singolo conduttore isolato, il campo magnetico da esso prodotto si distribuisce radialmente in tutte le direzioni e la densità di corrente è distribuita su tutta la superficie.

Tuttavia la quasi totalità delle applicazioni di riscaldamento ad induzione presenta una configurazione in cui ci sono più conduttori posti in vicinanza; in questo caso i campi magnetici generati dalle correnti che percorrono i conduttori si sommano vettorialmente tra loro fornendo diverse distribuzioni di densità di corrente nei conduttori stessi.

In particolare se le correnti hanno verso opposto si addenseranno sulle pareti confinanti del conduttore, generando un elevato campo magnetico tra i conduttori, altrimenti, se hanno lo stesso verso si addenseranno sulle pareti opposte.

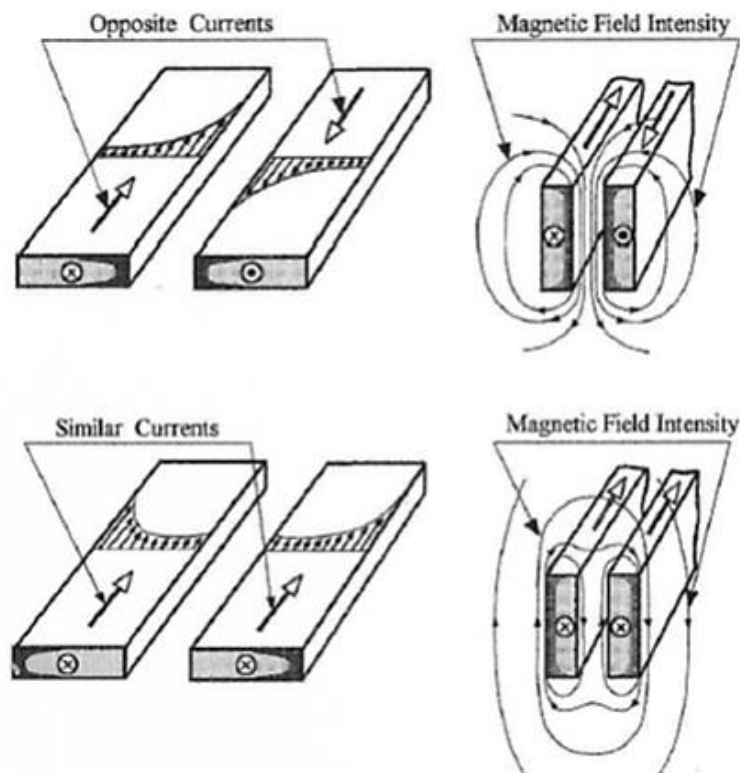


Fig.1.5 Effetto di prossimità

1.3 Il problema termico

Il calore introdotto all'interno del pezzo tramite effetto Joule tende a diffondere, sia verso il cuore, che verso l'esterno. Risulta perciò utile capire quali sono le leggi che regolano la trasmissione del calore, e come possono essere poste le equazioni di bilancio termico.

Nel riscaldamento ad induzione risultano avere particolare importanza tutti e tre i modi di trasmissione:

Per la conduzione termica vale la *Legge di Fourier*:

$$q_{cond} = -k \cdot grad(T)$$

Dove q_{cond} è il flusso termico, k la conducibilità termica e T è la temperatura; chiaramente tanto maggiori saranno il gradiente di temperatura e la conducibilità termica, maggiore sarà il flusso termico.

In contrasto con la conduzione termica, la convezione, avviene tramite il contatto del pezzo con un fluido a diversa temperatura. Il flusso termico è descritto dalla *Legge di Newton*:

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

Dove α è il coefficiente di trasferimento di calore per convezione e $T_s - T_f$ sono rispettivamente le temperature di superficie del pezzo e del fluido. Il coefficiente di convezione in alcuni casi, quali la tempra, può variare drasticamente in funzione della temperatura superficiale del pezzo e delle condizioni di raffreddo e si dovrà fare perciò riferimento (come si vedrà nei prossimi paragrafi) alle cosiddette curve differenziali di velocità di tempra al fine di descrivere la fase di raffreddo.

Il terzo ed ultimo modo di trasferimento del calore è l'irraggiamento; questo fenomeno è governato dalla *Legge di Stefan-Boltzmann* per il corpo grigio:

$$q_{rad} = \sigma_s \cdot \varepsilon \cdot (T_s^4 - T_f^4)$$

Dove σ_s è la costante di Stefan-Boltzmann, ε l'emissività che tiene conto delle differenze tra il caso reale (corpo grigio) e l'ipotesi ideale di corpo nero, nel quale l'emissività risulta pari a 1.

$T_s^4 - T_f^4$ sono rispettivamente la temperatura superficiale del mezzo e del fluido in cui è immerso, espresse in Kelvin, elevate alla quarta potenza.

Le equazioni di bilancio termico sono così riassumibili

Tabella 1.1 Equazioni di bilancio termico

Zona interessata	Fase di trattamento	Equazioni
Interno	Riscaldamento	$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \cdot \nabla^2 T + Q_{ind}$
Superficie		$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \cdot \nabla^2 T + Q_{ind} - S \cdot \sigma \cdot \varepsilon \cdot (T^4 - T_{aria}^4) - S \cdot \alpha \cdot (T - T_{aria})$
Interno	Tempra	$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \cdot \nabla^2 T$
Superficie		$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \cdot \nabla^2 T - S \cdot \alpha \cdot (T_{acqua} - T)$

A basse temperature il contributo delle perdite per convezione risulta prevalente rispetto a quelle per irraggiamento; la situazione si capovolge ad elevate temperature;

Nel corso della tempra le perdite son date solamente dal contributo convettivo del pezzo a contatto con il fluido di tempra. Il contributo dell'irraggiamento è tipicamente posto pari a zero.

1.4 *Variazioni delle caratteristiche del materiale*

Nei processi di riscaldamento ad induzione hanno notevole importanza le variazioni delle proprietà elettriche e magnetiche al variare della temperatura e dell'intensità del campo magnetico.

1.4.1 Materiali non magnetici

Nel caso di materiali non magnetici, quali titanio, alluminio, acciai inossidabili, la permeabilità magnetica relativa è unitaria $\mu_r = 1$, mentre la resistività del mezzo varia con la temperatura secondo la relazione:

$$\rho = \rho(T) = \rho_0(1 + \alpha_0 T)$$

Nella quale ρ_0 è la resistività del materiale a 0°C, mentre α_0 è un coefficiente di incremento della resistività con la temperatura.

All'aumentare della temperatura si hanno perciò nel corpo riscaldato alcune importanti variazioni, quali:

- Aumento dello spessore di penetrazione, portando ad una maggiore profondità di riscaldamento;
- Diminuzione del valore di G_0 ;

1.4.2 Materiali magnetici

Nei materiali magnetici la permeabilità, oltre a variare con la temperatura, è fortemente influenzata anche dall'intensità del campo magnetico. Caso classico è quello degli acciai al carbonio, nei quali si può notare che:

- La resistività varia in modo non lineare, aumentando di circa cinque volte nell'intervallo 0-800°C, mentre a 1200-1300°C risulta circa cinque volte quella misurabile a temperatura ambiente.
- I valori di permeabilità magnetica variano in funzione del campo magnetico imposto secondo la relazione semplificata:

$$\mu = 1 + \frac{B_s}{H_0} \cong 1 + \frac{14000 \div 16000}{H_0}$$

- A partire dal valore della permeabilità a 20°C, la permeabilità varia molto poco all'aumentare della temperatura, fino a crollare al valore unitario al raggiungimento della temperatura di Curie caratteristica dell'acciaio trattato:

$$\mu = (\mu_{20} - 1) \cdot \Phi(\vartheta)$$

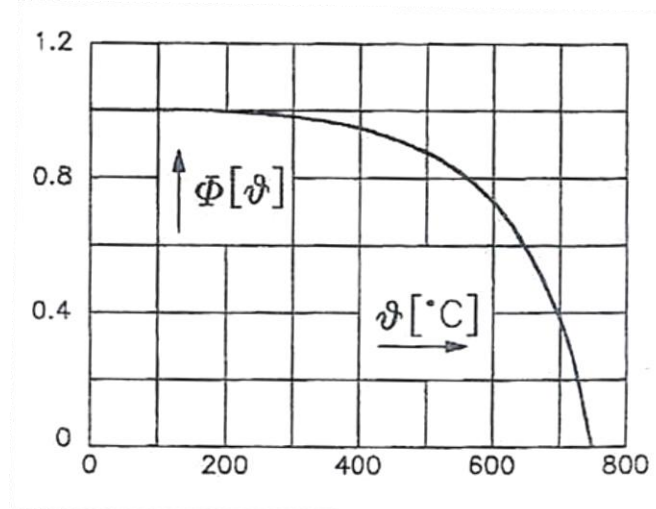


Fig.1.6 Parametro di variazione della permeabilità magnetica in funzione della temperatura

1.5 Set up del processo di tempra ad induzione

La complessità della tempra ad induzione sta nel saper gestire nel corretto modo il gran numero di variabili che entrano in gioco.

Oltretutto in questo tipo di processi spesso si hanno elevatissimi gradienti di temperatura, che possono causare forti variazioni delle proprietà elettriche e magnetiche, rendendo la valutazione della temperatura finale raggiungibile in ogni punto estremamente complessa, se non tramite l'utilizzo di metodologie FEM.

Finora si è visto come sia possibile depositare nel materiale trattato l'energia necessaria per riscaldarlo, ma non è ancora stata considerata nè la natura del materiale (trasformazioni metallurgiche), né il processo combinato di riscaldamento, diffusione e tempra.

In *figura 1.7* è possibile osservare una rappresentazione schematica del processo di tempra ad induzione:

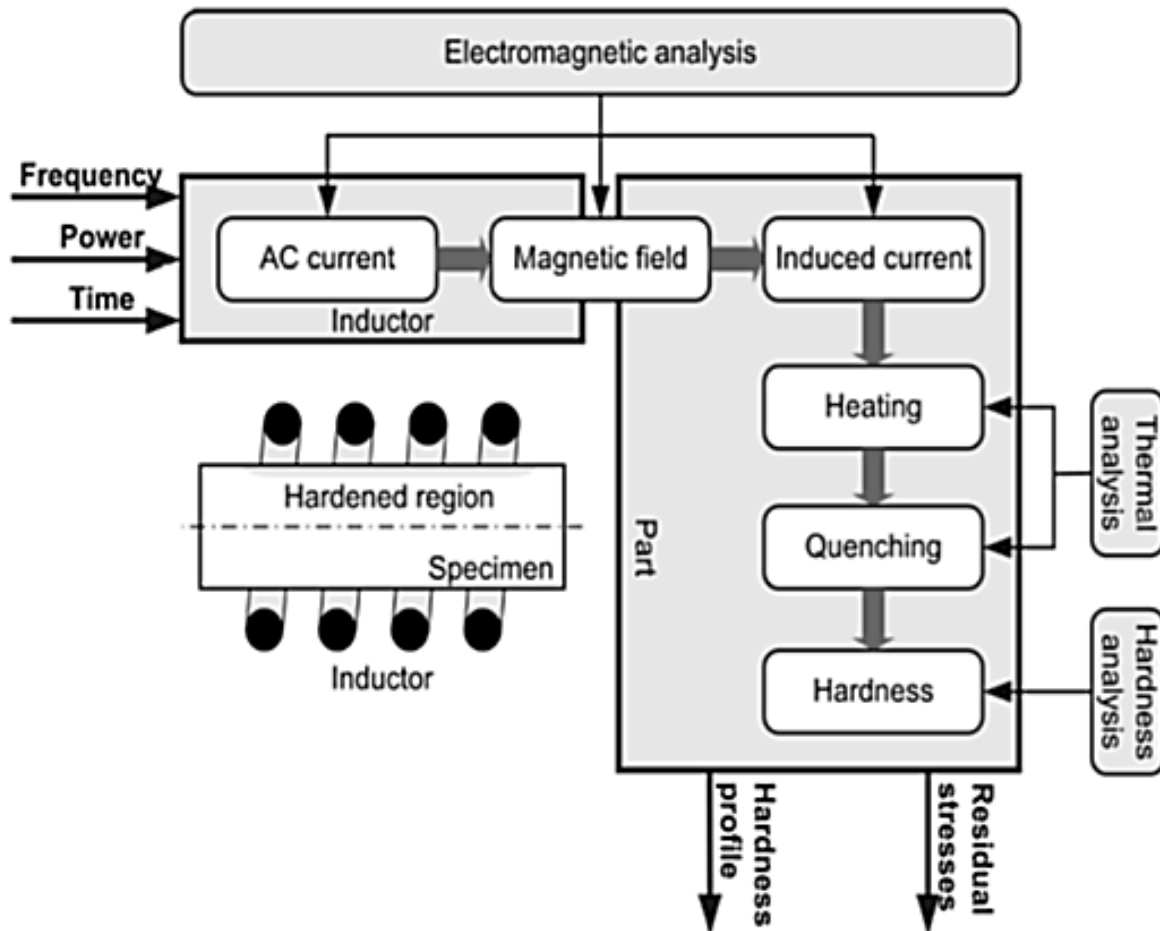


Fig.1.7 Schematizzazione del processo di tempra ad induzione

Il processo risulta essenzialmente diviso in tre parti:

- ✓ L'analisi elettromagnetica, nella quale, una volta definite le variabili di input principali (tempo, potenza, frequenza) è possibile derivare la distribuzione delle correnti indotte nel pezzo.
- ✓ L'analisi termica, tramite la quale, note le potenze indotte e le principali leggi di trasmissione del calore, è possibile derivare i profili di temperatura (sia in riscaldamento che in raffreddamento).
- ✓ L'analisi meccanica, nella quale vengono considerati i profili di durezza risultanti e le tensioni residue.

1.5.1 Generazione del campo magnetico di eccitazione

Il campo magnetico di eccitazione viene generato facendo circolare una corrente di intensità e frequenza opportuna nell'induttore. A seconda della configurazione geometrica del corpo da riscaldare e delle caratteristiche di riscaldamento volute (spessori di penetrazione e temperature) frequenze e potenze vanno scelte opportunamente.

Frequenze di alimentazione diverse dalla frequenza industriale (50 Hz) possono essere ottenute tramite convertitori di frequenza, tipicamente allo stato solido quali SCR, IGBT o MOSFET, ognuno dei quali ottimizza la scelta per determinati range di frequenza e potenza generata.

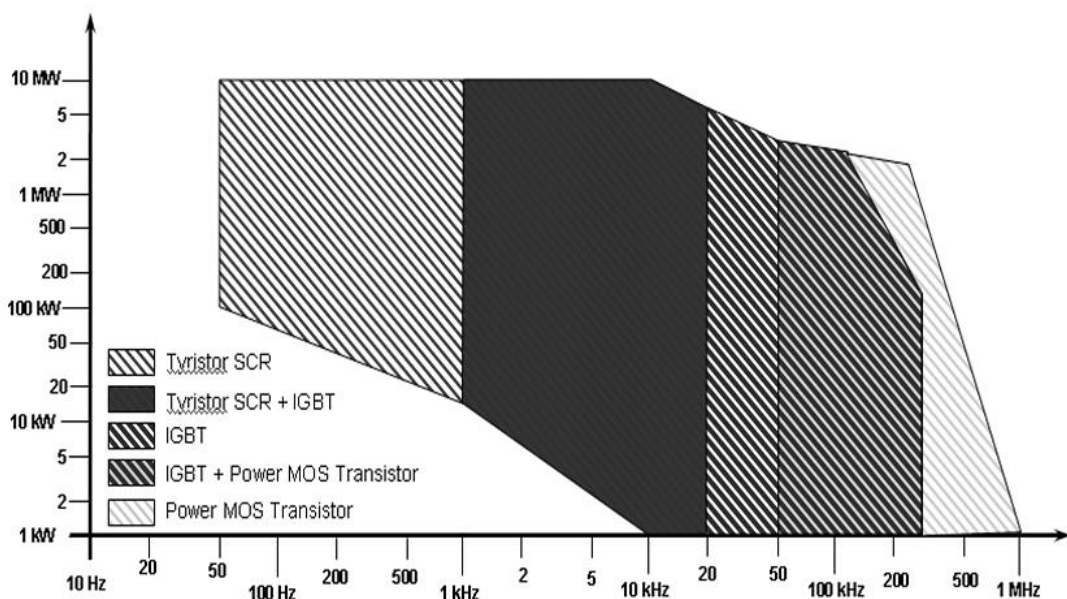


Fig.1.8 Convertitori di frequenza utilizzati

In funzione del risultato voluto, ad esempio effettuare un preriscaldamento su tutto il pezzo o un riscaldamento concentrato sulla cava o sul dente di ruota dentata, è possibile spaziare tra un grande intervallo di frequenze, come riportato in figura 1.9.

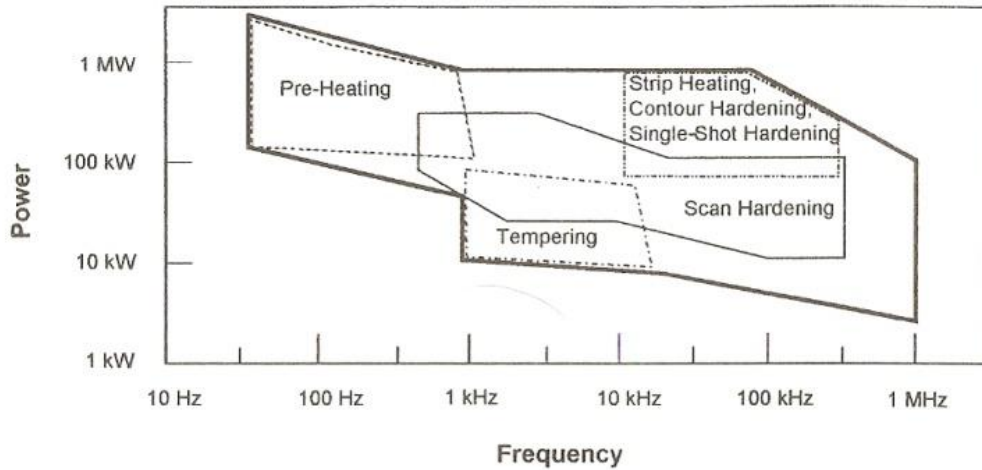


Fig.1.9 Range di frequenza utilizzati nei processi di tempra ad induzione

In uscita dal convertitore di frequenza spesso si trova un banco di condensatori che ha la funzione di adattare il carico secondo la tecnologia dei convertitori a carico risonante. Gli induttori che generano il campo magnetico spesso non sono dimensionati al fine di garantire il massimo trasferimento di energia al pezzo, ma solo in modo da generare un campo magnetico che fornisca un corretto profilo di riscaldamento.

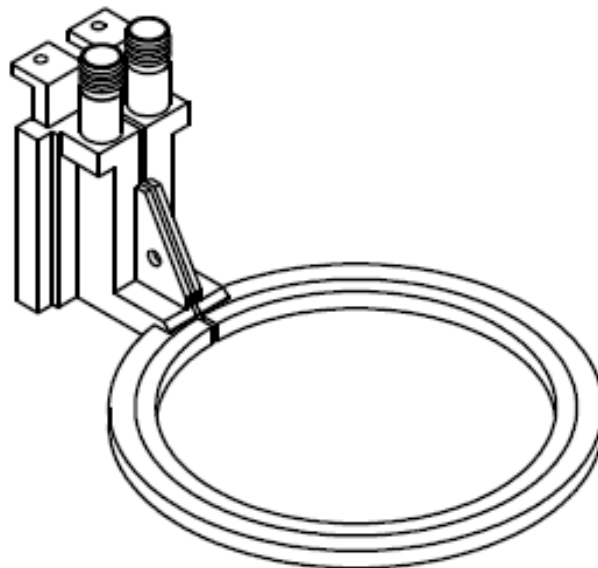


Fig.1.10 Induttore utilizzato nei processi di tempra ad induzione

Proprio per questo motivo è spesso utile porre a monte dell'induttore un trasformatore di adattamento a rapporti di avvolgimento variabili che permette di regolare l'impedenza dell'avvolgimento secondario vista dall'avvolgimento primario, ed ottimizzare in questo modo il trasferimento di potenza. Infine si trova l'induttore, la cui forma può essere estremamente differente da pezzo a pezzo, al fine di ottimizzare il processo di riscaldamento. Nel caso specifico della tempra ad induzione di ruote dentate di piccole dimensioni si utilizza un induttore mono spira raffreddato ad acqua in modo da mantenerne bassa la temperatura ed evitare quindi una riduzione dell'efficienza del processo, dovuta all'aumento della resistività.

E' possibile riassumere un impianto di riscaldamento per induzione tramite la schematizzazione in *figura 1.11*

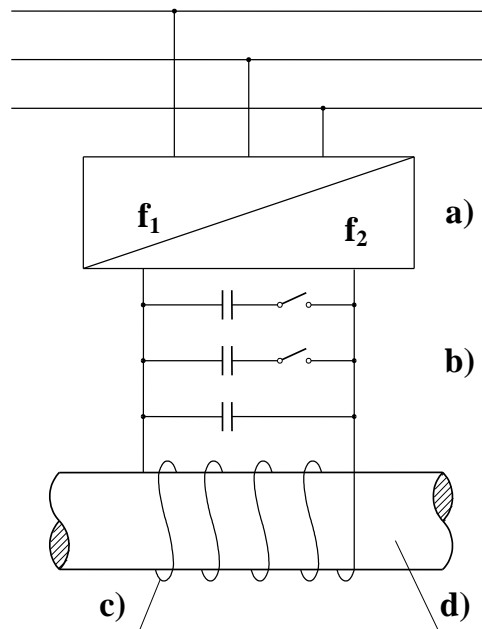


Fig.1.11 Elementi principali di un impianto di riscaldamento ad induzione [a-convertitore di frequenza; b-batteria di condensatori; c-bobina induttrice; d-corpo da riscaldare]

1.6 Teoria della tempra martensitica

1.6.1 Austenitizzazione

Il processo di austenitizzazione è una fase estremamente delicata nel processo di tempra ad induzione.

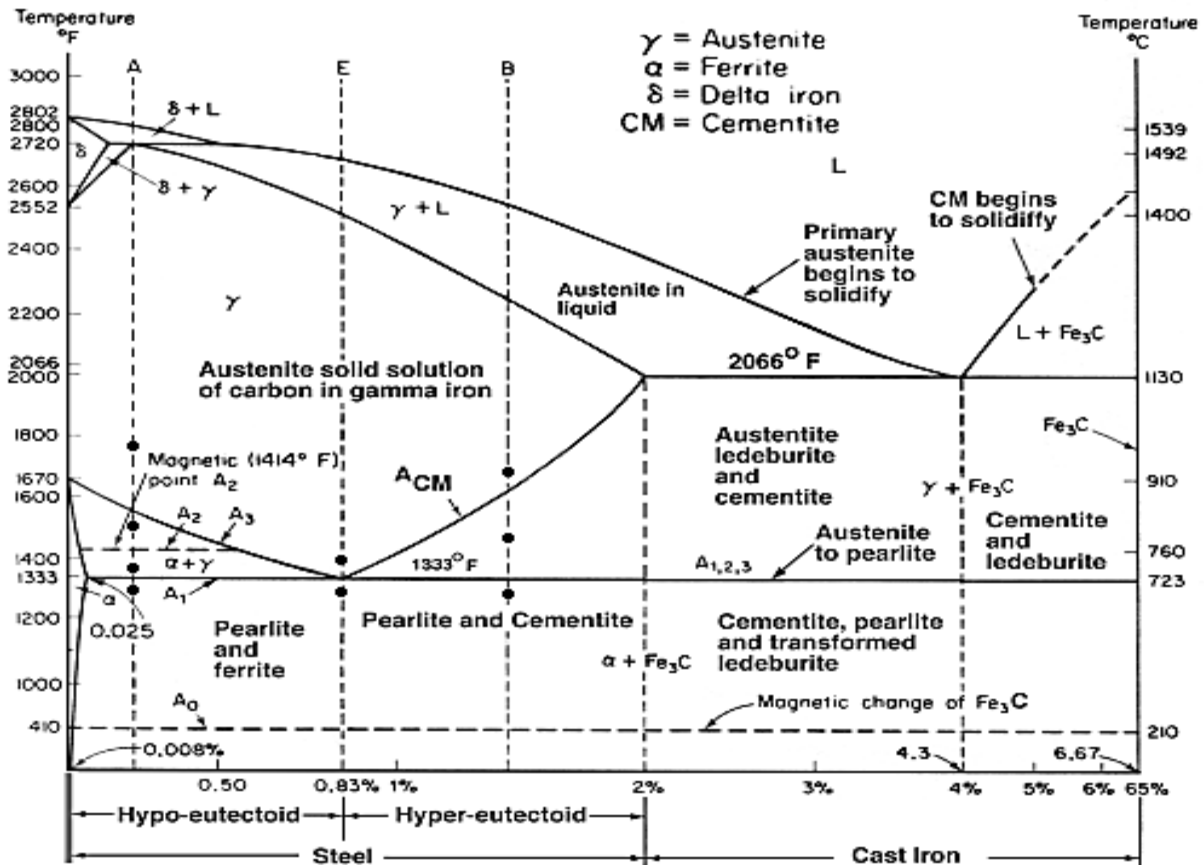


Fig.1.12 Diagramma Ferro-Carbonio

Tipicamente nella tempra a cuore, tramite riscaldamenti convenzionali, nota la composizione dell'acciaio, è possibile determinare la temperatura di austenitizzazione attraverso il diagramma ferro-carbonio, opportunamente modificato nel caso in cui vi siano degli elementi alliganti (alfageni o gammageni) che possono estendere il campo di esistenza della fase ferritica o austenitica. Si può avere un'austenitizzazione parziale, se si raggiunge una temperatura compresa tra A_{C1} e A_{C3} , o totale se la temperatura è superiore ad A_{C3} .

Nella tempra superficiale ad induzione il processo è ben più complesso. Il diagramma ferro-carbonio è calcolato in condizioni di equilibrio, ovvero per tempi di trasformazione molto lunghi

(tendenti all'infinito), situazione che non si verifica mai nei processi di tempra ad induzione, nei quali l'austenitizzazione dura da qualche decimo ad un massimo di qualche secondo.

Lo spostamento dei punti critici provocato dall'inerzia termica, legata a sua volta alla rigidità cristallina dello stato metallico, e in definitiva alla diffusione non istantanea degli atomi nei cristalli, causa modificazioni delle strutture previste dai diagrammi di stato; perciò, dato che la diffusione dipende anche dalla temperatura e dal tempo, è logico che pure i suoi effetti risultino legati alla velocità di variazione del livello termico.

Per questo motivo, al fine di austenitizzare l'acciaio, è necessario portarsi a temperature ben più elevate di quelle previste dal diagramma Fe-C, in modo da fornire una sufficiente driving-force al processo di trasformazione (a volte anche 100-150 °C in più).

Per poter scegliere la corretta temperatura di trattamento si possono utilizzare i diagrammi di austenitizzazione (o diagrammi CHT "Continuous-Heating-Trasformation"), che risultano funzioni della microstruttura obiettivo e della velocità di riscaldamento.

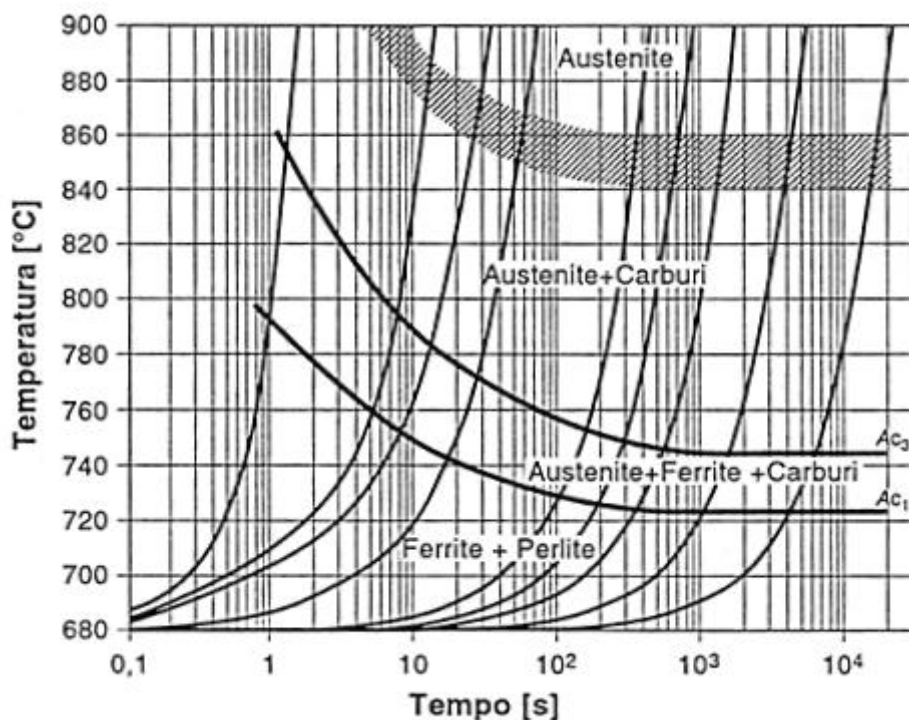


Fig.1.13 Diagramma CHT per l'acciaio C60

Particolarmente importante per la determinazione della temperatura di austenitizzazione è anche la struttura metallurgica di partenza, in quanto tanto più sono dispersi i carburi tanto minore sarà la temperatura a cui sarà necessario portare il componente per ottenere austenite omogenea.

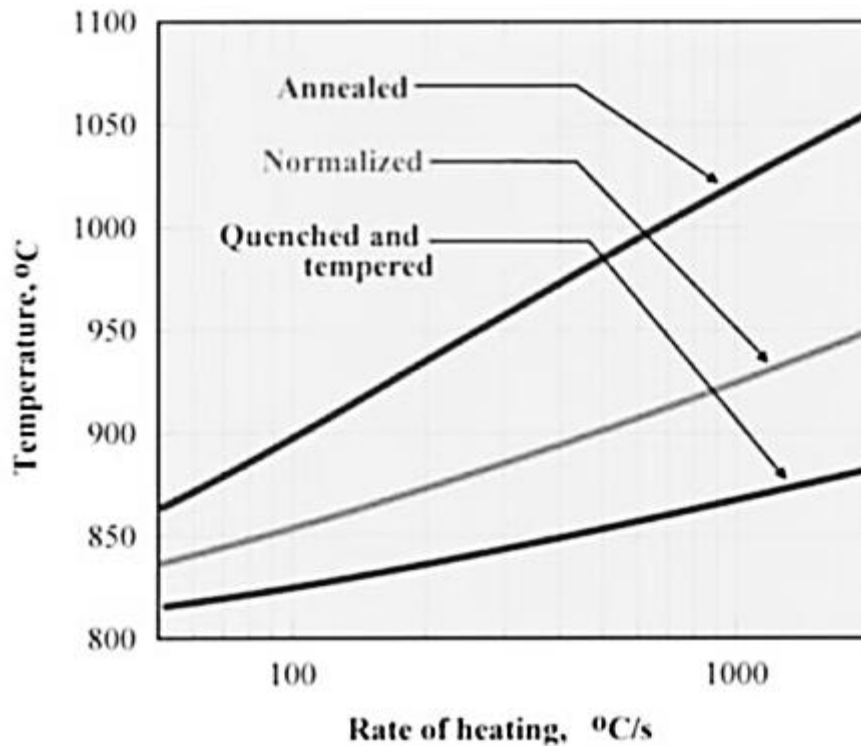


Fig.1.14 *Influenza della microstruttura di partenza sulle temperature di austenitizzazione*

Nella tempra superficiale di ruote dentate, tipicamente, si parte da una struttura martensitica rinvenuta ottenuta tramite tempra e successivo rinvenimento di distensione a circa 400°C.

Oltre a ridurre le temperature di austenitizzazione una buona microstruttura migliora le caratteristiche meccaniche del nucleo, soprattutto quelle relative a sollecitazioni di tipo ciclico; questa è una condizione particolarmente desiderata dato che con la tempra superficiale non si andrà più a modificare le caratteristiche metallurgiche del nucleo (se non per una piccola zona detta *over-tempering zone*, o *zona di autorinvenimento*).

La temperatura di austenitizzazione influisce chiaramente su quella che è la cinetica di trasformazione della microstruttura di partenza. Più elevata è la temperatura alla quale si austenitizza, più veloce sarà la trasformazione, e ciò avverrà con andamento sigmoidale, come si può notare in *figura 1.15*.

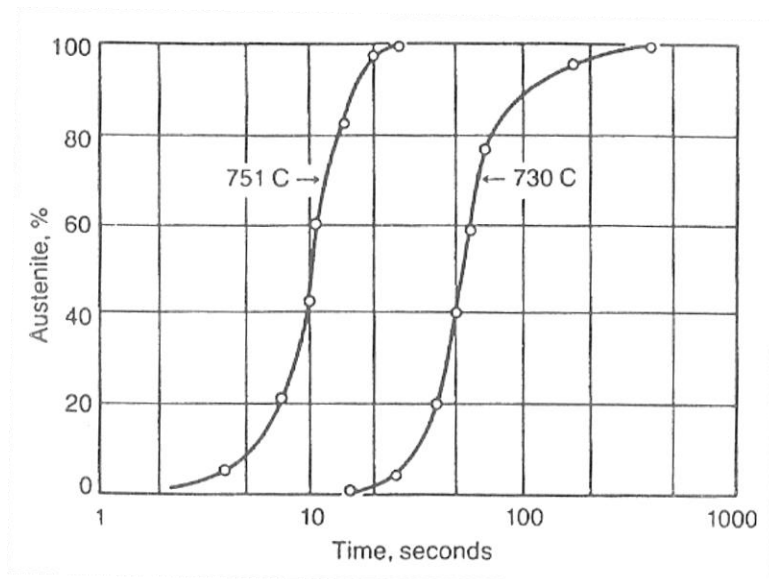


Fig.1.15 Influenza della temperatura sulle cinetiche di austenitizzazione

Bisogna tuttavia porre molta attenzione quando si parla di temperature di austenitizzazione, in quanto se si raggiungono temperature troppo elevate si può presentare il fenomeno dell'accrescimento del grano austenitico, che può comportare una maggiore formazione di austenite residua dopo tempra e, in generale, proprietà meccaniche scadenti.

1.6.2 Tempra martensitica

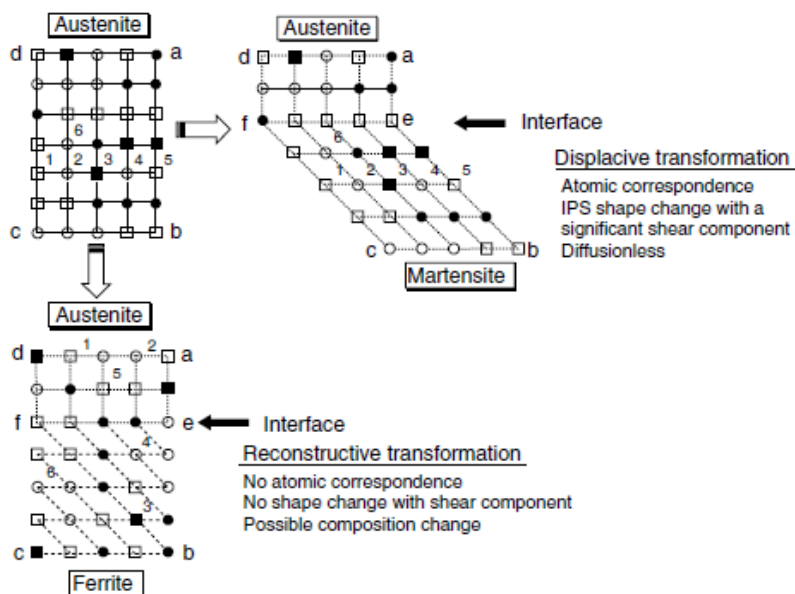


Fig.1.12 Variazioni di forma del reticolo cristallino durante la trasformazione martensitica

Negli acciai si definisce tempra il processo tramite il quale, raffreddando il pezzo con velocità sufficientemente elevata, si può ottenere una microstruttura martensitica.

La velocità critica di tempra, per ciascun acciaio, è determinabile tramite l'utilizzo di diagrammi CCT (Continuous-Cooling-Transformation), ed è definibile come la minor velocità che

permette di ottenere martensite senza intersecare le curve di trasformazione perlitica o bainitica.

La martensite può essere definita come una soluzione supersatura di carbonio in ferrite. I cristalli di martensite si formano tramite un meccanismo di taglio che sposta gli atomi di ferro simultaneamente dalla posizione originaria a quella più vicina disponibile nella struttura martensitica

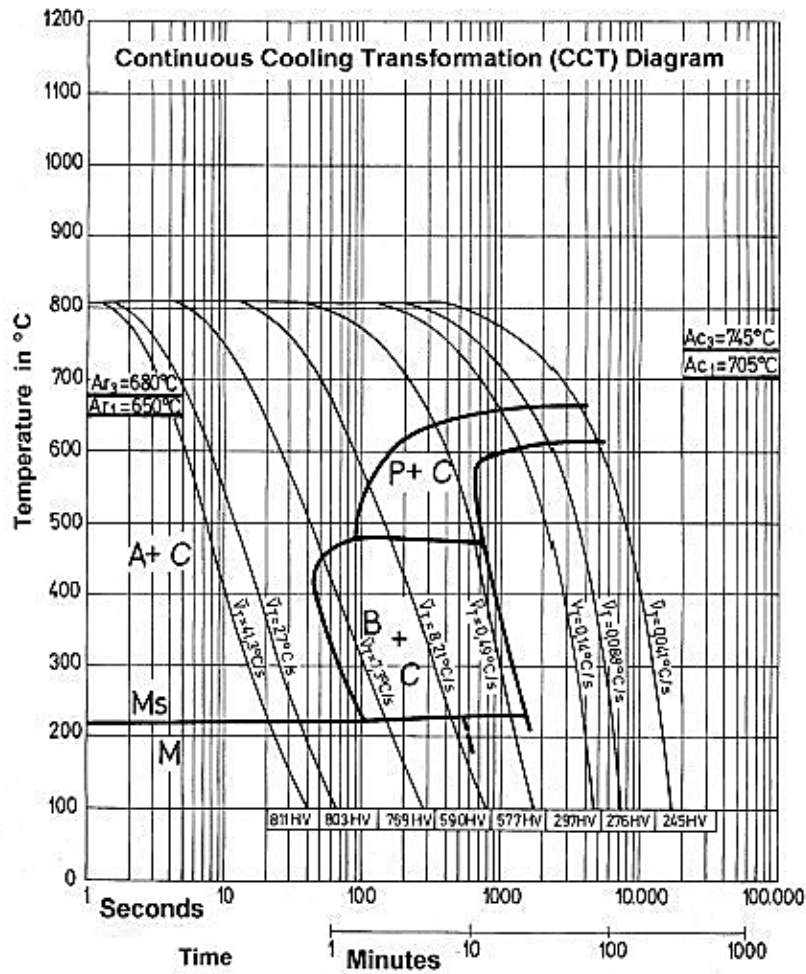


Fig.1.16 Diagramma CCT (Continuous Cooling Transformation)

La trasformazione martensitica avviene pressochè istantaneamente, per l'impossibilità di fenomeni diffusivi sia da parte del carbonio, sia da parte del ferro: la trasformazione avviene quindi per movimento coordinato, e non diffusivo. A differenza di altre trasformazioni, in cui la nucleazione avviene preferibilmente a bordo grano, la martensite non ha siti preferenziali, nucleando anche al centro del grano austenitico.

La quantità di martensite che viene a formarsi è funzione unicamente del sottoraffreddamento rispetto alla temperatura di inizio trasformazione M_s .

La frazione volumetrica di martensite formata può essere determinata tramite l'equazione di Koistinen e Marburger:

$$\alpha_M = 1 - \exp[-\lambda(M_s - T)]$$

Dove T è la temperatura di arresto del raffreddamento e λ è una costante che dipende dalla composizione dell'acciaio (tipicamente $\lambda=0.011$, ma per gli acciai alto legati a basso carbonio $\lambda=0.011-0.050$).

A seconda del tenore di carbonio dell'acciaio è possibile distinguere morfologicamente la martensite in due tipi:

- ✓ Needle: Caratteristica degli acciai ad elevato tenore di carbonio, tende a formare sottili cristalli non paralleli tra loro
- ✓ Lath: Può essere osservata negli acciai a medio-basso tenore di carbonio, formando cristalli piatti aventi grossomodo la stessa orientazione, separati da bordi a basso angolo.

