

Ottimizzazione del trattamento di bonifica per acciai forgiati attraverso simulazioni virtuali

E. Anelli

Un modello bidimensionale proprietario (2D) è stato sviluppato, calibrato e applicato a forgiati di forma semplice per prevedere la loro evoluzione termica e microstrutturale durante il trattamento di tempra e rinvenimento (Q&T). Le trasformazioni di tipo diffusivo sono state calcolate suddividendo la curva di raffreddamento in una serie di micro-isoterme e applicando le leggi di evoluzione dell'austenite (es. JMAK) valide in condizioni isoterme. La percentuale di martensite è stata calcolata in funzione del sottoraffreddamento al di sotto della temperatura di inizio formazione della martensite. Anche il software 3D FEM DEFORM-HT, in grado di calcolare il campo di sollecitazioni durante la tempra, è stato specializzato per gli acciai di interesse. I calcoli hanno mostrato un buon accordo con i dati sperimentali. L'efficacia della modellazione nel determinare le condizioni ottimali di Q&T, raggiungendo la microstruttura e il livello di resistenza desiderati, è presentata con riferimento a componenti forgiati in acciaio per i settori dell'energia e dell'oil & gas.

PAROLE CHIAVE: ACCIAIO, FORGIATI, TEMPRA, RINVENIMENTO, SIMULAZIONE NUMERICA, TRASFORMAZIONE DI FASE, MICROSTRUTTURA, DUREZZA, RESISTENZA, TENSIONI RESIDUE;

INTRODUZIONE

La tempra è un processo di trattamento termico industriale in cui un acciaio, dopo essere stato riscaldato a temperature relativamente elevate per formare austenite e dissolvere completamente o parzialmente i carbo-nitruri, viene rapidamente raffreddato a velocità tali da trasformare la maggior parte dell'austenite in martensite [1,2].

I parametri principali del processo di tempra sono la temperatura e il tempo di austenitizzazione e la velocità di raffreddamento [1-4]. Per una data composizione dell'acciaio, stabilite le condizioni di austenitizzazione (ossia le dimensioni dei grani austenitici), esiste una velocità di raffreddamento critica al di sopra della quale l'austenite si trasforma completamente in martensite, senza la formazione di altri costituenti come bainite, perlite e ferrite. In pratica, quando un componente in acciaio di grandi dimensioni viene temprato, generalmente immergendolo in un mezzo liquido (acqua, olio, acqua e polimero, ecc.), la superficie si raffredda più rapidamente del cuore. Ciò significa che la regione vicina alla superficie, raggiungendo delle velocità di raffreddamento superiori a quella critica si trasforma in martensite, mentre la regione centrale

Ettore Anelli

Franchini Acciai SpA, Mairano (BS)

che si raffredda meno velocemente può presentare una microstruttura mista contenente anche bainite ed eventualmente ferrite e perlite, a seconda della temprabilità dell'acciaio.

Durante la tempra, i gradienti termici e i cambiamenti di volume associati alle trasformazioni di fase inducono tensioni interne e quindi distorsioni nel componente [5].

La tempra è seguita dal rinvenimento a una temperatura inferiore a Ac1 per ridurre le tensioni residue e migliorare la tenacità e la duttilità del materiale [6,7].

Lo sviluppo della tecnologia informatica negli anni '90 e i notevoli sforzi compiuti negli ultimi vent'anni per prevedere l'evoluzione termica e microstrutturale durante il trattamento termomeccanico degli acciai hanno permesso di disporre di una sofisticata modellazione dei fenomeni termici, metallurgici e meccanici e dei loro accoppiamenti. Oggi, diversi programmi informatici possono essere utilizzati per applicazioni industriali. I pacchetti software agli elementi finiti (FEM) come ad esempio ABAQUS, ANSYS, NASTRAN, ecc.) sono in grado di prevedere il trasporto di calore insieme con le sollecitazioni e le deformazioni/distorsioni. Oggi sono disponibili in commercio sistemi di modelli, come SYSWELD [8], DEFORM-HT [9-11] e DANTE [12-15]. DEFORM-HT è un pacchetto software, che incorpora un solutore a elementi finiti, mentre DANTE è un insieme di subroutine utente che richiede i solutori a elementi finiti ABAQUS o Kiva. Le modifiche ai parametri di processo e dei materiali da trattare sono limitate in genere dalla scelta disponibile nel database del programma. Per contro, alcune esigenze di ricerca e sviluppo sono meglio soddisfatte da un software aperto.

Al giorno d'oggi, nonostante i miglioramenti nella modellazione numerica, il processo di Q&T dei forgiati in acciaio per ottenere determinate microstrutture e proprietà meccaniche è spesso progettato in base alle esperienze relative a precedenti produzioni. Pertanto, potrebbero insorgere problemi qualitativi per scarsa resistenza/tenacità, oppure per formazione di cricche da tempra, in particolare nel caso di grossi forgiati.

Nel presente lavoro, sono stati sviluppati e messi a punto diversi algoritmi per calcolare, a partire dai parametri di processo, l'evoluzione termica e microstrutturale di forgiati in acciaio durante il trattamento termico di tempra e di rinvenimento. È stato sviluppato, calibrato e applicato

un modello termico-metallurgico bidimensionale (2D), a volumi finiti, per componenti di forma semplice. Anche il software commerciale FEM 3D DEFORM-HT, in grado di calcolare il campo di sollecitazioni durante la tempra, è stato specializzato per gli acciai di interesse e per vari impianti di tempra industriali.

Dopo aver descritto gli approcci di modellazione e le attività di specializzazione e validazione svolte, sono mostrate le capacità previsionali ed alcuni esempi applicativi con riferimento a componenti forgiati per i settori dell'energia e dell'oil & gas. È possibile valutare microstrutture e durezze nello spessore/raggio, senza la necessità di prove industriali preliminari. I calcoli hanno mostrato un buon accordo con i risultati sperimentali.

Questo lavoro fa parte del progetto di R&S "INNOCOMP", completato nel 2020, finalizzato allo sviluppo di componenti forgiati ad alte prestazioni. Il progetto era parte di un piano di investimenti per un nuovo stabilimento in grado di realizzare prodotti personalizzati ispirati a criteri di sostenibilità ambientale [16-18].

MATERIALI E METODI

Acciai

I lingotti sono stati prodotti attraverso i processi di fusione in forno elettrico, affinazione in siviera, degasaggio sotto vuoto, colaggio in sorgente.

Sono stati analizzati principalmente acciai basso-legati come EN 25CrMo4, 34CrMo4, 42CrMo4, 50CrMo4, 22CrMoNiWV8-8, 30CrMoNiV5-11, 35NiCrMoV12,5 e AISI 4130. Per la convalida e l'applicazione dei modelli numerici sono stati presi in considerazione anche acciai martensitici, ricchi in Cr (8.5%-12.5%), che presentano una trasformazione di fase dell'austenite durante il raffreddamento (cioè gradi F92 e X21CrMoV12-1) e l'acciaio austenitico AISI 316 (Tab.1).

I lingotti sono stati riscaldati tra 1180 °C e 1220 °C e deformati a caldo con presse a stampo aperto.

Trattamenti termici

I trattamenti termici dei forgiati sono stati studiati sperimentalmente e simulati numericamente. I cicli tipici consistono in austenitizzazione, mantenimento a temperatura, tempra in vari mezzi (o normalizzazione, cioè raffreddamento in aria calma) e rinvenimento a temperature

inferiori ad Ac1.

Sono stati utilizzati diversi forni a camera con suola fissa, in grado di trattare termicamente pezzi forgiati di grandi dimensioni, dotati di bruciatori a basso consumo e a ridotto impatto ambientale.

I pezzi forgiati sono stati introdotti e scaricati dai forni discontinui per mezzo di caricatori automatiche, che

migliorano la sicurezza degli operatori e consentono di realizzare tempi brevi e riproducibili di trasferimento dei pezzi dal forno alla vasca di tempra.

Due forni possono essere uniti per trattare pezzi lunghi fino a 26 m. I forni, in termini di uniformità della temperatura, sono conformi ai requisiti delle specifiche API 6A - Allegato M e AMS 2750 E.

Tab.1 - Forcella analitica (massa %) per i principali elementi degli acciai selezionati. - Chemical composition ranges (mass %) of main elements for the selected steels.

Steel		C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	V	Nb	W	Al
25CrMo4	Min	0.22	0.60	0.10	0.90	0.15	-	-	-	-	-
	Max	0.29	0.90	0.40	1.20	0.30	-	-	-	-	-
34CrMo4	Min	0.30	0.60	0.10	0.90	-	-	-	-	-	-
	Max	0.37	0.90	0.40	1.20	-	-	-	-	-	-
42CrMo4	Min	0.38	0.60	0.10	0.90	0.15	-	-	-	-	-
	Max	0.45	0.90	0.40	1.20	0.30	-	-	-	-	-
50CrMo4	Min	0.46	0.50	0.10	0.90	0.15	-	-	-	-	-
	Max	0.54	0.80	0.40	1.20	0.30	-	-	-	-	-
22CrMoNiWV8-8	Min	0.20	0.60	-	2.00	0.80	0.70	0.25	-	0.60	-
	Max	0.24	0.80	0.10	2.20	0.90	0.80	0.35	-	0.70	0.010
30CrMoNiV5-11	Min	0.28	0.30	-	1.10	1.00	0.50	0.25	-	-	-
	Max	0.34	0.80	0.15	1.40	1.20	0.75	0.35	-	-	0.010
35NiCrMoV12.5	Min	0.30	0.40	0.15	1.00	0.35	2.50	0.08	-	-	-
	Max	0.40	0.70	0.35	1.40	0.60	3.50	0.20	-	-	-
Grade 92	Min	0.07	0.30	-	8.50	0.30	-	0.15	0.040	1.50	-
	Max	0.13	0.60	0.50	9.50	0.60	0.40	0.25	0.090	2.00	0.02
X21CrMoV12-1	Min	0.20	0.30	-	11.0	0.80	0.30	0.25	-	-	-
	Max	0.26	0.80	0.20	12.5	1.20	0.80	0.35	-	-	-
AISI 316	Min	-	-	-	16.0	2.00	10.0	-	-	-	-
	Max	0.03	2.00	1.00	18.0	3.00	15.0	-	-	-	-