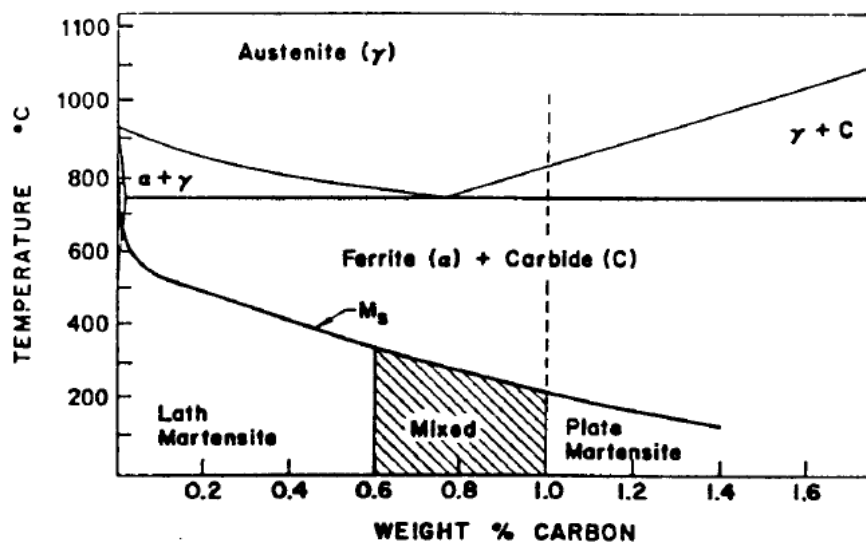


Fig.1.17 Influenza del tenore di carbonio dell'acciaio sul tipo di martensite formabile

Il volume specifico della martensite è il più grande tra tutti i costituenti strutturali dell'acciaio, perciò è facile capire come la trasformazione *austenite* → *martensite* avvenga con un sensibile aumento di volume, portando spesso alla generazione di forti tensioni residue nel pezzo, che se non attentamente valutate possono causare deformazioni e cricche.

Vi sono alcune limitazioni dei diagrammi CCT nella tempra ad induzione; non sempre si riesce ad ottenere austenite omogenea, dato l'elevato *heating-rate*, e ciò comporta la non completa solubilizzazione dei carburi, e quindi una minor concentrazione di carbonio disciolto nell'austenite.

Per questo motivo, nella realtà, le curve CCT risultano spostate leggermente più a destra rispetto ai diagrammi originali e la temperatura M_s dev'essere incrementata di alcuni gradi.

1.6.3 Austenite residua

Dato che le temperature di inizio e fine trasformazione martensitica dipendono esclusivamente dalla composizione dell'acciaio, può accadere che la temperatura ambiente (temperatura alla quale viene raffreddato il pezzo) sia compresa tra esse; in questo la microstruttura risultante è costituita da martensite + austenite metastabile, la quale nel tempo dovrebbe trasformarsi in bainite inferiore; tuttavia poiché la diffusione del carbonio a 20°C è estremamente bassa, questa austenite rimane nella struttura come tale e prende il nome di austenite residua.

La frazione volumetrica di austenite residua a fine processo di tempra è calcolabile con la seguente formula proposta da Y.Mayzaud e C.Suazay:

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

La presenza di quantità apprezzabili di austenite residua nel pezzo può comportare conseguenze estremamente pericolose quali forti variazioni dimensionali, tensioni interne, e pregiudizio delle proprietà meccaniche, soprattutto la resistenza a fatica, la durezza e la resistenza ad usura.

Generalmente la quantità di austenite residua è quanto maggiore tanto più è elevata la temperatura di austenitizzazione perché l'austenite diventa più stabile con l'aumentare del contenuto degli elementi alliganti, ovvero con la quantità di carburi solubilizzati durante l'austenitizzazione.

Si capisce perciò quanto sia importante, soprattutto per componenti strutturali sottoposti a sollecitazioni cicliche e ad usura, portare a termine la trasformazione martensitica.

Al fine di completare il processo di tempra, dopo il raffreddamento a T ambiente, si effettua un secondo raffreddamento dell'acciaio per 1-1.5 ore a temperature ben sotto i 0°C; vengono principalmente utilizzati:

- Trattamento per evaporazione di CO₂: si possono raggiungere temperature di -75°C ed è particolarmente indicato per pezzi di piccole dimensioni;
- Trattamento di evaporazione di azoto liquido: si possono raggiungere -180°C.

E' importante eseguire il trattamento criogenico immediatamente dopo la tempra perché con il passare del tempo a temperatura ambiente l'austenite residua tende a stabilizzarsi, rendendo più complesso il processo di eliminazione.

1.6.4 Rinvenimento

Un componente temprato è inutilizzabile a causa della fragilità intrinseca della martensite, e della metastabilità dell'austenite eventualmente residua.

Risulta perciò necessario un ciclo termico di rinvenimento, che in questo particolare caso si chiama distensione.

Riscaldando gli acciai al carbonio nell'intervallo 75-200°C, il carbonio inizia a diffondere e si ha la trasformazione della martensite tetragonale in ferrite cubica; essendo la temperatura troppo bassa per garantire una significativa diffusione del carbonio, esso rimane nella ferrite, generando nuclei di carburi ϵ' ($Fe_{2,4}C$), conferendo alla ferrite, tipicamente molto tenera, una durezza simile a quella della martensite (solo 1-2 punti HRC inferiore a quest'ultima), ma una maggiore tenacità. La struttura ferritica soprassatura di carburi ϵ' è detta martensite cubica (o rinvenuta).

Ulteriore vantaggio dei processi di distensione è quello di trasformare l'eventuale austenite residua in strutture bainitiche inferiori, migliorando ulteriormente le proprietà meccaniche.

Si è evidenziato precedentemente l'importanza dell'effettuare il trattamento criogenico immediatamente dopo il processo di tempra, in modo da evitare la stabilizzazione dell'austenite residua; se così non fosse, un successivo trattamento di rinvenimento a bassa temperatura non riuscirebbe a decomporre l'austenite residua, ma solo ad impoverirla di carbonio, innalzando così i ponti M_s ed M_f riattivando il processo di trasformazione martensitica. La martensite così formata sarebbe estremamente fragile, con effetti deleteri sulle proprietà meccaniche del pezzo trattato.

Risulta così necessario, a volte, un doppio rinvenimento in modo da tenacizzare la martensite formata.

1.7 Il meccanismo della tempra

La velocità di raffreddamento del fluido di tempra non è costante nel tempo, ma varia istante per istante in funzione della temperatura superficiale del pezzo.

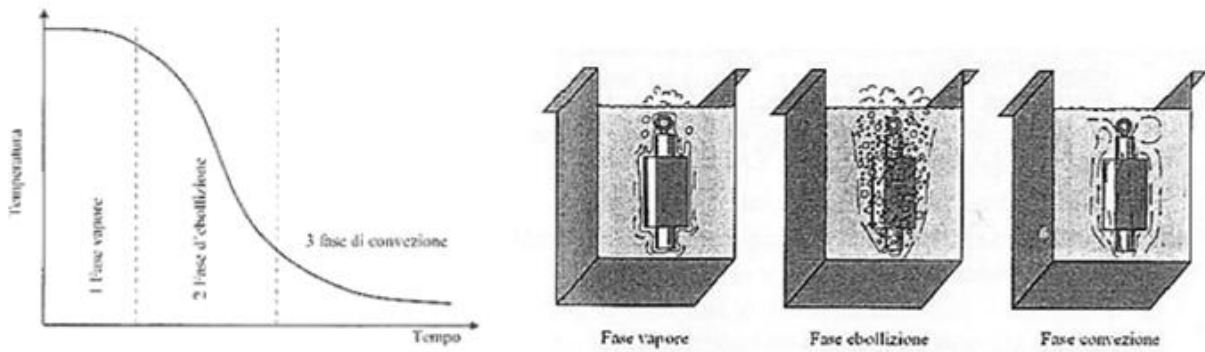


Fig.1.18 Influenza della temperatura superficiale del pezzo nel processo di tempra nelle tre fasi (vapore, ebollizione, convezione)

Il raffreddamento avviene in tre fasi, ciascuna delle quali con caratteristiche molto differenti:

- 1) Fase vapore (o calefazione): in questa fase si ha una velocità di raffreddamento estremamente lenta, dovuta alla formazione di un sottile film di vapore del liquido temprante. Il contributo principale al trasferimento di calore è dato dall'irraggiamento.
- 2) Fase d'ebollizione: l'ebollizione del fluido nelle vicinanze della superficie del pezzo rompe il film di vapore formatosi nella fase precedente, portando l'acqua a diretto contatto con il pezzo. In questa fase si ha la maggior velocità di raffreddamento.
- 3) Fase di convezione: Il fluido rimane a contatto con la superficie, che tuttavia non ha più la temperatura sufficiente per farlo bollire. L'asportazione del calore avviene per convezione, portando a velocità di raffreddamento molto lente.

E' possibile rappresentare la velocità di raffreddamento come funzione della temperatura in quelle che vengono chiamate curve differenziali della velocità di tempra, nelle quali viene messo in particolare evidenza la variazione di velocità di spegnimento del fluido temprante al variare della temperatura.

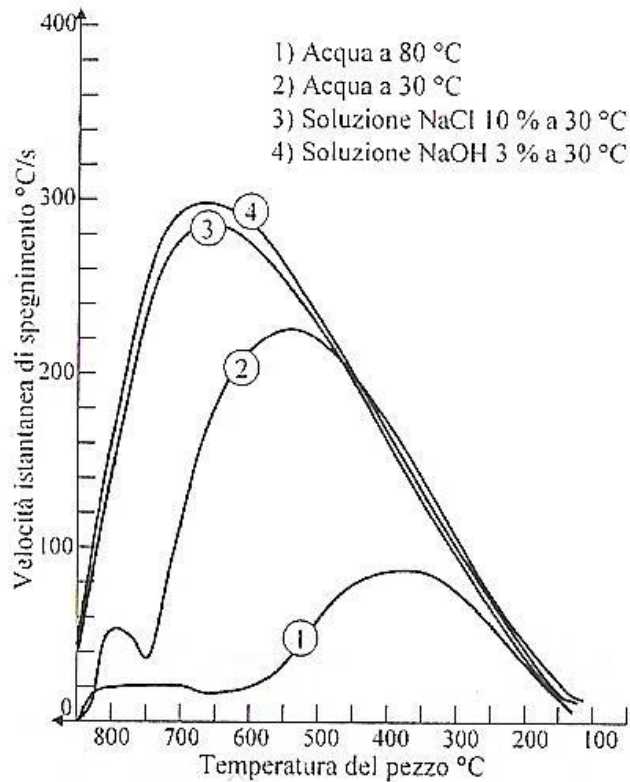


Fig.1.19 Confronto tra curve differenziali di tempra per diversi fluidi di tempra

Le curve differenziali sono tuttavia un'informazione incompleta; nella tempra ad induzione è bene considerare che solo un sottile strato superficiale è riscaldato, mentre il cuore rimane a temperature molto più basse, di poco superiori a quella ambiente. Si presentano perciò nel pezzo elevati gradienti di temperatura che provocano una migrazione del calore verso l'interno, aumentando la velocità di raffreddamento della superficie.

1.7.1 Scelta del fluido temprante

Per una corretta scelta del fluido temprante è utile valutare le velocità di raffreddamento nelle tre fasi; in particolare:

- ✓ Bisogna cercare di massimizzare la velocità di raffreddamento nell'intervallo A_1 - M_s , al fine di evitare la decomposizione dell'austenite in perlite o bainite; per far ciò è bene ridurre il più possibile la fase vapore;
- ✓ A circa 400°C la velocità di raffreddamento dev'essere adeguata in modo da asportare il calore proveniente dall'interno del pezzo così da evitare l'autorinvenimento (problema non particolarmente presente nella tempra superficiale);

- ✓ A bassa temperatura, nella zona di trasformazione martensitica, il raffreddamento dev'essere sufficientemente lento, in modo da evitare distorsioni e/o formazione di cricche.

Esistono moltissimi fluidi tempranti tuttavia i più utilizzati risultano essere:

- L'acqua e le soluzioni saline;
- Oli da tempra;
- Soluzioni acquose di polimeri o fluidi sintetici

Acqua: E' il mezzo di spegnimento più utilizzato nella tempra a cuore per acciai al carbonio o basso legati a causa dell'elevata drasticità. Spesso, tuttavia, non rispetta i requisiti richiesti, in quanto ha un'elevata durata della fase di calefazione e la velocità di spegnimento nell'intervallo di trasformazione martensitica è molto elevata, provocando la formazione di cricche e distorsioni. E' possibile ottenere un netto miglioramento delle prestazioni utilizzando una miscelazione meccanica (riduzione della fase vapore ed estensione del secondo stadio), o per via chimica, tramite soluzioni saline. In quest'ultimo caso, il sale disciolto nell'acqua, a contatto con la superficie rovente, cristallizza e, a causa dello shock termico, "esplode" portando alla rottura del film di vapore, con forte riduzione della fase vapore.

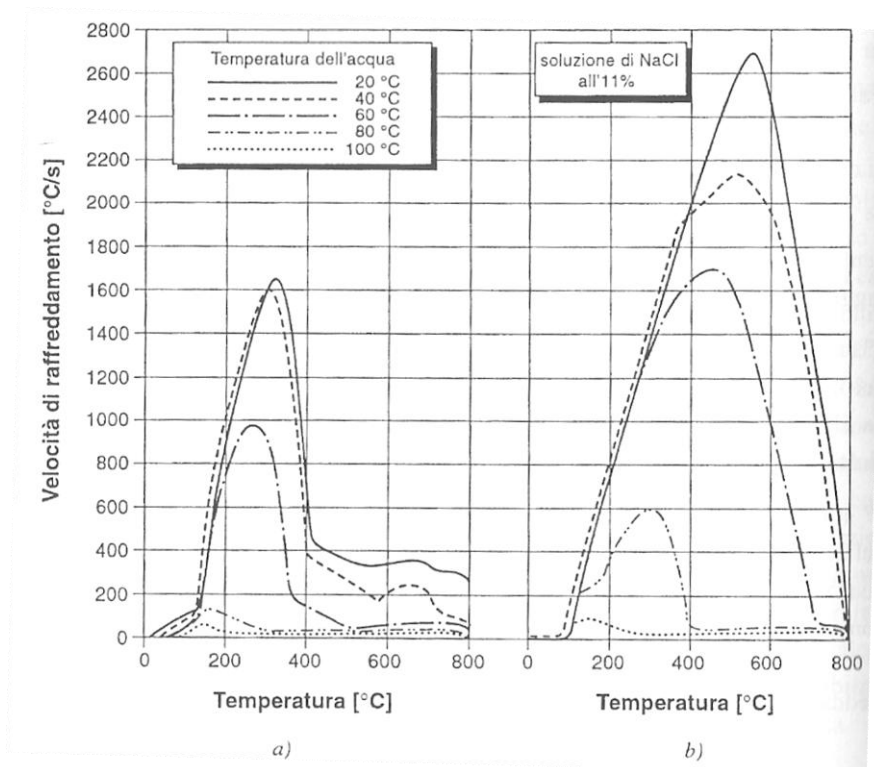


Fig.1.20 Curve differenziali di tempra

Olio: Mezzo di raffreddamento ideale per acciai basso-medio legati. Rispetto all'acqua è meno drastico sia nell'intervallo delle trasformazioni diffusive (perlitiche e bainitiche), sia nell'intervallo M_s - M_f ; grazie a ciò l'olio favorisce una tempra più uniforme, riducendo le tensioni residue e i difetti di tempra. In alcuni casi la bassa drasticità può, tuttavia, risultare anche un problema, soprattutto nel campo delle trasformazioni intermedie. Al termine del processo di tempra i pezzi devono essere lavati, in modo da eliminare l'olio rimanente sulla superficie.

Soluzioni acquose di polimeri: Sono soluzioni acquose di polimeri ad alto peso molecolare quali polialchilenglicoli (PAG) o poliacrilati (ACR). Sopra i 75°C si presenta il fenomeno della solubilità inversa, perciò il polimero tende a precipitare sulla superficie calda del pezzo, ma date le elevate temperature, crackizza portando ad un'elevata velocità di spegnimento nell'intervallo di trasformazione martensitica. A temperature inferiori alla T di solubilità inversa il polimero torna in soluzione ed il calore è asportato direttamente dalla convezione del fluido. Grande vantaggio delle soluzioni polimeriche è la possibilità di scegliere la concentrazione ed il tipo di polimero, variando le proprietà di spegnimento.

1.7.2 Scelta della tecnica di tempra



Fig.1.12 Sistema di tempra "a doccia"

Finora si è sempre parlato di tempra in vasca, ovvero dopo il riscaldamento il pezzo viene immerso nel fluido temprante. Nella tempra ad induzione, tuttavia, spesso viene utilizzata una tecnica a doccia; sotto all'induttore è posto un secondo anello forato che al termine della fase di riscaldamento spruzza sul pezzo il liquido temprante.

L'utilizzo di una tecnica a doccia comporta diversi vantaggi quali la possibilità di regolare il flusso, la quasi totale eliminazione della fase vapore, aumentando la drasticità del raffreddamento ed il conseguente aumento dei valori di durezza e delle tensioni residue di compressione indotti nel profilo,

che risultano essere positive ai fini della riduzione della velocità di propagazione delle cricche generate dal danneggiamento a fatica. L'utilizzo di questa tecnica introduce tuttavia nuovi problemi, quali la difficoltà di gestione del flusso e la disuniformità di raffreddamento superficiale che, se trascurata tende a produrre una superficie indurita a spot. Parte di questi problemi sono stati risolti ponendo in rotazione il pezzo.

1.8 Modello di previsionale per il calcolo della durezza

Si è finora visto come, al variare della velocità di raffreddamento, è possibile prevedere la microstruttura che verrà a formarsi attraverso l'uso di diagrammi CCT.

Seppur di facile utilizzo, risulta infatti sufficiente sovrapporre il transitorio di raffreddamento al diagramma per avere un'immediata stima della microstruttura che si può formare, i diagrammi CCT risultano fortemente dipendenti da alcuni fattori legati alla microstruttura austenitica, quali la grandezza del grano post austenitizzazione.

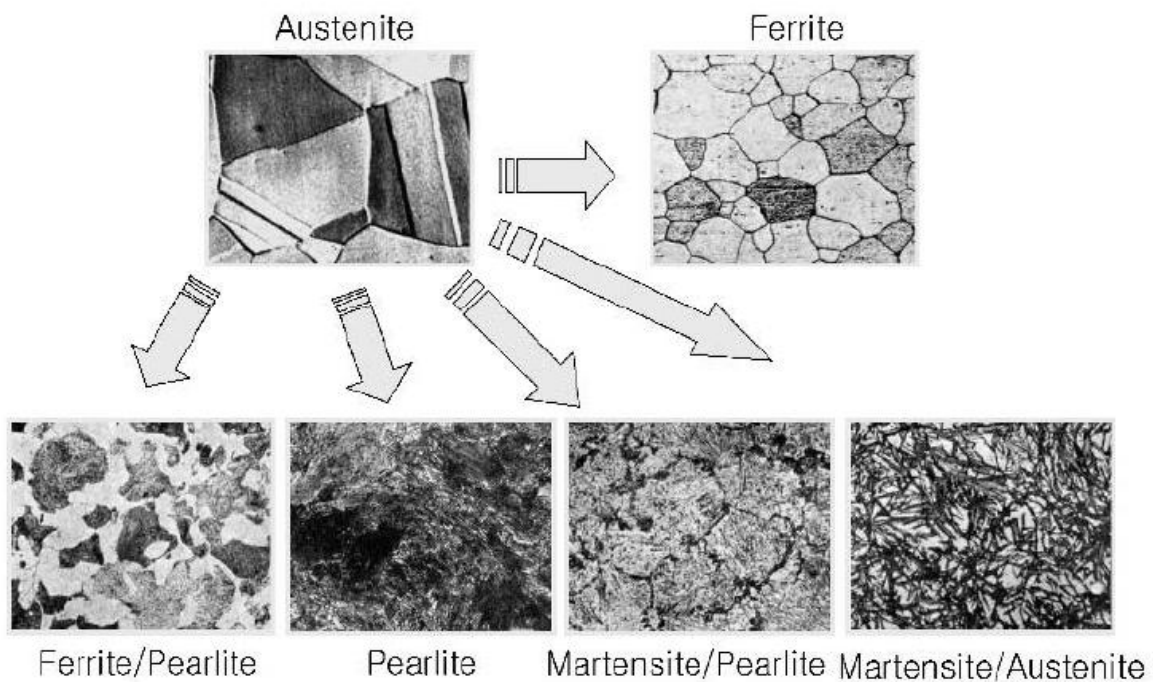


Fig.1.21 Microstrutture ottenibili dopo raffreddamento da struttura austenitica

Per ovviare questo tipo di problemi si preferisce utilizzare, ai fini della realizzazione di un algoritmo che possa prevedere la durezza del componente trattato, utilizzare un altro tipo di diagrammi, ovvero i TTT (Temperatura-Tempo-Trasformazione). Questi diagrammi sono ricavati tramite prove a temperatura costante, perciò non vi si potrebbe sovrapporre a priori un transitorio di raffreddamento continuo; tuttavia una soluzione è stata trovata discretizzando la storia termica in n intervalli isotermici ognuno della durata Δt ; in questo modo è possibile trattare ogni singolo step come una trasformazione isotermica e calcolare la percentuale di fase trasformata ed esso associata.

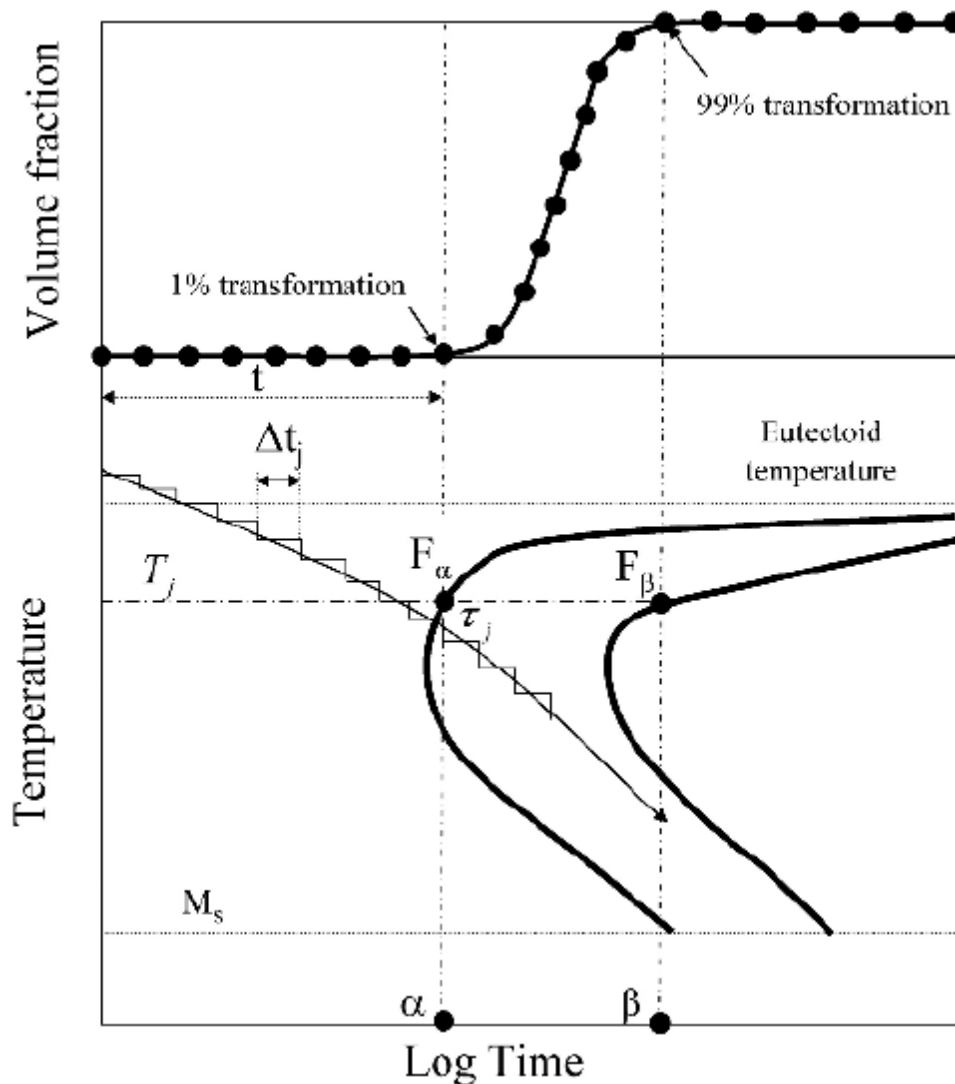


Fig.1.22 Discretizzazione della storia termica

Ad ogni step sarà associata una cinetica di trasformazione, con andamento sigmoidale differente in funzione della temperatura, come quella mostrata in *figura 1.23*

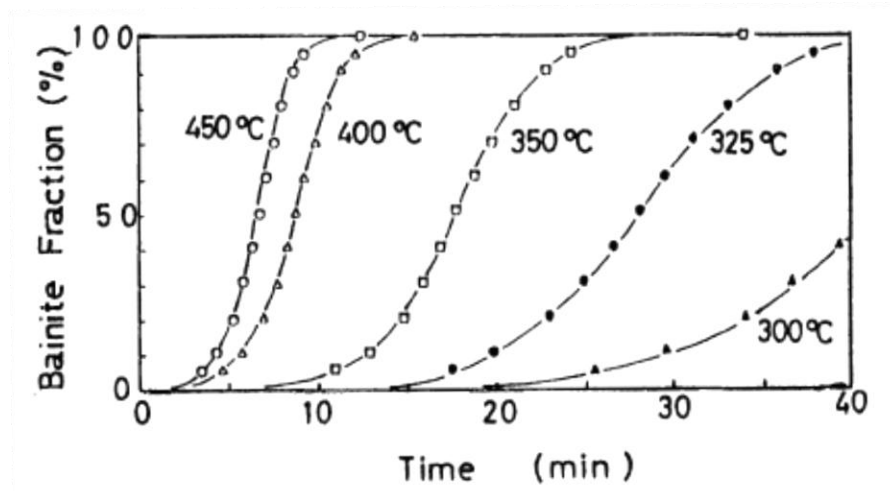


Fig.1.23 Influenza della temperatura sulla cinetica di trasformazione bainitica

Come è già stato in precedenza spiegato, le trasformazioni di fase possono essere divise in *diffusive* e *non diffusive*: delle prime fanno parte tutti quei processi nei quali il carbonio ha il tempo di diffondere con sufficiente facilità e sono ad esempio le trasformazioni austenite-perlite o austenite-bainite; delle seconde la trasformazione principale è quella austenite-martensite, nella quale il carbonio non fa a tempo a diffondere e resta intrappolato all'interno del reticolo cristallino.

Chiaramente, variando il meccanismo di trasformazione, varia anche l'approccio per il calcolo della percentuale di fase trasformata in ogni singolo step.

1.8.1 Trasformazioni diffusive: Equazione di Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK)

E' possibile calcolare la percentuale di fase trasformata in ogni singolo step tramite la seguente relazione:

$$F_i^j = 1 - \exp[-A \cdot t_j^B]$$

Dove A e B sono parametri del materiale direttamente ottenibili dai diagrammi TTT come:

$$A = -\frac{\ln(1 - F_\alpha)}{\alpha^B}$$

$$B = \frac{\ln \left\{ \frac{\ln(1 - F_\alpha)}{\ln(1 - F_\beta)} \right\}}{\ln \left(\frac{\alpha}{\beta} \right)}$$

Come sopra affermato, non sarebbe propriamente corretto utilizzare i diagrammi TTT con storie termiche variabili nel tempo; per questo motivo bisogna introdurre quello che può essere definito un tempo fittizio che risulta essere la somma del tempo Δt_j e del tempo ottenuto basandosi sulla frazione di volume trasformata per ogni fase nel time step precedente:

$$t_j = \Delta t_j + \left\{ - \frac{\ln(1 - F^{j-1})}{A} \right\}^{1/n}$$

1.8.2 Trasformazioni non diffusive: Equazione di Koistinen e Marburger (KM)

Nel caso in cui la velocità di raffreddamento sia sufficientemente veloce da non permettere al carbonio di diffondere si otterrà una trasformazione martensitica ed il modello da utilizzare al fine di calcolare la percentuale di fase trasformata sarà:

$$F_m = [1 - \exp\{-0.011(M_s - T)\}] \cdot \left(1 - \sum_i F_i \right)$$

Nella quale M_s è la temperatura di inizio trasformazione martensitica; se parte dell'austenite viene trasformata in ferrite, perlite o bainite la relazione dev'essere corretta, moltiplicando per la parte di austenite non ancora trasformata.

1.8.3 Calcolo della durezza: Rule of Mixture

Una volta determinata la composizione della microstruttura finale dell'acciaio, tramite le leggi JMAK, KM e quella di Mayzaud e Suazay per l'austenite residua è possibile determinare la durezza totale utilizzando la cosiddetta *Rule of Mixture*:

$$H = H_M V_M + H_B V_B + H_{FP} V_{FP}$$

Nella quale le durezze caratteristiche di ciascuna fase risultano essere funzione della composizione dell'acciaio e della velocità di raffreddamento.

Se l'acciaio studiato rientra entro le seguenti specifiche: $0.1\% < C < 0.5\%$, $Si < 1\%$, $Mn < 2\%$, $Ni \leq 4\%$, $Cr \leq 3\%$, $Mo \leq 1\%$, $V < 0.2\%$, $Cu < 0.5\%$, $0.01 < Al < 0.05\%$, allora possono essere applicate le seguenti regole per il calcolo delle durezza:

$$H_M = 127 + 949C + 26Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21\log_{10}v_R$$

$$H_B = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo \\ + (89 + 53C - 55Si - 22Mo - 10Ni - 20Cr - 33Mo)\log_{10}v_R$$

$$H_{FP} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12.6Ni + 7Cr + 19Mo + (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr \\ + 130V)\log_{10}v_R$$

Dove v_R è la velocità di raffreddamento a 700°C .

1.9 Il profilo di tempra

Quello riportato di seguito è il classico profilo di durezza ottenibile tramite un processo di tempra ad induzione.

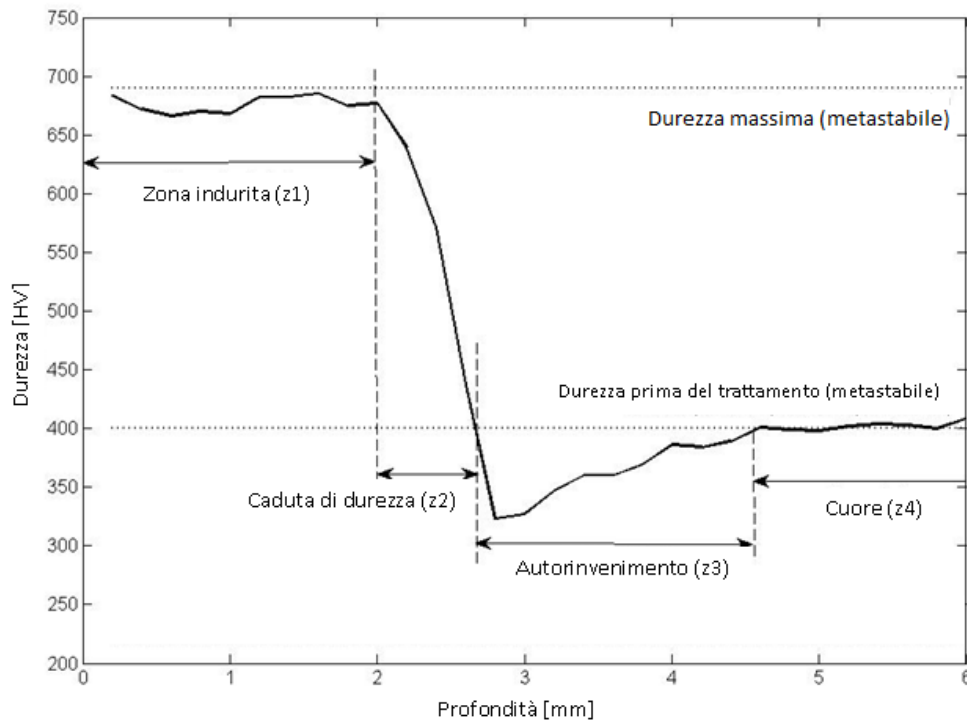


Fig.1.24 Profilo di durezza ottenibile dopo trattamento di tempra ad induzione

Si possono facilmente identificare quattro zone caratteristiche:

- ✓ Zona indurita (z1): zona che presenta il valore massimo di durezza, ottenuta per trattamento a temperatura superiore ad Ac3 (regolata in funzione della velocità di riscaldamento);
- ✓ Zona di caduta di durezza (z2): è la zona di coesistenza dei due tipi di martensite (quella nuova e quella precedentemente rinvenuta, caratteristica delle zone sottoposte a temperature comprese tra Ac1 e Ac3);
- ✓ Zona d'autorinvenimento (z3): zona critica nella quale si presenta un minimo di durezza lungo il profilo, dovuto ad un auto rinvenimento durante il trattamento (zona la cui temperatura ha superato quella di rinvenimento del materiale base) ;
- ✓ Cuore (z4): zona non interessata dal trattamento di tempra ad induzione, che mantiene le caratteristiche meccaniche e microstrutturali dell'acciaio di partenza..

Al fine di ottenere un buon risultato è buona norma cercare di ridurre l'estensione della zona di transizione (z2), ed evitare valori troppo bassi di durezza nella zona di auto rinvenimento; quest'ultimo punto è facilmente raggiungibile in quanto, l'acciaio AISI 4340, avendo un'elevatissima temprabilità tende a produrre una struttura martensitica anche se raffreddato in aria, perciò la zona di auto rinvenimento risulta essere molto limitata.

Capitolo 2

La Carbocementazione

2.1 *Introduzione*

La carbocementazione è un trattamento termochimico che mira ad arricchire di carbonio uno strato superficiale d'acciaio, attraverso un meccanismo di diffusione in fase solida.

Le temperature di trattamento tipiche della carbocementazione sono comprese tra 850°C e 950°C.

I mezzi cementanti possono essere gassosi, liquidi o solidi, ma in ogni caso è sempre la fase gassosa che libera carbonio nascente con potere cementante.

Dopo carbocementazione i pezzi vanno temprati, per conferire al guscio superficiale la struttura martensitica e la durezza voluta.

Successivamente alla tempra risulta necessario un trattamento di rinvenimento di distensione al fine di trasformare la martensite tetragonale in martensite cubica e ridurre le tensioni nello strato indurito.

La profondità dello strato indurito dipende fortemente dalle dimensioni dei pezzi trattati, ma può variare da pochi decimi a 2-3 millimetri.

Nei pezzi carbocementati, temprati e distesi la durezza può variare normalmente tra 57 e 62 HRC, mentre a cuore varia tra 25 e 45 HRC, secondo il contenuto di carbonio dell'acciaio e dalla sua temprabilità.

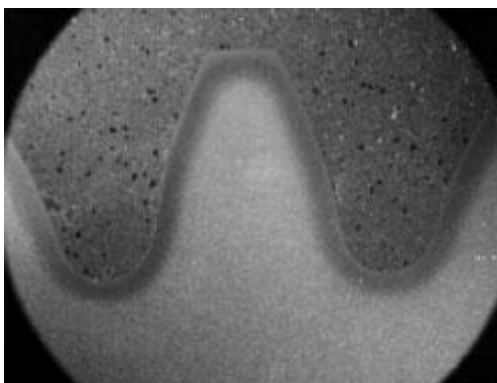


Fig.2.1 Profilo ottenibile dopo trattamento di carbocementazione su ruota dentata

2.2 Teoria del processo di carbocementazione gassosa

Prima di affrontare nello specifico i metodi di carbocementazione è giusto fornire alcune definizioni.

2.2.1 Potenziale di carbonio

Si definisce *potenziale di carbonio* di un'atmosfera la concentrazione di tale elemento che un lamierino di acciaio extra-dolce acquista dopo il raggiungimento delle condizioni di equilibrio con il contenuto di carbonio nell'ambiente. La concentrazione di C nell'acciaio, in equilibrio con il potenziale di C dell'atmosfera, non può superare quella di saturazione dell'austenite alla temperature di cementazione, che varia in funzione di A_{cm} . Esso misura il potere carburante o decarburante di un'atmosfera.

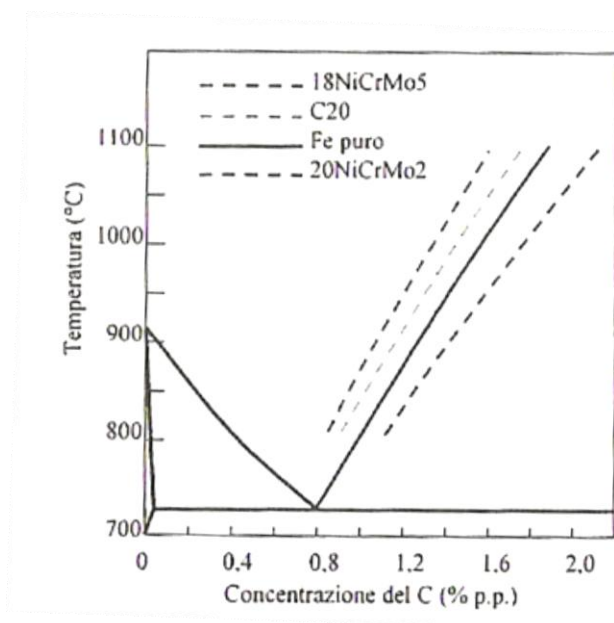


Fig.2.2 Linee di saturazione del carbonio nell'austenite di alcuni acciai da cementazione

2.2.2 Indice di Gunnarson

La posizione della linea A_{cm} degli acciai da cementazione o bonifica può essere calcolata tramite l'Indice di Gunnarson:

$$IG = \log\left(\frac{\%C_c}{\%C_s}\right)$$

in cui %Cc è la percentuale di saturazione del carbonio nell'austenite, deducibile dal diagramma Fe-C e %Cs è la percentuale di saturazione dell'austenite nell'acciaio legato considerato.

Il logaritmo del rapporto appena visto è calcolabile come:

$$\log\left(\frac{\%Cc}{\%Cs}\right) = 0.005\%Si - 0.013\%Mn - 0.04\%Cr + 0.014\%Ni - 0.013\%Mo$$

L'indice di Gunnarson risulta importante per due motivi:

- Consente di regolare il potenziale di carbonio del mezzo cementante al valore necessario per ottenere la corretta concentrazione superficiale di carbonio;
- Spesso è utilizzato per mantenere inalterata la superficie dell'acciaio durante il riscaldamento di austenitizzazione in forno, evitando cementazioni o decarburazioni indesiderate.

2.2.3 Ambienti di trattamento

Doverosa è anche una breve discussione sugli ambienti utilizzati:

- *Gas esotermico o esogas*, prodotto in un generatore separato dal forno con combustione più o meno incompleta di gas naturale e aria. La CO₂ e H₂O che si formano in gran quantità possono essere rimosse.
- *Gas endotermico o endogas*, prodotto dalla combustione parziale (endotermica) di propano, propilene o gas naturale con aria in presenza di un catalizzatore. Tale gas ottenuto in un generatore separato e definito gas portante, ha un potenziale di carbonio dipendente da contenuto di H₂O e CO₂.

2.2.4 Assorbimento e diffusione del carbonio nella cementazione gassosa

All'inizio del processo la cinetica di assorbimento del carbonio è molto veloce a causa del forte gradiente di concentrazione tra l'ambiente cementante e l'acciaio, per poi rallentare fino ad annullarsi al raggiungimento delle condizioni di equilibrio.

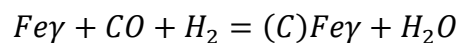
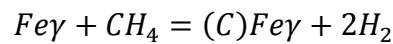
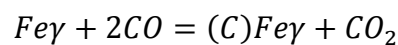
Il carbonio dalla superficie diffonde verso l'interno, con velocità dipendente dalla temperatura, dal coefficiente di diffusione e dal gradiente di concentrazione.

Nello specifico della cementazione gassosa il mezzo cementante è un composto di gas che possono essere carburanti, decarburanti, ossidanti o riducenti.

Possiamo così catalogare i gas:

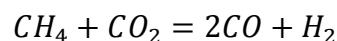
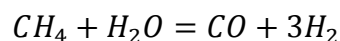
- Carburanti: CO, CH₄
- Decarburanti: CO₂, H₂, vapor d'acqua
- Ossidanti: O₂, vapor d'acqua e CO
- Riducenti: H₂ e CO

Le reazioni che possono avvenire nel processo di carbocementazione sono:



Queste reazioni contribuiscono direttamente al trasferimento di carbonio dall'atmosfera all'acciaio, ma come prodotti secondari, hanno gas decarburanti, che possono ostacolare il progredire della reazione.

I gas decarburanti devono perciò essere eliminati dall'atmosfera tramite reazione con un idrocarburo, generalmente metano:

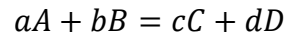


2.3 Carbocementazione con gas

2.3.1 Diagrammi di equilibrio per la cementazione gassosa

L'equilibrio tra il potenziale di carbonio nell'atmosfera e quello dell'acciaio, si raggiunge solo nei processi di cementazione molto lunghi; nonostante questo, la conoscenza delle condizioni di equilibrio è molto importante per controllare il processo di cementazione.

E' risaputo che durante una reazione reversibile in fase gassosa fra gas perfetti del tipo:



in cui a,b,c,d, sono i coefficienti stechiometrici dei singoli composti A,B,C,D, si raggiungono le condizioni di equilibrio quando le pressioni parziali dei singoli componenti soddisfano l'equazione:

$$K'_{f(T)} = \frac{p_A^a \cdot p_B^b}{p_C^c \cdot p_D^d}$$

dove $K'_{f(T)}$ è la costante di instabilità che dipende dalla sola temperatura assoluta.

Quando i composti della reazione non sono gas perfetti l'equazione rimane valida, ma al posto della concentrazione molare è necessario utilizzare i coefficienti di attività dei singoli composti.

La relazione precedente diventa perciò:

$$K'_{f(T)} = \frac{1}{a} \frac{p_A^a \cdot p_B^b}{p_C^c \cdot p_D^d}$$

dove

$$a = \frac{a_A^a \cdot a_B^b}{a_C^c \cdot a_D^d}$$

Il coefficiente di attività dei composti solidi è sempre unitario.

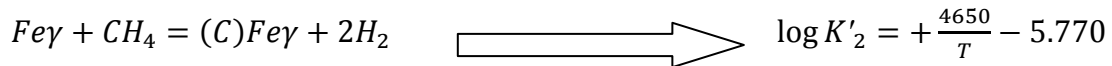
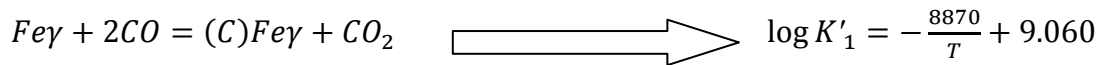
Nel caso della carbocementazione gassosa, essendo solidi sia il ferro gamma ($Fe\gamma$) e l'austenite contenente carbonio disciolto $[(C)Fe\gamma]$, la costante di instabilità diventa:

$$K' = \frac{1}{a} \frac{p_{CO}^2}{p_{CO_2}}$$

Quando l'austenite è satura di carbonio, il coefficiente di attività dell'equazione precedente è considerabile unitario, negli altri casi è proporzionale al contenuto di carbonio attuale nell'austenite non satura:

$$a = \frac{\%C_{att}}{\%C_{sat}}$$

Le costanti d'equilibrio possono essere calcolate con le formule empiriche di Harris:



Possiamo ora calcolare la composizione chimica di un'atmosfera cementante, capace di conferire all'acciaio un concentrazione di carbonio desiderata ad una temperatura prefissata.

Tutto ciò è esprimibile tramite dei diagrammi, detti *diagrammi di equilibrio*:

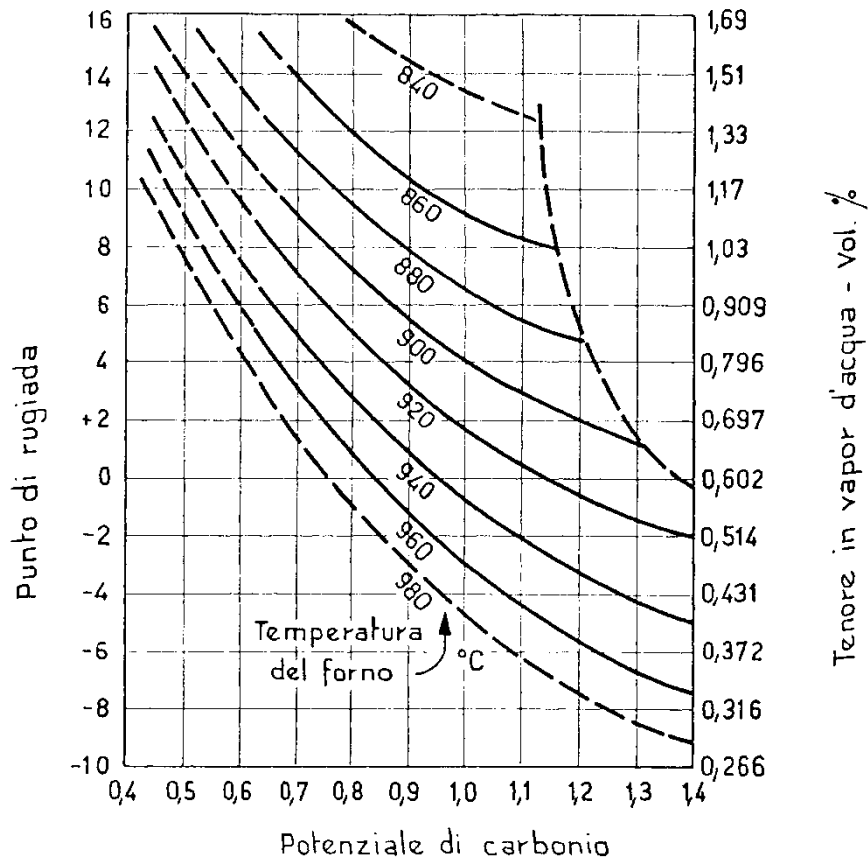


Fig.2.3 Diagramma di equilibrio

Tramite questi diagrammi è possibile determinare il punto di rugiada (dew-point), e di conseguenza l'atmosfera cementante, necessaria a ottenere un determinato potenziale di carbonio, in funzione della temperatura scelta.

2.3.2 Diffusione del carbonio nell'acciaio

La diffusione del carbonio assorbito dalla superficie è regolata dalla *prima legge di Fick*:

$$q = -D \frac{dc}{dx}$$

Dove q è la quantità di carbonio che attraversa la superficie e D è il coefficiente di diffusione e c la concentrazione di carbonio.

Si può dire che la profondità totale dello strato arricchito dipende dalla temperatura e dal tempo di trattamento secondo *l'equazione di Harris*

$$P = \frac{a\sqrt{h}}{10^{b/T}}$$

In cui a e b sono coefficienti di proporzionalità, h è il tempo in ore e T è la temperatura in Kelvin.

Nel caso degli acciai al carbonio o basso legati a e b valgono 803 e 3722.

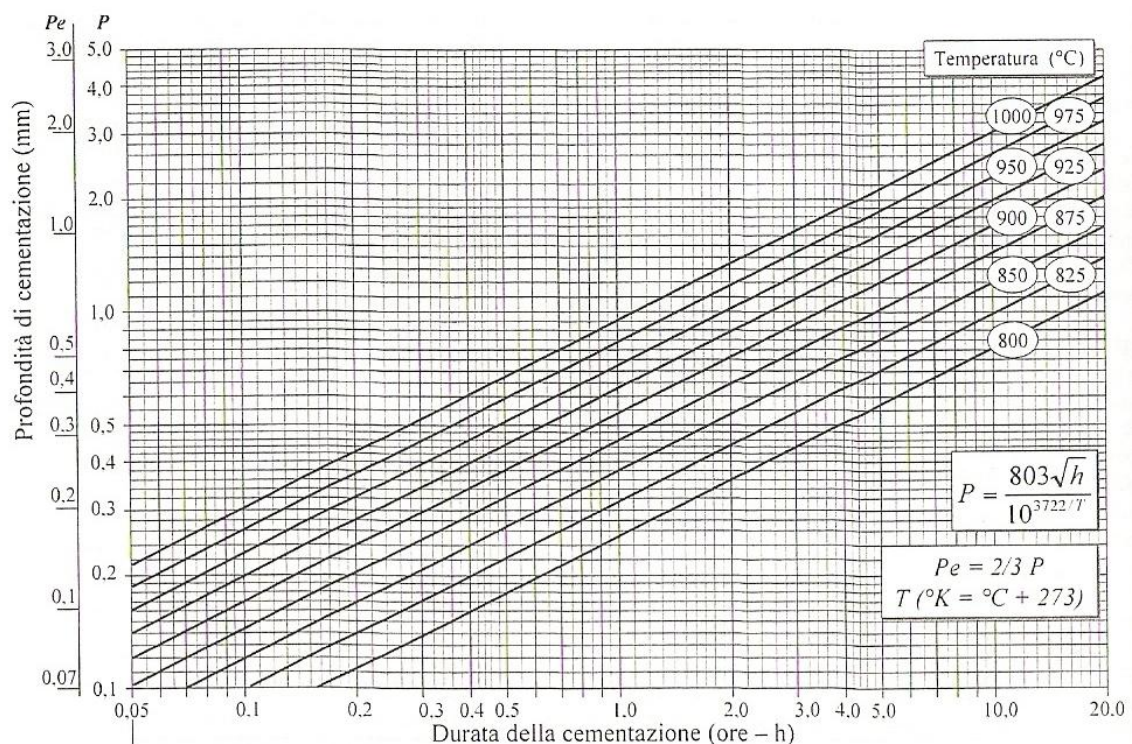


Fig.2.4 Profondità di cementazione in funzione di tempo e temperatura

La figura riporta l'andamento della profondità totale di diffusione e la profondità d'indurimento efficace in funzione del tempo di trattamento a diverse temperature.

Si definisce strato indurito efficace lo spessore che dopo trattamento ha una durezza maggiore o uguale a 550 HV1. Generalmente si può affermare che lo strato efficace è circa i 2/3 della profondità cementata totale.

$$P_e \cong 0.65 \cdot P$$

Generalmente la carbocementazione non viene mai eseguita in un unico step, ma divisa in due fasi: *carbocementazione attiva* e *carbocementazione diffusiva*.

Nella prima fase i pezzi vengono caricati in forno e viene scelto un potenziale di carbonio decisamente superiore a quello richiesto dal trattamento; in questo modo si ottiene un'iper cementazione della superficie. Dopo la cementazione attiva, il processo continua con la fase di diffusione, durante la quale s'interrompe l'aggiunta di gas d'arricchimento e si regola il potenziale di carbonio dell'atmosfera in modo da ottenere la concentrazione di C desiderata.

In tal modo il carbonio, presente sullo strato superficiale, diffonde verso il cuore e verso la superficie, aumentando lo spessore dello strato efficace.

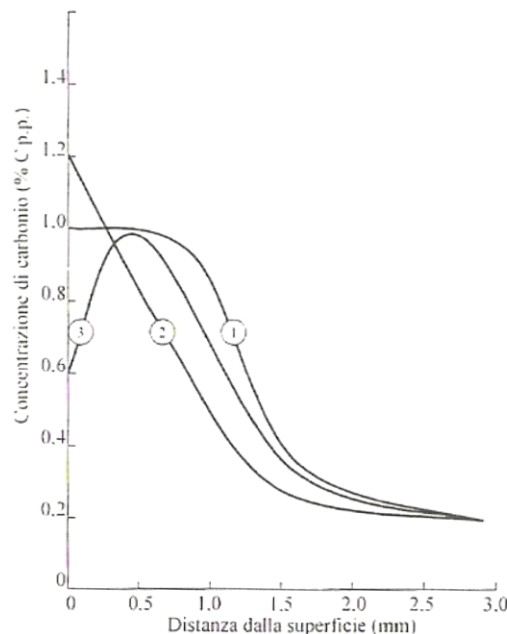


Fig.2.5 Effetto della diffusione sul gradiente di carbonio [1-Ciclo con diffusione corretta; 2-Ciclo senza diffusione; 3-Ciclo con diffusione eccessiva]

Il tempo totale del processo è funzione della temperatura e del potenziale di C:

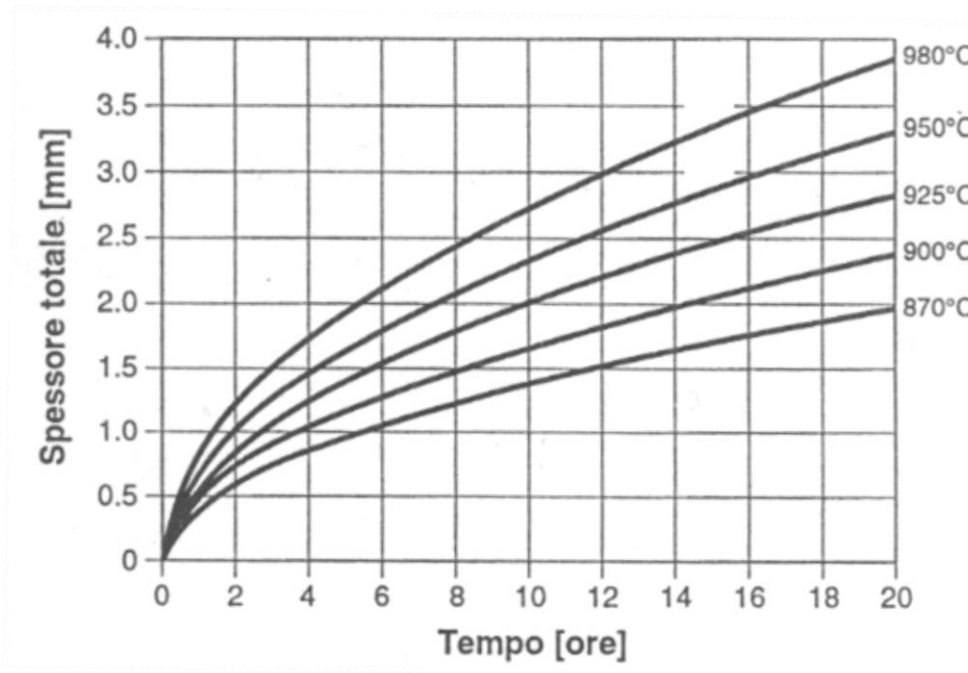


Fig.2.6 Calcolo dello spessore cementato in funzione di tempo e temperatura

In particolare il tempo di cementazione attiva è calcolabile attraverso la seguente relazione:

$$t_c : t_t = (\Delta C_t)^2 : (\Delta C_c)^2$$

Nella quale t_c è il tempo di cementazione attiva, t_t è il tempo di cementazione totale, ΔC_c è la differenza tra la concentrazione iniziale di carbonio dell'acciaio e quella finale (desiderata), ΔC_t è la differenza tra la concentrazione iniziale di carbonio dell'acciaio e quella al termine della fase attiva.

2.3.3 Temperatura e durata dei processi di carbocementazione gassosa

Finora è sempre stato tralasciato il discorso economico, che tuttavia risulta fondamentale nella scelta del trattamento.

E' già stato evidenziato come un incremento della temperatura del forno porti ad un forte aumento della velocità di cementazione, ma a scapito della qualità dello strato cementato.

La maggior parte dei trattamenti avviene ad una temperatura di 930 °C, che risulta essere un buon compromesso tra durata e qualità del trattamento; tuttavia per modeste profondità di

cementazione (<0.5 mm) è consigliabile adottare temperature più basse (870-900 °C), al fine di rendere la diffusione più uniforme e raggiungere la concentrazione di carbonio desiderata.

Dato l'elevato numero di parametri che influenzano la durata del processo di cementazione è generalmente poco realistico fissare a priori il tempo di trattamento tramite formule teoriche.

L'approccio seguito oggi è ancora quello di operare empiricamente tramite l'utilizzo della formula di Harris e verificando a posteriori attraverso analisi micro e macroscopiche la profondità di diffusione.

2.3.4 Trattamenti successivi

Dopo carbocementazione è necessario temprare i pezzi trattati per indurire lo strato superficiale e migliorare le caratteristiche meccaniche del nucleo.

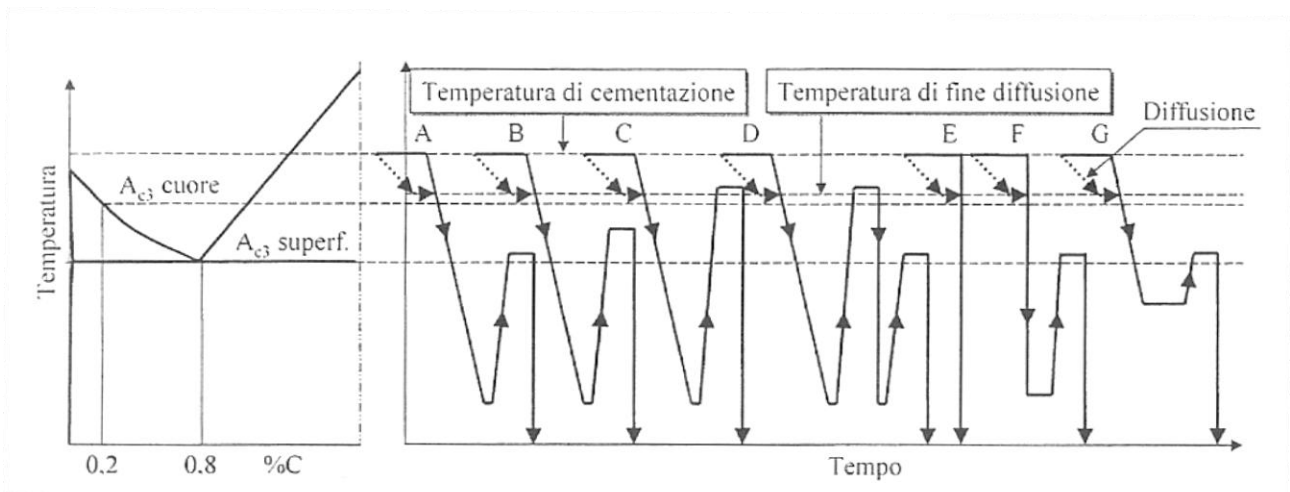


Fig.2.7 Rappresentazione grafica dei possibili trattamenti termici successivi alla carbocementazione

Questa fase tuttavia risulta abbastanza critica perché, nel manufatto cementato, superficie e cuore hanno temperature di A_{c3} differenti: austenitizzare a T_{Ac3} del cuore significa ottenere una buona struttura all'interno, ma ingrossamento della grana in superficie (con pessima resistenza a sollecitazioni cicliche), mentre austenitizzare a T_{Ac3} della superficie significa non ottenere una completa austenitizzazione all'interno del pezzo, con conseguenti pessime proprietà meccaniche.

Una via particolarmente economica è quella di capire a che tipo di sollecitazioni (statiche o dinamiche) sarà principalmente sottoposto il componente e scegliere quindi la temperatura di tempra più adeguata.

Un'altra via, sicuramente più costosa, è quella della *tempra doppia*: dapprima si austenitizza a T_{Ac3} del cuore, si tempra, si riporta il componente a T_{Ac3} della superficie e si tempra nuovamente.

In questo modo si ottiene un'ottima microstruttura, ma risulta necessaria una rettifica superficiale a causa delle deformazioni indotte dalla doppia tempra.

Spesso negli strati cementati, a causa dell'elevato tenore di C, è presente un'eccessiva quantità di austenite residua che può essere eliminata tramite *trattamento criogenico*(nei componenti per il settore aeronautico è obbligatorio).

Dopo tempra e sottoraffreddamento è consigliabile un rinvenimento di distensione al fine di trasformare la martensite da tetragonale a cubica e conferire allo strato indurito la massima tenacità possibile; al fine di ottenere buona tenacità ed elevata durezza esso viene condotto a 150-170 °C per due ore, in modo da ottenere e mantenere una durezza di circa 60-62 HRC, con successivo raffreddamento in aria calma.

Capitolo 3

Induzione vs Carbocementazione

3.1 Introduzione

La possibilità di modificare le caratteristiche meccaniche dell'acciaio tramite l'uso di trattamenti termici o termochimici ha sempre suscitato nell'uomo un enorme interesse.

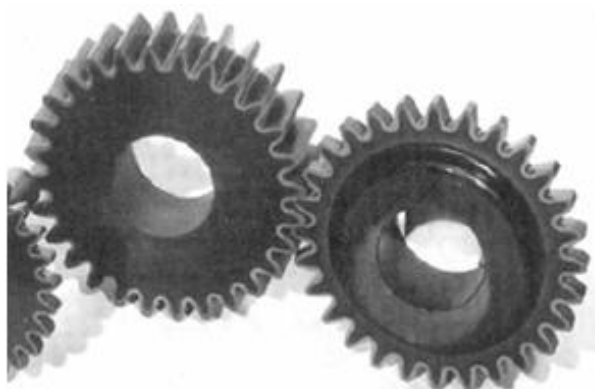


Fig.3.1 Ruote dentate temprate ad induzione

In particolare la possibilità di ottenere un componente con una superficie dall'elevata durezza in grado di conferire buone resistenze ad usura ed a fatica senza alterare, tuttavia, la tenacità del cuore si è spesso rivelata una scelta vincente in relazione al trattamento delle ruote dentate.

Negli ultimi anni il riscaldamento ad induzione è stato diffusamente impiegato per i trattamenti termici di componenti per l'industria automobilistica ed aeronautica grazie all'elevato grado di ripetibilità del processo, alla possibilità di automazione e ai tempi di trattamento decisamente brevi. Tuttavia, a causa degli elevati requisiti di qualità del prodotto finito e dei ristretti quantitativi prodotti, alcuni settori industriali rimangono legati a trattamenti tradizionali quali la carbocementazione, benché particolarmente dispendiosi dal punto di vista energetico a causa dell'elevato tempo di trattamento e delle necessarie rettifiche a valle dello stesso.

La possibilità di utilizzare codici agli elementi finiti, permette di ottimizzare il processo di tempra ad induzione, riducendo il numero di prove necessarie al fine dell'ottenimento del profilo di indurimento voluto, anche nel caso di geometrie particolarmente complesse, riducendo ulteriormente i costi e migliorando, spesso, la qualità del prodotto finito.

3.2 *Confronto tecnico*

3.2.1 *Gli acciai utilizzati*

Gli acciai utilizzabili nei due processi sono differenti.

Gli acciai da cementazione presentano un basso tenore di carbonio, generalmente minore dello 0.2%, al fine di massimizzare il gradiente di concentrazione quando il pezzo viene posto in atmosfera carburante. Per migliorarne le proprietà meccaniche, in molti casi, si aggiungono elementi alliganti quali Cr, Mn, Mo, che possono fornire un miglioramento delle proprietà meccaniche e della temprabilità; in questo modo, dopo cementazione, si ottiene uno strato superficiale molto duro, ma il cuore rimane tenace, adatto alla produzione di organi meccanici sottoposti a sollecitazioni cicliche.

Esistono perciò due tipi di acciai da cementazione:

- Al solo carbonio: C10, C15, C20;
- Basso legati: 16MnCr5, 18CrMo4, 16CrNi4, 18NiCrMo7;

Invece, per quanto riguarda la tempra ad induzione vengono utilizzati acciai da bonifica.

Tipicamente prima della lavorazione meccanica questi acciai vengono temprati e rinvenuti a temperature prossime ai 600°C al fine di ottenere una microstruttura sorbitica. In questo modo dopo la tempra superficiale si ottiene un materiale particolarmente duro in superficie, ma in grado di mantenere un cuore estremamente tenace e resistente alle sollecitazioni di tipo ciclico.

Anche in questo caso esistono due classi di acciai da bonifica:

- Al solo carbonio: C20, C40, C60;
- Bassolegati con Ni, Cr e Mo: 40Cr4, 40CrMo4, 35NiCr9, 38NiCrMo4;

La presenza di elementi alliganti non solo incrementa le prestazioni meccaniche, ma migliora anche la temprabilità, permettendo l'uso di fluidi tempranti meno drastici.

A causa della drasticità del processo di riscaldamento e di tempra, gli acciai destinati a questo tipo di applicazioni richiedono alcune attenzioni, in particolare:

- ✓ Il contenuto di Carbonio dev'essere sufficientemente elevato da garantire una durezza adeguata;

- ✓ Ristretta forbice di composizione nella percentuale di carbonio (piccole variazioni possono portare anche a notevoli variazioni di durezza dopo tempra);
- ✓ Elevata purezza al fine di evitare rotture catastrofiche durante il processo di tempra.

3.2.2 Trattamento

Risulta immediatamente chiaro come le due tipologie di trattamento siano estremamente differenti:

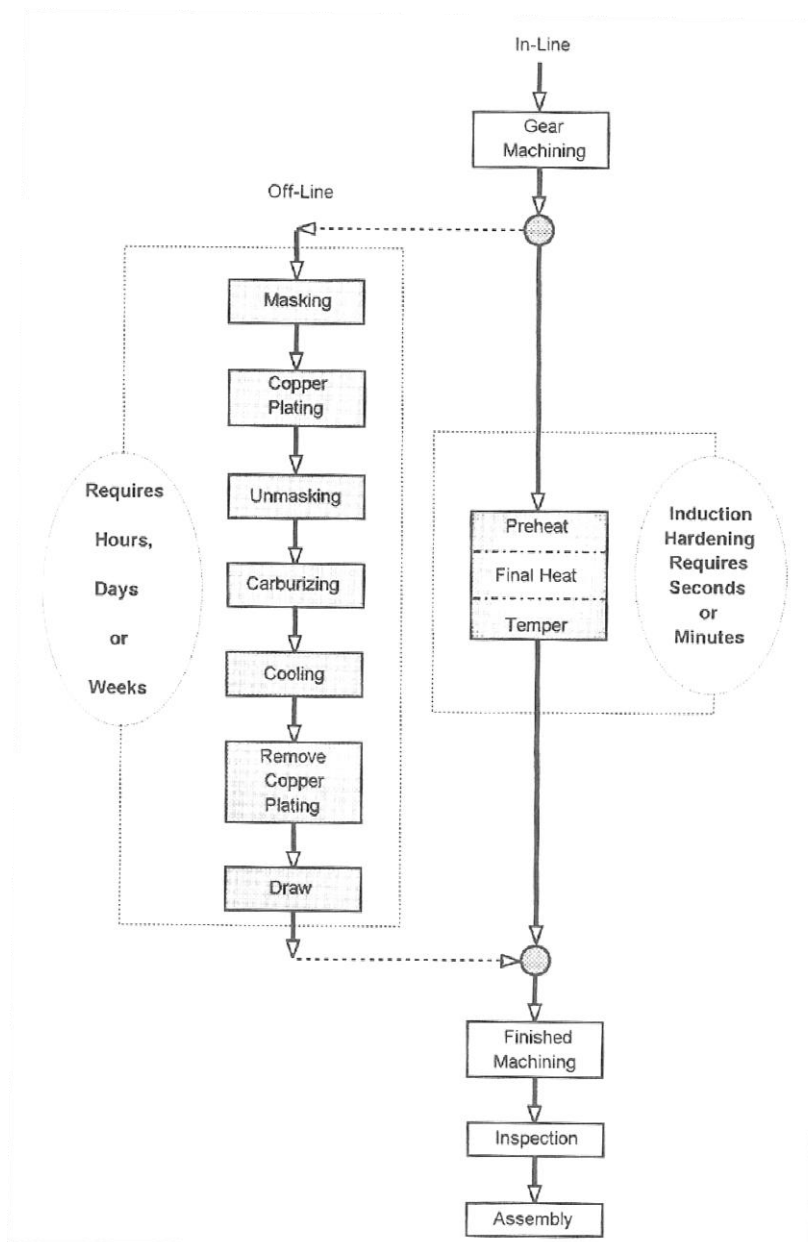


Fig.3.2 Confronto tra i processi di tempra ad induzione e carbocementazione

Nella maggior parte dei casi il riscaldamento ad induzione viene utilizzato come trattamento di riscaldamento selettivo, grazie alla possibilità di depositare direttamente la potenza necessaria nelle parti che si desidera trattare, sia tramite la scelta dei parametri in ingresso (frequenza, potenza, tempo) sia tramite un corretto dimensionamento dell'induttore.

I tempi di trattamento sono estremamente ridotti: generalmente dopo una fase di preriscaldamento, che può durare al più alcuni secondi, si procede con il riscaldamento vero e proprio della durata di alcuni decimi di secondo. Poi vi è la fase di tempra, distensione ed eventuale trattamento criogenico; nel totale un pezzo risulta finito nel giro di pochi minuti.

Differente è il caso della carbocementazione: il trattamento viene effettuato inserendo il componente in forno con atmosfera carburante, perciò tutta la superficie ne risulterà interessata. In realtà anche in questo caso è possibile localizzare parzialmente il trattamento, ma per far ciò è necessario ricoprire le zone che non si desidera cementare con un sottile strato di rame che deve essere rimosso a fine trattamento.

Oltre alla fase di cementazione, come è già stato spiegato nel precedente capitolo, è sempre necessaria una tempra, in modo da conferire un'elevata durezza al pezzo trattato.

Nel totale, il trattamento di carbocementazione, può richiedere svariate ore, giorni o, nei casi peggiori, anche alcune settimane.

Con la tempra ad induzione, grazie all'elevata flessibilità di trattamento, è possibile modulare l'intensità di riscaldamento zona per zona, cosa particolarmente gradita anche per la fase di distensione; in questo modo è possibile riscaldare in modo differenziale la superficie, portando ad ottenere durezze differenti: ciò risulta particolarmente interessante se in uno stesso componente (e questo è il caso delle ruote dentate) si vogliono avere delle zone ottimizzate per la resistenza ad usura (durezze molto elevate) o zone ottimizzate per la resistenza a fatica (durezze di alcuni punti HRC inferiori rispetto al caso precedente).

Non è da sottovalutare nemmeno la questione della temperatura di trattamento: nel caso della carbocementazione, il pezzo viene riscaldato nella sua interezza, in forno, ad una temperatura generalmente compresa tra gli 850 e i 950 °C, per tempi sufficientemente lunghi da permettere al carbonio presente in atmosfera di diffondere all'interno del pezzo; temperature troppo elevate, per tempi sufficientemente lunghi possono portare al fenomeno indesiderato dell'accrescimento del grano cristallino; questo problema è parzialmente risolvibile tramite l'utilizzo di temperature

relativamente basse, ma ciò provoca un notevole incremento dei tempi di trattamento (tale anche da raddoppiarne i tempi).

Nel caso della tempra ad induzione, invece, spesso si raggiungono temperature molto elevate (anche 1000-1100 °C), necessarie per disciogliere i carburi presenti nell'austenite. Anche in questo caso l'ingrossamento della grana può essere un problema, ma dati i tempi brevi di trattamento (pochi secondi) la cinetica di accrescimento risulta parzialmente bloccata. Un problema molto più sentito nella tempra ad induzione è proprio la drasticità del riscaldamento che obbliga l'operatore o il trattamentista a porre particolare attenzione alla formazione di cricche al riscaldamento e alla formazione di austenite omogenea, particolarmente desiderata al fine di ottenere la migliore microstruttura possibile a fine trattamento. Oltre a ciò risulta doveroso un confronto delle deformazioni a fine trattamento: mentre *l'induction hardening* è un processo di tempra superficiale, nel quale solo una piccola zona del pezzo è portata ad elevata temperatura, nella carbocementazione l'intero pezzo è riscaldato e le deformazioni dopo tempra risultano maggiori che nel caso precedente, obbligando ad una asportazione di materiale tramite rettifica post trattamento.

3.2.3 Perdita di durezza

Un altro confronto tra carbocementazione e tempra ad induzione può essere fatto osservando il campo di utilizzo delle ruote dentate.

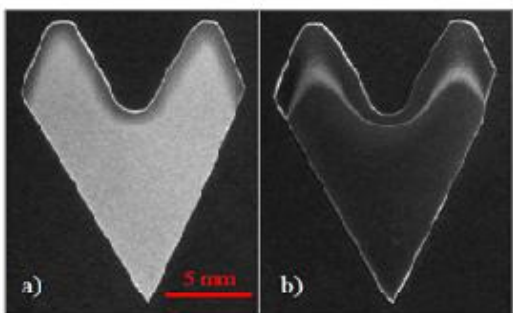


Fig.3.3 Confronto tra profili: a) carbocementato b) temprato

Normalmente le ruote, utilizzate in campo aeronautico, sono immerse in bagno d'olio e lavorano in un range di temperature generalmente compreso tra i 93 ed i 135°C. Se il componente si trova tuttavia, in casi eccezionali, a lavorare a temperature superiori ai 150°C si possono presentare degli evidenti cali di durezza. In figura si può notare la differenza di profilo di durezza nei due diversi casi di trattamento: la cementazione fornisce valori di durezza mediamente più elevati in superficie, ma la tempra ad induzione garantisce una buona costanza della durezza su uno spessore abbastanza elevato, per poi decrescere rapidamente verso i valori caratteristici del cuore.

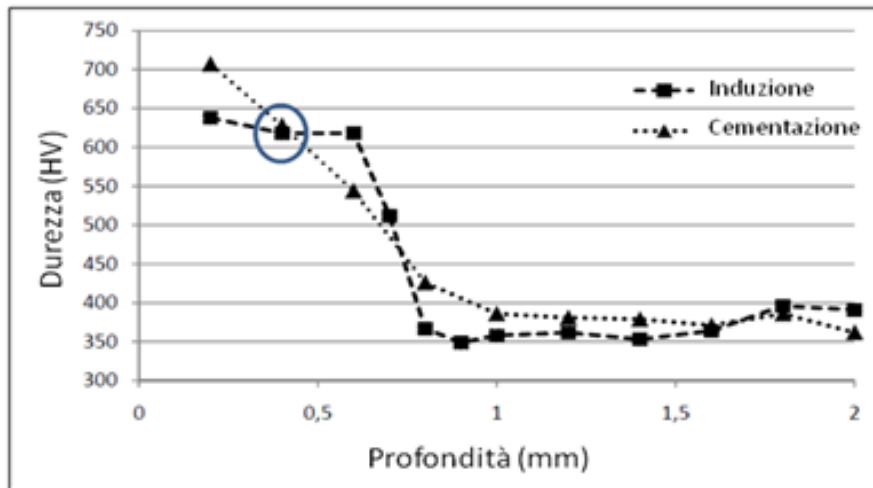


Fig.3.3 Confronto profili di durezza ottenibili tramite carbocementazione e tempra ad induzione

Al fine di studiare la differenza di comportamento di due componenti diversamente trattati, ci si pone in condizioni particolarmente gravose; si mantengono perciò i pezzi trattati alla temperatura di 200°C per periodi differenti, al termine dei quali si eseguono delle prove di durezza al fine di rilevarne una possibile riduzione.

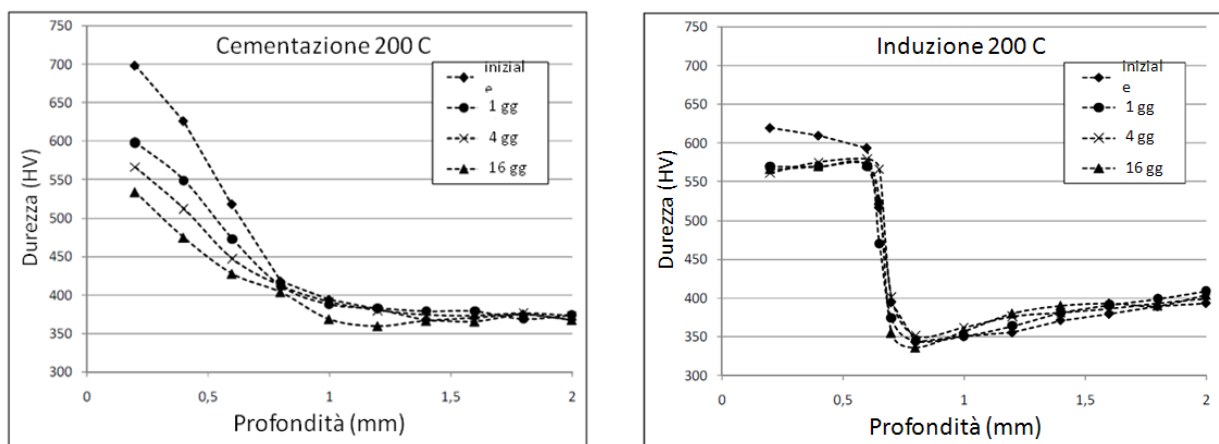


Fig.3.4 Perdita di durezza nel tempo a 200 °C in provino carbocementato e temprato ad induzione

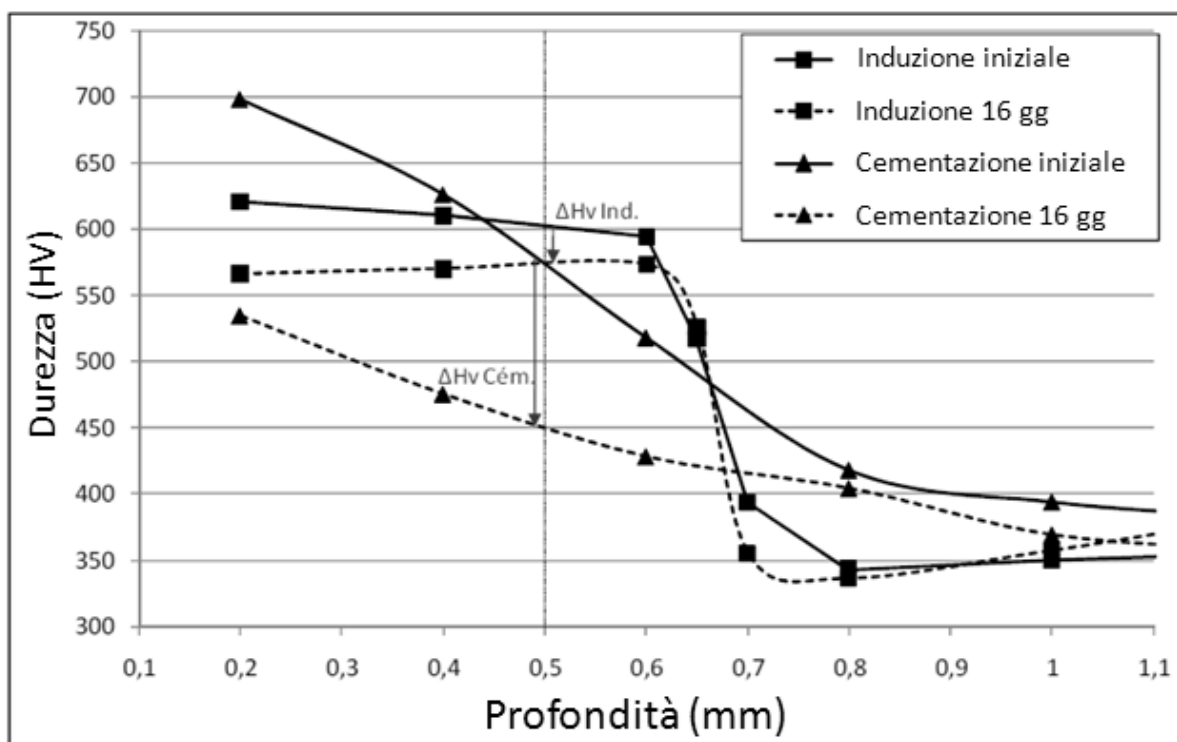


Fig.3.5 Confronto tra perdite di durezza

Si può facilmente notare, in quest'ultimo confronto incrociato, come la riduzione di durezza nel caso della tempra ad induzione sia decisamente inferiore che nel caso della cementazione; la durezza ottenibile con la cementazione risulta in questo caso addirittura inferiore alla tempra, caso che invece non si verificava nelle condizioni iniziali.

3.3 Confronto economico

Una stima approssimativa (Bonzano et al., 1998) del costo di ciascuna tecnologia viene riportato in tabella. Ipotizzando lo stesso ritorno dell'investimento in 10 anni, si evince come l'induzione presenti costi di gestione sensibilmente più ridotti in relazione alla cementazione, in particolare con riferimento alla manodopera (predisposizione componenti da trattare e messa in opera macchinari), alla riparazione (macchinari e dispositivi ausiliari), all'energia (olio di tempra e gas per arricchimento inclusi), ai costi indiretti (di base e gestionali), al magazzino e trasporto. L'unica voce penalizzante è quella relativa alla manutenzione di attrezzi e macchinari, che risulta invece più onerosa.

Tabella 3.1 Confronto costi tra carbocementazione e tempra ad induzione

<i>Costo (EUR/kg)</i>	<i>Cementazione</i>	<i>Induzione</i>
<i>Manodopera</i>	0.102	0.0255
<i>Manutenzione</i>	0.045	0.0510
<i>Riparazione</i>	0.045	0.0408
<i>Ritorno investimento (10 anni)</i>	0.0612	0.0612
<i>Energia</i>	0.0714	0.0255
<i>Costi indiretti</i>	0.0612	0.0510
<i>Magazzino e trasporto</i>	0.045	0.0102
TOT.	0.4308	0.2652

Traslando i dati sopra esposti nelle varie fasi dell'intero processo di realizzazione del componente finito, l'induzione consente un risparmio dell'1% sul costo dei materiali, tra il 5% e l'8% sul costo del trattamento termico e tra il 20% e il 35% sul costo di successive lavorazioni. Di contro, il costo delle lavorazioni prima del trattamento aumenta del 2%.

3.4 Conclusioni

Da ciò presentato finora si può capire come ognuna delle tecniche presentata abbia dei propri punti di forza.

La tempra ad induzione è un processo che può essere considerato innovativo (anche se già utilizzato da diversi decenni) per l'enorme potenzialità di sviluppo che può offrire, anche soprattutto grazie all'utilizzo della progettazione assistita al calcolatore.

La carbocementazione vanta il fatto di essere un processo "tradizionale" con un elevatissimo livello di know-how che permette di implementare una procedura di processo produttivo con relativa semplicità.

Ma a rendere vincente in alcuni casi la tempra ad induzione, per alcune applicazioni, è proprio l'elevata flessibilità di processo e la velocità di trattamento, con possibilità di essere inserita all'interno di una linea di produzione automatica.

Esistono, tuttavia, settori nei quali la carbocementazione può ancora avere il sopravvento; questo è il caso delle produzioni non in serie, nelle quali si ha un'elevata variabilità delle caratteristiche geometriche e fisiche del prodotto.

In questi casi un attento studio per metodi FEM risulta complesso e non conveniente, oltre a obbligare il trattamentista ad avere in magazzino un elevatissimo numero di induttori per poter soddisfare le caratteristiche di trattamento ed avere una sufficiente efficienza energetica per ogni pezzo trattato.

La seguente tabella vuol essere un piccolo riassunto di quelli che possono essere i punti cardine dei trattamenti superficiali, con confronto tra le due tecniche esaminate.