Sono disponibili varie vasche di tempra con un volume di 800-850 m³. Come liquido di spegnimento è possibile utilizzare sia acqua che soluzioni di acqua e PolyAlkylene Glicol (PAG). La velocità di raffreddamento può essere variata in base alla temprabilità dell'acciaio e ai requisiti dei componenti, variando la concentrazione di polimero e il grado di agitazione del liquido. La temperatura delle soluzioni PAG-acqua è mantenuta nell'intervallo 30-35 °C da un sistema di riscaldamento. Per garantire una buona uniformità di temperatura del fluido di tempra, l'agita-

zione viene effettuata mediante eliche distribuite sui lati lunghi della vasca, formando due file opposte, una vicina alla parte superiore e l'altra a quella inferiore, favorendo un'adeguata circolazione del fluido. Il livello di agitazione è regolato agendo sulla potenza degli inverter che regolano la velocità del motore delle eliche. L'incremento della temperatura del liquido di raffreddamento, dovuto al calore rilasciato dalle parti calde durante la tempra, viene solitamente mantenuto al di sotto dei 5°C. In ogni caso, la temperatura del liquido di raffreddamento non supera i 40

°C perché se la temperatura del bagno, misurata da varie termocoppie, supera un valore target, la soluzione viene aspirata da una pompa dall'alto, trasferita a uno scambiatore di calore e reimpressa dopo il raffreddamento nella vasca dal basso.

Prove meccaniche ed esami microstrutturali

Dopo il trattamento termico, sono stati prelevati dei campioni da prolunghie o da forgiati sacrificali. Le prove di trazione e di impatto Charpy con intaglio a V sono state eseguite rispettivamente con una macchina di prova universale (Zwick/Roell Z250) e con un pendolo (Zwick/Roell RKP 450). I profili di durezza sono stati misurati nello spessore con un durometro Brinell da 3000 kg.

Gli esami microstrutturali sono stati eseguiti con un microscopio ottico Olympus su campioni metallografici preparati con procedure standard. La frazione di volume dei costituenti microstrutturali è stata valutata con il metodo del conteggio a punti (point counting) secondo la norma ASTM E562.

Modello bidimensionale

Sono stati sviluppati e calibrati diversi algoritmi per calcolare l'evoluzione termica dei manufatti forgiati durante le

fasi di riscaldamento e raffreddamento.

È stato sviluppato un modello termico proprietario 2D (Franchini-HT), che utilizza come solutore del campo termico un algoritmo bidimensionale a volumi finiti, in cui la maglia di calcolo viene generata con un sistema automatico. Questo modello è specifico per prodotti di forma semplice (cilindrica piena, cilindrica cava, prismatica a sezione quadrata o rettangolare) ed è adatto a prevedere l'evoluzione termo-microstrutturale di barre, alberi, tubi e piastre durante il raffreddamento. Può utilizzare due approcci a seconda delle condizioni di raffreddamento, continuo o generale (compresa la tempra interrotta), e del tipo di acciaio [16-18].

Raffreddamento continuo di acciai basso-legati

Nel caso di raffreddamento continuo e acciai basso-legati, nota la velocità media di raffreddamento in un punto, calcolata con un modello termico semplificato, senza considerare in dettaglio la trasformazione di fase, la microstruttura viene determinata sulla base delle velocità critiche di raffreddamento per la formazione di frazioni definite di costituenti microstrutturali (Fig.1), stabilite mediante formule empiriche [19] e metodi di interpolazione.

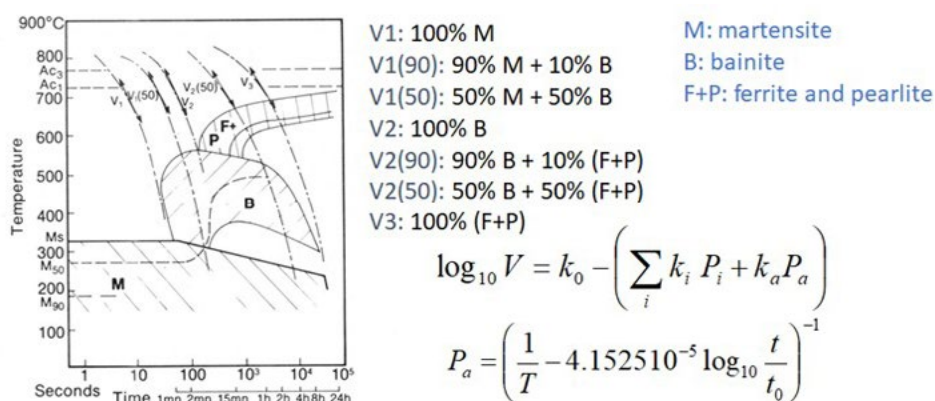


Fig.1 - Velocità di raffreddamento critiche per la formazione di frazioni definite di costituenti microstrutturali stabilite da formule empiriche / Critical cooling rates for the formation of defined fractions of microstructural constituents established by empirical formulae.

Questo approccio non richiede la conoscenza del diagramma di trasformazione isoterma (Tempo-Temperatura-Trasformazione, TTT), né sperimentale né calcolato. Inoltre, la durezza dopo il raffreddamento/tempra è sti-

mata con equazioni empiriche di letteratura originariamente sviluppate per acciai a basso e medio tenore di C (C=0.08-0.5%) con un contenuto totale di elementi di lega (Mn+Cr+Ni+Mo) inferiore al 5%. La durezza in un deter-

minato punto è stimata come media pesata della durezza dei costituenti microstrutturali "puri", in base alle loro frazioni in volume. La durezza dei vari costituenti microstrutturali dipende dalla composizione dell'acciaio e dalla velocità di raffreddamento.

Un altro modello empirico viene utilizzato per stimare l'effetto del successivo trattamento di rinvenimento sulla durezza [19, 20]. Solo la durezza di bainite e martensite si riduce per effetto del rinvenimento, mentre quella di ferrite e perlite non varia significativamente.

Qualsiasi tipo di acciaio e raffreddamento

In caso di raffreddamento generale o discontinuo (ad esempio, tempra interrotta), si esegue un calcolo termo-metallurgico accoppiato utilizzando un approccio semi-empirico in cui la cinetica della trasformazione di fase è descritta dal diagramma TTT. Le formulazioni per descrivere l'evoluzione della microstruttura si basano su relazioni come la legge di Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) [21], nel caso di costituenti formati da processi diffusivi (ad es. ferrite, perlite):

$$f = f_{\max} \{1 - \exp [- b t^n]\} \quad (\text{eq.1})$$

dove f è la frazione in volume del costituente al tempo t , f_{\max} è la frazione massima raggiunta in condizioni di equilibrio, b e n sono costanti per una data temperatura.

Quando è disponibile il diagramma TTT, questi parametri possono essere ottenuti mediante le seguenti relazioni:

$$n = \ln [\ln (1-f_s) / \ln (1-f_f)] / \ln (t_s / t_f) \quad (\text{eq.2})$$

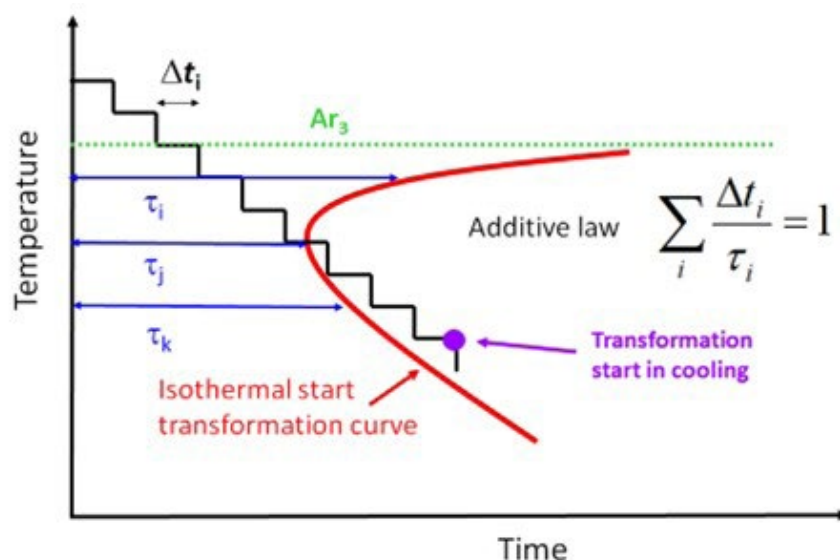
$$b = -\ln (1-f_s) / t_s^n \quad (\text{eq.3})$$

dove f_s e f_f sono le frazioni volumetriche iniziale e finale (solitamente $f_s=0.01$ e $f_f=0.99$) e t_s e t_f sono i tempi di inizio e fine trasformazione a temperatura costante.

Se n nell'eq.1 rimane costante durante la trasformazione (cioè n è indipendente dalla temperatura) e b è solo una funzione della temperatura, il principio di Scheil) o regola dell'additività di Scheil) [22] può essere utilizzato per estendere il modello JMAK a condizioni non isoterme.

La distribuzione della temperatura all'interno di qualsiasi regione arbitraria nel corso del tempo è ricavata utiliz-

zando la legge di Fourier sulla conduzione e il trasporto del calore, insieme con la legge di conservazione dell'energia. Sono stati applicati metodi numerici per risolvere l'equazione del trasporto di calore e ottenere la distribuzione della temperatura, incorporando gli algoritmi per la descrizione delle trasformazioni di fase e il calore latente di trasformazione. L'inizio della trasformazione di fase (Fig.2a) è calcolato in base al tempo di incubazione per la nucleazione τ e alla legge additiva di Scheil [22, 23].