Tabella 3.2 Confronto qualitativo tra carbocementazione e tempra ad induzione

	<i>Carbocementazione</i>	<i>Tempra ad induzione</i>	<i>Valore ottimo</i>
<i>Tempi di trattamento</i>	2	4	4
<i>Possibilità di integrazione in linea di produzione</i>	2	3	4
<i>Efficienza energetica</i>	2	4	4
<i>Localizzabilità del trattamento</i>	2	4	4
<i>Costo</i>	2	3	4
<i>Distorsioni post-trattamento</i>	2	3	4
<i>Near net shaping</i>	1	3	4
<i>Influenza forma/dimensione del pezzo sulla resa</i>	4	1	4
<i>Uniformità profilo trattato</i>	4	3	4
<i>Durezza superficiale ottenibile</i>	4	3	4
<i>Know-how attuale</i>	4	2	4
TOT.	29	33	44

Capitolo 4

Le tensioni residue

4.1 Introduzione

Spesso, a causa dei processi di lavorazione, o in seguito a trattamenti termici, nel materiale vengono a formarsi delle tensioni interne al materiale, che non sono generate da nessuna forza o momento esterno. Queste tensioni risultano essere in equilibrio tra loro e la somma delle loro risultanti risulta essere sempre zero.

I processi di tempra, compresi quelli ad induzione, portano alla generazione di tensioni residue, che talvolta, se di tipo compressivo, possono portare ad effetti benefici sulle caratteristiche di resistenza a fatica del manufatto.

Risulta tuttavia necessario un attento studio di queste tensioni, difficilmente calcolabili a priori, al fine di garantire al componente caratteristiche prestabilite ed un elevato grado di ripetibilità.

4.2 Natura degli stress residui

Si possono identificare tre tipologie di stress residui:

- *Stress residui del primo tipo o macroresidual stresses*: sono omogenei lungo vaste aree del materiale; le forze generate dagli stress interni risultano essere in equilibrio rispetto ogni sezione;
- *Stress residui del secondo tipo*: sono omogenei solo su zone molto limitate quali i grani o parte di essi e risultano in equilibrio su di un sufficiente numero di grani. Caso tipico sono le tensioni introdotte dalla dilatazione termica di grani di fasi diverse con differenti coefficienti di espansione.
- *Stress residui del terzo tipo*: risultano essere non omogenei anche per aree microscopiche (quali le distanze interatomiche dei singoli grani).

Nella pratica, spesso, vengono considerate solo del tensioni del primo tipo.

Si cercherà ora di analizzare diversi aspetti che portano alla generazione di tensioni in un materiale, sommandone gli effetti.

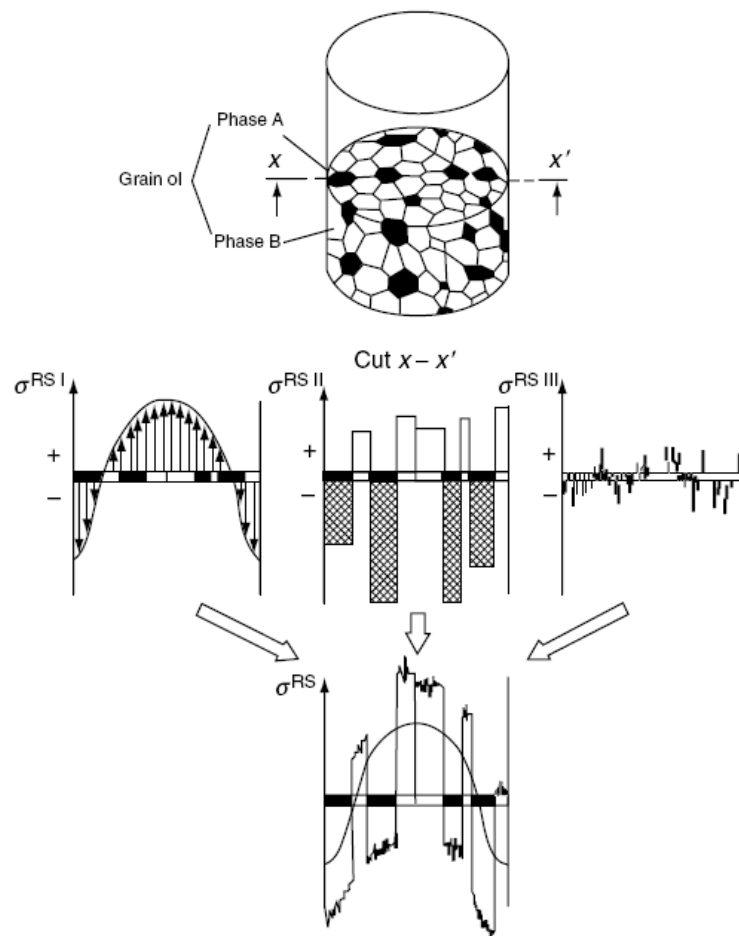


Fig.4.1 Origine degli Stress residui

4.2.1 Stress termici con deformazione a comportamento elastico lineare

Durante la fase di riscaldamento o di raffreddamento di un componente metallico massivo, vengono a generarsi delle tensioni a causa del gradiente di temperatura presente tra la superficie ed il cuore del pezzo.

Se consideriamo il caso del raffreddamento, la superficie si raffredderà più velocemente rispetto al cuore, portando ad una più veloce contrazione. Tuttavia le due parti non sono indipendenti l'una dall'altra, ma sono fortemente vincolate; la superficie non riuscirà a contrarsi quanto vorrebbe, portandosi in uno stato di tensione, mentre il cuore risulterà compresso dalla superficie.

Questo comportamento risulta essere tanto più accentuato tanto maggiore è la differenza di temperatura tra cuore e superficie; la situazione risulta essere tuttavia temporanea: per tempi

lunghe, nel momento in cui tutto il componente si ritrova ad avere la stessa temperatura lungo tutta la sezione, le tensioni risultano non essere più presenti, in funzione della reversibilità della deformazione elastica lineare.

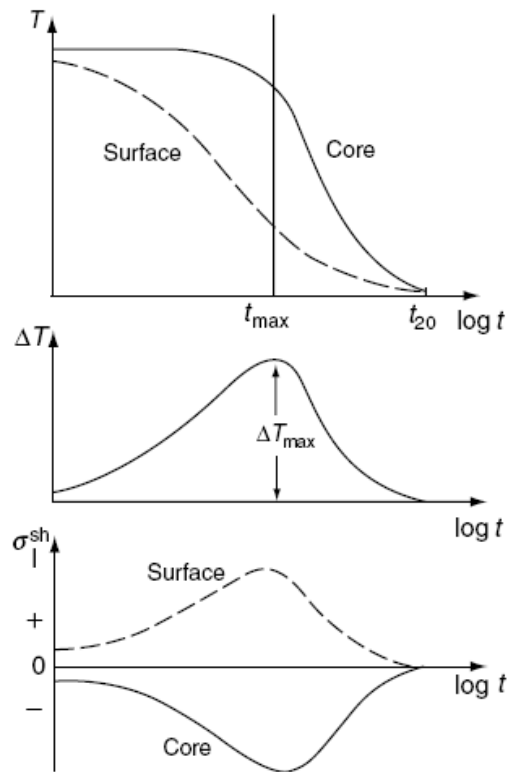


Fig.4.2 Stress termici con deformazione a comportamento elastico lineare

4.2.2 Tensioni indotte dalla trasformazione di fase

Si supponga di considerare, per semplicità, un materiale con coefficiente di dilatazione termica pari a zero. Se si raffredda il componente a velocità tale da trasformare tutta l'austenite in martensite, si potrà notare che la superficie si raffredderà più velocemente, iniziando la trasformazione martensitica in tempi minori rispetto al cuore. Austenite e Martensite hanno diversi volumi specifici e ciò provoca, nel caso appena discusso, la generazione di tensioni che tendono ad annullarsi quando il componente raggiunge una temperatura omogenea.

Se si somma questo contributo a quello discusso nel precedente paragrafo si può ottenere una variazione delle tensioni interne al pezzo come quella mostrata in figura.

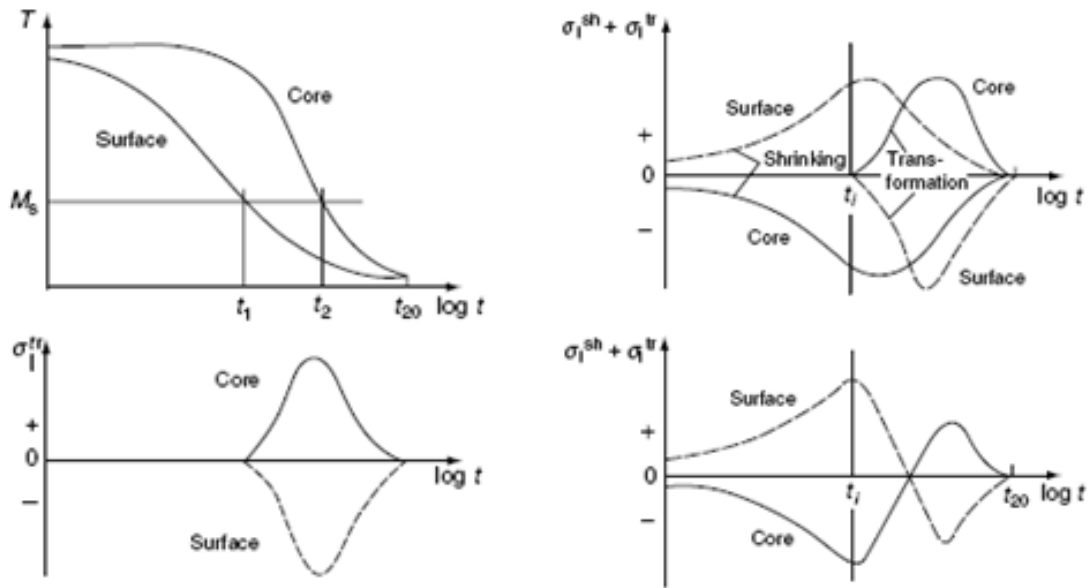


Fig.4.3 Tensioni indotte dalla trasformazione di fase

4.2.3 Tensioni residue nel caso di materiale elasto-plastico

Quanto visto finora si riferisce a casi di tensioni che tendono ad annullarsi nel tempo, ovvero che risultano essere pericolose solo nel corso del trattamento termico, in quanto possono portare alla cricatura del materiale se non correttamente previste.

Spesso nella realtà pratica gli stress indotti possono superare la soglia di snervamento del materiale e portare alla deformazione plastica del pezzo.

La deformazione plastica si ottiene solo se la tensione equivalente calcolabile tramite il criterio di Von Mises:

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2}$$

risulta maggiore della tensione di snervamento. Chiaramente è necessario utilizzare la tensione equivalente perché in genere si ha uno stato di tensione multiassiale (tri-assiale nel cuore e biassiale in superficie).

Dato che le deformazioni plastiche non risultano omogenee all'interno del pezzo, le tensioni residue restano dopo l'equalizzazione termica del pezzo; esse possono essere generate sia da stress termici che da stress indotti dalle trasformazioni di fase o, addirittura, da una combinazione delle due.

Nel caso degli stress termici, si è già evidenziato come la diversa velocità di raffreddamento di superficie e cuore possa generare tensioni all'interno del materiale. Se queste tensioni superano il valore di snervamento, il quale varia al variare della temperatura, si otterranno degli stress residui.

Nel caso di trasformazioni metallurgiche, si considerino nulli gli effetti degli stress termici, gli stress sono dovuti alla variazione di volume specifico delle singole fasi, unita all'impossibilità di dilatazione o contrazione di un certo volume di materiale; al variare delle fasi variano tuttavia anche le proprietà meccaniche, con un netto incremento dello sforzo di snervamento durante la trasformazione martensitica.

A seconda del tipo e della drasticità del raffreddamento si potrà modulare l'entità e l'intensità delle tensioni residue, portandosi dal caso di tensioni di trazione in superficie (spesso indesiderato a causa del conseguente indebolimento del materiale) e quello di superficie in compressione e cuore in trazione che garantisce un ottimo comportamento del pezzo sottoposto a sollecitazioni cicliche.

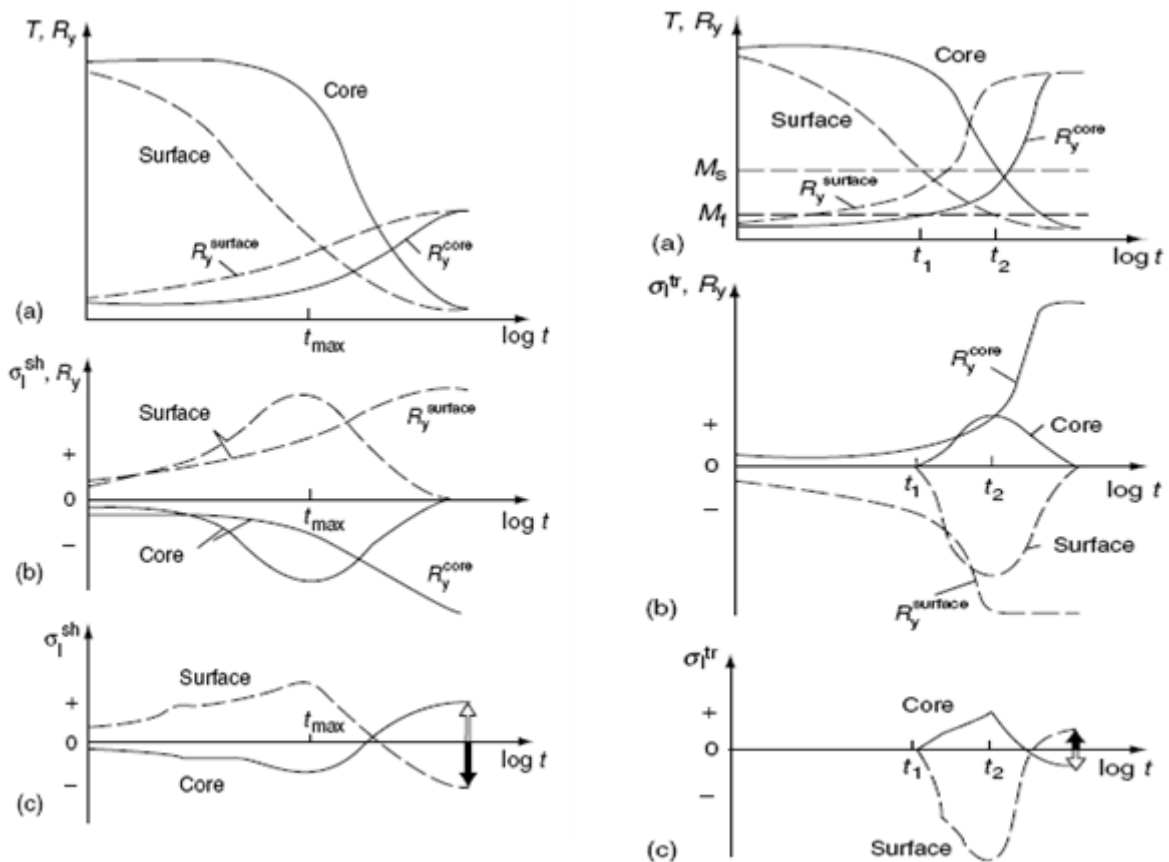


Fig.4.4 Tensioni residue nel caso di materiale elasto-plastico

4.2.4 Distorsioni e variazioni dimensionali

Di tensione o compressione che siano le tensioni residue indotte nel corso di un trattamento termico, risulta doveroso evidenziare che esse possono introdurre nel pezzo delle deformazioni e/o variazioni dimensionali, difficilmente calcolabili a priori.

Nel corso della tempra, gli stress termici tendono a deformare il pezzo, tendendo a sferoidizzarlo. Questo tipo di deformazioni risultano essere fortemente influenzate da:

- ✓ Differenza di temperatura tra cuore e superficie;
- ✓ Drasticità del raffreddamento;
- ✓ Dimensioni del pezzo;
- ✓ Conducibilità termica del materiale;
- ✓ Resistenza meccanica ad elevate temperature.

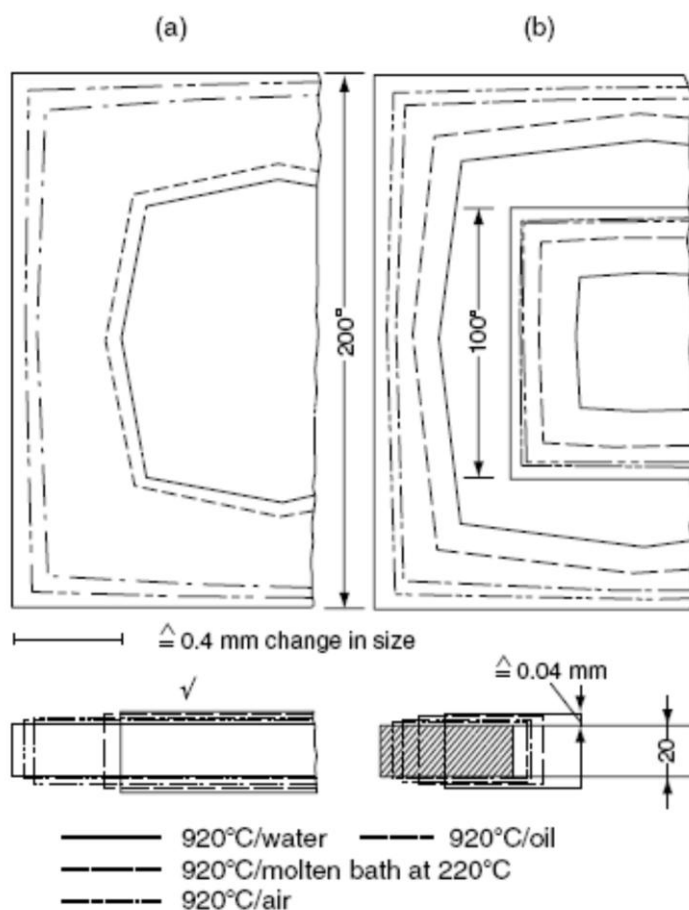


Fig.4.1 *Influenza del materiale e del fluido di tempra sulle distorsioni post-trattamento*

Da non sottovalutare è anche la scelta del materiale: si può facilmente notare che acciai al carbonio tendono ad avere un'elevata tendenza alla deformazione post tempra; molto meno sensibili sono gli acciai legati, la cui tendenza alla distorsione generalmente decresce all'aumentare del tenore degli elementi in lega che ne migliorano la temprabilità e le caratteristiche meccaniche, anche se ciò comporta un sensibile aumento del prezzo dell'acciaio.

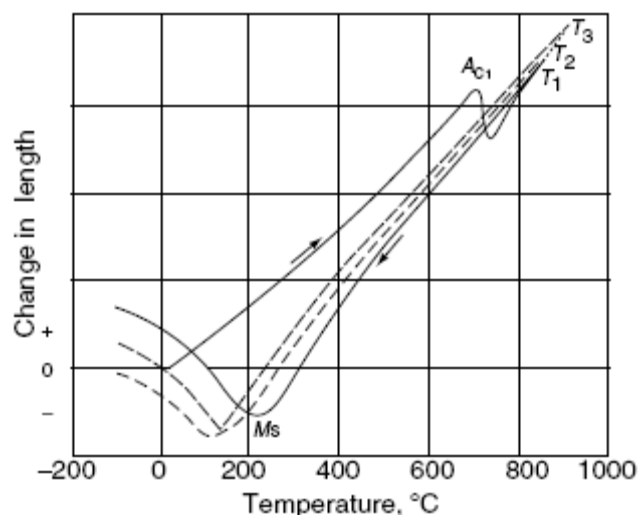


Fig.4.1 *Variazioni dimensionali nel ciclo termico*

Nella figura accanto si può avere una visione qualitativa di quelle che sono le variazioni dimensionali nel corso del processo di tempra.

Si possono facilmente riconoscere i punti di A_{C1} , A_{C3} e M_s a causa delle sensibili variazioni della tendenza all'espansione o alla contrazione.

Di seguito si riportano due tabelle che riassumono i volumi specifici delle varie fasi, al variare del contenuto di carbonio nell'acciaio e a variazione di volume specifico nel corso delle principali trasformazioni metallurgiche.

Tabella 4.1 *Volume specifico delle fasi presenti in un acciaio al carboni per utensili*

Fase	Range di Carbonio	Volume specifico a 20°C (cm ³ /g)
Austenite	0-2	$0,1212 + 0,0033 \times (\%C)$
Martensite	0-2	$0,1271 + 0,0025 \times (\%C)$
Ferrite	0-0,02	0,1271
Cementite	$6,7 \pm 0,2$	$0,130 \pm 0,001$
Carburo ϵ	$8,5 \pm 0,7$	$0,140 \pm 0,002$
Grafite	100	0,451
Ferrite+Cementite	0,2	$0,271 + 0,0005 \times (\%C)$
Ferrite+Carburo ϵ	0-2	$0,1271 + 0,0015 \times (\%C)$

Tabella 4.2 Variazioni volumetriche durante la trasformazione in differenti fasi

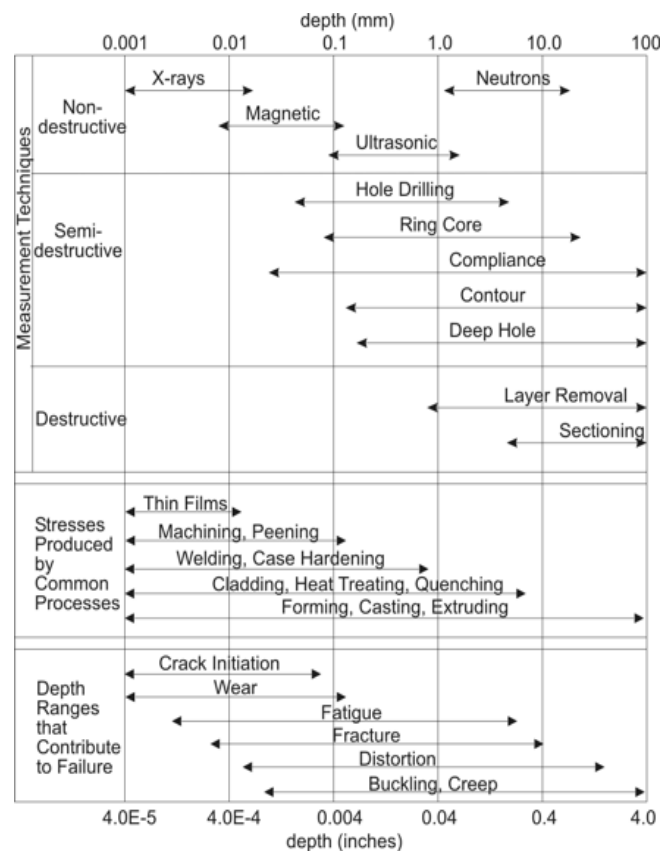
Trasformazione	Variazione volumetrica (%)
Perlite sferoidizzata -> Austenite	$-4,64 + 2,21 x (\%C)$
Austenite -> Martensite	$4,64 - 0,53 x (\%C)$
Perlite sferoidizzata -> Martensite	$1,68 x (\%C)$
Austenite -> Bainite inferiore	$4,64 - 1,43 x (\%C)$
Perlite sferoidizzata -> Bainite inferiore	$0,78 x (\%C)$
Austenite -> Bainite superiore	$4,64 - 2,21 x (\%C)$
Perlite sferoidizzata -> Bainite superiore	0

4.3 Metodi sperimentali per la misurazione delle tensioni residue

La misurazione delle tensioni residue in un componente meccanico dopo trattamento termico è uno degli aspetti più interessanti e, allo stesso tempo, complessi.

Sono presenti in letteratura diversi metodi ed approcci, che possono generalmente essere distinti in non distruttivi e distruttivi.

Tabella 4.3 Ranges d'utilizzo delle principali tecniche di misurazione delle tensioni residue



Chiaramente ogni tecnica, come si può vedere in *tabella 4.3*, presenta un range di sensibilità di misurazione. Ad esempio la diffrazione a raggi X permette di analizzare solo strati superficiali di materiale, variabile in funzione del coefficiente di assorbimento caratteristico del materiale, mentre altre tecniche, quali quelle legate alla misura della deformazione, forniscono buoni risultati per strati interni, ma perdono in accuratezza per le zone più superficiali.

4.3.1 La diffrazione a raggi X (XRD)

Tramite la diffrazione a raggi X è possibile calcolare la variazione del parametro di reticolo cristallino caratteristico del materiale e, con essa, tramite l'utilizzo di un approccio di deformazione elastica lineare, risalire alle tensioni residue.

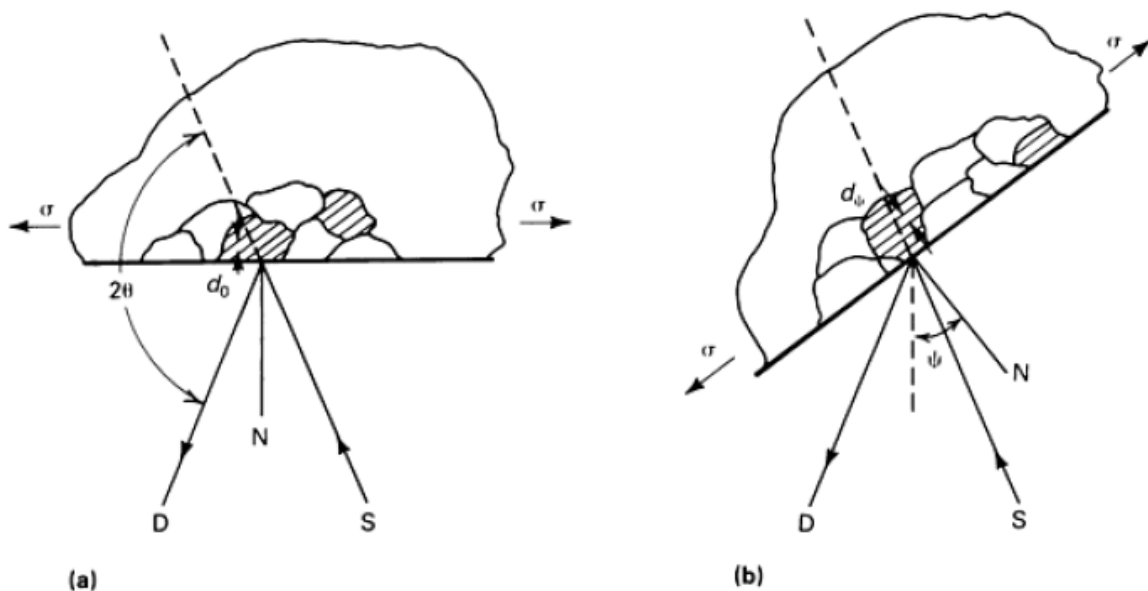


Fig.4.5 Rappresentazione schematica della diffrazione a raggi X e definizione delle grandezze usate

La *figura 4.5* mostra la diffrazione ad elevato angolo di un fascio di raggi X monocromatico, di una superficie tensionata, nel caso di due orientazioni differenti. L'angolo ψ è quello relativo alla differenza di orientazione tra la normale alla superficie del campione e la bisettrice dell'angolo tra fascio incidente e rifratto. La diffrazione avviene ad un angolo 2ϑ , definita dalla Legge di Bragg:

$$n\lambda = 2d \sin \vartheta$$

Dove n è un numero intero, λ è la lunghezza d'onda del fascio incidente e d è la distanza caratteristica dei piani cristallini. Generalmente la presenza di una tensione positiva induce nel reticolo una riduzione della distanza tra i piani cristallini in accordo con il rapporto di Poisson, aumentando l'angolo di diffrazione 2ϑ .

Le tensioni residue calcolate sono solo quelle di tipo elastico e risultano essere un valore mediato su di un volume di materiale quale quello irradiato dalla radiazione moltiplicato per la profondità di penetrazione.

Si può assumere, dato che la misurazione viene effettuata in una zona superficiale del campione, che $\sigma_3 = 0$; tuttavia la deformazione in quella direzione non è nulla ed è calcolabile come:

$$\varepsilon_z = \frac{d_n - d_0}{d_0}$$

In cui d_0 è la distanza interplanare del campione non sottoposto a stress, mentre d_n è la distanza interplanare dei piani paralleli alla superficie.

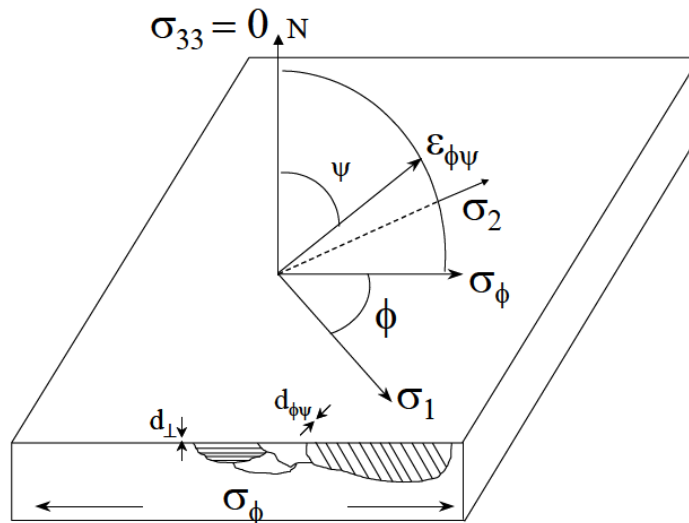


Fig.4.6 Rappresentazione degli angoli di diffrazione

Dalla legge di Bragg si può facilmente capire come una variazione del parametro reticolare sia calcolabile attraverso uno spostamento del picco di diffrazione. Alterando l'inclinazione del campione attraverso il diffrattometro, la misurazione dei piani con angolo ψ può essere effettuata attraverso la formula generica:

$$\varepsilon_\psi = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0}$$

Attraverso l'utilizzo di note leggi legate all'elasticità dei materiali è possibile, ora, risalire alle tensioni presenti.

Assumendo l'esistenza di uno stato di tensione piana è possibile scrivere:

$$\varepsilon_x = \varepsilon_y = -\nu\varepsilon_z = \frac{-\nu \cdot \sigma_y}{E}$$

$$\varepsilon_z = -\nu(\varepsilon_x + \varepsilon_y) = -\frac{\nu}{E}(\sigma_x + \sigma_y)$$

Combinando le precedenti equazioni è possibile ottenere:

$$\frac{d_n - d_0}{d_0} = -\frac{\nu}{E}(\sigma_x + \sigma_y)$$

In questo caso è tuttavia possibile ottenere, tramite una corretta conoscenza di d_0 , solo la somma delle tensioni nel piano.

E' possibile misurare una singola tensione, agente in una sola direzione, sfruttando la teoria dell'elasticità per corpi isotropi; in questo caso la deformazione lungo una linea inclinata è calcolabile come:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1 + \nu}{E}(\sigma_1 \cos^2\phi + \sigma_2 \sin^2\phi) \sin^2\psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2)$$

Se si considerano le deformazioni in termini di variazioni della distanza interplanare, e si usano queste deformazioni per valutare le tensioni agenti:

$$\sigma_\phi = \frac{E}{(1 + \nu)\sin^2\psi} \left(\frac{d_\psi - d_n}{d_n} \right)$$

Questa relazione permette di calcolare la tensione in qualsiasi tensione agente nel piano.

Il metodo di calcolo più utilizzato è il *sin²ψ method*: un numero variabile di misurazioni vengono effettuate a diverse inclinazioni del campione; la distanza interplanare (o il picco 2θ) può essere plottata contro il $\sin^2\psi$, così ottenendo un grafico simile a quello mostrato in *figura 4.7*:

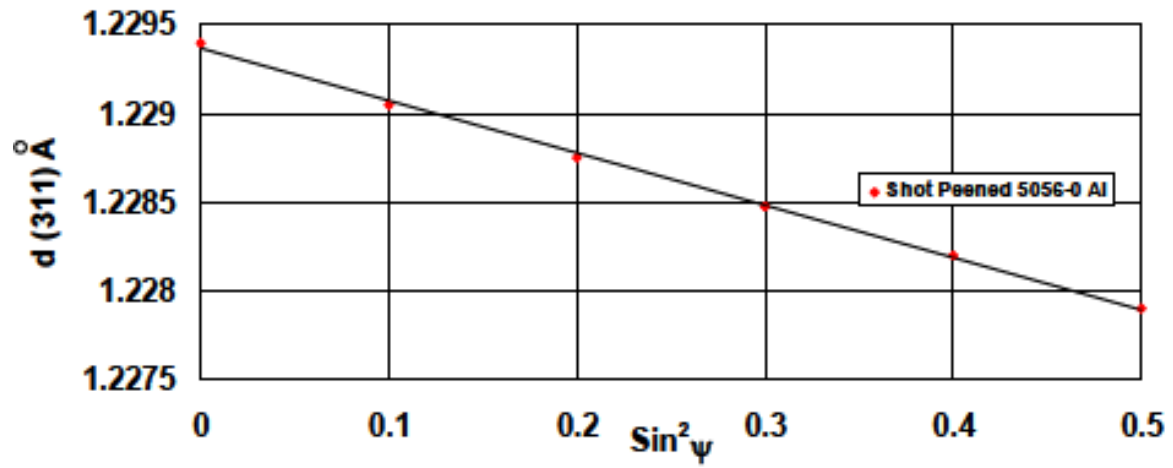


Fig.4.7 Metodo $\sin^2 \psi$

Gli stress possono essere calcolati come:

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{E}{1 + \nu} \right) m$$

Dove m è la pendenza della retta tracciata.

Capitolo 5

La ruota dentata ed i materiali utilizzati

5.1 Introduzione

Al fine di simulare correttamente il processo di riscaldamento è necessario descrivere al meglio le proprietà fisiche di tutti i componenti, non solo quelle della ruota dentata; che si tratti di simulazione 2D, o 3D, generalmente il modello è costituito dalle seguenti regioni:

Tabella 5.1 Componenti presenti nelle simulazioni

<i>Componente</i>	<i>Materiale</i>
<i>Ruota dentata</i>	<i>AISI 4340</i>
<i>Induttore</i>	<i>Rame</i>
<i>Aria</i>	-
<i>Supporto</i>	<i>AISI 304</i>

Ognuna di esse avrà proprietà fisiche differenti che potranno influenzare in maniera significativa sia il problema elettromagnetico sia quello legato alla diffusione del calore. In particolare, oltre alla geometria, per quanto riguarda la ruota dentata, sarà necessario descrivere al meglio le seguenti proprietà

- ✓ Resistività;
- ✓ Conducibilità termica;
- ✓ Calore specifico;
- ✓ Permeabilità magnetica

ognuna delle quali sarà influenzata, oltre che dal tipo di materiale, dalla velocità di riscaldamento, che ne andrà a modificare, talvolta sensibilmente, il comportamento.

5.2 *La ruota dentata*

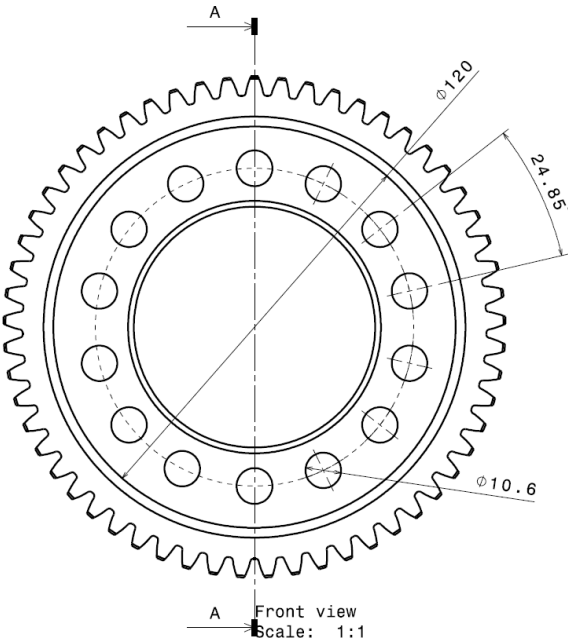


Fig.5.1 *Ruota dentata (vista da sopra)*

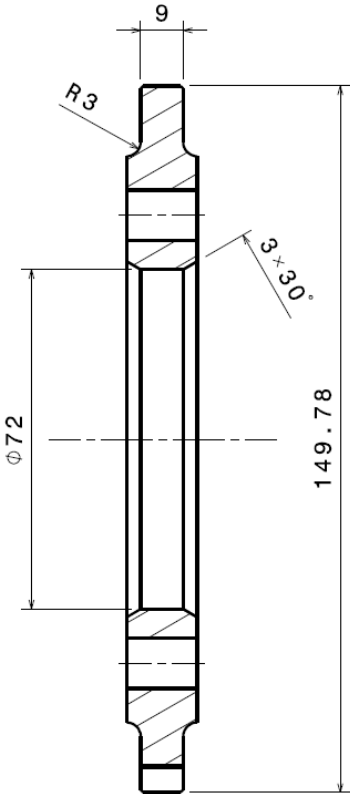


Fig.5.2 *Ruota dentata (sezione trasversale)*

Per completezza si riportano di seguito alcune grandezze fondamentali per la definizione del modello simulato:

Tabella 5.2 Grandezze fondamentali nella definizione della geometria simulata

Numero denti	57
Diametro esterno	150,00 mm
Diametro interno	72,00 mm
Diametro cava	138,57 mm
Modulo	2,54 mm
Altezza dente	5,715 mm
Larghezza di fascia	9 mm

5.3 Proprietà dell'AISI 4340 (40NiCrMo7)

5.3.1 Composizione chimica

Il materiale di cui è composta la ruota è il 40NiCrMo7, noto anche come AISI/SAE 4340 nella normativa americana, acciaio alto resistenziale, generalmente usato per la realizzazione di componenti meccanici quali le ruote dentate.

Si presta molto bene al processo di tempra ad induzione considerato il tenore di carbonio e la presenza di elementi in lega (Cr, Ni, Mo) che migliorano la temprabilità e le proprietà meccaniche del cuore.

La composizione chimica, prescritta dalle normative risulta essere:

Tabella 5.3 Composizione chimica AISI430(40NiCrMo7)

Elemento	Peso %
<i>Carbonio</i>	<i>0.38-0.43</i>
<i>Manganese</i>	<i>0.60-0.80</i>
<i>Fosforo</i>	<i>0.035 (max)</i>
<i>Zolfo</i>	<i>0.04 (max)</i>
<i>Silicio</i>	<i>0.15-0.30</i>
<i>Cromo</i>	<i>0.70-0.90</i>
<i>Nichel</i>	<i>1.75-1.90</i>
<i>Molibdeno</i>	<i>0.20-0.30</i>

5.3.2 Caratteristiche metallurgiche del materiale di partenza

Il materiale di partenza è un acciaio dall'elevata temprabilità che permette di ottenere una struttura martensitica anche dopo semplice raffreddamento in aria calma.

Nel caso in esame, la microstruttura di partenza risulta martensitica, ottenuta tramite un trattamento di tempra e successivo rinvenimento a 400°C.