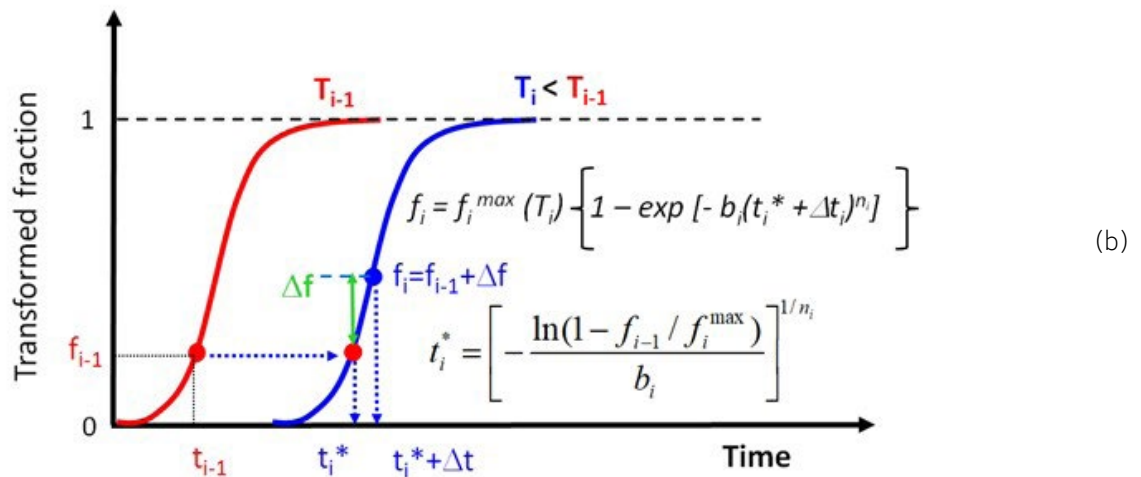


Fig.2 - (a) Inizio della trasformazione di fase in base al tempo di incubazione per la nucleazione e alla legge additiva di Scheil; (b) Calcolo della frazione trasformata approssimando il profilo termico tempo-temperatura con una sequenza di intervalli di tempo molto brevi (condizione isoterma) e utilizzando il tempo fittizio, t_i^* . / (a) Phase transformation start according to incubation time for nucleation τ and Scheil's additive law; (b) Calculation of the transformed fraction approximating the time-temperature thermal profile with a sequence of very short time intervals (isothermal condition) and using the fictitious time, t_i^* .

Secondo il principio di Scheil, la generica curva di raffreddamento è approssimata mediante incrementi di tempo infinitamente piccoli Δt_i . Assumendo che la frazione in volume trasformata alla temperatura T_{i-1} sia nota, il tempo di trasformazione t_i può essere ottenuto sommando l'incremento di tempo, Δt_i , e il tempo fittizio, t_i^* , necessario per ottenere la stessa frazione trasformata alla temperatura corrente, T_i , ossia $t_i = \Delta t + t_i^*$, dove t_i^* è calcolato mediante il modello JMAK (Fig.2b).

Questo approccio è stato ampiamente adottato e in letteratura si possono trovare molti esempi, in cui vengono analizzati anche gli aspetti teorici [16-18, 23-26].

Poiché i tempi di inizio e fine trasformazione di fase in condizioni isoterme dipendono dalla dimensione dei gra-

ni austenitici e spesso si dispone di un diagramma TTT per una certa dimensione media di grano che può non coincidere con quella del trattamento di interesse, è stato sviluppato un algoritmo basato sull'approccio proposto da Kirkaldy [27], in cui l'effetto della dimensione del grano austenitico sul tempo di inizio trasformazione è espresso con un fattore $2^{N/8}$, dove N è la dimensione del grano espressa come numero ASTM.

La formazione della martensite, che si sviluppa dall'austenite non trasformata, è descritta tenendo conto che è funzione solo dal sottoraffreddamento rispetto alla temperatura critica di inizio formazione della martensite (M_s) mediante l'equazione proposta da Koistinen e Marburger [28, 29]:

$$M = 1 - \exp[-0.011 (M_s - T)] \tag{eq.4}$$

Il modello 2D proprietario "Franchini-HT" è dotato di un modulo in grado di stimare la durezza sulla base delle frazioni volumetriche dei costituenti microstrutturali formati dopo raffreddamento/tempra e rinvenimento e di equazioni empiriche, simili a quelle proposte da Maynier et al. [19, 20], aggiornate in termini di coefficienti per gli acciai ad alto tenore di cromo (8-23%Cr).

Il modello proprietario 2D è veloce (il calcolo dura generalmente meno di 15 minuti) e calcola la durezza anche dopo rinvenimento, ma non fornisce informazioni su tensioni e distorsioni. Può essere efficacemente utilizzato per effettuare delle analisi preliminari di sensibilità, compreso l'effetto della dimensione dei grani austenitici, al fine di selezionare le simulazioni di trattamento termico più

promettenti da eseguire successivamente con il software commerciale tridimensionale (3D).

Software FEM 3D

Sebbene i modelli bidimensionali (2D) possano essere sufficienti per eseguire vari studi metallurgici, nel caso di pezzi di forma complessa e asimmetrica, per il calcolo delle deformazioni/distorsioni deve essere presa in considerazione la geometria tridimensionale (3D). Inoltre, i modelli numerici per la simulazione del trattamento termico devono essere in grado di gestire condizioni al contorno complesse, dovute alla variazione del coefficiente di scambio termico (Heat Transfer Coefficient, HTC) con la temperatura superficiale e la posizione.

Il software commerciale 3D Deform-HT (versione 11.2), in grado di simulare il trattamento termico degli acciai utilizzando modelli integrati di deformazione, trasporto di calore e trasformazione di fase, è stato specializzato per gli acciai e gli impianti di tempra di interesse. In particolare, è stato applicato per la descrizione dell'evoluzione termica, microstrutturale e delle sollecitazioni di prodotti di forma complessa durante il trattamento termico.

Anche questo programma di calcolo considera l'acciaio come una miscela di costituenti microstrutturali, ciascuno con le proprie caratteristiche termomeccaniche, per definire le varie proprietà in funzione della temperatura e dei principali elementi di lega. Il modello di deformazione comprende vari approcci elastoplastici. Le trasformazioni di fase basate sulla diffusione sono descritte con le equazioni di JMAK e in base ai diagrammi TTT. Le trasformazioni di fase senza diffusione, come quella da austenite a martensite, sono rappresentate da equazioni in funzione della temperatura e dello stress. Inoltre, si tiene conto del calore latente di trasformazione e delle variazioni di volume dovute alle trasformazioni di fase.

I risultati del modello includono l'evoluzione della temperatura, delle tensioni interne, della distorsione, delle frazioni volumetriche dei costituenti microstrutturali e della

durezza dopo il raffreddamento/tempra. È possibile impostare più operazioni di trattamento termico da eseguire in sequenza senza intervento manuale.

Il modello 3D, più impegnativo in termini di memoria, richiede in genere diverse ore di calcolo, ma è in grado di identificare le condizioni critiche del processo che possono portare a problemi di qualità, tra cui distorsioni eccessive e cricche da tempra.

Per l'impostazione di entrambi i modelli vengono eseguite le seguenti fasi:

1. Meshing della geometria del pezzo (nel caso di Deform-HT si possono utilizzare strumenti CAD).
2. Selezione delle proprietà termofisiche, del coefficiente di espansione termica, del modulo di Young e della curva tensione-deformazione, che descrive il comportamento plastico, dal database. (le proprietà dipendono dalla temperatura e dai costituenti microstrutturali del materiale).
3. Selezione del diagramma TTT in relazione alla composizione dell'acciaio e alla dimensione dei grani di austenite. Il diagramma TTT può essere sperimentale, ottenuto da caratterizzazioni precedenti, o calcolato per una data dimensione media dei grani austenitici.
4. Inserimento dei dati di processo, come la temperatura e il tempo di austenitizzazione, il tempo di attesa in aria prima di iniziare la tempra, il mezzo di tempra, la temperatura e il tempo di rinvenimento, ecc.
5. Inserimento del coefficiente di scambio termico (HTC) per un determinato mezzo di raffreddamento. Oltre a dati di letteratura, è possibile utilizzare l'HTC effettivo per una determinata vasca di tempra (tipo di mezzo e intensità di agitazione), determinato mediante un blocco di acciaio strumentato con termocoppie. I valori di HTC sono utilizzati come condizioni al contorno dipendenti dalla temperatura e sono disponibili in un database specifico.

Determinazione dei coefficienti di scambio termico

Il trasporto di calore tra un componente e l'ambiente è solitamente descritto dalla seguente equazione semplificata:

$$HTC = q / (T_s - T_e) \quad (eq.5)$$

dove:

- HTC è il coefficiente di scambio termico [W/(m² K)].
- q è la densità del flusso di calore [W/m²],
- T_s è la temperatura della superficie del manufatto da raffreddare [K]

- T_e è la temperatura ambiente [K].

Le variazioni di HTC in funzione della temperatura sono indotte da diversi fenomeni fisici che si verificano all'interfaccia tra il componente e il fluido di raffreddamento/tempra. Solitamente la determinazione di HTC durante il riscal-

damento in forno, il trasferimento in aria e la tempra (vari mezzi) è basato sui rilievi termici effettuati con sonde strumentate con termocoppie e metodi di analisi inversa.

In primo luogo, sono stati caratterizzati diversi mezzi polimerici acquosi, misurando l'evoluzione della temperatura di una sonda cilindrica in lega Inconel 600 (UNS N06600/W. Nr. 2.4816) di geometria standard immersa in mezzi di tempra industriali in condizioni controllate di laboratorio (metodo Tensi secondo lo standard ASTM D6482) [16-18]. Il "reverse engineering" delle curve di raffreddamento è stato effettuato utilizzando il FEM per descrivere la geometria della sonda. Tuttavia, quando le condizioni fluidodinamiche tra il laboratorio e il processo industriale sono significativamente diverse e le temperature di raffreddamento sono inferiori a 40 °C, le relazioni tra HTC e temperatura devono essere migliorate. Questo risultato è stato ottenuto sulla base del valore di HTC determinato dall'analisi di Fourier inversa delle misure di temperatura effettuate su blocchi strumentati con termocoppie e raffreddati nelle vasche di tempra industriali. Questo è l'approccio preferito poiché il trasferimento di calore, soprattutto durante l'operazione di tempra, è influenzato da molti fattori, tra cui l'ossidazione della superficie, il liquido di raffreddamento (ad esempio, il tipo di polimero e sua percentuale nell'acqua), la geometria della vasca e l'intensità di agitazione del liquido di raffreddamento.

Un blocco di acciaio austenitico AISI 316L, che non presenta trasformazioni di fase, è stato strumentato con cinque termocoppie per misurare le curve di raffreddamento a va-

rie profondità. I dettagli sulle prove e gli esempi dei valori di HTC in funzione della temperatura e della percentuale di polimero PAG sono riportati altrove [16-18].

Questi valori di HTC determinati durante la tempra sono specifici dell'impianto industriale utilizzato e possono essere diversi dall'HTC ottenuto con il metodo Tensi, pur utilizzando lo stesso mezzo industriale, a causa delle differenze fluidodinamiche e di temperatura. È importante disporre di un'accurata base dati sull'HTC per le varie vasche di tempra industriali, soprattutto quando, oltre all'evoluzione termica, è necessario calcolare anche le tensioni interne/residue e le distorsioni.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Convalida del modello

Evoluzione termica

Un blocco di acciaio inossidabile austenitico AISI 316L è stato strumentato con termocoppie e, dopo un riscaldamento a 900 °C, è stato immerso in una vasca industriale per alcuni minuti, quindi sollevato in aria, dove è rimasto alcuni minuti, e immerso nuovamente nel fluido di tempra agitato.

L'HTC determinato con prove di laboratorio (metodo Tensi secondo ASTM D6482), permette già di riprodurre gli andamenti termici industriali, come nell'esempio mostrato nella Fig.3a. Tuttavia, le differenze tra le temperature calcolate e quelle sperimentali si riducono significativamente se si utilizza la curva HTC determinata per la specifica vasca con prove industriali (Fig.3b).

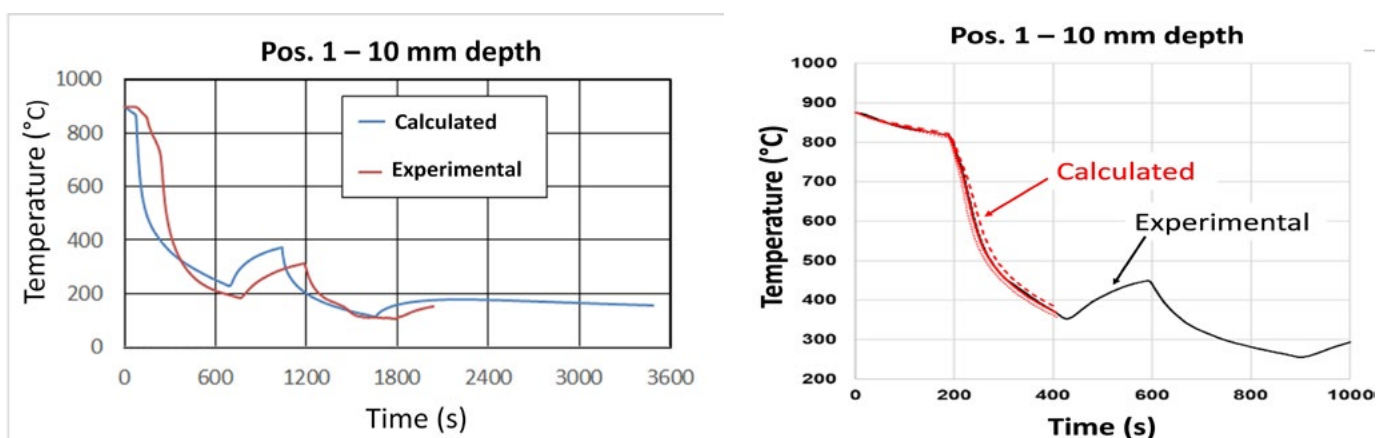


Fig.3 - Curve di raffreddamento misurate per un blocco di acciaio a 10 mm di profondità rispetto a quelle calcolate dal modello termico utilizzando l'HTC determinato con: (a) prova di laboratorio (ASTM D6482); (b) prova industriale. / Cooling curves measured for a steel block at 10 mm depth compared to those calculated by the thermal model using HTC determined by: (a) laboratory test (ASTM D6482); (b) industrial trial.

Utilizzando lo stesso HTC e le stesse proprietà termiche, sia il modello 2D proprietario che il modello 3D commerciale calcolano campi termici su una sezione praticamente uguali.

È stata eseguita anche una verifica sistematica, utilizzando il modello 2D, per confrontare l'evoluzione della temperatura superficiale calcolata con le misure effettuate mediante pirometri su barre tonde/alberi di vari diametri durante appositi trattamenti termici industriali. Questi materiali, dopo l'austenitizzazione, sono stati sottoposti a una sequenza di immersioni in liquido agitato, separate da emersioni in aria (cicli multipli di tempra interrotta). Durante i periodi di permanenza in aria, sono state effettuate varie misurazioni con un pirometro utilizzando un valore

di emissività costante (impostato a 0.95). Un esempio di curva di raffreddamento calcolata alla superficie di un albero in acciaio basso-legato 35NiCrMoV12-5 così trattato è mostrato in Fig.4, insieme alle misure sperimentali con pirometro.

Un confronto simile è stato effettuato su vari alberi e barre di diametro compreso tra 300 mm e 1650 mm, realizzati con diversi acciai. Tutti i risultati sono riassunti nella Fig.5. Si nota una tendenza a sottostimare i valori sperimentali. Alle alte temperature superficiali il modello di calcolo sembra più accurato, mentre alle basse temperature (< 470 °C) si notano delle differenze che arrivano a volte a superare 80 °C.

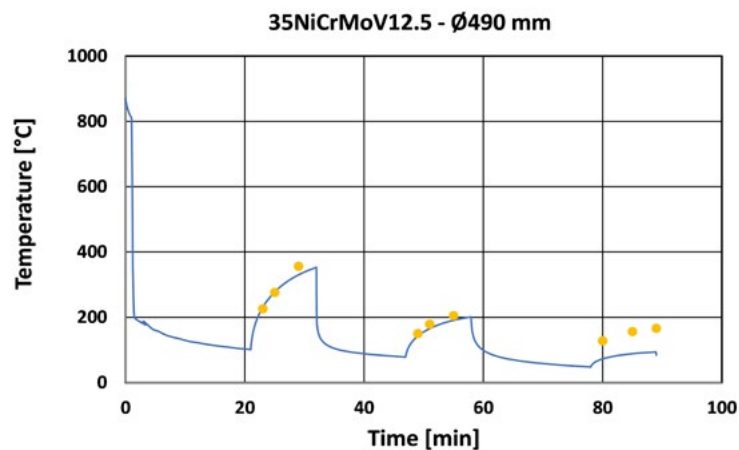


Fig.4 - Esempio di curva di raffreddamento calcolata sulla superficie di un albero di 490 mm di diametro in acciaio 35NiCrMoV12-5. I punti indicano le misure effettuate con il pirometro. / Example of cooling curve calculated at the surface of a shaft of 490 mm diameter in 35NiCrMoV12-5 steel. Experimental measurements by pyrometer are also shown as dots.

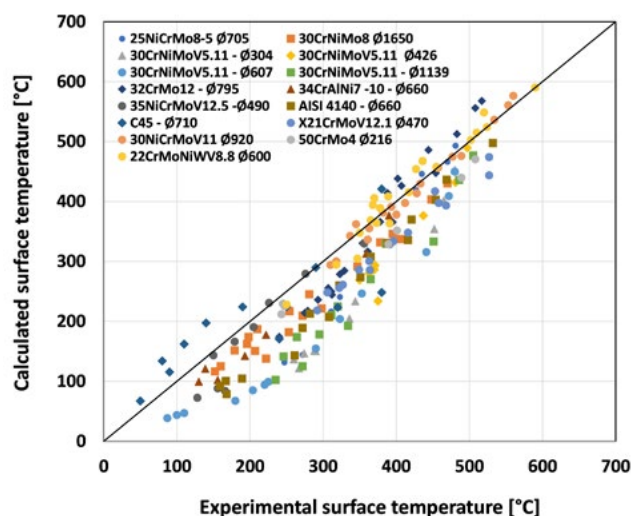


Fig.5 - Evoluzione della temperatura superficiale calcolata rispetto a quella sperimentale per alberi e barre di vari acciai con diametri diversi (ϕ in mm) durante tempra multipla interrotta. / Calculated vs experimental surface temperature evolution for shafts and bars made of various steels with different diameters (ϕ in mm) during multiple interrupted quenching.

Questo risultato può essere attribuito a vari effetti:

- accuratezza delle misure pirometriche, che sono influenzate dalla distanza, dalle condizioni superficiali dei pezzi e dalla presenza di vapore;
- emissività, che cambia quando la temperatura superficiale diminuisce.

Tuttavia, queste prove industriali, nonostante le difficoltà nelle misurazioni di temperatura, indicano che il modello è sensibile alle variazioni di processo, come il tempo di immersione nel fluido di tempra e il periodo di mantenimento in aria, ed è in grado di fornire indicazioni utili sull'evoluzione termica durante i trattamenti termici industriali.

Durezza

Per la validazione del modello nel caso di raffreddamento continuo di acciai basso-legati, i valori calcolati della durezza sono stati confrontati con quelli sperimentali ri-

cavati dai diagrammi di trasformazione in raffreddamento continuo (Continuous cooling Transformation, CCT) di 63 acciai con diversa temprabilità. È stato utilizzato il modello proprietario insieme all'approccio empirico di Maynier [19, 20], cioè senza utilizzare il diagramma TTT specifico. Nel complesso, sono stati esaminati 311 casi (curve di raffreddamento).

Il confronto tra i dati calcolati e quelli sperimentali (Fig.6) è da considerarsi soddisfacente, considerando l'accuratezza delle equazioni empiriche utilizzate.

Pertanto, il modello empirico può essere utilizzato per eseguire rapidamente calcoli per una stima iniziale della durezza che può essere ottenuta nel prodotto quando viene sottoposto a raffreddamento continuo (ad esempio, tempra), senza conoscere il diagramma TTT sperimentale o calcolato dell'acciaio in esame.