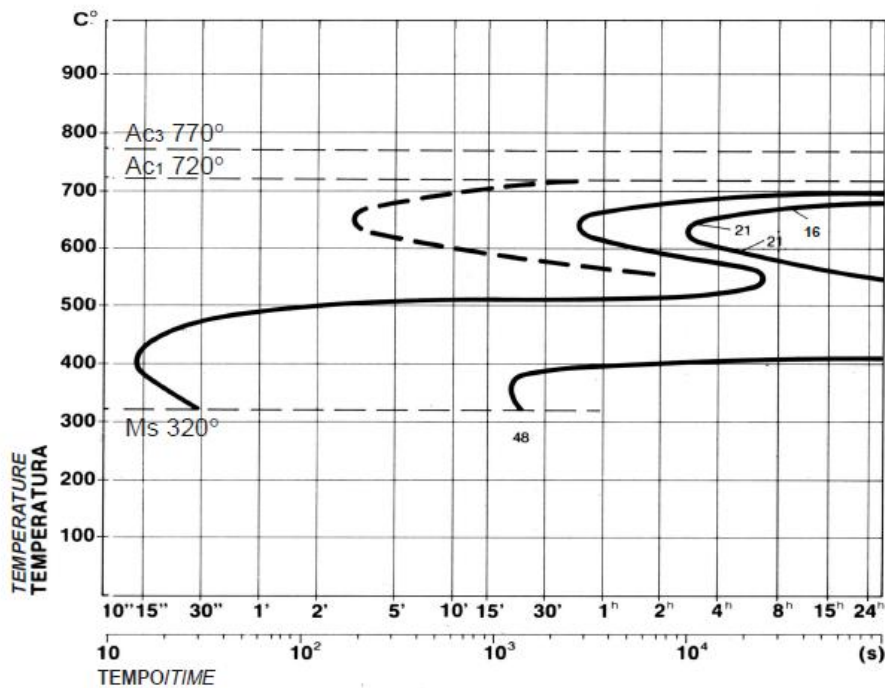


Fig.5.3 Diagramma TTT (Temperatura-Tempo-Trasformazione) per AISI4340

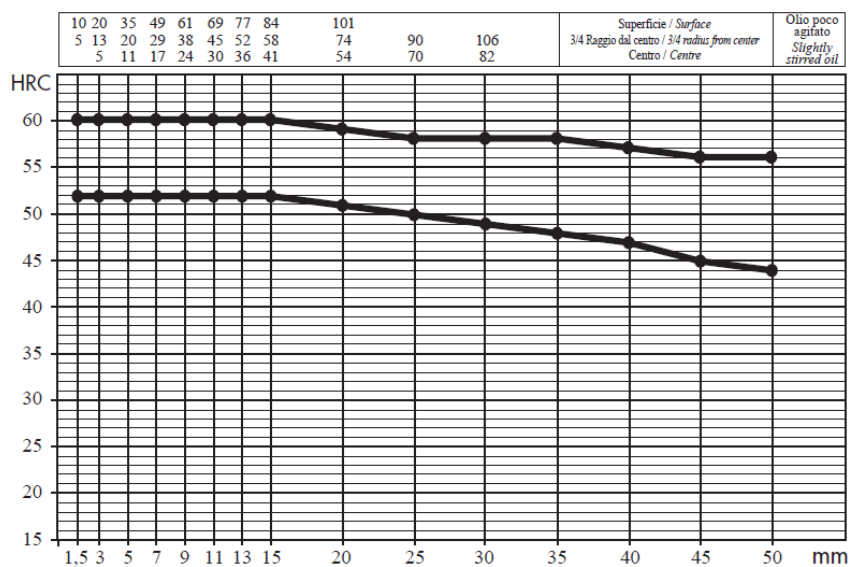


Fig.5.4 Diagramma di temprabilità per AISI4340

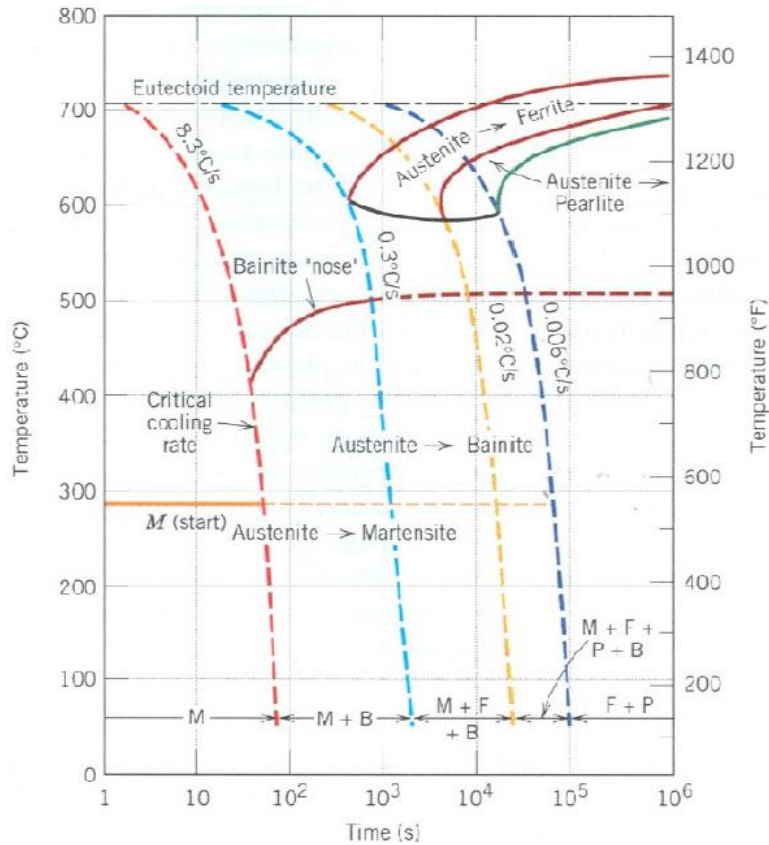


Fig.5.5 Diagramma CCT (Continuous Cooling Transformation) per AISI4340

5.3.3 Il problema dell'austenitizzazione

Si è visto come la velocità di riscaldamento di un materiale possa influire sulle temperature di trasformazione di fase, sia nella fase di riscaldamento, sia nella fase di raffreddamento.

Ciò influisce chiaramente anche sulle proprietà fisiche (calore specifico, conducibilità termica...), modificando i punti critici al variare della temperatura.

Al fine di modellizzare correttamente il materiale in uso nella simulazione è essenziale prevedere, laddove possibile, i comportamenti appena descritti.

Tabella 5.4 Temperature di trasformazione per AISI4340 in funzione della velocità di riscaldamento

Heating rate	Ac1 [°C]	Ac3 [°C]	Acm [°C]
2739 °C/s	726	983	1058
814 °C/s	787	982	1048
427 °C/s	778	949	1038
99 °C/s	768	856	910

5.3.4 Resistività elettrica

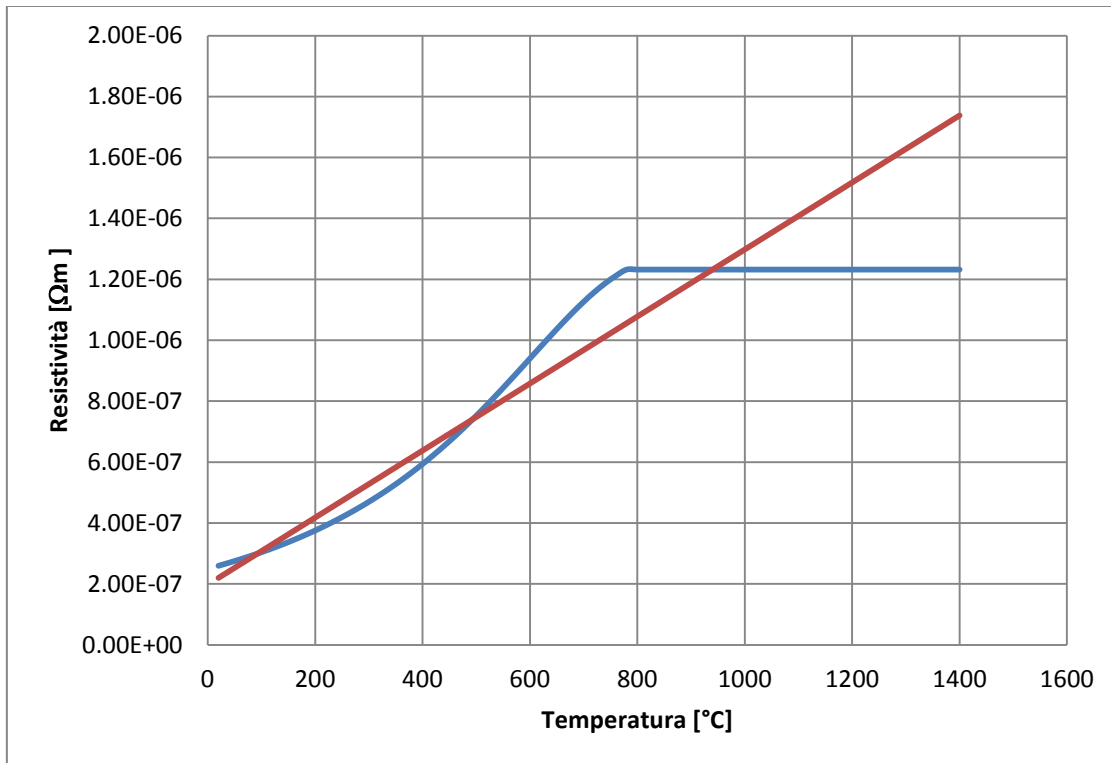


Fig.5.6 *Influenza della temperatura sulla resistività*

Si pongono a confronto due possibili comportamenti della resistività al variare della temperatura: il primo caso, la retta rossa, è un'approssimazione che considera un andamento lineare della resistività, a partire da un valore di resistività a 20°C, variabile secondo la relazione:

$$\rho(T) = \rho_{20^{\circ}\text{C}} \cdot [1 + \alpha \cdot (T - 20)]$$

Nella quale:

$$\rho_{20^{\circ}\text{C}} = 2.2 \cdot 10^{-7} \Omega \cdot m$$

$$\alpha = 5 \cdot 10^{-3} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$$

e T è la temperatura espressa in gradi centigradi ed α il coefficiente di variazione lineare della resistività.

Il secondo caso, rappresenta un'approssimazione, più realistica, basata su quella presentata nell'ASM Metal Handbook, Vol.4, 2000:

$$\rho(T) = \frac{1}{4.48 \cdot T^2 - 7582 \cdot T + 4 \cdot 10^6}$$

Nell'equazione (5.4) si può notare un incremento della resistività fino alla temperatura A_{c1} (presa dal diagramma CHT), per poi presentare un plateau con pendenza praticamente nulla.

Come si può notare dal grafico, gli errori maggiori, nell'utilizzare l'andamento rettilineo nella descrizione della resistività, risultano essere nell'intervallo 500-900°C, dove si evidenzia una sottostima del valore di resistività, e a temperature superiori di 900°C, dove invece si ha una sovrastima del valore reale.

5.3.5 Permeabilità magnetica relativa

I dati presentati in tabella sono ricavati da misure sperimentali, effettuate su AISI 4340, con un campo magnetico di intensità 10^4 H/m.

La permeabilità magnetica relativa risulta essere praticamente costante al variare della temperatura fino a circa 600°C, per poi crollare rapidamente al valore unitario all'avvicinarsi della temperatura di Curie (approssimativamente attorno ai 785°C).

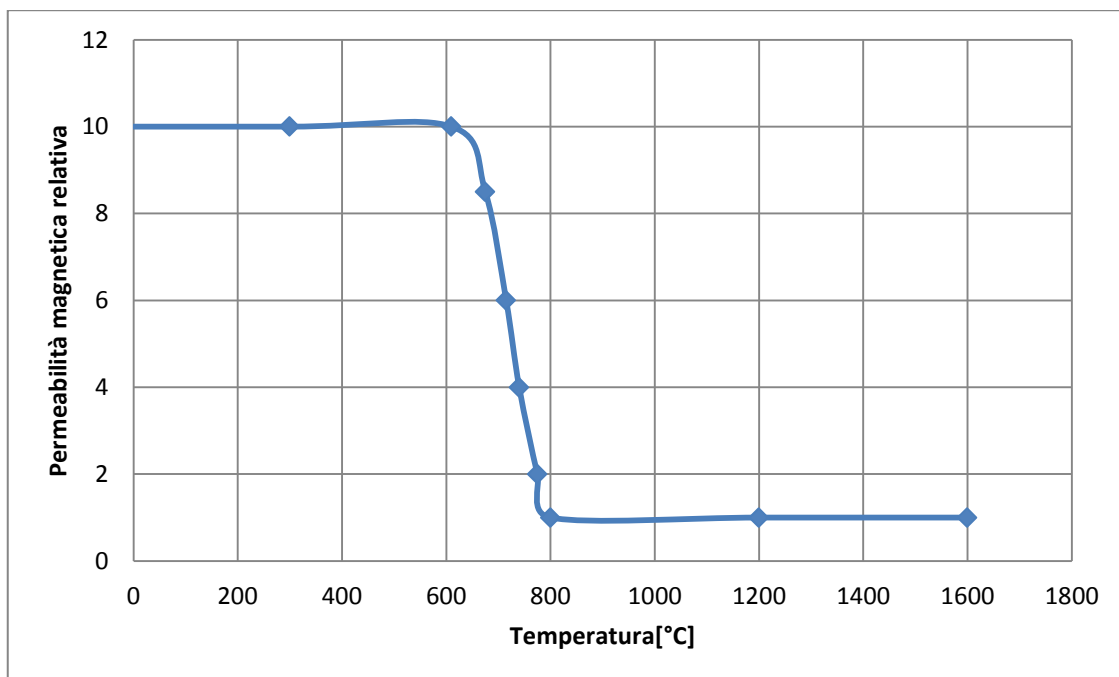


Fig.5.7 *Influenza della temperatura sulla permeabilità magnetica relativa*

Tale approssimazione è accettabile se si trascura l'effetto dell'intensità del campo magnetico sulla permeabilità magnetica. In questo caso il materiale può essere descritto tramite la curva di

magnetizzazione $B(H)$, nella quale la permeabilità magnetica rappresenta la tangente alla curva in ciascun punto:

Il materiale può quindi essere descritto tramite i seguenti parametri:

Tabella 5.5 Principali parametri per la descrizione della curva di magnetizzazione

Permeabilità magnetica relativa iniziale	600
Saturazione magnetica	1.8 T
Parametro di aggiustamento del ginocchio	0.04
Temperatura di curie	785 °C
Ampiezza dell'intervallo di transizione	40 °C

La cui curva di magnetizzazione è descritta dalla legge:

$$B(H) = \mu_0 H + J_s \frac{H_a + 1 - \sqrt{(H_a + 1)^2 - 4 \cdot H_a(1 - a)}}{2 \cdot (1 - a)}$$

Nella quale :

$$H_a = \mu_0 H \frac{\mu_r - 1}{J_s}$$

J_s è il valore di saturazione magnetica in [T] ed a è il parametro di aggiustamento del ginocchio.

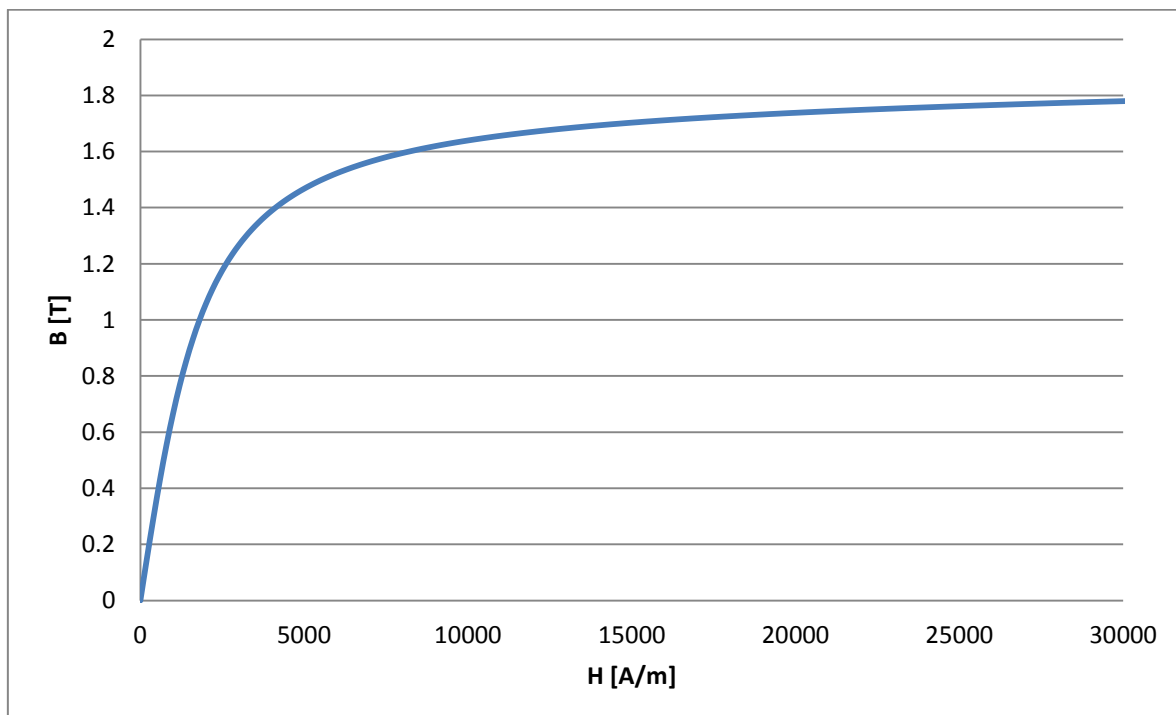


Fig.5.8 Curva di magnetizzazione per AISI4340

5.3.6 Capacità termica per unità di volume

Un punto critico della trattazione risulta essere la variazione del calore specifico, e di conseguenza della capacità termica del materiale in funzione della temperatura e della velocità di incremento di quest'ultima.

Osservando la curva rossa, ricavata da dati sperimentali, si vede come la capacità termica tenda a crescere linearmente fino alla temperatura A_{c1} , per poi presentare il classico picco dovuto al calore latente di trasformazione di fase, compreso tra A_{c1} e A_{c3} . In campo austenitico la capacità termica viene mantenuta costante.

Ciò non è del tutto verificato nel riscaldamento ad induzione, nel quale si riscontra uno spostamento dei punti critici, generalmente verso temperature più elevate, dovuto all'elevata velocità di riscaldamento.

Sfortunatamente in letteratura non esistono molti dati al riguardo, perciò sarà necessario fare delle ipotesi:

- ✓ Spostamento della posizione del picco dalle temperature A_{c1} - A_{c3} tradizionali, a quelle derivate dal diagramma di austenitizzazione;
- ✓ Intensità del picco del calore latente invariata;
- ✓ Prolungamento del primo tratto rettilineo fino alla nuova temperatura A_{c1} .

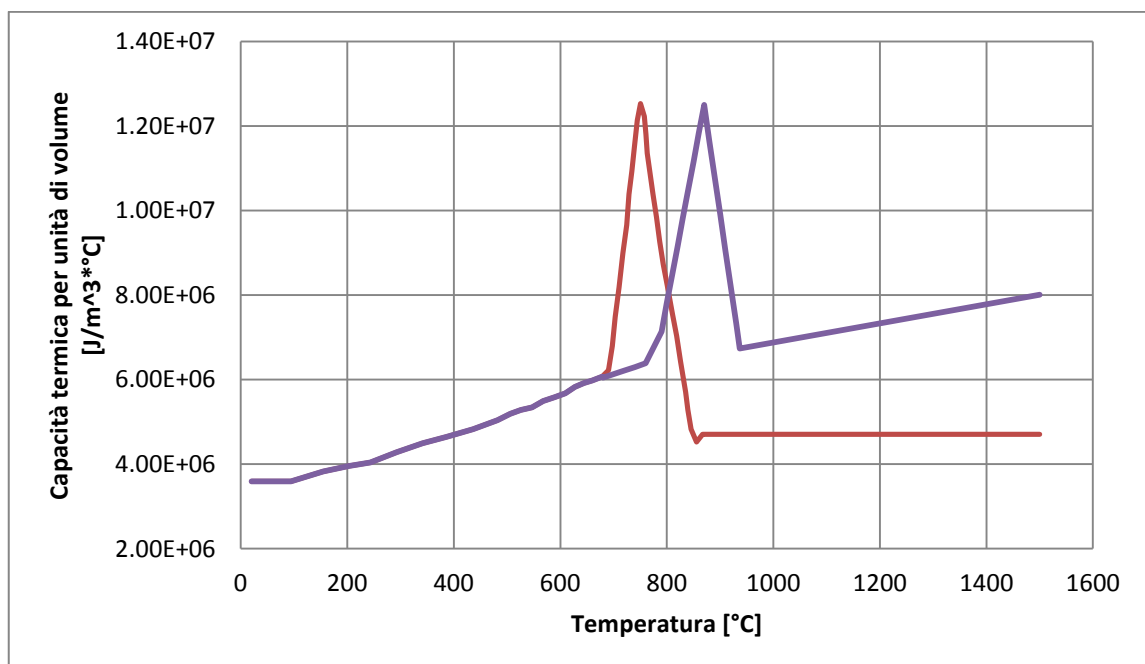


Fig.5.9 Influenza temperatura sulla capacità termica per unità di volume

Una nuova curva è stata quindi modellizzata a partire dalla curva iniziale, tenendo conto delle ipotesi presentate precedentemente.

In questo caso la densità è stata mantenuta costante a 7850 Kg/m^3 .

5.3.7 Conducibilità termica

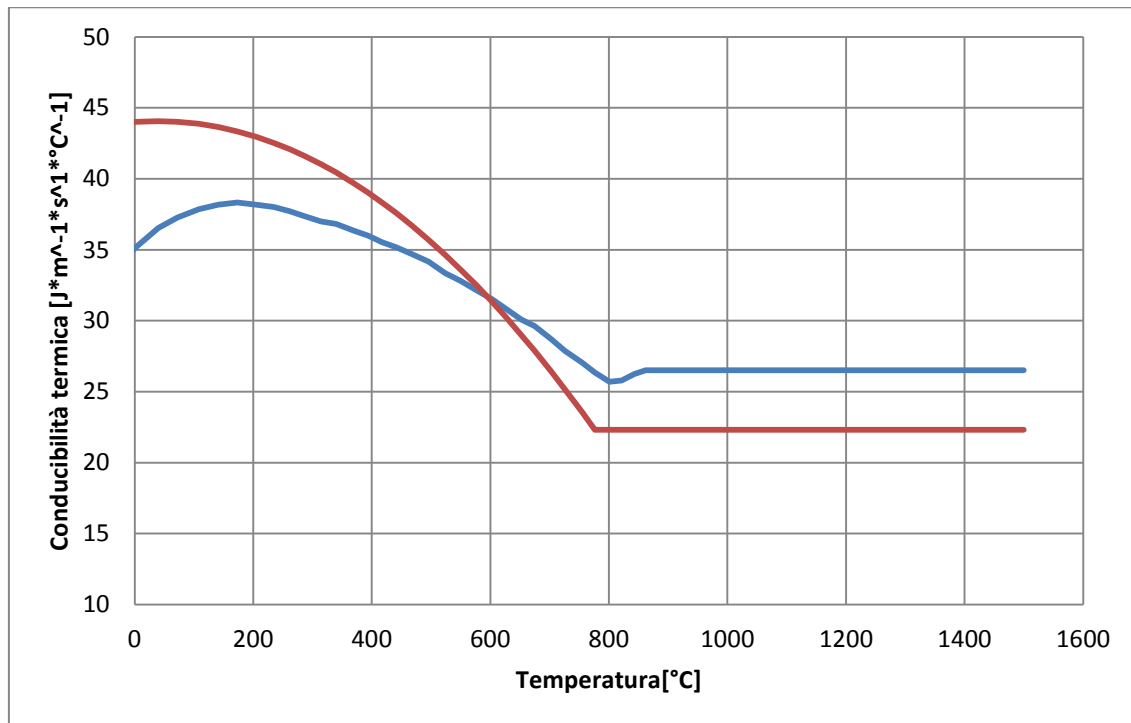


Fig.5.10 *Influenza della temperatura sulla conducibilità termica*

Il confronto tra il modello teorico [2] ed i dati sperimentali è rappresentato dalle due curve in *figura 5.10*:

Il modello teorico risulta descritto dalla formula:

$$k(T) = 4 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0.0031 \cdot T + 44$$

Esso tuttavia risulta non in totale accordo con le misurazioni sperimentali, in particolare alle basse temperature, perciò si è preferito, in questo caso, usare quest'ultime per la descrizione del comportamento della conducibilità termica in funzione della temperatura.

In questo caso trascuriamo l'effetto della velocità di riscaldamento, in quanto risulta difficile modificare la curva sperimentale in base alla temperatura; inoltre la curva analitica, come già

spiegato, non descrive bene il comportamento a bassa temperatura, introducendo in ogni caso un errore.

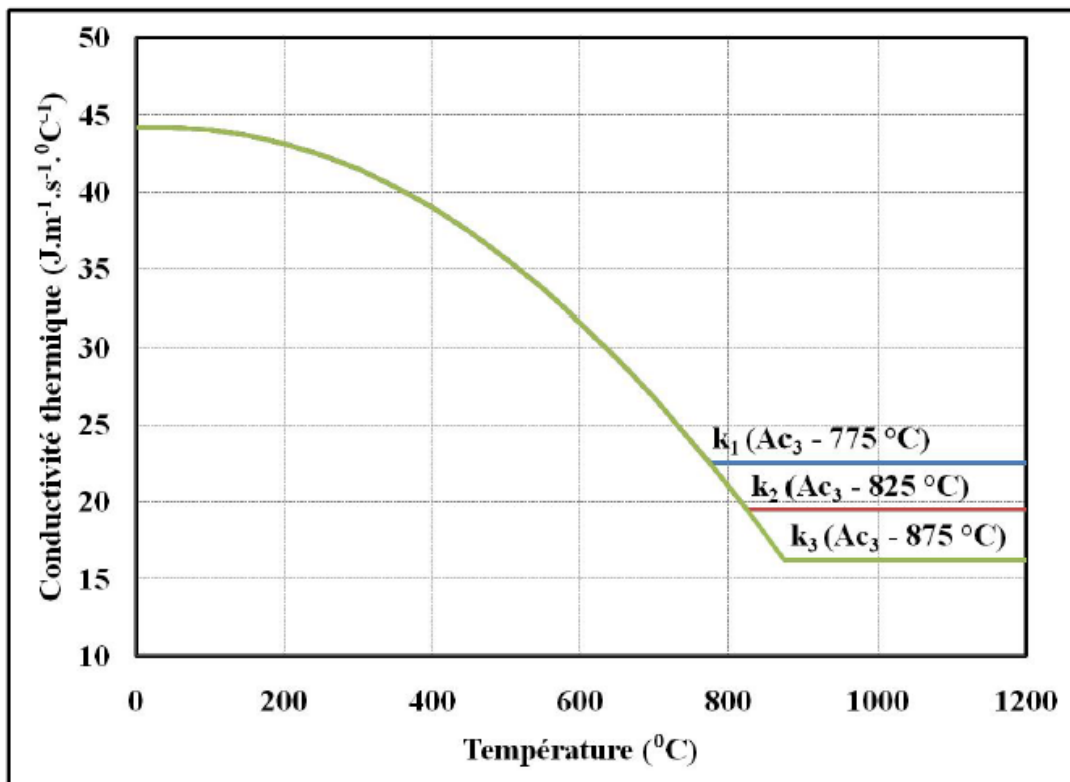


Fig.5.11 *Influenza della velocità di riscaldamento sulla conducibilità termica*

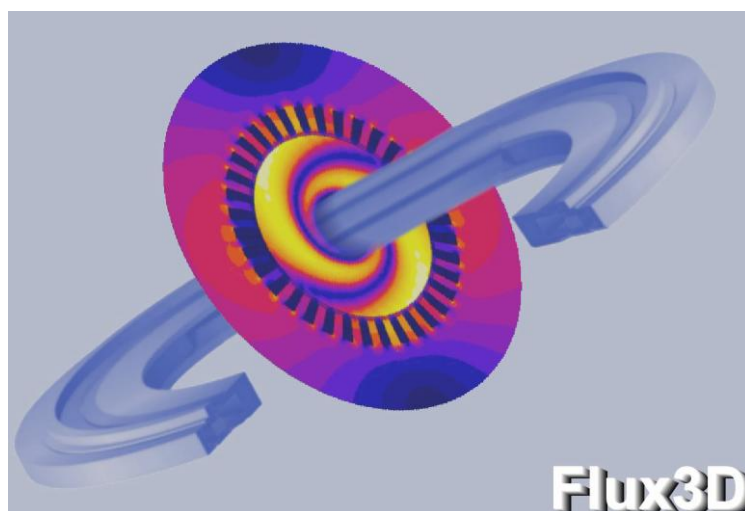
Si riporta comunque un grafico qualitativo di come la velocità di riscaldamento, e quindi lo spostamento della temperatura Ac₃, agisce sulla curva della conducibilità termica.

Capitolo 6

Realizzazione del modello 3D-Slice

6.1 *Il programma di simulazione FEM: FLUX 3D[®]*

Flux3D è un programma di simulazione basato sul metodo degli elementi finiti in grado di calcolare la distribuzione del campo elettrico, magnetico e termico in un problema di geometria tridimensionale.



E' quindi in grado di fornire i valori locali e la distribuzione tridimensionale di grandezze quali il campo elettrico, il campo magnetico, la potenza assorbita e la temperatura.

La risoluzione di un problema mediante FLUX3D si articola attraverso le seguenti fasi:

1. Definizione della geometria o importazione del modello da programmi CAD (Computer Aided Design);
2. Discretizzazione del modello di analisi, ovvero costruzione della mesh;
3. Descrizione dei materiali usati, introducendo le principali grandezze fisiche utilizzate;
4. Definizione della tipologia del problema (magnetico, termico, magneto-termico accoppiato);
5. Definizione delle condizioni al contorno del modello da risolvere
6. Soluzione del problema
7. Post-processing, ovvero analisi dei risultati ottenuti dopo la risoluzione (mappe termiche, distribuzione delle correnti indotte, distribuzione della potenza...).

6.2 Costruzione del modello Slice

6.2.1 Definizione della geometria

Partendo da programmi CAD (quali CATIA, INVENTOR o altri), è possibile sviluppare con relativa semplicità modelli 3D di componenti meccanici, per poi importarli in FLUX.

Come primo approccio si è scelto di eseguire un'analisi elettromagnetica su un componente pseudo-2D, sviluppato al fine di verificare la distribuzione della potenza indotta nel pezzo, trascurando gli effetti di bordo e la parte termica. Sfruttando le simmetrie del componente è

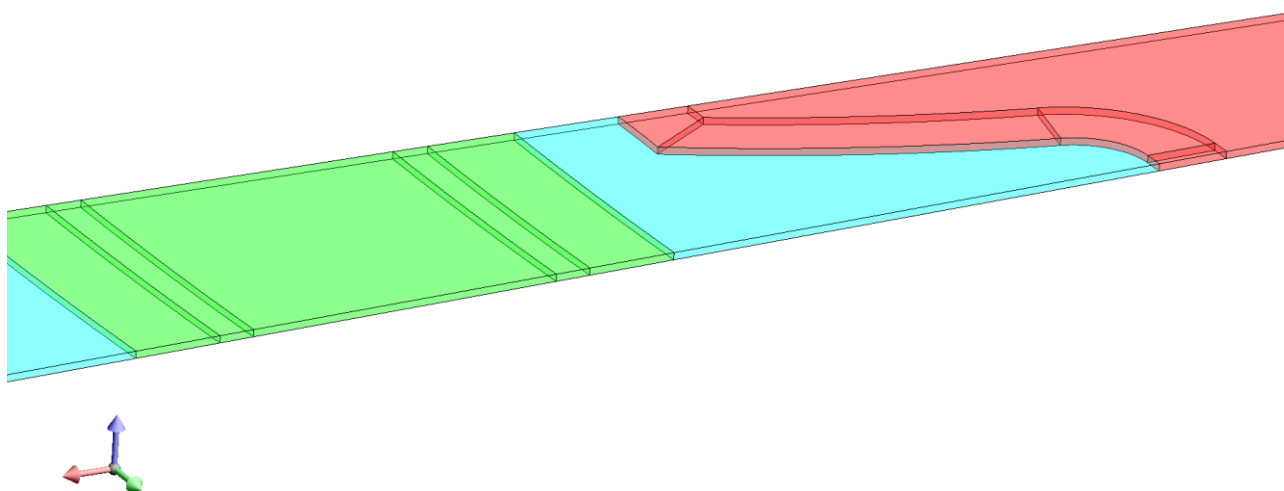


Fig.6.1 Geometria del modello slice-3D

possibile ridurre la geometria completa a solo metà dente, ovvero una frazione dell'intera sezione circolare; ciò permette, senza perdite in accuratezza del modello, di ridurre la complessità della simulazione.

In questa geometria semplificata l'induttore risulta essere composto dalla sola parte attiva, resa termicamente inattiva, al fine di prevenire il surriscaldamento per effetto Joule (ipotesi non così lontana dalla realtà se l'induttore risulta opportunamente raffreddato).

Il modello, pur essendo 3D, viene considerato pseudo-2D perché lo spessore della geometria è molto sottile (0.1 mm) e la mesh, nello spessore è composta da un solo elemento, ammettendo perciò un solo valore come soluzione del problema elettromagnetico e termico.

6.2.2 Costruzione della mesh

Nella definizione della mesh, di norma, si segue la regola di porre almeno due elementi nel primo spessore di penetrazione (nel quale viene depositato circa l'86 % della potenza indotta), sia nel pezzo trattato, sia nell'induttore, entrambe regioni che risultano soggette all'effetto pelle. Il rispetto di questa regola è molto importante al fine di ottenere risultati sufficientemente precisi, arrivando alla convergenza della soluzione.

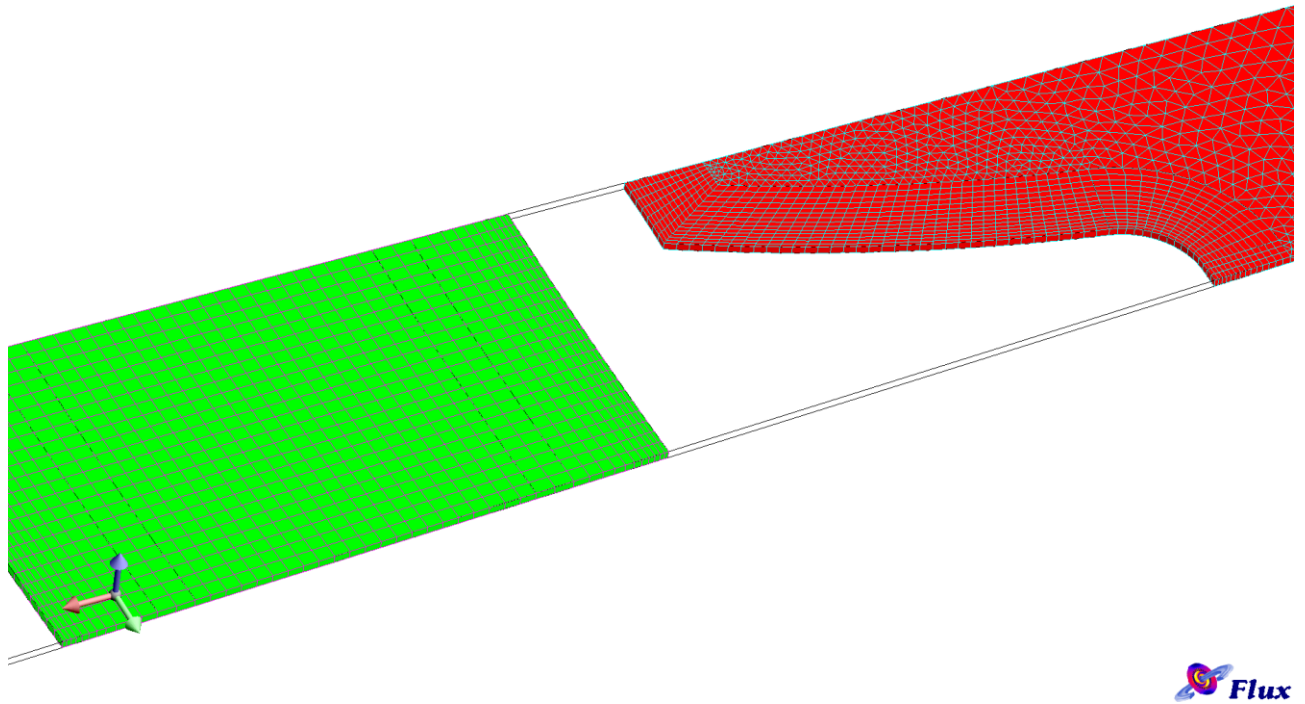


Fig.6.2 Costruzione della mesh

Le simulazioni effettuate coprono un range che va da 1 kHz a 500 kHz, risulta perciò fondamentale calcolare lo spessore di penetrazione nel caso dell'acciaio e nel caso del rame, nelle condizioni più critiche (frequenze pari a centinaia di kilohertz a temperatura ambiente):

Ricordando:

$$\delta = \sqrt{\frac{2 \cdot \rho}{\omega \cdot \mu \cdot \mu_0}}$$

Nella quale ρ è la resistività, ω la pulsazione, μ la permeabilità magnetica relativa e μ_0 la permeabilità magnetica assoluta.

Considerando le seguenti condizioni a temperatura ambiente:

$$\mu_{r,AISI4340} = 10$$

$$\rho_{AISI4340,20^{\circ}C} = 2,57 \cdot 10^{-7} \Omega \cdot m$$

$$\mu_{r,rame} = 1$$

$$\rho_{rame,20^{\circ}C} = 2 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot m$$

Si può facilmente calcolare che:

$$\delta_{500\text{ kHz},rame} = 0.0925\text{ mm}$$

$$\delta_{500\text{ kHz},AISI\ 4340} = 0.1007\text{ mm}$$

Da qui è possibile capire la necessità di realizzare elementi superficiali di circa 0.04-0.05 mm al fine di soddisfare le richieste nel caso peggiore.

Nell'induttore, e nello strato superficiale della ruota si è scelto di eseguire una mesh mappata, che permette di controllare con maggiore precisione la dimensione degli elementi e di conseguenza la soluzione, mentre nel resto della ruota, e nell'aria, si è eseguita una mesh automatica.

6.2.3 Definizione della fisica del problema e delle condizioni al contorno

Il problema elettromagnetico che si è deciso di risolvere è uno **Steady-state AC Magnetic 3D**, che permette il calcolo delle correnti e delle potenze indotte nel pezzo per effetto del campo magnetico creato dalle correnti impresse nell'induttore.

Per prima cosa si generano delle "Volume Regions", in funzione del componente di cui si desidera descrivere la fisica.

Nella simulazione pseudo-2D vi saranno principalmente tre Volume Regions:

Tabella 6.1 Volume regions nel modello Slice

REGION	MAGNETIC DEFINITION	THERMAL DEFINITION	MATERIAL
AIR	Air or Vacuum region	Inactive region	/
COIL	Solid conductor region	Inactive region	Rame
GEAR	Solid conductor region	Heat computed by Joule effect	AISI 4340

Requisito necessario per generare la corrente nel pezzo è imporre una differenza di potenziale tra le due superfici laterali dell'induttore.

Si realizzano così due regioni, nelle quali ad una è imposto il valore di potenziale nullo, mentre all'altra viene assegnato il parametro VOLT, che non sarà altro che uno dei principali parametri sui quali sarà possibile agire al fine di modificare le potenze indotte.

Tabella 6.2 Condizioni al contorno: potenziali elettrici imposti

REGIONE	VALORE
V0	0 V
V1	VOLT

In questo modo, alimentando il circuito in tensione impressa e non in corrente è possibile, usando una formulazione nel potenziale vettore magnetico, descrivere la reale distribuzione della corrente nel pezzo, tenendo conto dell'effetto pelle e dell'effetto di prossimità.

Le formulazioni nel potenziale vettore sono descritte dalle seguenti leggi

$$\nabla \times \left(\frac{1}{\mu} \nabla \times \vec{A} \right) = -i\omega\sigma\vec{A} + \vec{J}$$

Per il problema magnetico, mentre per il problema termico:

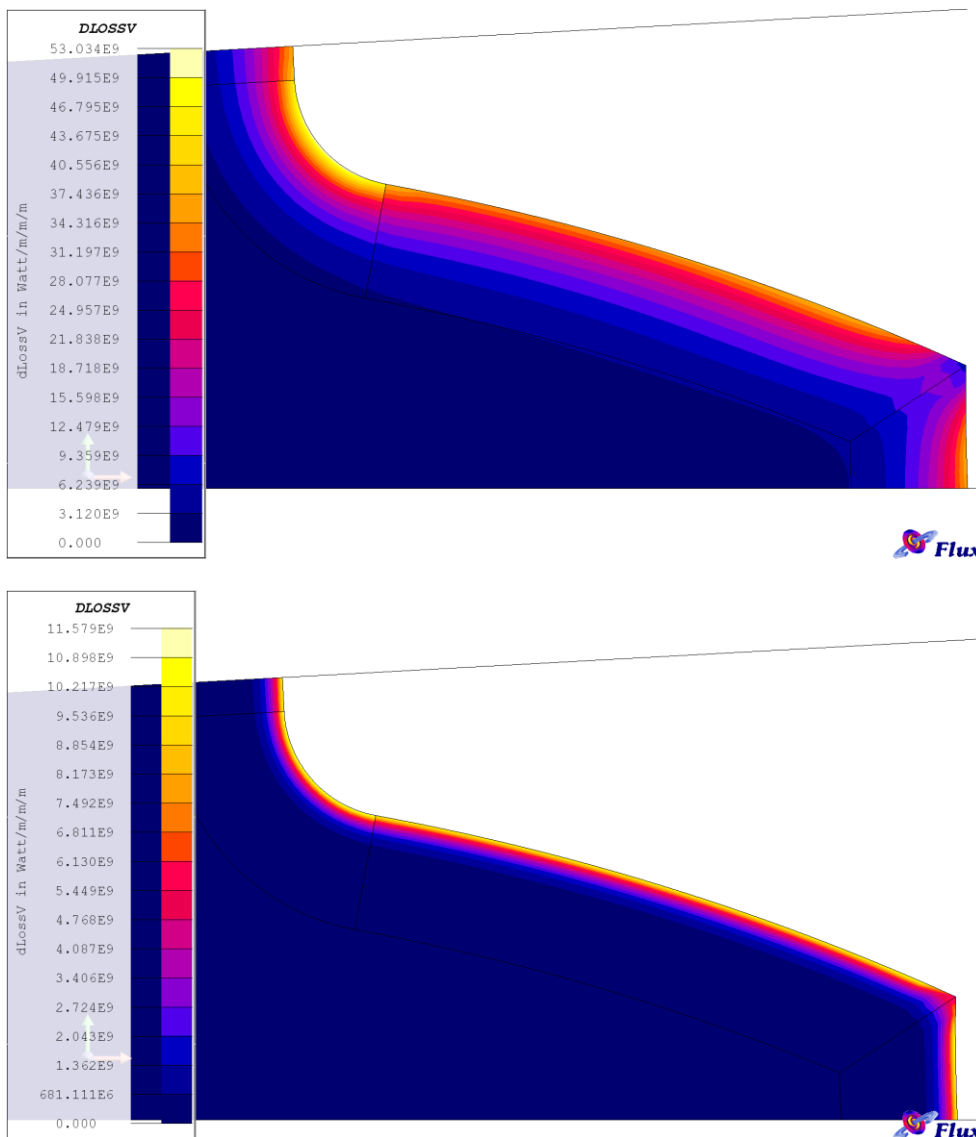
$$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \cdot \nabla^2 T + Q_{ind} - S \cdot \sigma \cdot \varepsilon \cdot (T^4 - T_{aria}^4) - S \cdot \alpha \cdot (T - T_{aria})$$

Nel caso specifico della simulazione in questione si è scelto di lavorare con una d.d.p pari ad un volt costante, variando la frequenza durante ogni step analizzato.