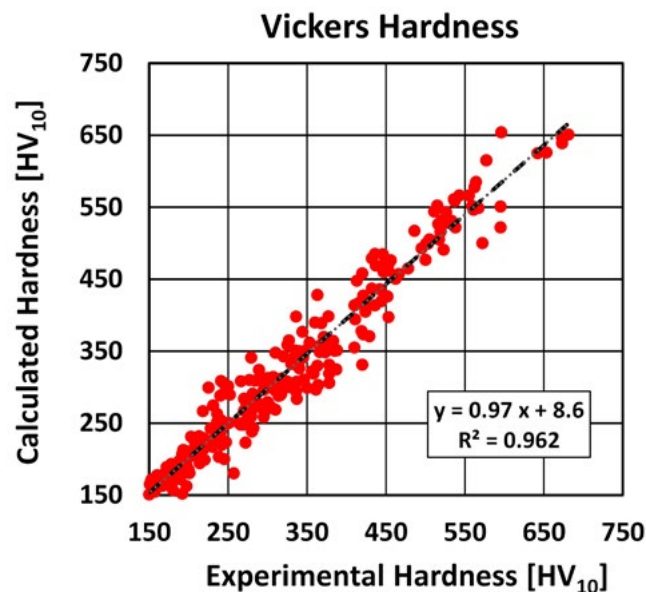


Fig.6 - Raffreddamento continuo di acciai basso-legati: confronto tra i valori di durezza calcolati e sperimentali dalle curve CCT. / Continuous cooling of low-alloy steels: comparison between calculated and experimental hardness values from CCT curves.

Per quanto riguarda la stima della durezza dopo il rinvenimento, la Fig.7 mostra il confronto tra i valori di durezza sperimentali e calcolati per campioni Jominy per i quali

erano disponibili i profili di durezza dopo il raffreddamento con acqua e dopo rinvenimento a varie temperature comprese tra 550 °C e 650 °C.

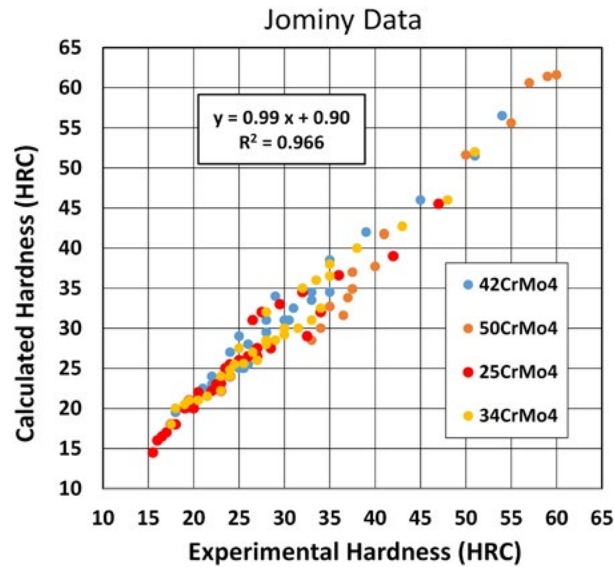


Fig.7 - Valori di durezza sperimentali e calcolati per provini Jominy grezzi di tempra e dopo rinvenimento per vari acciai basso-legati. / Experimental and calculated hardness values from as-cooled and tempered Jominy specimens for various low-alloy steels.

La stima della durezza per la curva Jominy, sia dopo tempra che dopo rinvenimento a varie temperature, è adeguata, essendo tutti i valori compresi in una banda di +/- 4 HRC.

Microstruttura

Per calcoli più accurati, nel caso di acciai basso e alto legati è consigliabile utilizzare il diagramma TTT dell'acciaio in esame e il modello accoppiato termico-microstrutturale. Ad esempio, questo approccio è stato applicato a delle barre in acciai basso-legati per Oil & Gas.

Il modello 2D proprietario è stato utilizzato per simulare la tempra e il rinvenimento di barre tonde piene e cave, realizzate in acciaio AISI 4130 (simile a EN 34CrMo4). Le velocità di raffreddamento e i profili di durezza attraverso il raggio/spessore sono stati calcolati per varie dimensioni di barre piene e forate (Tab.2). I valori di durezza previsti sono stati confrontati con quelli sperimentali. Anche le microstrutture reali sono state valutate a profondità dalle superfici raffreddate selezionate per verificare l'affidabilità del modello.

Tab.2 - Dimensione delle barre piene e dei toni forati considerati per le simulazioni e il calcolo delle velocità di raffreddamento minime previste tra 800 °C e 500 °C. / Size of solid bars and hollows considered for the simulations and calculation of the minimum cooling rates between 800 °C and 500 °C.

Geometry	Outside Diameter, OD [mm]	Inner Diameter, ID [mm]	Radius or mid-thickness [mm]	Calculated minimum cooling rate [°C/s]
Solid round	250	-	125	0.85
	300	-	150	0.59
Hollow round	440	160	70	1.20
	550	180	92.5	0.69

Le simulazioni termiche (Tab.2) mostrano che la velocità di raffreddamento minima, calcolata tra 800 °C e 500 °C, è più bassa in corrispondenza del centro della barra piena avente 300 mm di diametro (0.59 °C/s). Valori leggermente superiori sono previsti a metà spessore della barra forata avente 550 mm di diametro esterno e 180 mm di spessore (0.69 °C/s); la velocità di raffreddamento minima calcolata aumenta a 0.85 °C/s al centro della barra piena di diametro 250 mm ed è di 1.2 °C/s a metà spessore della barra forata con 440 mm di diametro e 140 mm di spessore.

Per velocità di raffreddamento di circa 0.6-0.8 °C/s, si sti-

ma la formazione di 10%-30% di ferrite dai diagrammi di trasformazione di fase disponibili in letteratura. Tuttavia, spesso questi diagrammi sono costruiti per condizioni di austenitizzazione che portano a grani di austenite relativamente fini (10-15 µm), mentre in una barra forgiata la dimensione dei grani può essere maggiore. Pertanto, le curve a forma di C, di inizio e fine trasformazione di fase, si spostano verso tempi più lunghi e la formazione di ferrite è inibita.

Il modello Franchini-HT consente di stimare questo spostamento, come illustrato nell'esempio di Fig.8.

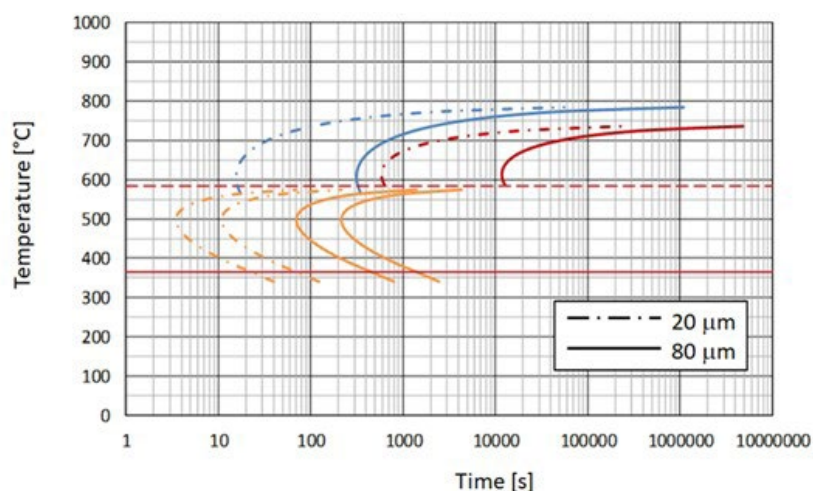


Fig.8 - Esempio di spostamento delle curve di trasformazione isoteramica calcolato quando la dimensione dei grani austenitici passa da 20 µm a 80 µm per l'acciaio AISI 4130. / Example of calculated shift of isothermal transformation curves when austenitic grain size changes from 20 µm to 80 µm for AISI 4130 steel.

Per tutte le geometrie della Tab.2, il modello 2D è stato utilizzato per calcolare la percentuale di ferrite formata, oltre a martensite e bainite, a 75 mm di profondità dalla

superficie esterna dopo rinvenimento in acqua. Anche le corrispondenti durezza dopo rinvenimento a 660 °C sono state calcolate e confrontate con i valori misurati (Tab.3).

Tab.3 - Durezza e quantità di ferrite calcolate e misurate a 75 mm di profondità dalla superficie esterna di barre piene e forate in acciaio AISI 4130 dopo tempra in acqua e rinvenimento a 660 °C. / Calculated and measured hardness and ferrite amounts at 75 mm depth from the external surface of AISI 4130 bars and hollows after water quenching and tempering at 660 °C.

Geometry	OD (mm)	ID (mm)	Calculated cooling rate at 75 mm depth from outer surface (°C/s)	Hardness[HB]		Ferrite [% in vol.]	
				Calc.	Meas.	Calc.	Meas.
Solid round	250	-	0.92	209	192-201	9	10-25
	300	-	0.70	190	181-192	34	30-40
Hollow round	440	160	1.20	216	206-216	0	0-10
	550	180	0.72	195	195-206	28	10-20

Inoltre, a 10 mm di profondità, il modello prevede l'assenza di ferrite e valori di durezza compresi tra 215 HB e 220 HB dopo rinvenimento a 650-670 °C, in accordo con i dati sperimentali (assenza di ferrite e durezza compresa tra 205 HB e 216 HB).

Per la barra piena di 250 mm di diametro, a 90 mm di profondità dalla superficie (velocità di raffreddamento locale calcolata di 0.86 °C/s), il modello stima il 21% di ferrite e una durezza di 200 HB, contro i valori sperimentali di 25%-30% e 189-192 HB, rispettivamente.

Tenendo conto dell'incertezza delle misure metallografiche e della tipica variabilità da colata a colata in termini di analisi chimica e dimensione dei grani, il confronto tra valori calcolati e sperimentali è più che soddisfacente.

Applicazione dei modelli

Nei paragrafi seguenti sono riportati alcuni esempi applicativi, tra cui il riscaldamento di lingotti e forgiati, il raffreddamento / la tempra e il rinvenimento di vari componenti.

Riscaldamento di lingotti

Attualmente vi è una richiesta di produzione di componenti forgiati di grandi dimensioni per diversi settori industriali, come quello nucleare e della generazione di energia. Pertanto, lingotti di acciaio di grandi dimensioni vengono riscaldati con forni a gas e solitamente mantenuti ad alte temperature per lunghi periodi, per essere sicuri di aver raggiunto un'adeguata omogeneità termica, anche al centro del pezzo, prima di iniziare la forgiatura. Gli strumenti

di simulazione, che tengono conto della variazione della conducibilità termica con la temperatura e il tipo di acciaio, aiutano ad analizzare il processo di riscaldamento dei lingotti al fine di minimizzare i costi (consumo di combustibile). L'obiettivo è aumentare le velocità di riscaldamento e ridurre i tempi di mantenimento, evitando elevati gradienti termici, che potrebbero portare a cricche interne, e ottenendo una buona omogeneizzazione della temperatura.

Di solito, i lingotti vengono preriscaldati a 600-650 °C in un forno e, dopo averli mantenuti per qualche ora a questa temperatura, riscaldati a 1200 °C, di solito utilizzando velocità di riscaldamento di 30-35 °C/h. Talvolta, dopo il preriscaldamento, il lingotto viene trasferito in un altro forno a circa 650 °C e riscaldato lentamente fino a 1200 °C. Per risparmiare tempo e ridurre al minimo il numero di forni di riscaldamento necessari, il lingotto preriscaldato può essere introdotto in un forno già a 1200 °C, dove vengono trattati altri lingotti.

È stato simulato un riscaldamento rapido di un lingotto rotondo di 1200 mm di diametro, introducendolo in un forno a 1200 °C, dopo una fase di omogeneizzazione a 600 °C. Per questa simulazione è stato scelto un acciaio al C-Mn contenente 0.45% di C. Le curve di riscaldamento calcolate alla superficie e al centro del lingotto, utilizzando come coefficiente HTC quello determinato mediante analisi inversa dei rilievi di temperatura eseguiti con blocco strumentato con termocoppie durante riscaldamenti in forno, sono mostrate nella Fig.9.

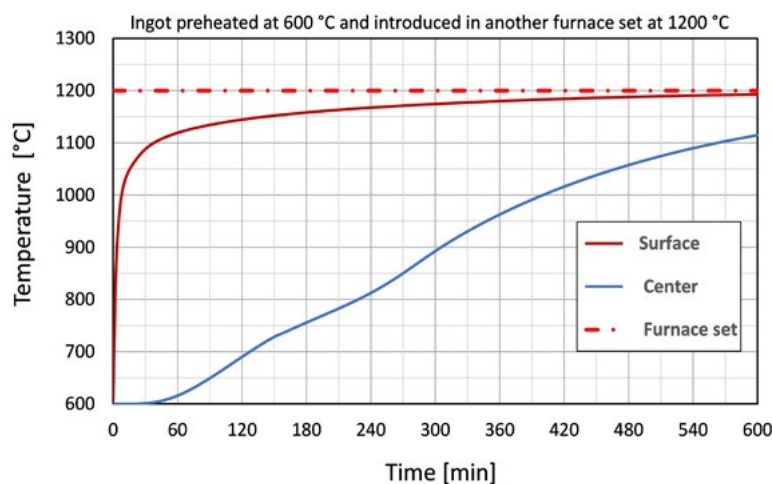


Fig.9 - Curve di riscaldamento calcolate per un lingotto di acciaio con 0.45%C di 1200 mm di diametro introdotto in un forno a 1200 °C dopo una fase di omogeneizzazione a 600 °C. / Calculated heating curves for a 0.45%C steel ingot of 1200 mm diameter introduced into a furnace at 1200 °C after a homogenizing step at 600 °C.

Dopo 10 ore, la superficie ha quasi raggiunto i 1200 °C, mentre il centro è ancora 90 °C al di sotto di questo valore. Inoltre, appena dopo 1 ora dall'ingresso del lingotto nel forno impostato a 1200 °C, la differenza di temperatura tra la superficie e il nucleo è stimata in circa 500 °C. Questo gradiente termico è eccessivo e provoca tensioni che possono favorire la formazione di cricche interne a seconda della struttura di solidificazione del lingotto. Questi difetti interni, pur presentando superfici non ossidate, potrebbe-

ro essere difficili da saldare durante la forgiatura. Pertanto, questa modalità di riscaldamento deve essere evitata e devono essere scelte pratiche di riscaldamento più graduali. Per gli acciai caratterizzati da bassi livelli di duttilità a causa della loro analisi chimica, della microstruttura di solidificazione e della segregazione, è stato messo a punto mediante simulazioni virtuali il ciclo di riscaldamento del lingotto mostrato in Fig.10.

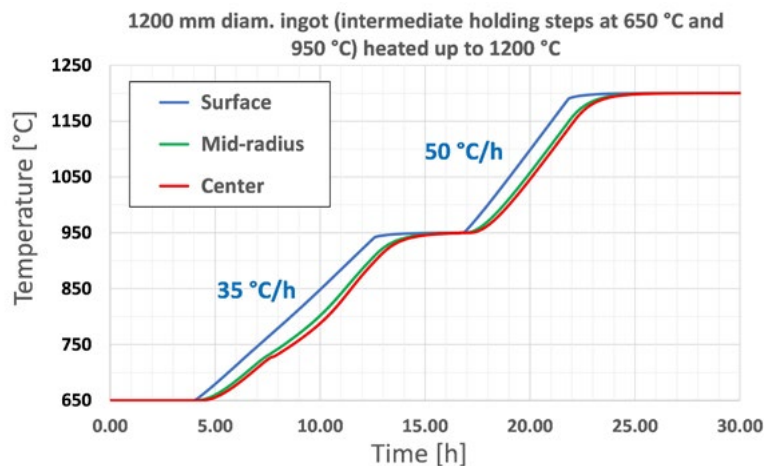


Fig.10 - Curve di riscaldamento calcolate per un lingotto di acciaio 0.45%C riscaldato da 650 °C a 950 °C a 35 °C/h, mantenuto per 4 h (fase di omogeneizzazione) e riscaldato a 50 °C/h fino a 1200 °C. / Calculated heating curves for a 0.45%C steel ingot heated from 650 °C up to 950 °C at 35 °C/h, hold for 4 h (homogenizing step) and heated at 50 °C/h up to 1200 °C. °C.

La differenza massima di temperatura tra il centro e la superficie è sempre inferiore a 80 °C e il tempo totale per riscaldare il lingotto da 650 °C a 1200 °C, assicurando il raggiungimento della temperatura target a cuore, è inferiore a 24 ore.

Riscaldamento di manufatti forgiati

Un approccio simile è stato utilizzato per stabilire il ciclo di riscaldamento ottimale per alberi di grandi dimensioni realizzati con acciai basso-legati. Attraverso la modellazione, è stato calcolato il tempo di equalizzazione necessario per garantire il raggiungimento di una data temperatura di set entro tutte le sezioni in vari diametri dell'albero. Il tempo minimo di "soaking" (ossia il tempo per cui l'intero albero rimane a questa specifica temperatura) è stato stabilito in 2 ore, al fine di austenitizzare correttamente l'intero pezzo, evitando però un'eccessiva crescita dei

grani austenitici e un alto consumo di gas metano. Di conseguenza, è stabilito il tempo di "holding", pari al tempo di equalizzazione più quello di soaking, cioè il tempo da quando la termocoppia del forno raggiunge la temperatura impostata fino a quando l'albero viene estratto dal forno.

Un esempio di calcolo per un albero in acciaio 42CrMo4, con diversi diametri lungo l'asse, è mostrato nella Fig.11. La velocità di riscaldamento iniziale è stata di 30-40 °C/h ed è stata introdotta una fase di omogeneizzazione leggermente inferiore alla temperatura di trasformazione Ac1 (ad es. 650 °C). Quando il centro del pezzo ha quasi raggiunto la temperatura di riscaldamento della prima fase, come illustrato nella Fig.11, è stato effettuato un ulteriore riscaldamento fino alla temperatura di austenitizzazione di 850 °C, sempre a una velocità di riscaldamento controllata di 30-40 °C/h.

Il calcolo mostra che il ciclo di riscaldamento industriale proposto, con un tempo di holding di 20 ore, può essere applicato efficacemente, poiché la differenza tra superficie e cuore è inferiore a 5 °C per il diametro massimo. Si tratta di un tempo significativamente più breve rispetto al tempo di mantenimento calcolato con la regola industria-

le empirica di 1 min/mm, che dà circa 25 ore.

Sulla base di questi risultati, è stato eseguito un ciclo di riscaldamento industriale e le temperature reali sono state monitorate con termocoppie posizionate sull'albero durante l'austenitizzazione, dimostrando l'efficacia della simulazione virtuale [17].

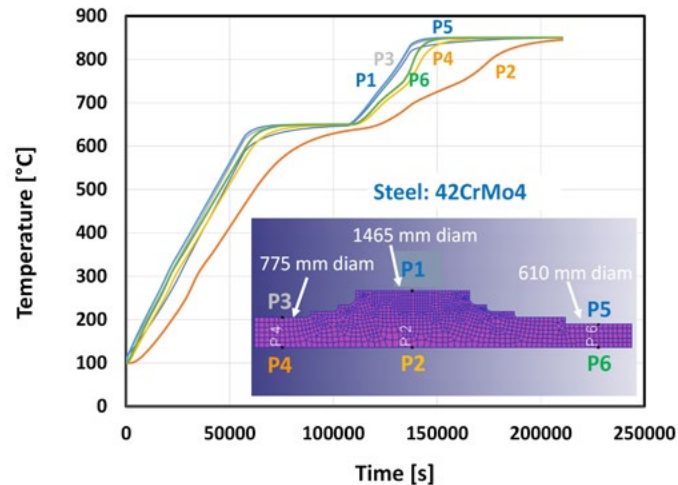


Fig.11 - Evoluzione della temperatura calcolata mediante modello durante il riscaldamento di un albero in acciaio 42CrMo4 con diversi diametri lungo l'asse (posizioni P1, P3 e P5 sulla superficie dell'albero; posizioni P2, P4 e P6 sull'asse dell'albero). / Temperature evolution calculated by model during heating of a shaft made of 42CrMo4 steel with different diameters along axis (positions P1, P3 and P5 on the shaft surface; positions P2, P4 and P6 at shaft axis).°C.