Al fine di eliminare gli effetti di bordo, bisogna porre delle condizioni sul campo magnetico agente sul pezzo. Si possono creare perciò due regioni "Face Region", chiamate rispettivamente "Hnorm" e "Htang" che impongono le condizioni di tangenza e ortogonalità del campo magnetico nelle opportune regioni. Hnorm sarà assegnata alle superfici superiore ed inferiore del pezzo, mentre Htang alle superfici laterali.

6.3 Post-Processing dei risultati sulle potenze indotte

Dopo aver definito un range di frequenze adatto, ed aver risolto il modello, si può procedere con l'analisi dei risultati ottenuti. Di seguito si riportano solo i casi specifici di frequenze pari a 10 kHz e 180 kHz. Tutti i risultati non descritti di seguito sono riportati in appendice.



E' facile notare la netta differenza di distribuzione delle potenze indotte: nel caso di frequenza pari a 10 kHz si ha un elevato skin depth e la potenza tende a concentrarsi nella cava del dente; con la scelta di una frequenza più elevata quali sono i 180 kHz, si ottiene una più omogenea distribuzione della potenza, ma su di un'area molto più superficiale.

Alla luce di quanto esposto si comprende come la scelta di una frequenza intorno ai 10 kHz è particolarmente indicata per preriscaldare la ruota dentate, mentre frequenze nell'ordine delle

centinaia di kHz risultano ottimali per conferire un riscaldamento a profilo, indispensabile in questo tipo di applicazioni.

6.4 *Influenza della permeabilità magnetica sui modelli termici*

Nel precedente paragrafo è stata mostrata un'analisi puramente elettromagnetica di quelli che sono gli effetti della frequenza sulla distribuzione delle potenze indotte nel materiale. In questo paragrafo si vuole studiare l'influenza delle potenze indotte sulla distribuzione della temperatura in un modello pseudo-2D, nel quale si trascureranno gli effetti di bordo.

Il modello geometrico e buona parte della fisica vengono mantenuti identici al caso precedente, ma viene modificato il problema, passando ad uno *steady state AC magnetic/thermal transient*, in modo da simulare il modello con correnti indotte; viene anche introdotta un'ulteriore condizione al contorno, ovvero lo scambio termico sulle superfici laterali (una descrizione delle condizioni di scambio si può trovare nel capitolo successivo).

Ciò che può essere interessante osservare, nei casi che si andranno ad analizzare, è l'influenza della permeabilità magnetica sui modelli simulati.

Come descritto in precedenza, la permeabilità magnetica di un materiale ferromagnetico risulta essere funzione della temperatura e del campo magnetico agente sul pezzo; risulta tuttavia complesso dal punto di vista computazionale risolvere modelli con questo tipo di proprietà (in special modo se tridimensionali). Una possibile alternativa consiste nell'utilizzare una permeabilità magnetica funzione solo della temperatura, il cui valore a temperatura ambiente viene scelto tenendo conto del campo magnetico agente.

Si va ora ad analizzare le densità di potenza e le distribuzioni di temperatura nel pezzo durante il processo di riscaldamento, al fine di verificare possibili differenze tra i modelli analizzati, utilizzando i seguenti parametri:

Tabella 6.3 *Parametri di prova simulati*

<i>Prova</i>	<i>MF</i>		<i>Switch</i>	<i>HF</i>	
	<i>t</i>	<i>V</i>	<i>t</i>	<i>t</i>	<i>V</i>
Test 2D	2.0 s	0.537 V	0.3 s	0.5 s	3.4 V

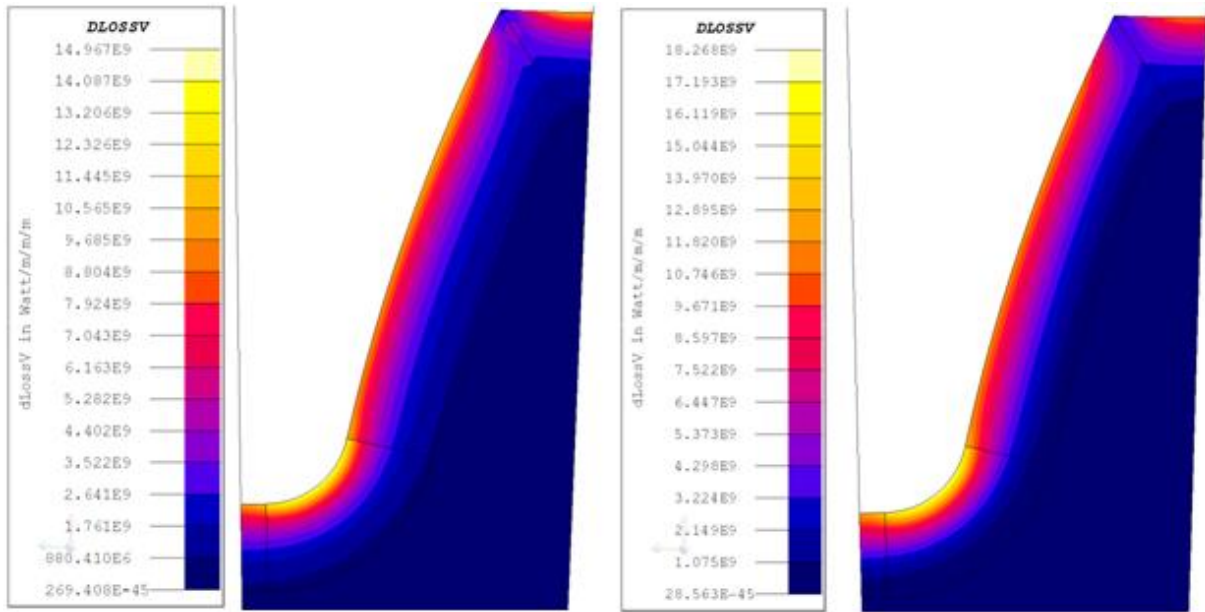


Fig.6.3 Distribuzione delle potenze indotte nel pezzo ad inizio preriscaldamento in media frequenza, nel caso $\mu = f(T)$ (a sinistra) e $\mu = f(H, T)$ (a destra); $H_0 = 160 \text{ kA/m}$

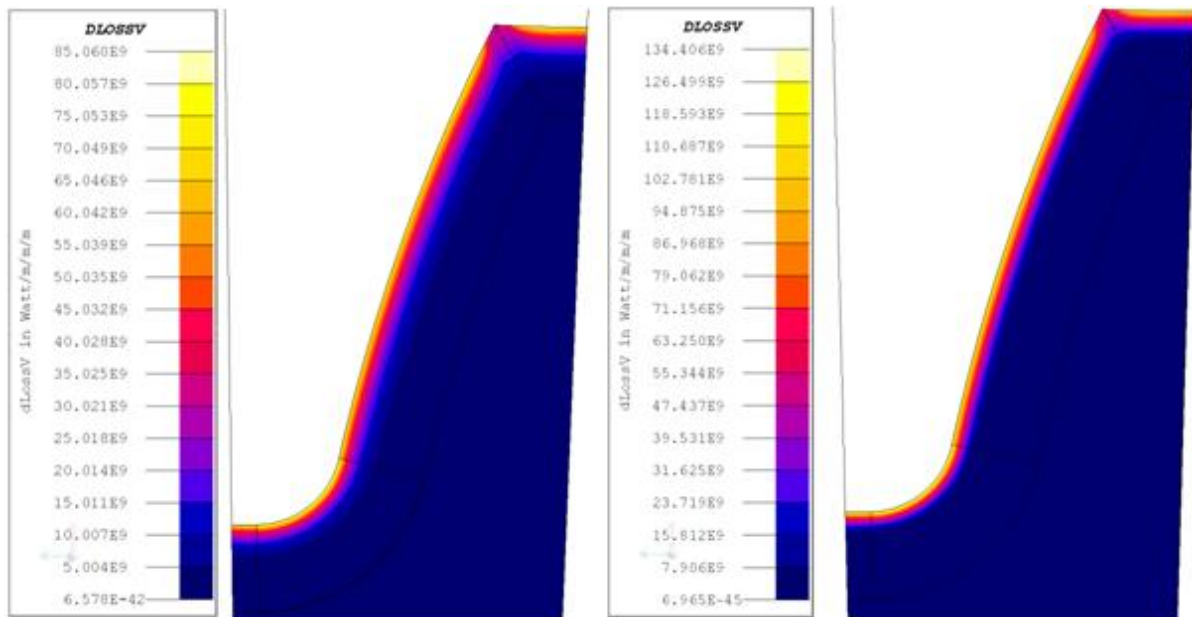


Fig.6.4 Distribuzione delle potenze indotte nel pezzo ad inizio riscaldamento in alta frequenza, nel caso $\mu = f(T)$ (a sinistra) e $\mu = f(H, T)$ (a destra); $H_0 = 99.5 \text{ kA/m}$

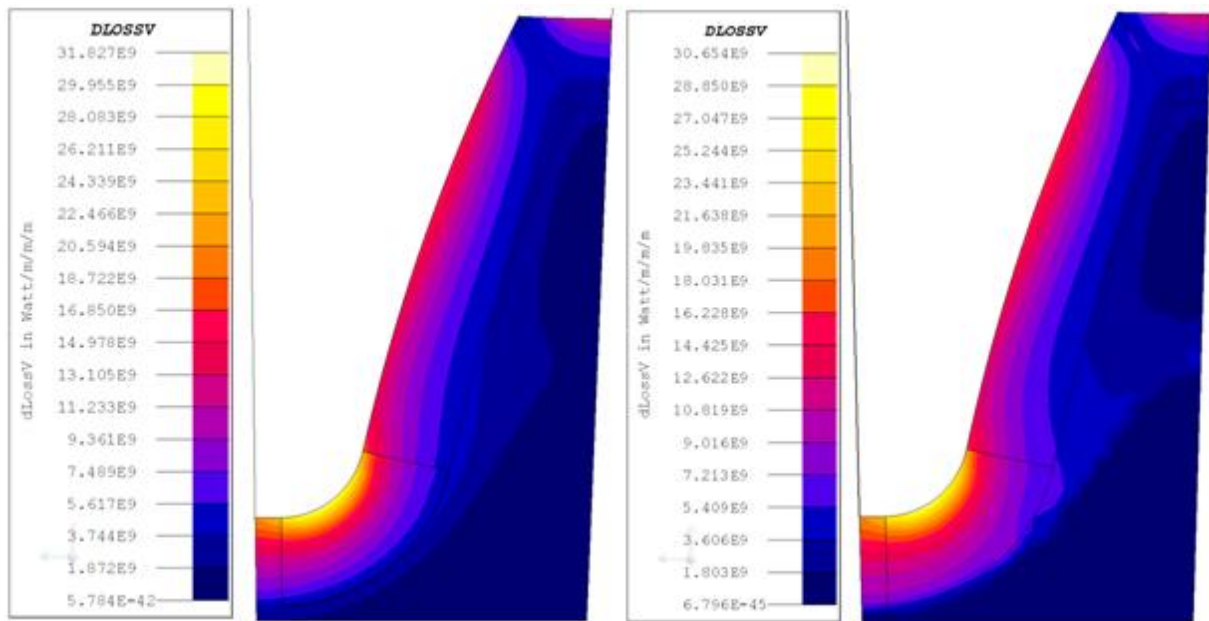


Fig.6.5 Distribuzione delle potenze indotte nel pezzo al termine del riscaldamento in alta frequenza, nel caso $\mu = f(T)$ (a sinistra) e $\mu = f(H, T)$ (a destra); $H_0 = 146 \text{ kA/m}$

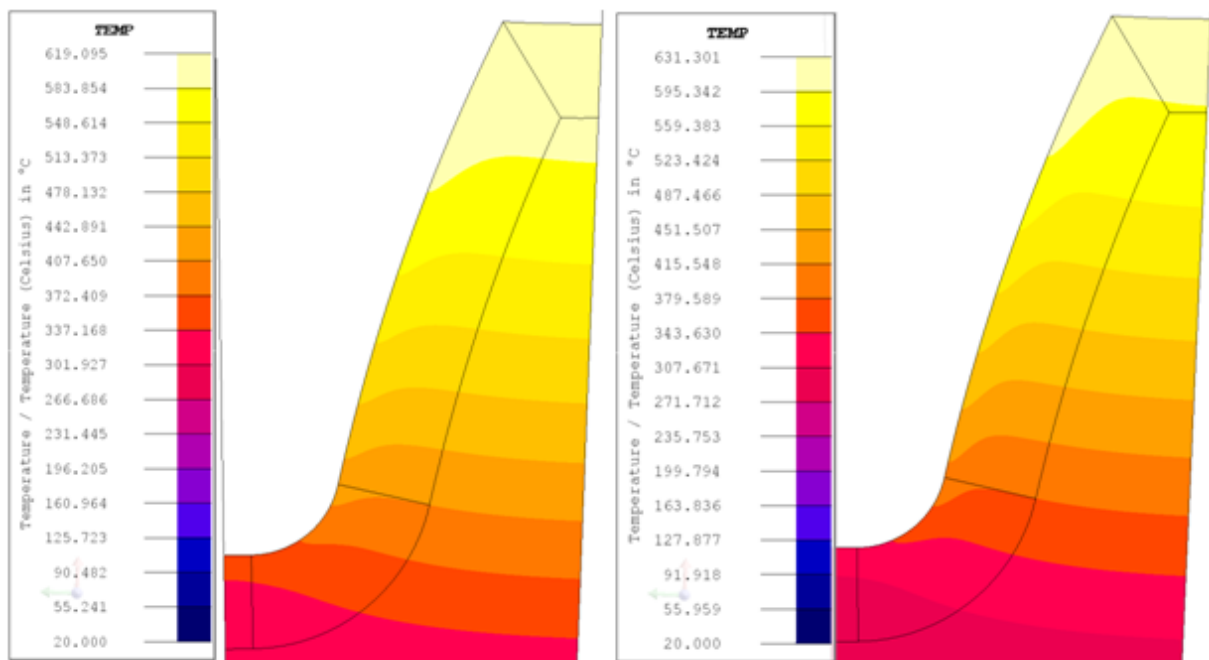


Fig.6.6 Distribuzione della temperatura all'inizio riscaldamento in alta frequenza, nel caso $\mu = f(T)$ (a sinistra) e $\mu = f(H, T)$ (a destra)

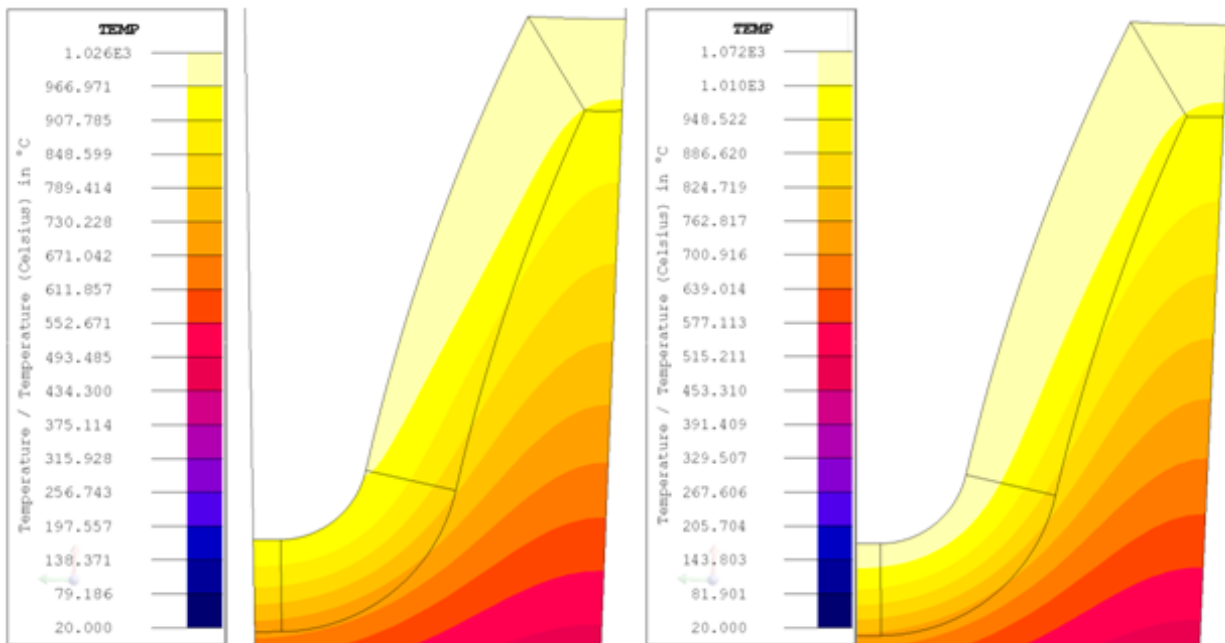


Fig.6.7 Distribuzione della temperatura al termine del riscaldamento in alta frequenza, nel caso $\mu = f(T)$ (a sinistra) e $\mu = f(H, T)$ (a destra)

Nei modelli sopra esposti si può osservare un confronto delle distribuzioni delle densità di potenza in modelli a differente permeabilità magnetica; come si può vedere, non vi sono grosse differenze tra i due modelli, tranne che all'inizio del riscaldamento in alta frequenza, caso in cui la differenza non è trascurabile. Al fine di verificare il reale effetto sulle distribuzioni di temperatura nel pezzo sono state riportate le mappe termiche estratte all'inizio e alla fine della fase di riscaldamento in alta frequenza; possono essere fatte le seguenti considerazioni:

- All'inizio della fase di riscaldamento non si notano sensibili differenze di temperatura nel pezzo: ciò è in linea con il fatto che i due modelli presentano densità di potenza molto simili durante il preriscaldamento in media frequenza;
- Al termine del processo di riscaldamento si può notare una sottostima della temperatura nel modello $\mu = f(T)$ di circa 50 °C in punta e quasi un centinaio di gradi centigradi sulla cava, compatibilmente con l'errata previsione delle potenze indotte nel pezzo nei primi istanti del riscaldamento in alta frequenza.

Capitolo 7

Simulazione del modello 3D

7.1 Introduzione

Le simulazioni 2D viste finora costituiscono un interessante spunto per lo studio della variazione di alcune proprietà fisiche del materiale al variare della frequenza di alimentazione, o durante il riscaldamento, ma forniscono ben poche informazioni sul reale comportamento del componente 3D, a causa delle eccessive semplificazioni introdotte nel modello (ortogonalità e tangenza del campo magnetico). In particolare, attraverso l'utilizzo di simulazioni 3D, è possibile studiare una ricetta "ottimizzata" per il processo di riscaldamento, cercando di capire quali sono i problemi introdotti dagli effetti di bordo e, se possibile, trovandone un rimedio.

7.2 Modello Geometrico

Al fine di ottenere tempi di calcolo sufficientemente veloci si è deciso di iniziare con la realizzazione di un modello 3D semplificato, che punta a simulare correttamente la geometria del dente, ma trascura alcune caratteristiche geometriche dell'interno della ruota (fori di alleggerimento, scarico del profilo e smussi). Partendo dall'intera geometria modellizzata è possibile, sfruttando le geometrie, ridurre il componente ad un quarto di dente (simmetria radiale e normale allo spessore della ruota).

Anche in questo caso, per semplicità è stata modellizzata solo la parte attiva dell'induttore, trascurando l'effetto della parte di raffreddamento, questo tipo di approssimazione tuttavia non risulta modificare particolarmente i risultati ottenibili in quanto, la corrente si distribuisce in uno strato molto superficiale della parte attiva a causa dell'effetto pelle e di

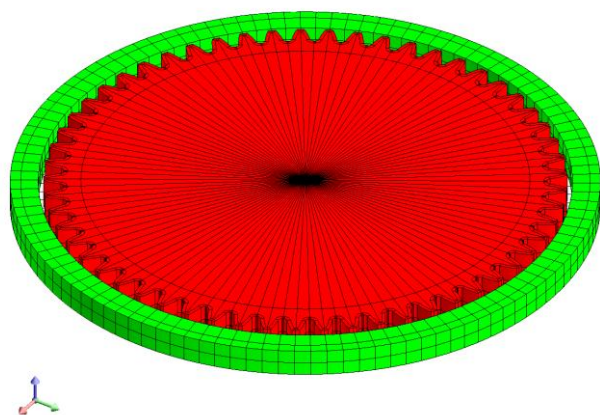


Fig.7.1 Geometria completa simulata



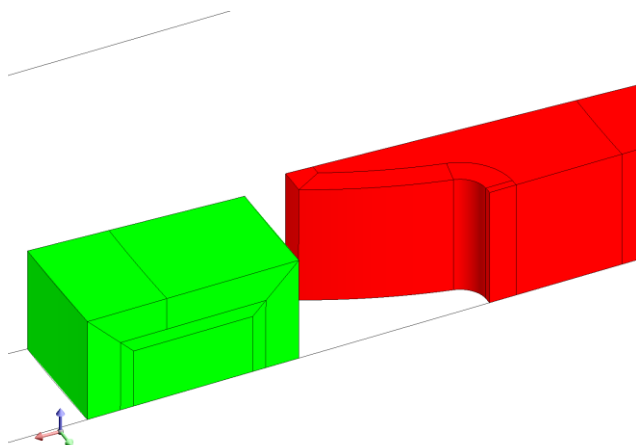


Fig.7.2 Sezione di geometria simulata

prossimità.

Data la complessità della geometria, difficilmente realizzabile con FLUX, si preferisce importarla direttamente da software CAD quali INVENTOR. Al fine di facilitare le successive operazioni di discretizzazione del dominio, la geometria viene precedentemente divisa in diversi volumi, rispettivamente sei per il dente e otto per l'induttore.



L'induttore, com'è possibile vedere in figura, sarà composto da uno strato superficiale dello spessore di 8mm nel quale la mesh realizzata sarà particolarmente fitta, in modo da prevedere al meglio la reale distribuzione delle correnti; nella zona più interna, invece, vi sarà possibile ridurre il numero degli elementi presenti, scaricando la mesh risultante.

A differenza dei modelli 2D, nei quali il campo magnetico viene imposto normale alla superficie superiore e inferiore del pezzo e tangente a quelle laterali, in questo caso non vi è alcun vincolo simile, e l'intera geometria viene inglobata in un *infinite box* di forma cilindrica, ovviamente anch'esso ridotto per simmetria, che permette di descrivere il comportamento del campo magnetico all'infinito, pur mantenendo un numero limitato di elementi per l'aria circostante alle regioni sedi di correnti indotte.

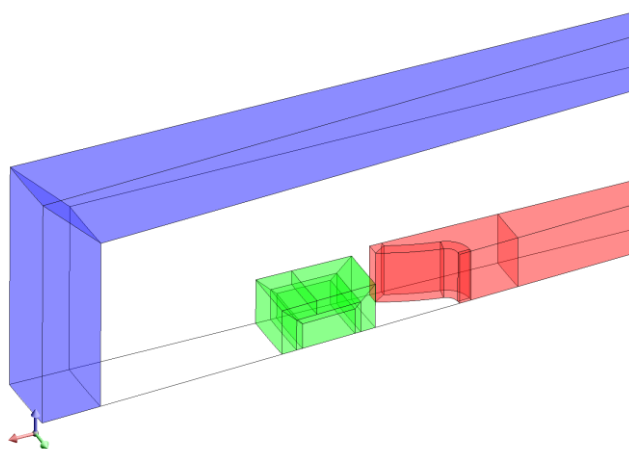


Fig.7.3 Geometria e infinite box



Tabella 7.1 Dimensioni infinite box

Raggio interno	100 mm
Raggio esterno	105 mm
Semi-altezza interna	15 mm
Semi-altezza esterna	20 mm

7.3 Costruzione della mesh

La realizzazione della mesh nel modello 3D risulterà essere diversa rispetto al caso 2D, nel quale si è analizzata l'influenza della frequenza nella distribuzione delle densità di potenza indotte nel materiale.

Generalmente, come sarà evidenziato meglio in seguito, il riscaldamento in alta frequenza viene effettuato dopo un preriscaldamento in media frequenza, che tende a portare le parti interessate ad una temperatura di circa 4-500 °C; ciò permette di considerare uno spessore di penetrazione decisamente superiore a quello di partenza, rilassando così la dimensione della mesh nel profilo del dente. Inoltre, dato l'elevato numero di elementi, sarà necessario individuare le zone caratterizzate da un campo meno intenso, imponendo così una mesh meno fitta, senza perdita di accuratezza nei risultati.

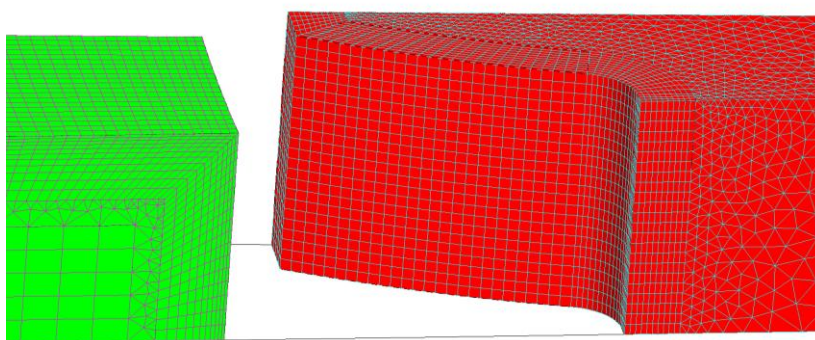


Fig.7.4 Mesh realizzata nel modello

Anche in questo caso si è scelto di realizzare una mesh mappata sul profilo del dente, zona principalmente interessata dai fenomeni elettromagnetici, e sulla parte esterna dell'induttore al fine di descrivere al meglio la distribuzione delle correnti, soggette ad effetto pelle e di prossimità. Al centro dell'induttore, grazie alla geometria realizzata,

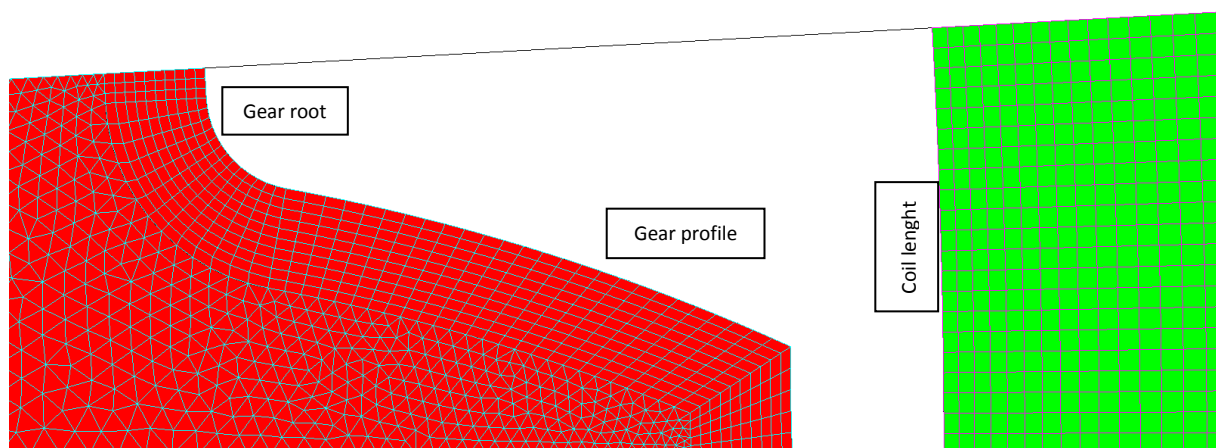


Fig.7.5 Vista superiore della mesh

è stato possibile adottare una mesh mappata molto ampia, riducendo così drasticamente il numero di elementi ed il carico computazionale.

Tabella 7.2 *Dimensioni degli elementi utilizzati nella mesh*

Mesh Line	Dimensione elementi	Mesh Line	Dimensione elementi
Gear skin	0.1-0.1 mm	Coil skin	0.05-0.2 mm
Gear profile	0.2-0.2 mm	Coil lenght	0.2-0.2 mm
Gear root	0.1-0.1 mm	Coil height	0.15-0.3 mm
Gear height	0.2-0.2 mm	Coil depth	0.15-0.3 mm

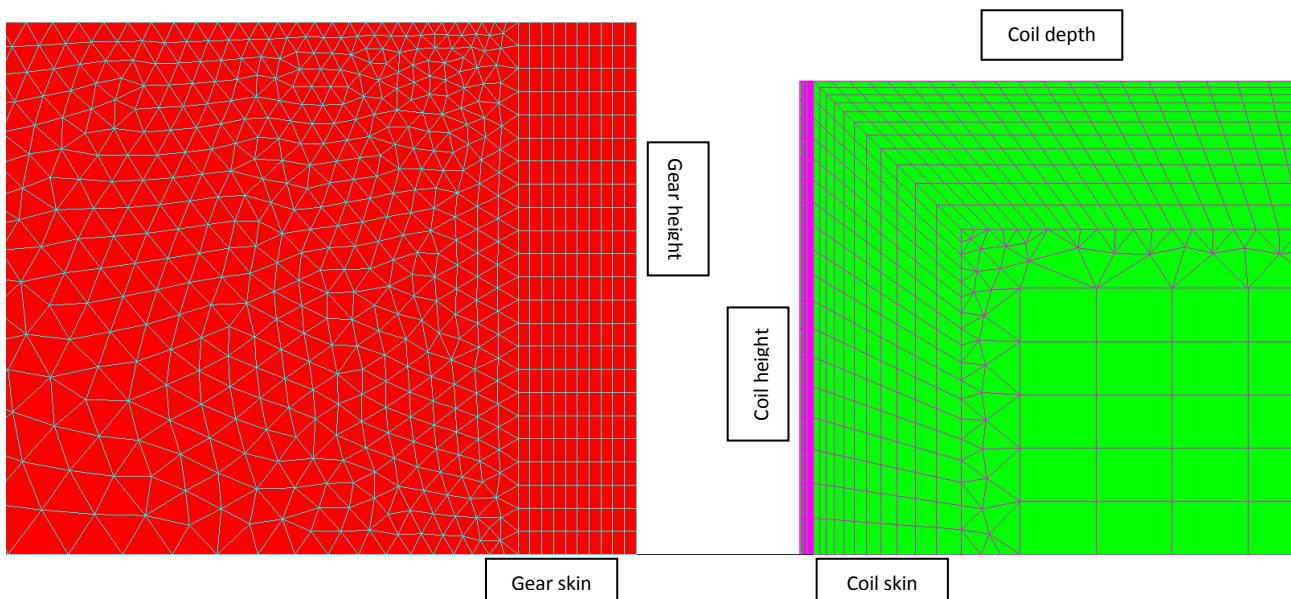


Fig.7.6 *Vista laterale della mesh*

Complessivamente il modello realizzato presenta 55731 nodi e 158317 elementi di volume del primo ordine.

7.4 Fisica del problema e condizioni al contorno

Tra questo nuovo modello tridimensionale e quello presentato nello scorso capitolo risultano esserci notevoli somiglianze, ma la fisica del problema è per certi aspetti rivoluzionata.

Per prima cosa il campo magnetico non risulta vincolato a direzioni particolari, ma segue una distribuzione spaziale reale, con linee di campo che risulteranno normali alla superficie interna dell'induttore al centro di quest'ultimo, ma che andranno a richiudersi al di fuori di esso, generando disuniformità di flusso magnetico e quindi di riscaldamento.

Il problema elettromagnetico che si è deciso di risolvere è uno **Steady-state AC Magnetic 3D with Thermal Transient**, che permette il calcolo delle correnti e delle potenze indotte nel materiale e la distribuzione delle temperature generate da esse. I materiali utilizzati sono gli stessi della simulazione 2D, ed i dati sono riportati nei capitoli 5 e 6.

Per quanto riguarda le condizioni al contorno ai capi della sezione di induttore viene applicata una differenza di potenziale sufficiente a generare le correnti che andranno a creare il campo magnetico. Per far ciò si possono realizzare due FACE REGION, ciascuna delle quali caratterizzata da un potenziale costante su tutta la faccia:

Tabella 7.3 *Condizioni al contorno: potenziali elettrici imposti*

REGIONE	VALORE
V0	0 V
V1	VOLT

Il parametro VOLT sarà uno dei parametri principali sui quali si andrà successivamente ad agire per regolare la potenza indotta nel materiale.

Le condizioni di scambio termico con l'esterno sono realizzate tramite la creazione di un'ulteriore FACE REGION denominata "EXCHANGE" e così caratterizzata:

Tabella 7.4 *Condizioni al contorno: coefficienti di scambio termico*

	RISCALDO	TEMPRA
RAD	0.8	0
HEC	15	$f(T)$

nella quale RAD e HEC sono rispettivamente l'emissività del pezzo trattato ed il coefficiente di convezione. Nel nostro caso si è scelto di porre l'emissività, tenendo conto del materiale e della condizione superficiale, a 0.8 durante la fase di riscaldamento, e di considerare nulle le perdite per irraggiamento durante la tempra. Per quanto riguarda la convezione si è scelto un coefficiente pari a $15 \text{ W/m}^2 \text{ K}$ durante la fase di riscaldamento, mentre nella fase di tempra servirà un'attenta analisi, in quanto esso risulterà influenzato dal tipo di raffreddamento e di fluido temprante, nonché funzione della temperatura, come è già stato spiegato nel primo capitolo. La regione così descritta è stata poi assegnata alla geometria ed in particolare alle aree confinanti con l'aria. Una rappresentazione della geometria e delle rispettive regioni è mostrata in *figura 7.7*:

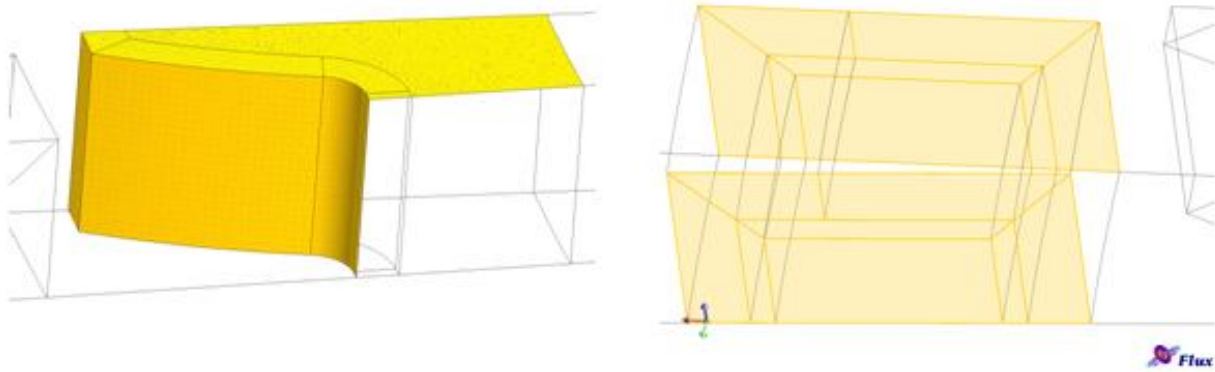


Fig.7.7 Zone di applicazione delle condizioni al contorno: scambio termico a sinistra, potenziale imposto a destra

Riassumendo le regioni che sono state create nel modello, si possono trovare tre Volume Region:

Tabella 7.5 Volume Regions

REGION	MAGNETIC DEFINITION	THERMAL DEFINITION	MATERIAL
AIR	Air or Vacuum region	Inactive region	/
COIL	Solid conductor region	Inactive region	Rame
GEAR	Solid conductor region	Heat computed by Joule effect	AISI 4340

E tre Face Region, caratteristiche delle condizioni al contorno:

Tabella 7.6 Face Regions

REGION	MAGNETIC DEFINITION	THERMAL DEFINITION
V0	Boundary condition: Imposed electrical potential	Inactive region
V1	Boundary condition: Imposed electrical potential	Inactive region
EXCHANGE	Inactive Region	Surface of thermal exchange and heat source

7.5 Post-Processing dei risultati delle simulazioni 3D

Le simulazioni sono state risolte con una Workstation professionale con processore 8-core e 16 GB di RAM, ed i tempi di risoluzione variano approssimativamente tra le tre e le quattro ore, a seconda del numero di step temporali imposti.

Il componente in prova risulta essere particolarmente critico dal punto di vista del trattamento di tempra ad induzione, a causa della piccola dimensione dei denti e dell'elevata massa a cuore; il risultato di questa configurazione è spesso esprimibile come un sovra riscaldamento dei denti

della ruota, ed un insufficiente riscaldamento nella cava, dato che il calore tende a migrare velocemente dalla cava verso l'interno, che risulta essere un forte pozzo termico; in questo modo, spesso, si ottengono spessori temprati troppo elevati (con ulteriore ampia zona di transizione) in punta e spessori praticamente nulli nella cava. Un ulteriore problema di cui sarà necessario tener conto è il cosiddetto *effetto di bordo* o *edge effect* che, come si vedrà in seguito, produce dei forti sovra riscaldamenti localizzati, che se non correttamente previsti e limitati, possono portare a diversi problemi quali deformazioni, criccate, errati profili di tempra (*banana shape profile*) o, nel caso peggiore, alla fusione localizzata del materiale.

Dal punto di vista pratico esistono un'infinità di possibili ricette di riscaldamento, tuttavia, quella che si è deciso di seguire è formata fondamentalmente da tre fasi:

- ✓ Un *preriscaldamento* in media frequenza, tipicamente 10 kHz, che permette di portare il pezzo a temperature sufficientemente elevate da rendere meno drastica la fase di riscaldamento e, perciò, influenzare il profilo di tensioni residue e deformazioni indotte nel pezzo.
- ✓ Un *tempo di diffusione*, che permette di rendere più omogenea la temperatura nel pezzo a seguito della fase di preriscaldamento. Sperimentalmente il tempo minimo è legato al tempo di transizione tra media ed alta frequenza che richiede almeno 0.1 s.
- ✓ Un *riscaldamento* in alta frequenza, tipicamente qualche centinaio di kHz, che risulta essere la fase cruciale per la formazione del profilo di riscaldamento.

La via che si è deciso di seguire è quella che, dopo aver identificato un riscaldamento in alta frequenza che possa essere considerato soddisfacente, punta sulla variazione dei parametri di preriscaldamento, al fine di osservare possibili variazioni di profilo (in particolare modo maggiori profondità di riscaldamento nella cava).

Dopo un'attenta calibrazione dei parametri in gioco è stato possibile ottenere tre simulazioni i cui risultati possono essere considerati interessanti dal punto di vista computazionale e delle successive validazioni sperimentali.

7.5.1 Presentazione dei modelli esaminati

I modelli simulati hanno tutti in comune alcuni aspetti:

- Frequenze utilizzate: MF=10 kHz, HF=180 kHz
- Fase di riscaldamento in HF: 0.5 s, d.d.p. ai capi della sezione d'induttore=3.4 V
- Geometria, fisica e mesh utilizzate

I parametri di input utilizzati nelle tre prove sono rappresentati nella tabella seguente:

Tabella 7.7 Parametri di prova utilizzati

Prova	MF		Switch	HF	
	<i>t</i>	<i>V</i>	<i>t</i>	<i>t</i>	<i>V</i>
A	2.0 s	0.537 V	0.3 s	0.5 s	3.4 V
B	4.4 s	0.4 V	0.1 s	0.5 s	3.4 V
C	6.5 s	0.35 V	0.1 s	0.5 s	3.4 V

7.5.2 Post-Processing prova A

La risoluzione del problema, tramite l'utilizzo di modelli 3D, mostra tutta la complessità della soluzione, e l'inadeguatezza dei modelli 2D; proprio in questi ultimi si ottiene una distribuzione uniforme della temperatura lungo l'asse z, condizione (purtroppo) mai verificata nei problemi reali, a causa di effetti locali quali l'effetto di bordo.

Come si può osservare in *figura 7.8*, l'*edge effect* risulta alterare notevolmente quella che è la distribuzione delle potenze indotte nel pezzo, causando un netto sovrariscaldamento sulla superficie superiore della cava.

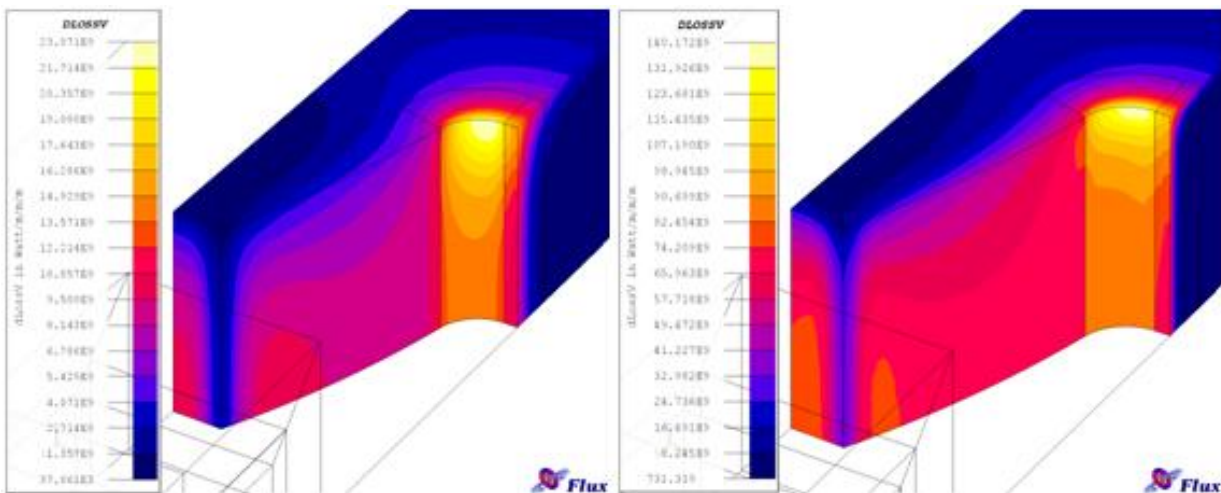


Fig.7.8 Distribuzione delle potenze indotte nel modello 3D: all'inizio del preriscaldamento in media frequenza (sinistra) e all'inizio del riscaldamento in alta frequenza (destra)

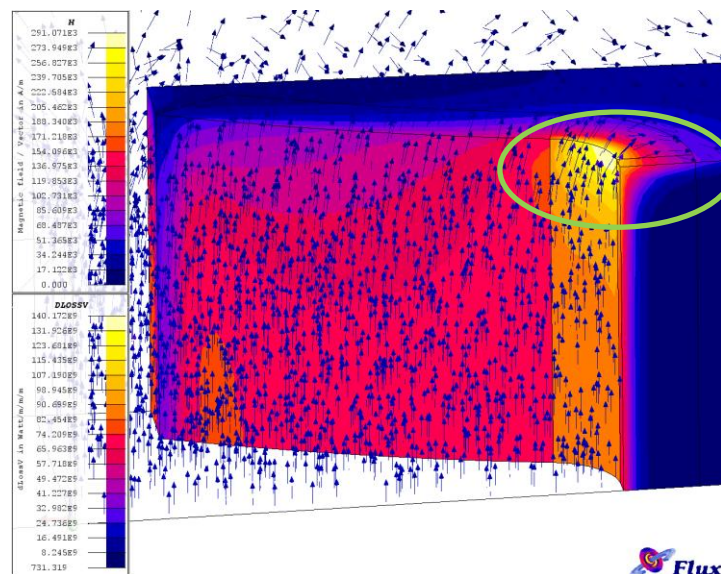


Fig.7.9 Cause generanti l'effetto di bordo

Può non essere di immediata comprensione il significato di questo problema, in particolare verrebbe da chiedersi come mai, dando per scontata la presenza dell'*edge effect*, la densità di potenza tenda a concentrarsi sulla cava e non su tutto il profilo, durante la fase di riscaldamento in alta frequenza ? Ciò può essere spiegato tenendo conto dell'effetto della temperatura sulla permeabilità magnetica e di conseguenza sulla distribuzione delle linee di flusso del campo magnetico. Come si può osservare in *figura 7.9* le linee di campo tendono in parte a richiudersi nel pezzo, sia nel caso della punta che della cava; la differenza sostanziale tra le due è la differente distribuzione di temperatura, ed in particolare il differente gradiente termico presente nelle due zone: nella punta esso risulta essere non particolarmente elevato e buona parte del dente è a temperature superiore a quella di Curie; nella cava il gradiente di temperatura sarà nettamente superiore e le linee di campo tenderanno a richiudersi più facilmente nel pezzo, causando una maggior concentrazione di potenze indotte. Tramite FLUX è possibile calcolare il valore delle potenze indotte tramite una misura integrale delle densità di potenza sul volume. Le potenze così ottenute sono quelle mostrate in tabella, nella quale vengono riportati anche i valori relativi al modello completo.

Tabella 7.8 Potenze indotte nel pezzo

File	Potenza [W]			
	Slice		Totale	
	MF	HF	MF	HF
A	143,292	485,541	32670	110703

E' ora possibile valutare quelli che sono i profili di temperatura; di seguito si riportano le mappe termiche relative alle isoterme superiori a 400°C, alla fine del preriscaldamento, e quelle a 800-900°C alla fine del riscaldamento in alta frequenza. L'obiettivo è quello di riscaldare a profilo il pezzo, a temperature superiori ad Ac3, benchè questa temperatura non sia facilmente identificabile le isoterme a 800°C e 900°C possono essere considerate abbastanza significative.

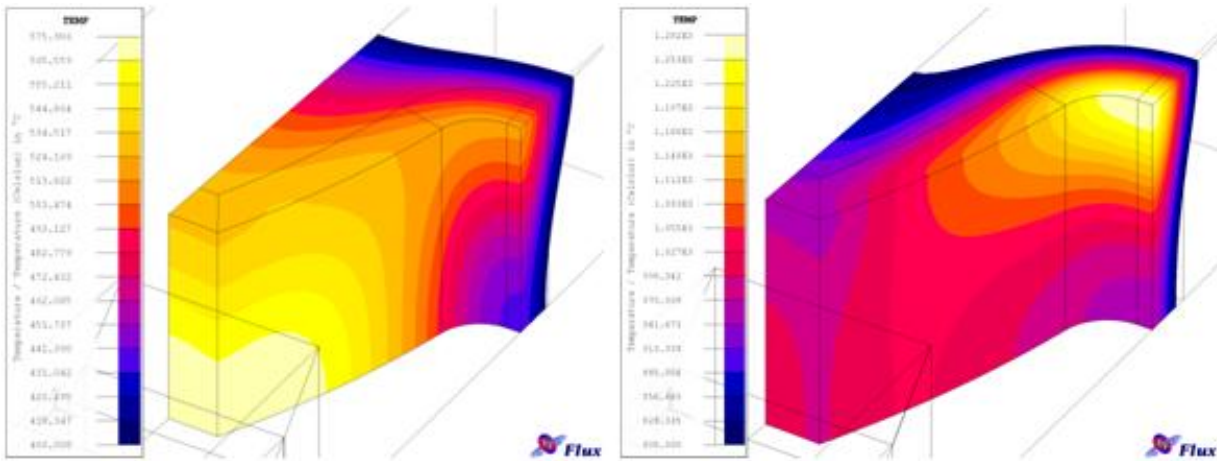


Fig.7.10 Distribuzioni di temperatura al termine del preriscaldamento (isoterma a 400°C) e al termine del riscaldamento in alta frequenza (isoterma a 800°C)

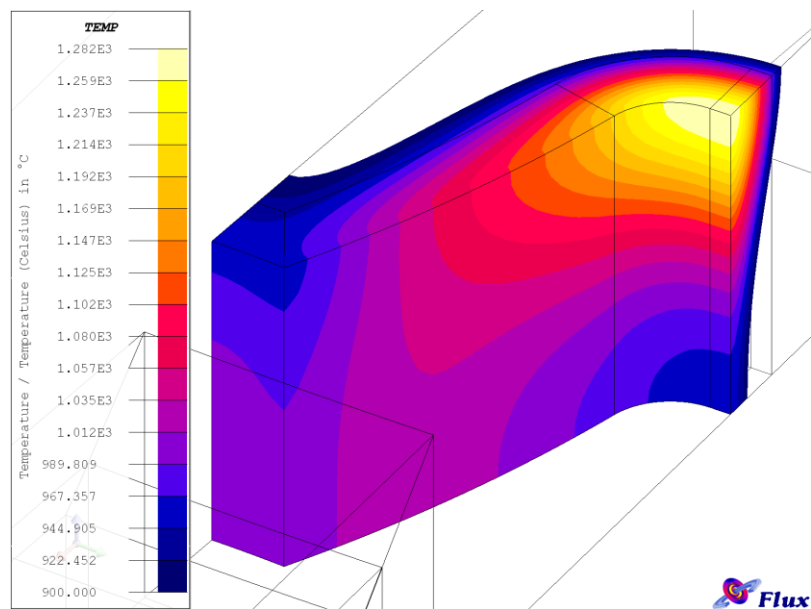


Fig.7.11 Distribuzioni di temperatura al termine del riscaldamento in alta frequenza (isoterma a 900°C)

7.5.3 Post-Processing prova B

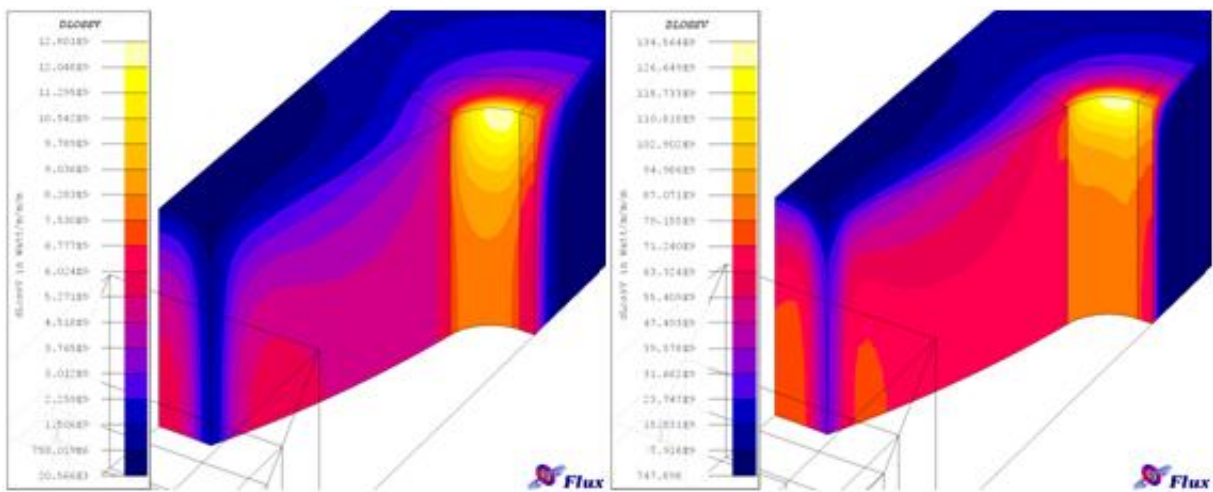


Fig.7.12 Distribuzione delle potenze indotte nel modello 3D: all'inizio del preriscaldamento in media frequenza (sinistra) e all'inizio del riscaldamento in alta frequenza (destra)

Tabella 7.9 Potenze indotte nel pezzo

File	Potenza [W]			
	Slice		Total	
	MF	HF	MF	HF
B	79,633	481,660	18156	109818

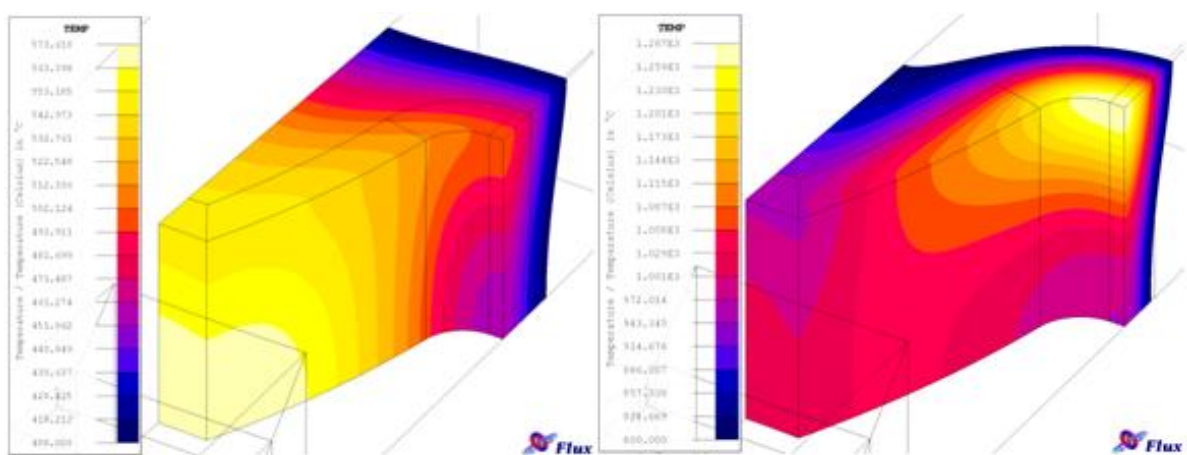


Fig.7.13 Distribuzioni di temperatura al termine del preriscaldamento (isoterma a 400°C) e al termine del riscaldamento in alta frequenza (isoterma a 800°C)

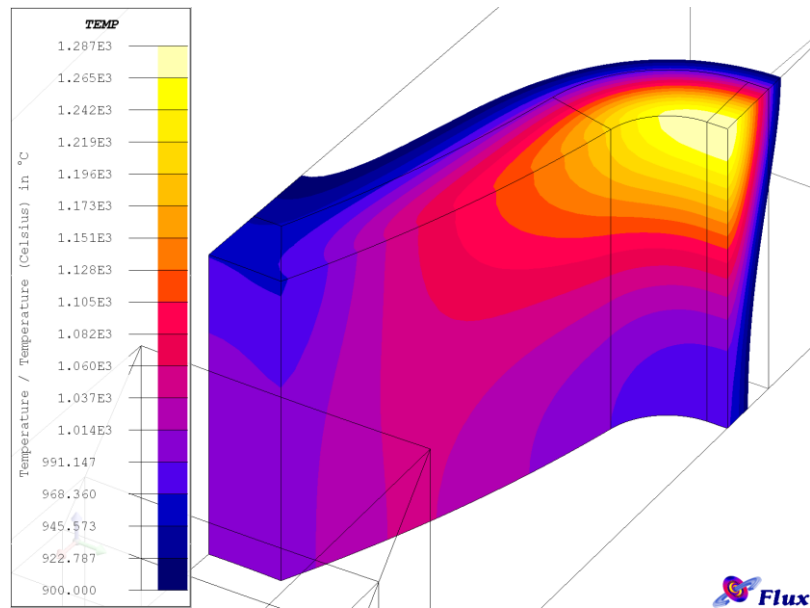


Fig.7.14 Distribuzioni di temperatura al termine del riscaldamento in alta frequenza (isoterma a 900°C)

7.5.4 Post-Processing prova C

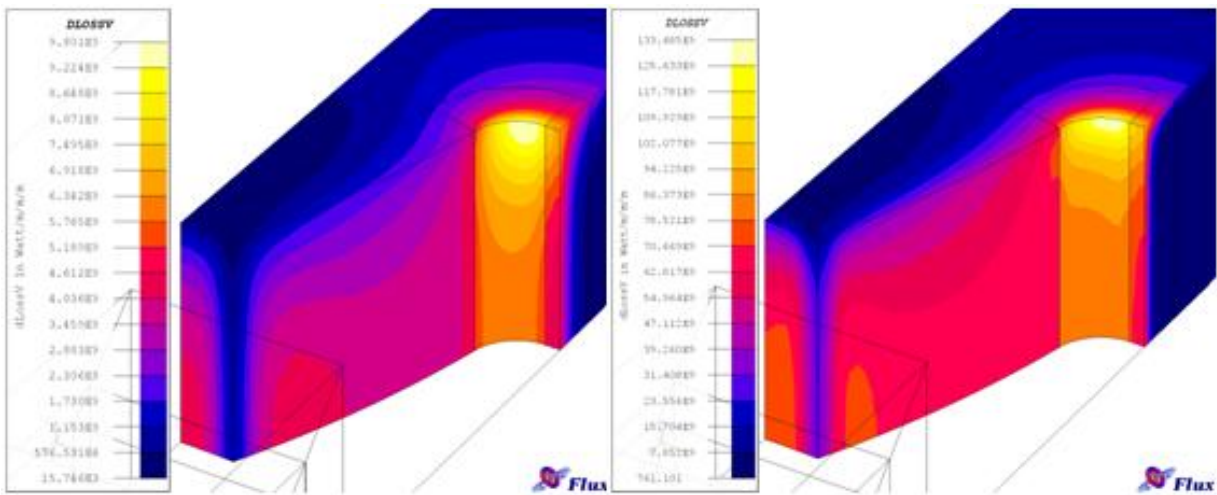


Fig.7.15 Distribuzione delle potenze indotte nel modello 3D: all'inizio del preriscaldamento in media frequenza (sinistra) e all'inizio del riscaldamento in alta frequenza (destra)

Tabella 7.10 Potenze indotte nel pezzo

File	Potenza [W]			
	Slice		Total	
	MF	HF	MF	HF
C	70,766	481,068	16134	109683

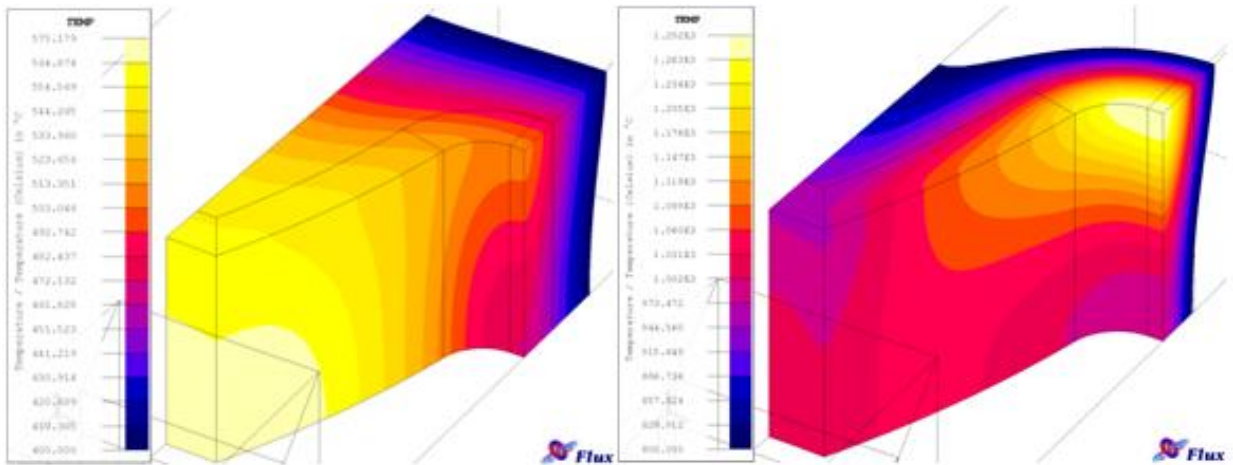


Fig.7.16 Distribuzioni di temperatura al termine del preriscaldamento (isoterma a 400°C) e al termine del riscaldamento in alta frequenza (isoterma a 800°C)

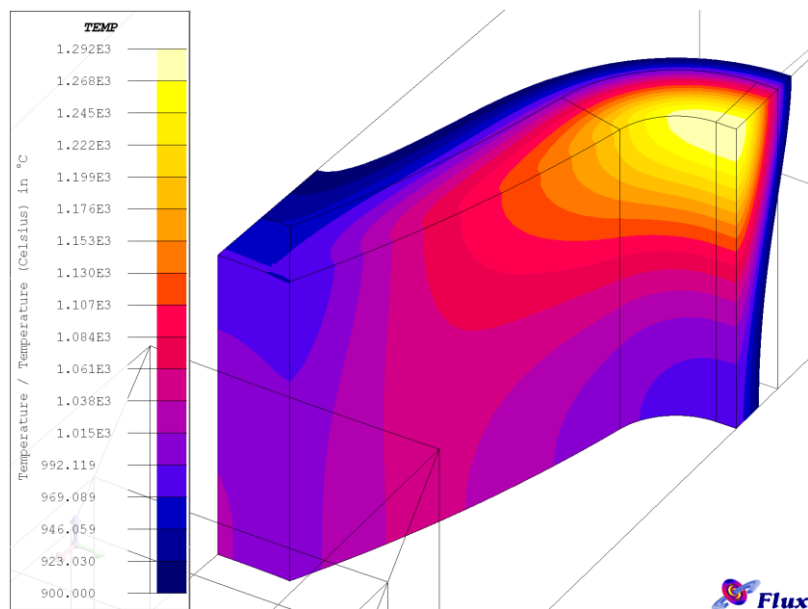


Fig.7.17 Distribuzioni di temperatura al termine del riscaldamento in alta frequenza (isoterma a 900°C)

7.6 Osservazioni

Al termine delle simulazioni, e del processo di post processing, non si osservano enormi differenze tra le soluzioni ottenute: questo risultato può essere considerato interessante, perchè permette di verificare sperimentalmente se profili di riscaldamento simili, ma ottenuti con tempi e densità di potenza differenti, possono generare reali differenze nelle caratteristiche meccaniche del pezzo trattato.

Una buona idea può essere quella di valutare le profondità di riscaldamento a 900°C in diverse zone del componente simulato, al fine di confrontare le disuniformità di riscaldamento ottenute con le diverse ricette.

Per far ciò si sono creati sei percorsi lungo i quali misurare la temperatura; tre in ciascuna zona caratteristica del pezzo (punta e cava):

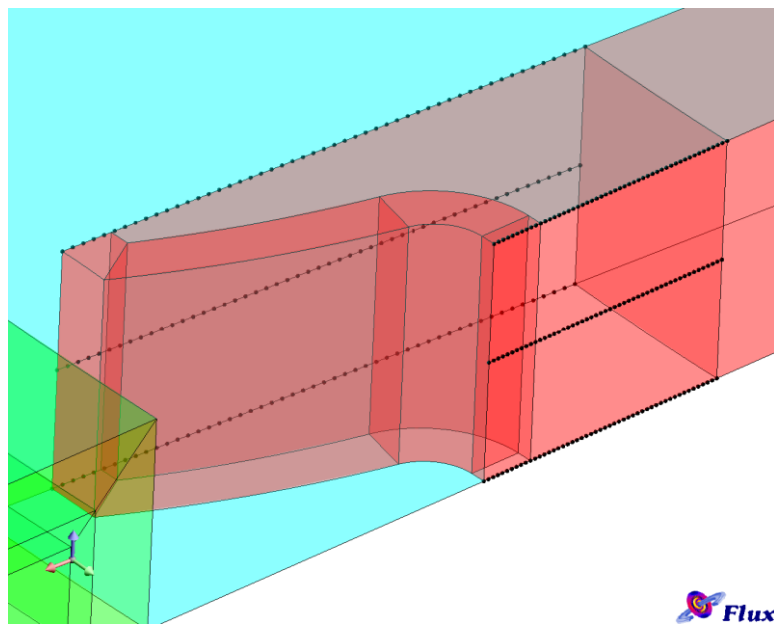


Fig.7.18 *Rappresentazione dei path su punta e cava del dente*

Le profondità di riscaldamento così ottenute sono state riportate nella tabella seguente:

Tabella 7.11 *Profondità di riscaldamento a 900°C su punta e cava del dente*

<i>Test</i>	<i>Profondità riscaldamento punta 900°C [mm]</i>			<i>Profondità riscaldamento cava 900°C [mm]</i>		
	<i>Superficiale</i>	<i>Intermedio</i>	<i>Mediano</i>	<i>Superficiale</i>	<i>Intermedio</i>	<i>Mediano</i>
A	1,71	1,9	1,8	1,23	0,72	0,41
B	2	1,98	1,96	1,3	0,8	0,5
C	2,15	2,14	2,03	1,35	0,86	0,55

E' possibile introdurre un semplice parametro che permette di confrontare le uniformità di riscaldamento al termine del trattamento, al fine di valutare la bontà del riscaldamento lungo la larghezza di fascia:

$$P. U. R. = \frac{1 - |SM - MD|}{\max(SM, MD)}$$

dove SM è la profondità di riscaldamento superficiale, MD è la profondità di riscaldamento nel mezzo; più il parametro tenderà ad uno, tanto più il riscaldamento sarà omogeneo, evitando il cosiddetto "*banana shape effect*".

I valori del parametro di uniformità di riscaldamento possono essere così riassunti:

Tabella 7.12 *Parametri di uniformità di riscaldamento a 900°C su punta e dente*

<i>Test</i>	<i>Parametro uniformità riscaldamento 900°C</i>	
	<i>PUNTA</i>	<i>CAVA</i>
A	0,950	0,333
B	0,980	0,385
C	0,944	0,407

Non sono presenti, come si è già detto, grandi differenze tra i modelli, in ogni caso si può constatare un leggero miglioramento dell'uniformità di riscaldamento nella cava utilizzando tempi di preriscaldamento più lunghi, mentre nella punta non vi sono sensibili variazioni.

Capitolo 8

Caratterizzazione Sperimentale

8.1 Introduzione

Per validare i risultati ottenuti dalle simulazioni si è scelto di provare sperimentalmente le ricette viste nel capitolo precedente.

Le prove sono state eseguite tramite l'utilizzo di una macchina per tempra ad induzione a doppia frequenza (EFD induction) con le seguenti caratteristiche:

- 1.5 MW complessivi;
- MF: 800 kW con frequenza di 10 kHz;
- HF: 600 kW con frequenza variabile tra 150 e 250 kHz.



Fig.8.1 *Macchina per tempra ad induzione*

Successivamente si verificheranno i profili di durezza e di tensioni residue indotte nel pezzo, oltre a misurare sperimentalmente la temperatura della ruota nel corso del riscaldamento tramite tecniche innovative, quali l'utilizzo di speciali vernici.

8.2 Prove di tempra ad induzione

Nel passaggio tra modelli simulati e prove sperimentali è necessario tenere in considerazione una serie di accorgimenti: in particolare, nel corso della simulazione è possibile calcolare la potenza dissipata nella ruota dentata e nell'induttore, ma nel caso reale, la misurazione della potenza è effettuata a monte dell'induttore, perciò bisogna considerare una serie di perdite aggiuntive.

Da osservazioni sperimentali si è verificato che le perdite nel pezzo e nell'induttore risultano essere l'80% della potenza totale stimata dal wattmetro

Tabella 8.1 Potenze e percentuali di potenza massima

Test	Wtot [W]			
	Wattmetro		Potenza percentuale	
	MF	HF	MF	HF
A	53466	154279,62	4,016	34,253
B	29680,47	153236,805	2,077	34,021
C	22646,1	153088,605	1,504	33,988

La macchina di tempra è alimentata in controllo di potenza, la quale viene fornita in percentuale del valore massimo nominale; per far ciò è consigliabile effettuare una calibrazione della macchina su una ruota di prova, al fine di associare ad ogni valore di potenza assorbita una corretto valore percentuale.

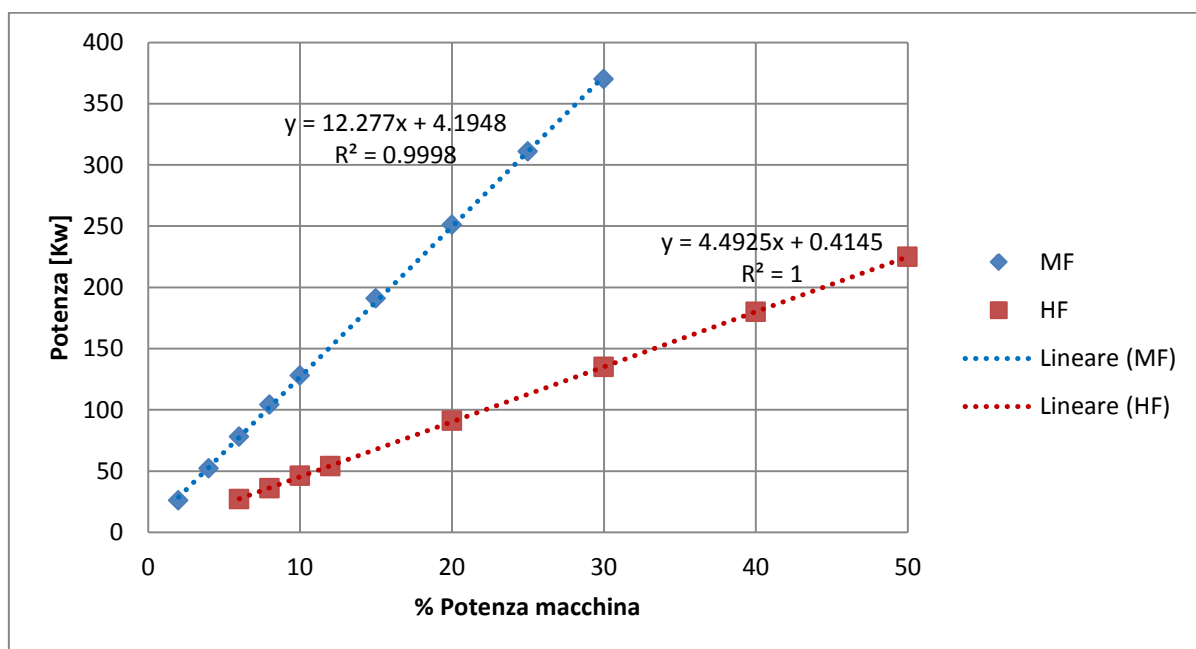


Fig.8.2 Rette di calibrazione della potenza

Dalla calibrazione della macchina è possibile ricavare due leggi lineari, funzioni della percentuale della potenza assorbita; la scelta dei parametri di prova sarà così possibile utilizzando le seguenti relazioni:

$$\%W_{HF} = \frac{W_{sim,MF} - 0.414}{4.492}$$

$$\%W_{MF} = \frac{W_{sim,HF} - 4.194}{12.27}$$

8.3 Misurazione della temperatura

Misurare la temperatura di un componente durante il processo di tempra ad induzione, spesso risulta essere particolarmente complesso, a causa dell'elevata velocità di riscaldamento, della velocità di rotazione del pezzo e del forte gradiente termico.

Sperimentalmente esistono diverse tecniche più o meno adatte:

Tabella 8.2 Principali tecniche di misurazione della temperatura per riscaldamento ad induzione

	Range e Area	Accuratezza
Termocoppia (Tipo-K)	[0-1250°C] Apunti sulla superficie del pezzo	0.5-4 s tempo di risposta, 2.2°C o 2% sulla temperatura
Pirometro a infrarossi	[0-1650°C] spot di 0.5 mm di diametro sulla superficie	1% temperatura 10-100 ms sul tempo di risposta
Termocamera ad infrarossi	[0-1200°C] Tutta la superficie	1% temperatura 10-100 ms sul tempo di risposta
Vernici	Valori discreti tra 25°C a 1050°C su tutta la superficie	1% temperatura 1 ms sul tempo di risposta

in particolare nella scelta di una tecnica per la misurazione della temperatura devono essere presi in considerazione il range di temperatura, l'area di misurazione, e l'accuratezza della misura, sia in termini di temperatura che di rapidità di acquisizione. Le termocoppie hanno il principale svantaggio di non poter essere utilizzate in un componente posto in rotazione durante il processo di riscaldamento, mentre pirometro ad infrarossi e termocamera non risultano essere sufficientemente sensibili a causa dei lunghi tempi di risposta (10-100 ms).

Alla luce di tutto ciò la scelta ricade sull'uso di speciali vernici termiche che tendono a trasformarsi visibilmente al raggiungimento di una determinata temperatura, e la trasformazione è pressochè immediata.



Fig.8.3 *Apparato di misurazione*

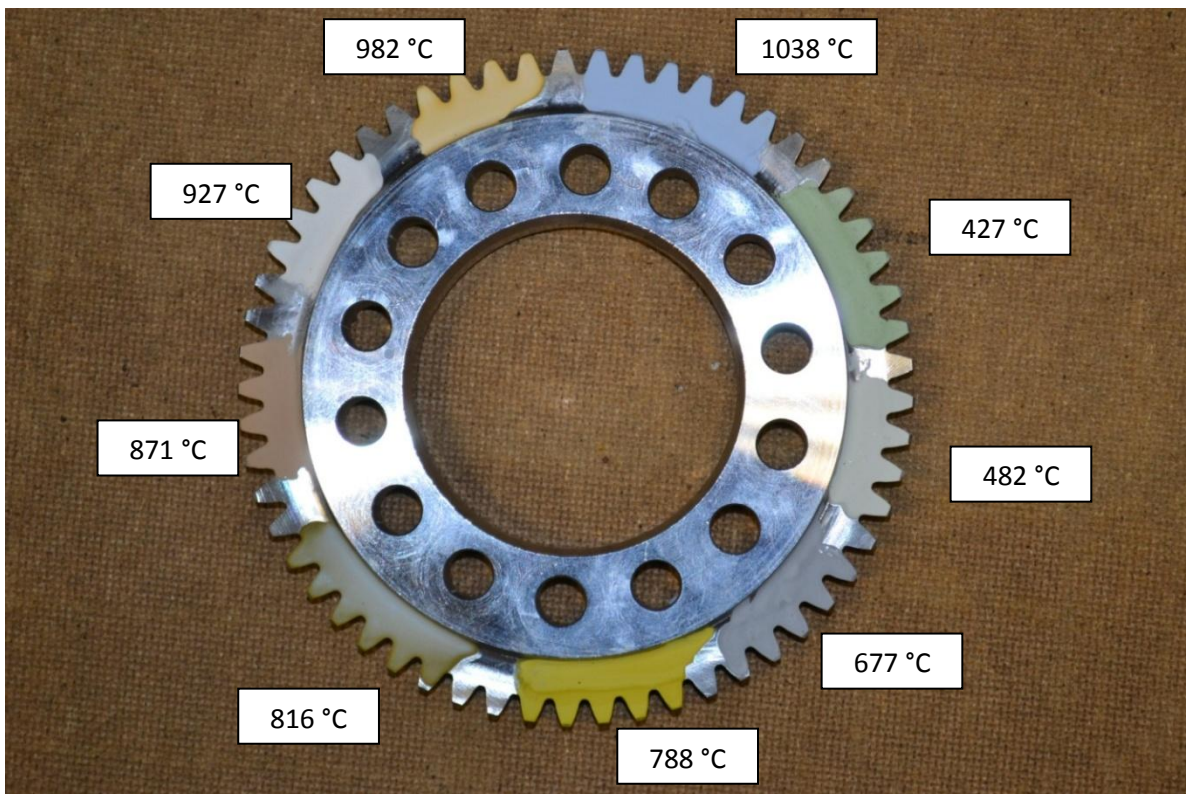


Fig.8.4 *Vernici utilizzate per la misurazione della temperatura*

La superficie superiore della ruota dentata viene ricoperta con diverse tipologie di vernici, con temperature di trasformazione/evaporazione comprese tra 427 e 1038 °C. Il processo di riscaldamento viene filmato attraverso l'uso di una fotocamera ad alta velocità di acquisizione: in questo modo è possibile ottenere 2000 immagini al secondo alla risoluzione di 512 x 512 pixels. L'interfaccia tra l'area trasformata e l'area non trasformata indica l'isoterma caratteristica di ogni vernice. In questo modo è possibile risalire, in diversi istanti, alla profondità di riscaldamento, misurando semplicemente la profondità di trasformazione; tale distanza viene misurata in pixels che sono convertibili in micron tramite un confronto delle distanze al microscopio ottico.

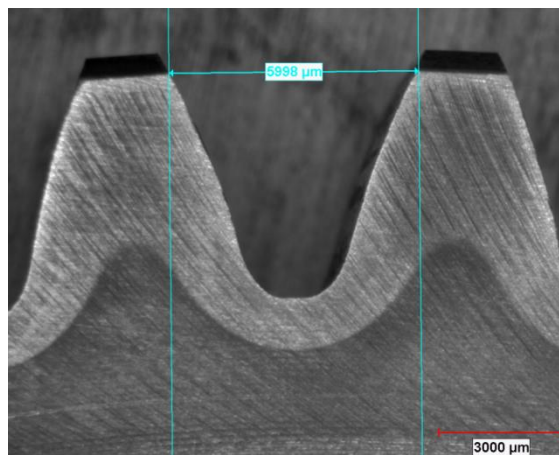


Fig.8.5 Misurazione lunghezze con microscopio ottico

Nei casi in esame si è adottata la conversione:

$$1 \text{ pixel} = 36.65 \mu\text{m}$$

Si è deciso quindi di utilizzare la tecnica sopra descritta con la Prova C, in modo da ottenere una distribuzione sperimentale della temperatura nel pezzo, da confrontare con quella simulata.

Tabella 8.3 Profondità di riscaldamento misurate con metodo grafico

<i>Temperatura</i>	<i>Tempo [s]</i>	<i>Pixels</i>	<i>Profondità riscaldamento [μm]</i>
788°C	6,901	26,5	971
788°C	7,051	33,4	1224
788°C	7,231	34,1	1249
816°C	6,919	28,1	1029
816°C	7,069	33,1	1213
816°C	7,271	34,5	1264
871°C	6,937	22,1	809
871°C	7,09	28,1	1030
927°C	6,953	21,2	777
927°C	7,015	26,7	978
982°C	6,969	19	696
982°C	7,121	25,2	924

In questo modo è possibile ottenere una semplice valutazione della profondità di riscaldamento in funzione del tempo in una zona specifica del pezzo, in questo caso la cava.

Altra possibilità offerta da questa tecnica è un confronto grafico tra isoterme (simulate e misurate):

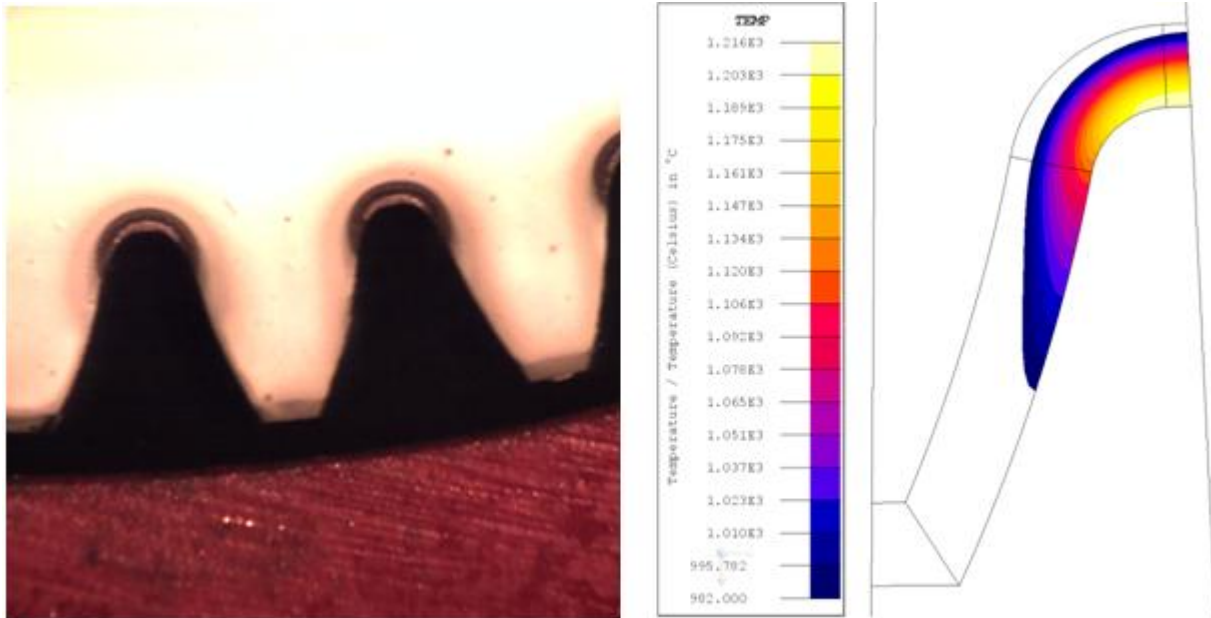


Fig.8.6 Confronto tra profili di riscaldamento, misurato e simulato a 982°C, $t=6,95$ s

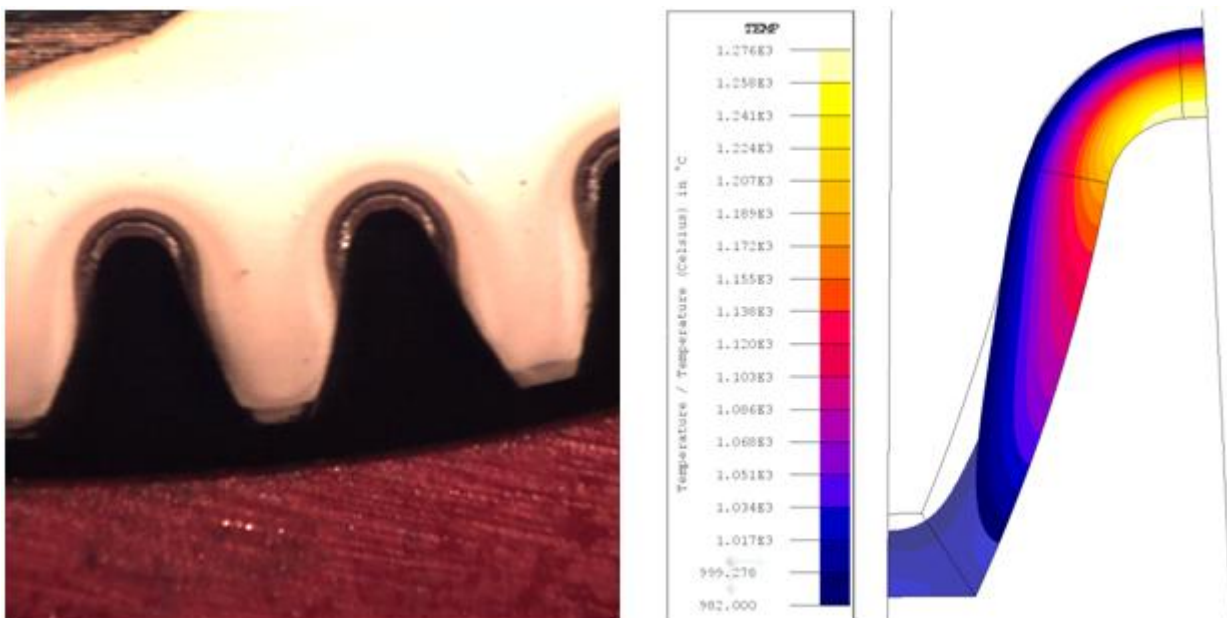


Fig.8.7 Confronto tra profili di riscaldamento, misurato e simulato a 982°C, $t=7,1$ s

Quelle precedentemente riportate sono le isoterme a 982°C; si possono osservare alcune differenze tra il modello simulato e la verifica sperimentale; ciò è dovuto principalmente a diversi fattori che possono essere riassunti come:

- ✓ Sovrastima dell'effetto di bordo nel modello simulato causata da fattori geometrici (nella realtà il profilo non è acuto, ma risulta essere leggermente smussato);
- ✓ Geometria semplificata (in particolare influenza dei fori e del supporto);
- ✓ Fisica del problema (permeabilità magnetica solo funzione della temperatura e non del campo magnetico).