È stata simulata anche l'austenitizzazione a 1010 °C di un albero in acciaio inossidabile X21CrMoV12-1, con diametro massimo di 590 mm (Fig.12).

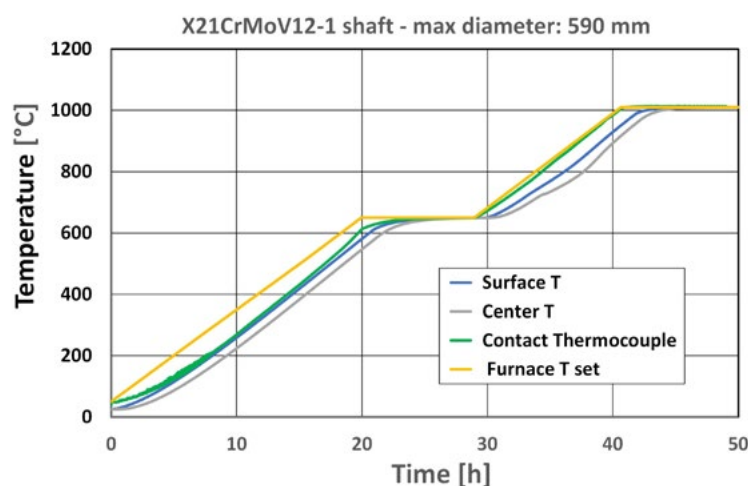


Fig.12 - Evoluzione della temperatura calcolata sulla superficie e al centro di un albero in acciaio inossidabile martensitico X21CrMoV12-1 durante il riscaldamento. È mostrata anche la temperatura misurata con una termocoppia a contatto, posizionata nel punto in cui il diametro è massimo. / Temperature evolution calculated at the surface and at the center of a shaft made of martensitic stainless steel X21CrMoV12-1 during heating. Even temperature measured by a contact thermocouple, placed where diameter is maximum, is shown.

La velocità di riscaldamento è stata di 30 °C/h con uno stadio di omogeneizzazione di 9 ore a 650 °C, prima del riscaldamento finale a 1010 °C. Anche in questo caso, si prevede che un tempo di 7 ore sia sufficiente per raggiungere la temperatura impostata (1010 °C) al centro dell'albero. Ossia un tempo di holding di 10 ore appare sufficiente per garantire l'uniformità della temperatura e la dissoluzione dei precipitati. Questo valore è significativamente inferiore rispetto al tempo calcolato con la regola empirica di 2 min/mm per gli acciai inossidabili, che suggerisce circa 19 ore.

Trattamento termico di tubi a parete spessa di grado F92

I tubi per il trasporto di vapore surriscaldato sono realizzati con acciai resistenti allo scorrimento a caldo (creep) che presentano stabilità microstrutturale ed eccellenti proprietà meccaniche ad alta temperatura. La progettazione dei tubi senza saldatura in grado 92 è progredita in modo significativo a causa della necessità di aumentare l'efficienza termica delle centrali elettriche a vapore e di soddisfare le prospettive operative degli impianti nucleari. La stabilità ad alta temperatura del grado 92 è ottenuta con l'aggiunta di elementi micro-leganti, come Mo, W, V e Nb (Tab.1). Di solito, i tubi di grado 92 vengono sottoposti a normalizzazione e rinvenimento. Il processo di normalizzazione viene generalmente effettuato nell'intervallo di temperatura compreso tra 1040 °C e 1080 °C, seguito da rinvenimento a 740 °C - 780 °C, al fine di formare una microstruttura di martensite rinvenuta e carbonitruri finemente distribuiti nella matrice, che fungono da ostacolo al movimento delle dislocazioni durante la deformazione per scorrimento [29].

Basse temperature di normalizzazione comportano una perdita di resistenza a rottura per creep a causa delle dimensioni più fini dei grani austenitici e della dissoluzione

incompleta dei carburi, mentre alte temperature favoriscono la formazione di ferrite, con conseguente perdita di resistenza meccanica.

Anche la velocità di raffreddamento dopo austenitizzazione influisce sulla trasformazione di fase. In caso di raffreddamento molto lento, si forma ferrite indesiderata, con effetti negativi sulle proprietà di scorrimento a caldo [29]. A questo proposito, la resistenza a creep dei tubi forgiati di grosso spessore potrebbe essere migliorata sostituendo il raffreddamento in aria calma con un raffreddamento in un mezzo liquido adeguato, al fine di evitare/limitare la formazione di ferrite.

Pertanto, sono state effettuate simulazioni virtuali su tubi di grado F92 con diametro esterno (OD) di 730 mm e spessore (WT) di circa 190 mm per stimare le velocità di raffreddamento e le quantità di ferrite a metà spessore in caso di raffreddamento sia in aria calma (normalizzazione) sia con mezzo liquido agitato (tempra).

Le velocità medie di raffreddamento calcolate a metà spessore tra 800 °C e 500 °C sono rispettivamente 4.2 °C/min per l'aria calma e 52 °C/min per il liquido. A metà spessore, si calcola la presenza del 3.7% di ferrite dopo raffreddamento in aria, mentre non si prevede formazione di ferrite dopo tempra. Queste simulazioni indicano che la ferrite può essere evitata o ridotta al di sotto del 3% (valore massimo richiesto) anche nei tubi forgiati di grossa parete utilizzando un raffreddamento più intenso.

I valori calcolati sono stati confrontati anche con i dati sperimentali relativi a spezzoni di tubi sottoposti a trattamenti sia di normalizzazione sia di tempra. Sono state utilizzate delle termocoppie per misurare l'evoluzione termica a metà spessore durante il trattamento termico e sono state eseguite delle indagini microstrutturali per determinare la frazione in volume di ferrite. I risultati, riportati in Tab.4, confermano l'affidabilità dei calcoli.

Tab.4 - Valori calcolati e misurati della velocità media di raffreddamento (ACR) e della percentuale di ferrite. / Calculated and measured values of average cooling rate (ACR) and ferrite percentage.

Position	Normalization				Quenching			
	ACR (°C/min)		Ferrite (%)		ACR (°C/min)		Ferrite (%)	
	Calc.	Meas.	Calc.	Meas.	Calc.	Meas.	Calc.	Meas.
1/2 WT	4.2	4	3.7	4.6±0.16	47	40	0	0.90±0.29

Tenendo conto dell'incertezza delle misure metallografiche e della variabilità delle condizioni di processo, il confronto tra i valori calcolati e quelli sperimentali può essere considerato buono, dimostrando la validità di questo approccio. Inoltre, i dati calcolati e sperimentali suggeriscono che lo 0.5-1% della ferrite deriva dalla ferrite delta già presente prima del raffreddamento. Il raffreddamento in aria contribuisce alla formazione del 3-4% di ferrite, mentre non si sviluppa ferrite nel caso della tempra. Test specifici condotti su campioni con contenuti di ferrite dello 0.8% e del 3.2% hanno mostrato un miglioramento del comportamento a scorrimento per il materiale F92 con la minore quantità di ferrite [31].

Sulla base di questi risultati e di ulteriori simulazioni virtuali, è stato messo a punto un trattamento termico pro-

prietario per i tubi F92 a parete spessa, al fine di ottenere un raffreddamento in grado di evitare la formazione di ferrite e di cricche da tempra. Il trattamento consiste in una serie di raffreddamenti in una soluzione di acqua e polimero (PAG), interrotti da stasi in aria. I tempi di immersione nel mezzo liquido e i tempi di mantenimento in aria sono regolati in modo da avere una velocità di raffreddamento media a metà spessore di 20-40 °C/min tra 800 °C e 500 °C e un valore molto più basso quando la temperatura dei tubi si avvicina a quella di inizio formazione della martensite. Esempi di curve di raffreddamento calcolate a metà spessore e sulla superficie del tubo sono mostrati nella Fig.13, confrontati con le curve nelle stesse posizioni per il raffreddamento continuo in aria calma e in mezzo liquido.

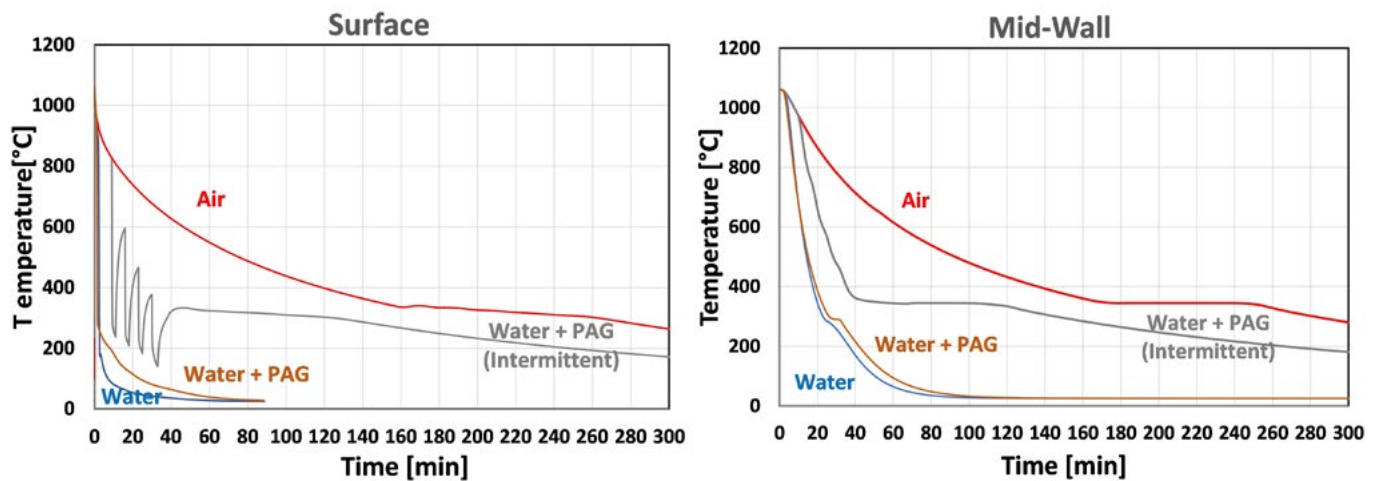


Fig.13 - Evoluzione della temperatura calcolata per un tubo di grado F92 (730 mm OD e 190 mm WT) durante il raffreddamento con diversi mezzi/condizioni di raffreddamento: (a) superficie; (b) metà spessore. / Calculated temperature evolution for F92 grade pipe (730 mm OD and 190 mm WT) during cooling by different cooling media/conditions: (a) Surface; (b) Mid-thickness.