8.4 Misurazione delle durezza

Al fine di verificare la profondità dello strato indurito, si sono effettuate delle misurazioni con microdurometro Vickers. La conversione da gradi Vickers in gradi Rockwell è stata effettuata utilizzando la seguente formula di conversione:

$$HRC = \frac{HV \cdot 100 - 14500}{HV + 223}$$

8.4.1 Ricetta A

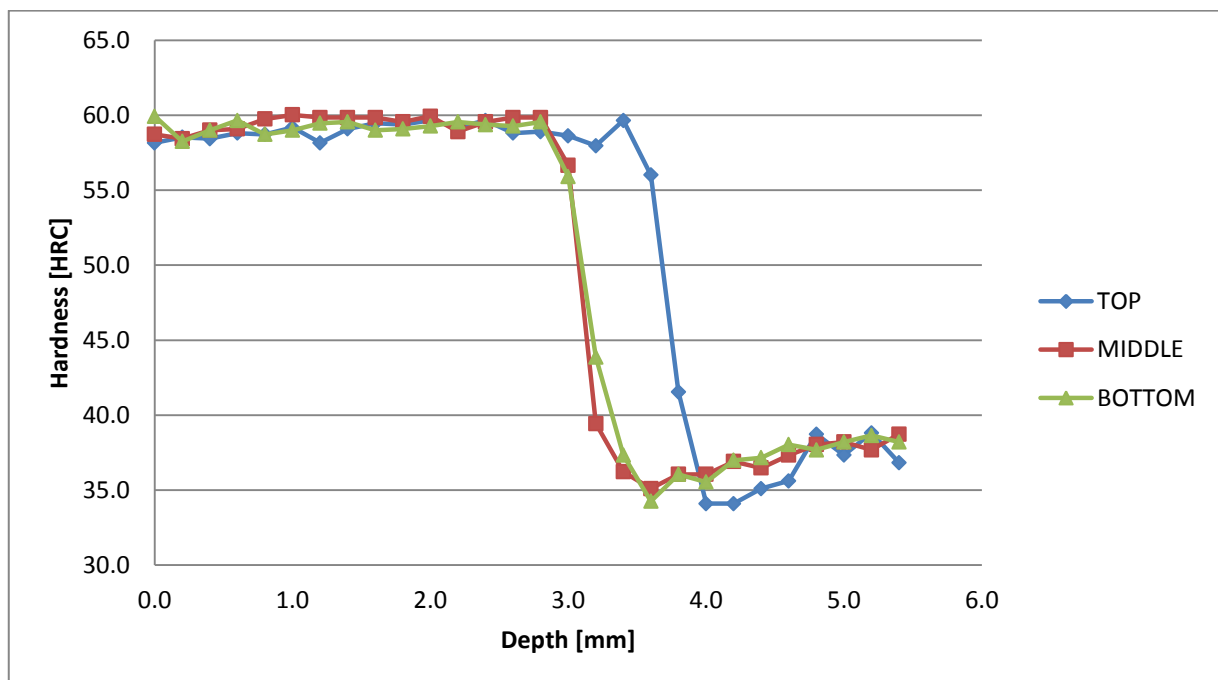


Fig.8.8 Profili di durezza sulla punta del dente, Ricetta A

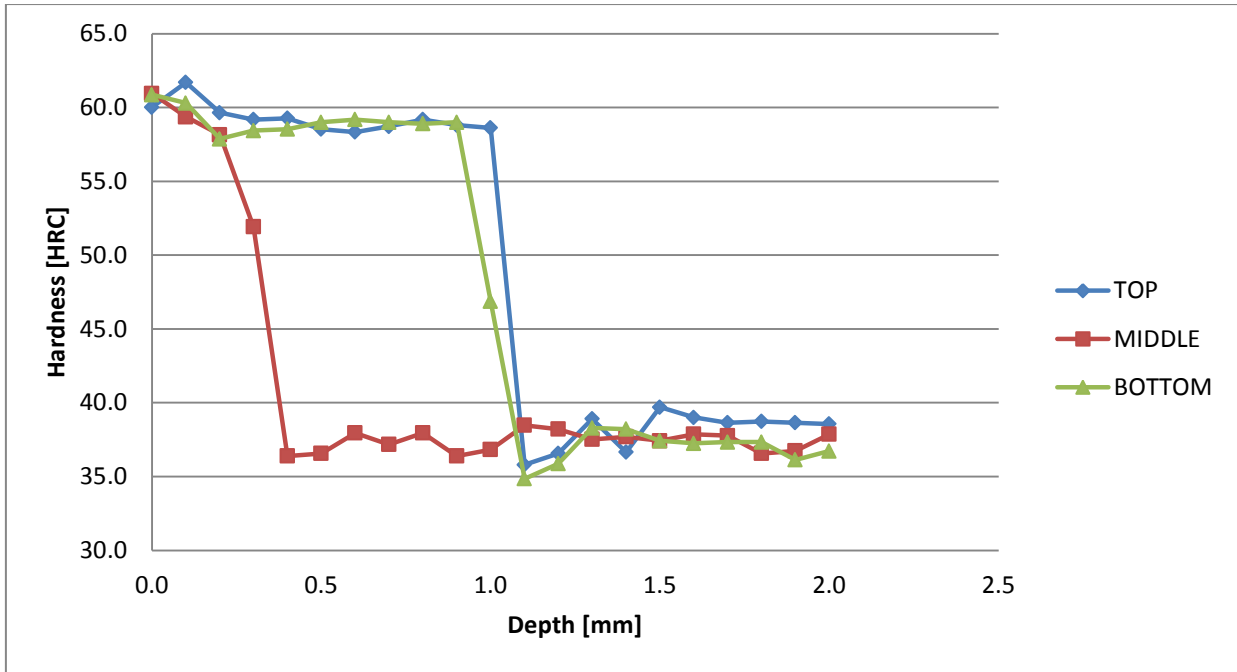


Fig.8.9 *Profili di durezza sulla cava del dente, Ricetta A*

8.4.2 Ricetta B

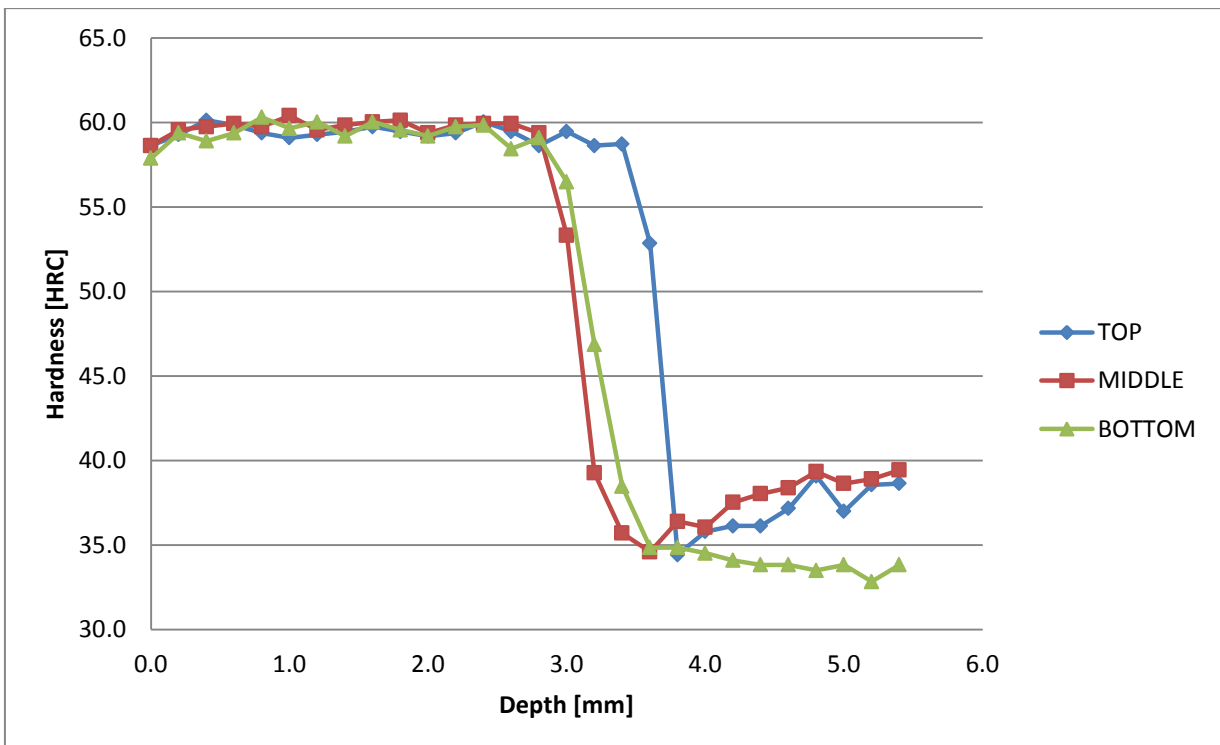


Fig.8.10 *Profili di durezza sulla punta del dente, Ricetta B*

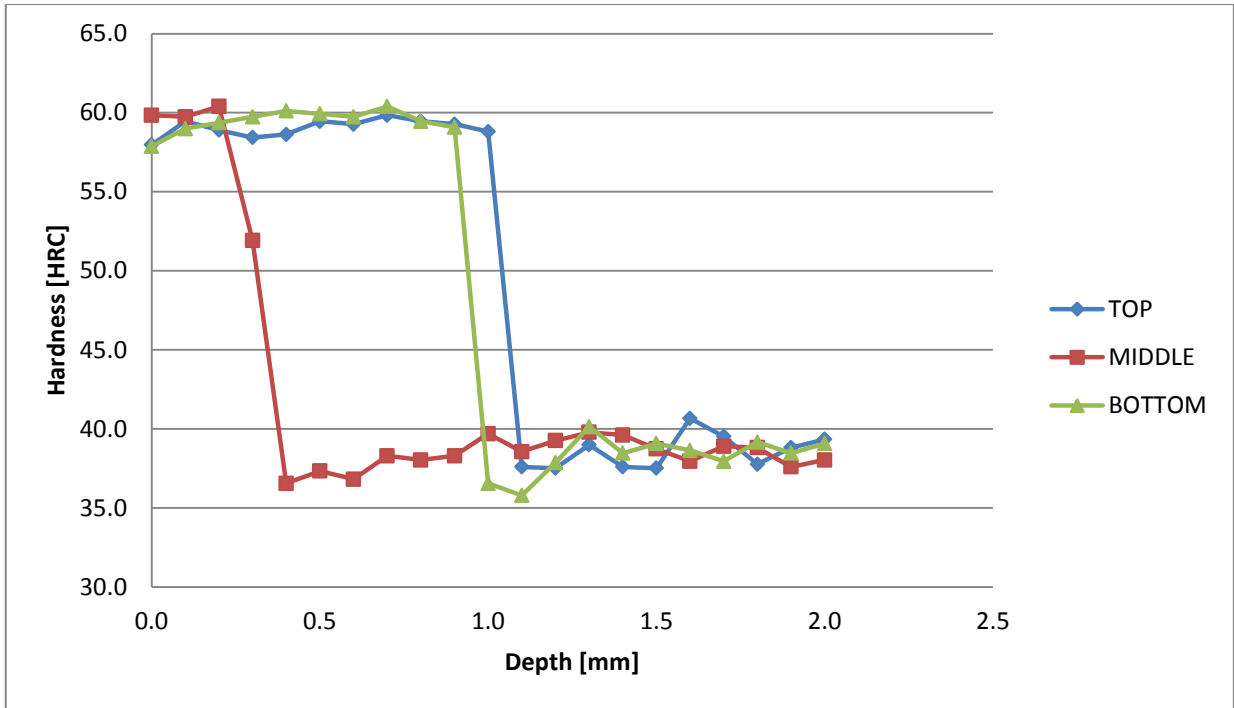


Fig.8.11 *Profili di durezza sulla cava del dente, Ricetta B*

8.4.3 Ricetta C

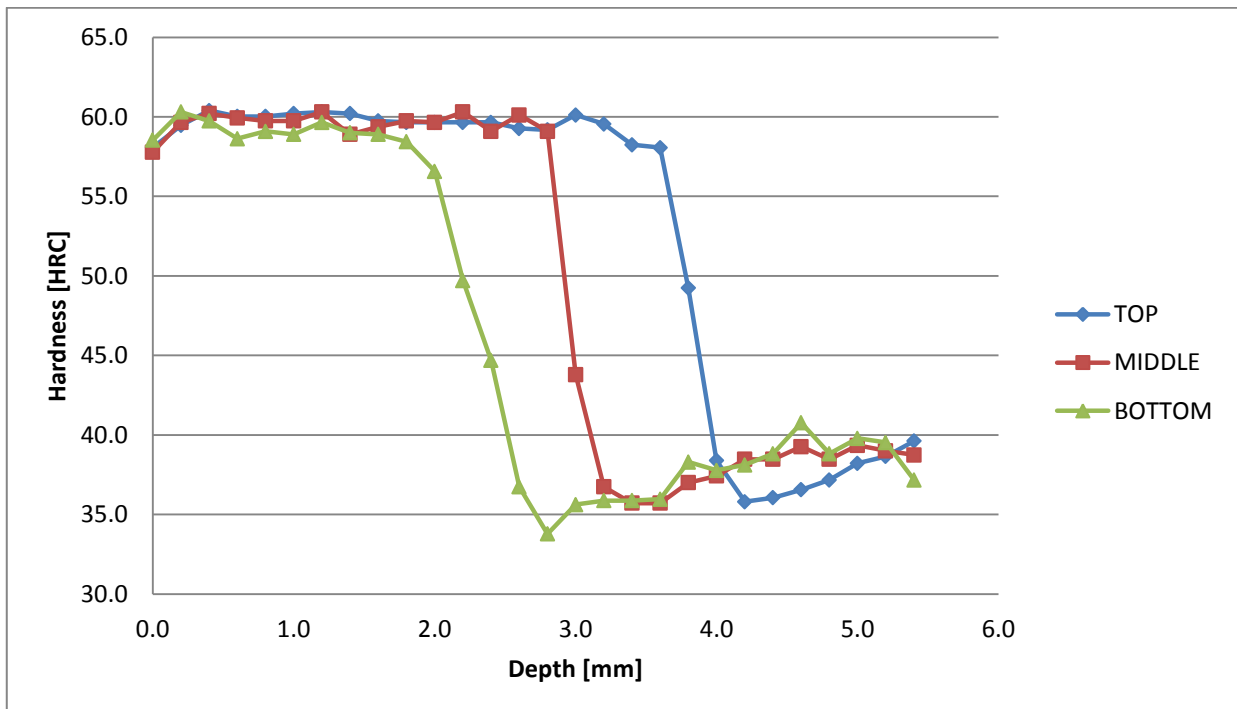


Fig.8.12 *Profili di durezza sulla punta del dente, Ricetta C*

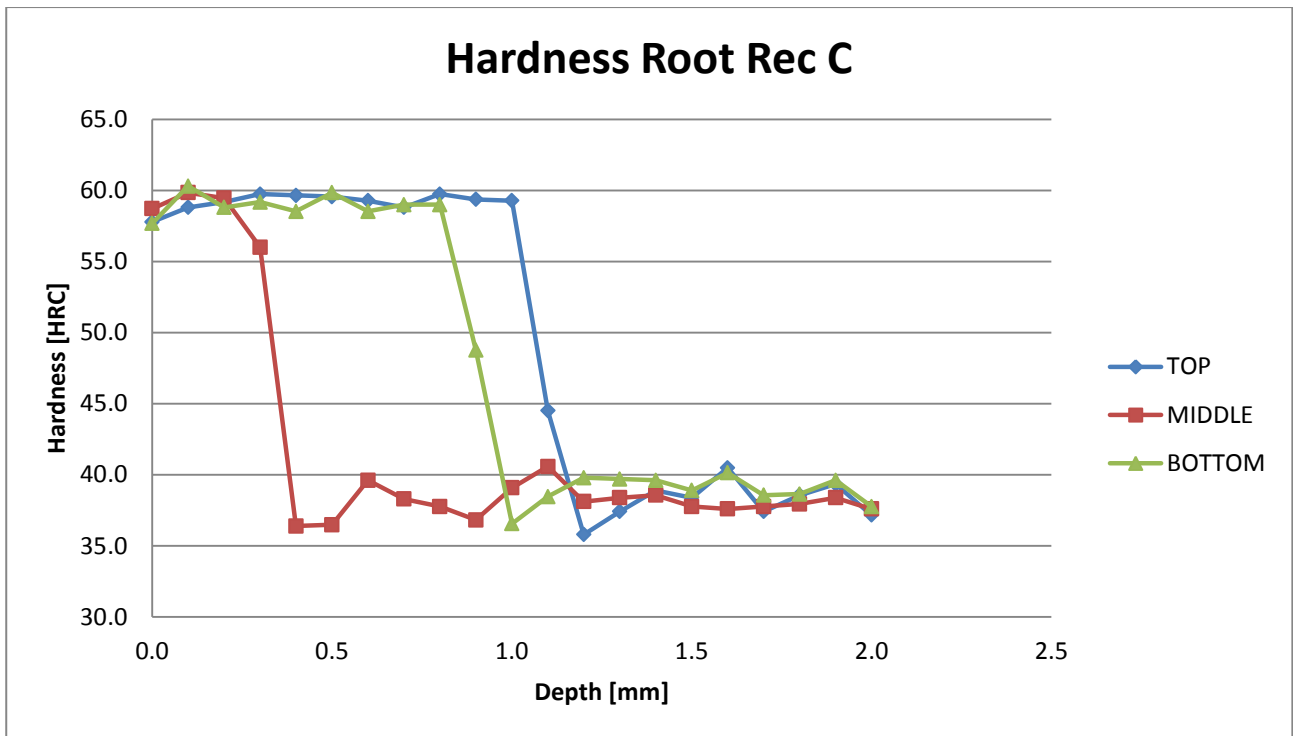


Fig.8.13 *Profili di durezza sulla cava del dente, Ricetta C*

8.4.4 *Confronto durezza tra differenze ricette*

E' possibile osservare in tutti i modelli analizzati un differente spessore temprato tra parte superiore ed inferiore del pezzo; non è ancora ben chiara la natura di questo problema, ma si pensa possa essere un problema geometrico: in particolare si è osservato come i supporti utilizzati al fine di serrare la ruota durante il trattamento abbiano dimensioni diverse e, di conseguenza masse diverse, il che provoca una diversa distribuzione del calore nel profilo della ruota

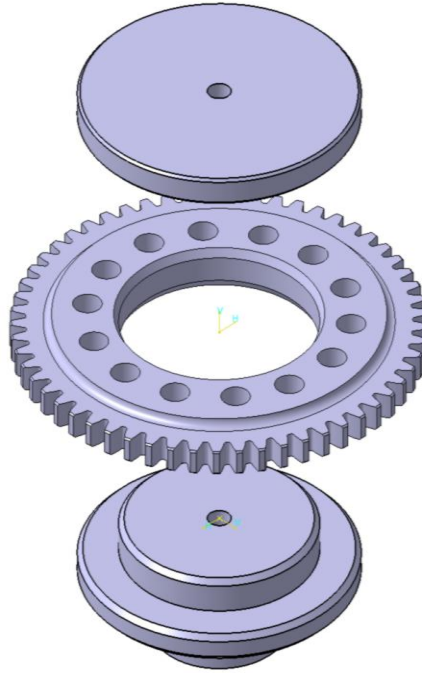


Fig.8.14 *Supporti superiore ed inferiore della ruota dentata, utilizzati nel processo di tempra ad induzione*

Chiaramente, alla luce di quanto detto, le soluzioni risultano essere principalmente due:

- ✓ Traslare il pezzo lungo l'asse z, durante il preriscaldamento, al fine di ottenere una distribuzione di temperatura omogenea e compensando l'effetto dei supporti;
- ✓ Realizzare supporti con dimensioni identiche, ottenendo una reale omogeneità di distribuzione di temperatura.

Entrambe sono soluzioni da prendere in considerazione, tuttavia la prima, oltre a richiedere una lunga calibrazione, rappresenta solo una compensazione del problema, senza risolverlo alla radice, causando oltretutto una non simmetrica distribuzione del campo magnetico nel pezzo.

L'effetto appena descritto è particolarmente visibile nella misurazione della durezza della ricetta C, la cui differenza in termini di profondità di tempra raggiunge gli $1,6\text{ mm}$ tra superficie superiore ed inferiore della punta del dente. Ciò fa pensare che maggiore sarà il tempo di preriscaldamento, maggiore sarà l'influenza dei supporti sull'omogeneità di riscaldamento. Facendo una verifica delle durezza ottenute, variando le caratteristiche di preriscaldamento, si sono notati profili di durezza molto simili nelle ricette A e B, come è possibile vedere nei grafici seguenti; ciò fa supporre che i tempi di preriscaldamento, non abbiano un'elevata influenza sui profili di durezza ottenibili, ma potranno variare i profili delle tensioni residue.

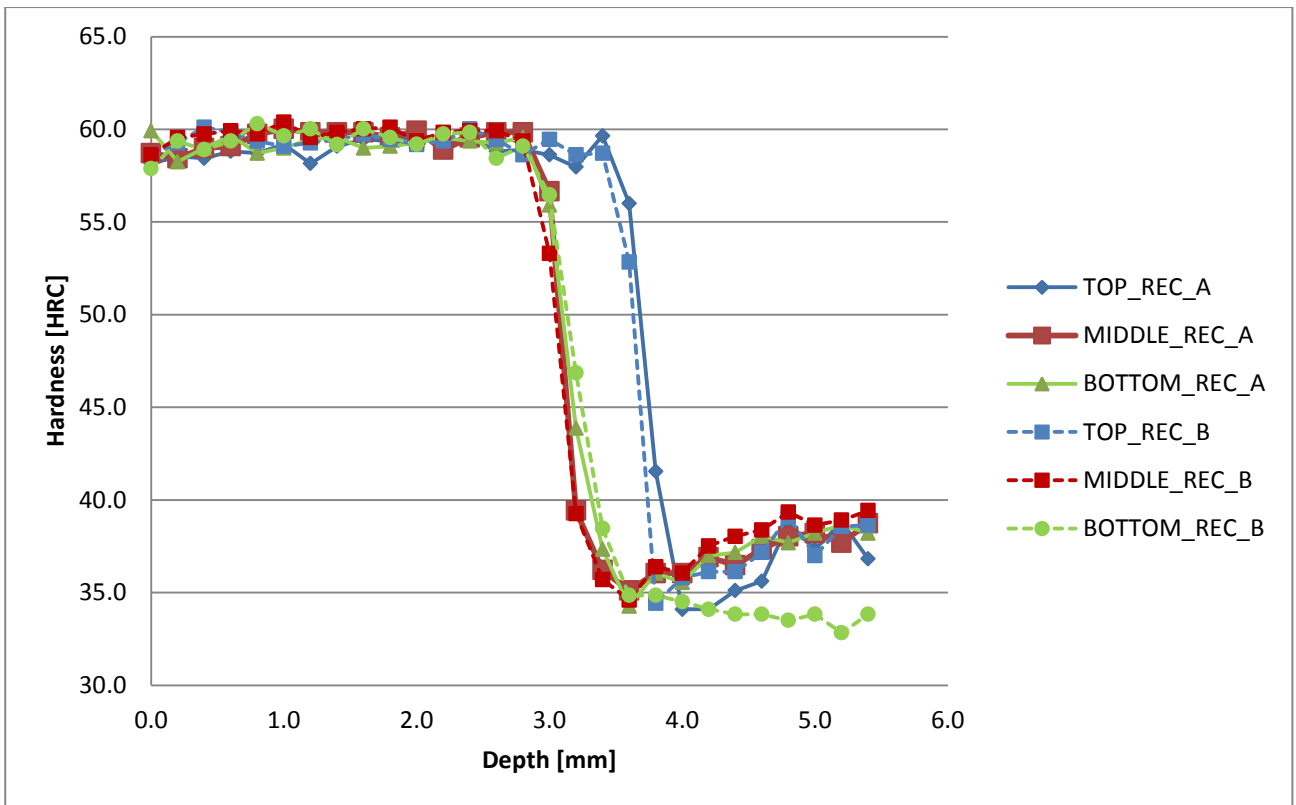


Fig.8.15 Confronto tra le durezzae ottenute sulla punta tra ricetta A e B

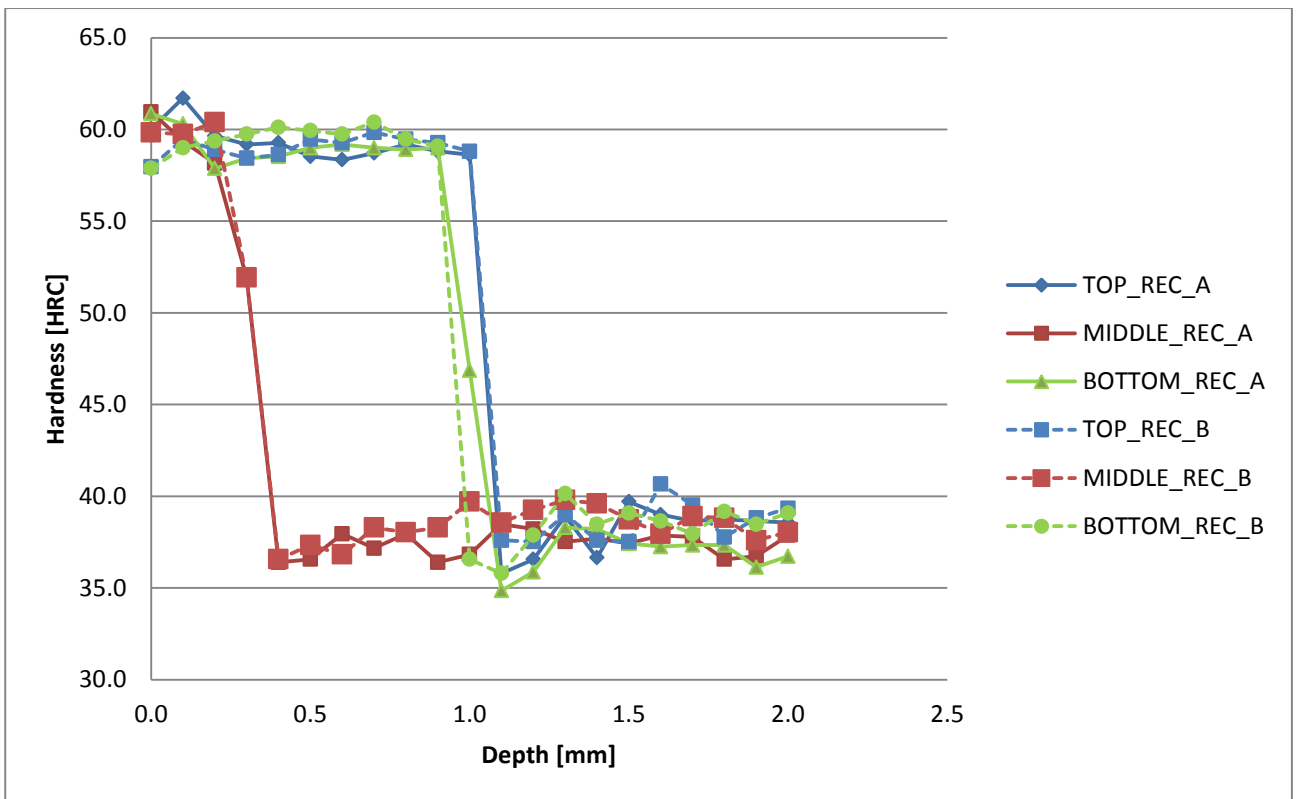


Fig.8.16 Confronto tra le durezzae ottenute sulla cava tra ricetta A e B

8.5 Verifica delle tensioni residue

Un punto cruciale nei processi di tempra ad induzione è la verifica delle tensioni residue nella cava; in particolare, attraverso questo tipo di processo, si generano delle tensioni di compressione in superficie che risultano essere benefiche per garantire al manufatto una maggiore vita a fatica.

La misurazione delle tensioni residue è stata effettuata tramite diffrattometria a raggi X, al fine di determinare le tensioni residue in direzione z, al variare della profondità. Il metodo per la misurazione è il ben noto $\sin^2\psi$, il quale sfrutta i risultati ottenuti dalle prove di diffrazione a diverse angolazioni, per tracciare una retta di regressione e calcolare quindi le tensioni residue e gli errori associati alla misurazione stessa.

La rimozione del materiale è stata eseguita tramite polishing elettrochimico, in modo da asportare sottili strati di materiale ad ogni step, senza introdurre in maniera sensibile nuovi stress meccanici.



Fig.8.17 *Apparecchiatura per electropolishing*

Le tensioni così ottenute non risultano essere le reali tensioni residue presenti all'interno del materiale in quanto, data l'azione di asportazione di materiale, si ha una progressiva redistribuzione delle tensioni, variandone il profilo misurato.

I dati presentati non tengono conto della correzione appena descritta, risultando perciò essere una sovrastima, in termini assoluti, dei valori reali.

Tabella 8.4 *Tensioni residue misurate tramite Diffrazione a raggi X, Ricetta A*

<i>Profondità (μm)</i>	<i>Stress (MPa) Gaussian</i>	<i>Errore</i>	<i>Stress (MPa) Pearson</i>	<i>Errore</i>
0	-540,64	12,63	-546,58	12,53
81	-574,34	14,12	-578,72	15,31
182	-596,23	30	-596,32	30,26
225	-610,75	19,68	-608,71	19,6
256	-599,1	19,66	-600	20,37
320	-419,78	27,48	-410,65	27,75
356	97,1	23,7	98,2	24,1
378	145,6	13,2	148,4	13,4
434	214,9	22,72	213,53	23,67
557	83,7	22,1	85,5	21,7

Tabella 8.5 *Tensioni residue misurate tramite Diffrazione a raggi X, Ricetta B*

<i>Profondità (μm)</i>	<i>Stress (MPa) Gaussian</i>	<i>Errore</i>	<i>Stress (MPa) Pearson</i>	<i>Errore</i>
0	-554,4	18,7	-568,6	19
85	-532,15	22,7	-552,8	22,7
115	-528,3	25,6	-544,5	27
140	-569,2	18,3	-574,2	18
200	-627,4	15,3	-631,6	15,7
230	-550,2	19,1	-556,1	18,7
275	-533	29,9	-532,8	31,1
340	104,17	33,5	105,9	34,5

Tabella 8.6 *Tensioni residue misurate tramite Diffrazione a raggi X, Ricetta C*

<i>Profondità (μm)</i>	<i>Stress (MPa) Gaussian</i>	<i>Errore</i>	<i>Stress (MPa) Pearson</i>	<i>Errore</i>
0	-596	12,7	-603,5	12,4
70	-610,8	21,9	-615,2	22,8
81	-574,8	17,8	-580,5	17,8
150	-618,3	13	-625,7	13,4
235	-458,7	21,3	-455,4	22,73
305	84,1	30,5	84,5	30,1
400	188,9	22,9	188	23,1
445	230,8	12,84	230,3	13,7
535	200,9	32	200,3	32,4

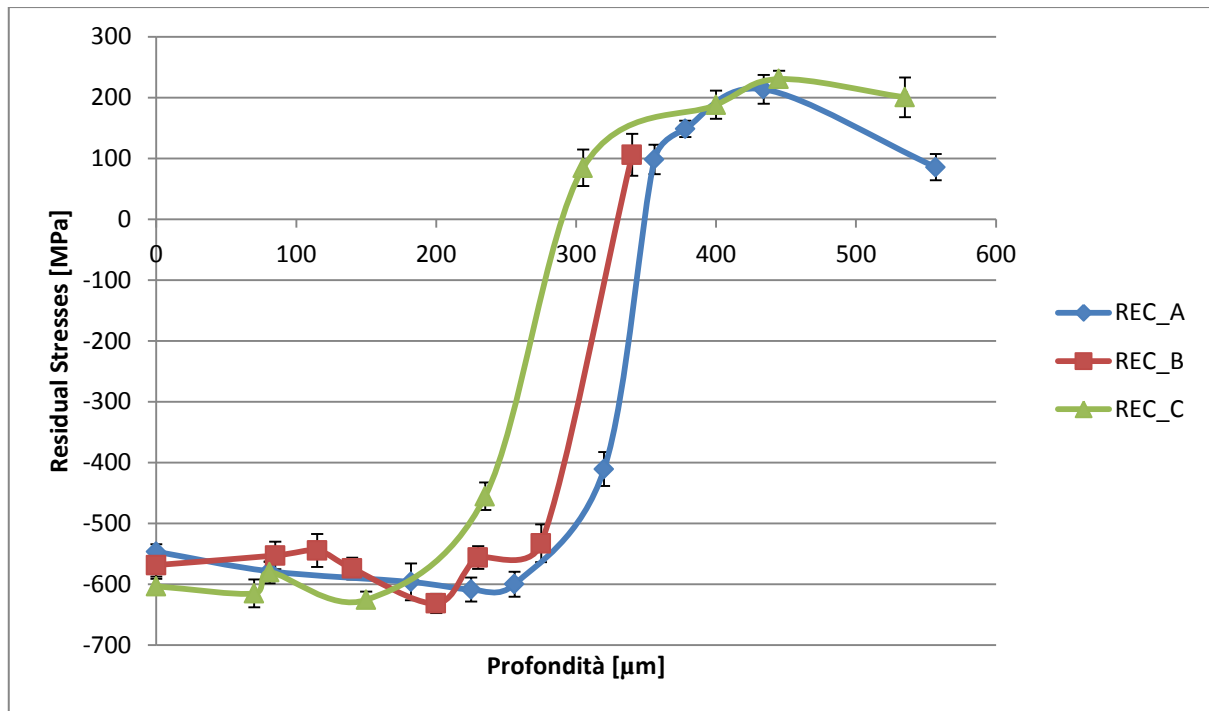


Fig.8.18 Confronto tra i profili di tensioni residue ottenute nelle tre ricette effettuate

Ciò che può essere interessante notare dai dati ottenuti, variando le modalità di preriscaldamento, sono sostanzialmente, simili valori di tensioni residue in superficie, ma diverse aree poste a compressione. Chiaramente risulterà essenziale capire come la redistribuzione delle tensioni, a seguito del processo di polishing, può influenzare la distribuzione delle tensioni residue.

Capitolo 9

Conclusioni

Arrivati al termine del lavoro svolto è giunta l'ora di trarre le conclusioni.

Si è visto, nei primi capitoli, come la tempra ad induzione (in questo caso applicata alle ruote dentate), possa essere una valida alternativa ai processi di carbocementazione, sia dal punto di vista tecnico che economico.

La possibilità di simulare il processo di riscaldamento risulta vincente nella possibilità di studiare la distribuzione del campo magnetico, delle sorgenti di calore e le mappe termiche nel corso del riscaldamento e agire “ad hoc” sui parametri al fine di ottenere il riscaldamento voluto, con ampio risparmio di tempo e mezzi rispetto ad una via più “sperimentale”.

Oltre a ciò, come possibile sviluppo successivo alle simulazioni, è possibile sviluppare codici dedicati per il calcolo delle durezze e tensioni residue.

Il processo di tempra ad induzione introduce tuttavia una serie di nuovi problemi che trovano spesso soluzione nell'utilizzo di metodi agli elementi finiti, al fine di ottimizzare i parametri di prova.

La prima difficoltà incontrata nella realizzazione del modello FEM è stata quella di descrivere in maniera soddisfacente le proprietà fisiche del materiale, tenendo conto della velocità di riscaldamento; purtroppo, spesso, i dati necessari sono difficilmente recuperabili nella "classica" letteratura ed è perciò necessario affidarsi a prove sperimentali e supposizioni teoriche.

Punto critico della trattazione risulta essere la descrizione della permeabilità magnetica: i modelli 3D risolti sono descritti tutti da una permeabilità magnetica solo funzione della temperatura e non del campo magnetico, a causa delle difficoltà risolutive al calcolatore; come si è visto, ciò può introdurre sensibili errori di valutazione della temperatura nel pezzo (ad esempio all'inizio del riscaldamento in alta frequenza).

Oltre a ciò piccole differenze geometriche, come possono essere piccoli smussi dovuti alle lavorazioni meccaniche, possono influenzare notevolmente la creazione dell'effetto di bordo sulle superfici superiore ed inferiore della cava; ciò è difficilmente implementabile attraverso una geometria importata da modello CAD, causando sovrariscaldi localizzati.

Possibili sviluppi futuri del progetto, al fine di migliorare i risultati della simulazione possono essere:

- ✓ Ulteriore implementazione del materiale utilizzato, migliorando la descrizione della dipendenza della velocità di riscaldamento sui punti critici (Ac1 e Ac3) e sulle proprietà fisiche;
- ✓ Utilizzo di modelli geometrici che permettano di descrivere la geometria in tutta la sua complessità (fori di alleggerimento e quant'altro);
- ✓ Inserimento nella geometria simulata dei supporti utilizzati sperimentalmente (si è già dimostrata l'influenza che essi hanno sulla diffusione del calore)
- ✓ Design di sistemi per la riduzione dell'effetto di bordo (anelli sovrapposti alla ruota dentata) al fine di concentrare in essi l'*edge effect* e garantire al pezzo trattato una maggiore uniformità di riscaldamento.

Bibliografia

- [1] ASM HANDBOOK Volume 10, “*Materials Characterization*”, AA.VV, ASM International, 1986;
- [2] ASM HANDBOOK Volume 4, “*Heat Treating*”, AA.VV, ASM International, 1991;
- [3] Barka, N. *et al*, “*Modeling and Sensitivity Study of the Induction Hardening Process*,” Advanced Materials Research, Vol. 15-17 (2007), pp. 525-530;
- [4] Barka, N., “*Etude de sensibilité du profil de dureté des engrenages traités thermiquement par induction en fonction paramètres machine*”, PhD Thesis, ETS Montréal, 2011;
- [5] Barka, N., Chebak, A., Brousseau, J., “Study of Edge Effect of 4340 Steel Specimen Heated by Induction Process Using Axi-symmetric Simulation” Progress In Electromagnetics Research Symposium Proceedings, Marrakesh, Morocco, Mar. 20-23, 2011;
- [6] Biasutti, F., Krause, C., “*Experimental Investigation of process parameters influence on contour induction hardening of gears*”;
- [7] Candeo, A. *et al*, “*Multiphysics Modeling of Induction Hardening of Ring Gears for the Aerospace Industry*” IEEE Transactions on Magnetics, Vol. 47, No. 5 (2011), pp. 918-921;
- [8] Cibaldi, C., “*I Criteri di Scelta e di Trattamento degli Acciai da Costruzione e da Utensili*”, AQM srl, Vol.1.;
- [9] Ducassy, C., “*Prédiction de la dureté et de la profondeur de la zone de sur-revenu lors d’une chauffe rapide par induction d’un acier 4340 trempé revenu*”, M.Ing. dissertation, Dept. Mech. Eng., ETS, Montréal, QC, Canada, 2010 ;
- [10] Fitzpatrick, M.E., Fry, A.T., Holdway, P., Kandil, F.A., Shackleton, J., Suominen, L., “*Measurement Good Practice Guide No. 52, Determination of residual stresses by X-Ray Diffraction – Issue 2*”, Crown, 2005;
- [11] Haimbaugh, Richard E., “*Practical Induction Heating*”, ASM International (2001);

- [12] Larregain, B., Vanderesse N., Bridier, F., Bocher, P., Arkinson, P., “*Method for accurate surface temperature measurements during fast induction heating*”, Proceedings of the 26th ASM Heat Treating Society Conference 2011;
- [13] Lupi S., Dughiero F., Forzan M., “*Modelling Single- and Double-Frequency Induction Hardening of Gear-Wheels*”. The 5th International Symposium on Electromagnetic Processing of Materials, 2006, Sendai, Japan, ISIJ;
- [14] Lupi, S., “*Appunti di elettrotermia*”, A.A. 2005-2006;
- [15] Magnabosco, I., Ferro, P., Tiziani, A., and Bonollo, F. 2006. “*Induction heat treatment of a ISO C45 steel bar*”: Experimental and numerical analysis. Computational Materials Science 35(2): 98-s to 106-s ;
- [16] Paolucci, G.M., “*Lezioni di Metallurgia*”, Vol.1, Edizioni Libreria Progetto Padova , 2002;
- [17] Paolucci, G.M., “*Lezioni di Metallurgia*”, Vol.2, Edizioni Libreria Progetto Padova , 2002;
- [18] Prime, M. B., “*Cross-Sectional Mapping of Residual Stresses by Measuring th Surface Contour After a Cut*”, 2001;
- [19] Qvarnstrom, H., “*Technical Note: A mathematical formula for transformation between the steel hardness scales of Rockwell C and Vickers*”, Journal of Heat Treating, Vol. 7, Number 1, 65-67;
- [20] Rudnev, V., Loveless, D., Cook, R., Black, M., “*Handbook of Induction Heating*”, CRC Taylor & Francis (2003);
- [21] Totten, G. E., “*Steel Heat Treatment Handbook: Metallurgy and Technologies*”, Taylor & Francis (2006);