Tempra di un albero in acciaio X21CrMoV12-1.

Al fine di impostare il ciclo di tempra per questo acciaio caratterizzato da un'elevatissima temprabilità e dal rischio di cricche da tempra, sono state simulate diverse condizioni di raffreddamento a partire da una temperatura di solubilizzazione di 1010 °C. L'evoluzione della temperatura e della frazione di austenite e le tensioni dovute ai gradienti termici e alle variazioni di volume indotte dalle trasformazioni di fase in varie posizioni dell'albero sono state calcolate per due casi significativi: immersione continua nella vasca di tempra e una sequenza di fasi di tem-

pra interrotta (immersioni da 180 s a 600 s in soluzione con PAG e da 300 s a 1200 s in aria).

I valori delle sollecitazioni principali massime, calcolate in funzione del tempo per le due condizioni di raffreddamento (continuo ed intermittente) nei punti corrispondenti al diametro massimo (900 mm) e medio (450 mm), al centro e alla superficie dell'albero, sono mostrati in Fig.14.

L'evoluzione delle sollecitazioni, indica che una serie di brevi immersioni nella soluzione di acqua e polimero, separate da fasi di raffreddamento in aria calma contribuiscono a ridurre le sollecitazioni massime.

Le condizioni del processo industriale sono state imposte sulla base di queste simulazioni virtuali. Non sono emersi problemi qualitativi durante la tempra e le proprietà di resistenza meccanica e di resilienza ottenute dopo rinvenimento soddisfano i requisiti target.

CONCLUSIONI

Lo sviluppo e l'applicazione di strumenti di simulazione virtuale hanno permesso di migliorare la progettazione di cicli termici per forgiati medio-grandi, al fine di raggiun-

gere le microstrutture e le proprietà meccaniche desiderate, riducendo il rischio di problemi qualitativi.

I valori del coefficiente di scambio termico (HTC), determinati con la modellazione inversa, hanno fornito un buon allineamento tra l'evoluzione della temperatura calcolata e i dati sperimentali (rilievi con termocoppie e pirometri). Un buon accordo è stato anche ottenuto tra valori calcolati e sperimentali delle frazioni di costituenti microstrutturali e della durezza.

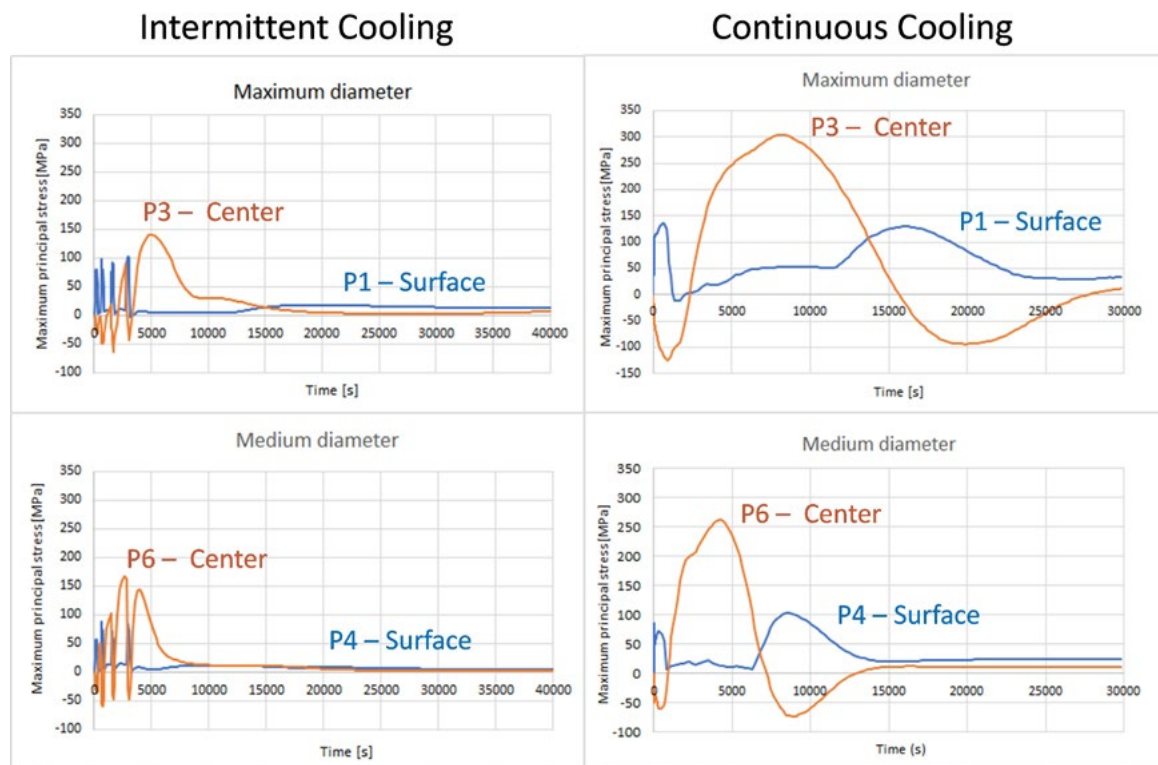


Fig.14 - Valori della tensione principale massima calcolati in funzione del tempo in vari punti per le condizioni di raffreddamento continuo e intermittente. / Maximum principal stress values calculated as a function of time at various locations for continuous and interrupted cooling conditions.

L'accuratezza della previsione può essere migliorata mediante procedure di messa a punto e calibrazione basate sui risultati di produzioni industriali.

Gli algoritmi e i modelli sviluppati offrono un accesso semplice e strutturato a una serie completa di opzioni per stimare gli effetti dei parametri di trattamento termico e degli elementi di lega sull'evoluzione della temperatura, sulla trasformazione di fase e sulla microstruttura e durezza finali. Inoltre, è possibile calcolare anche le tensioni durante le fasi di riscaldamento e raffreddamento. Questi

strumenti di simulazione consentono di:

- condurre un'analisi di sensibilità senza ricorrere a prove industriali che richiedono tempo e risorse;
- ottimizzare i trattamenti termici in uso, al fine di ottenere la microstruttura e la resistenza meccanica desiderata, risparmiando metano;
- mettere rapidamente a punto le strategie di trattamento termico per nuovi componenti (materiale e/o geometria);
- ridurre le rilavorazioni, indagando sulle cause che fa-

voriscono la formazione di microstrutture indesiderate, distorsioni eccessive, oppure cricche da tempra.

La disponibilità di strumenti per la simulazione numerica, unita a competenze metallurgiche, costituisce una combinazione vincente per la produzione di componenti forgiati ad alta tecnologia per i settori dell'energia e dell'olio & gas.

Finanziamenti: Questa ricerca è stata finanziata dal Ministero dello Sviluppo Economico, Progetto n. F/070014/00/

X34.

Ringraziamenti: Si ringrazia G. Franchini per l'autorizzazione alla pubblicazione di questo lavoro, tutti i colleghi che hanno effettuato le prove industriali e contribuito alla raccolta e all'analisi dei dati. Si ringraziano inoltre P.E. Di Nunzio e G. Jochler di Rina Consulting - Centro Sviluppo Materiali per il loro contributo allo sviluppo e alla validazione del modello termo-metallurgico proprietario.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Canale LCF, Totten GE. Hardening of Steels. In *Quenching Theory and Technology*, 2nd ed.; Liscic B, Tensi HM, Canale LCF, Totten GE, Eds. CRC Press/Taylor & Francis Group, Boca Raton, FL, USA; 2010, pp. 1–41.
- [2] Totten GE, Dosset JL, Kobasko NI. Quenching of Steel. In *ASM Handbook, Steel Heat Treating Fundamentals and Processes*, 1st ed.; Dosset JL, Totten GE, Eds. ASM International, Materials Park, OH, USA; 2013, 4A, pp. 91–157.
- [3] Blaoui MM, Zemri M, Brahami A. Effect of Heat Treatment Parameters on Mechanical Properties. *Mechanics and Mechanical Engineering*, 2018, 22, pp. 909–918.
- [4] Nunes MM, da Silva EM, Renzetti RA, Brito TG. Analysis of Quenching Parameters in AISI 4340 Steel by Using Design of Experiments. *Materials Research* 2019; 22: e20180315, DOI: <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2018-0315>.
- [5] Simsir C. Modeling and Simulation of Steel Heat Treatment - Prediction of Microstructure, Distortion, Residual Stresses, and Cracking. In *ASM Handbook, Steel Heat Treating Technologies*, 1st ed.; Dosset, J, Totten GE, Eds. ASM International, Materials Park, OH, USA; 2014, 4B, pp. 4091–466.
- [6] Babu SS. Classification and Mechanisms of Steel Transformation. In *Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies*, Totten GE Ed. Taylor & Francis Group, New York, 2007, pp. 107–108.
- [7] Deng X, Ju D. Modeling and Simulation of Quenching and Tempering Process in Steels. *Physics Procedia* 2013, 50, pp. 368 – 374.
- [8] Homepage of SYSWELD software from ESI-Group. Available online: <https://www.esi-group.com/products/welding-assembly> (accessed on 6 July 2022).
- [9] Fu J, Li F, Li Y, Wang K, Qi H. Microstructure Simulation and Mechanical Properties of AISI 1050 Disk During Quenching Process. In *Proceedings of the 2016 International Conference on Innovative Material Science and Technology (IMST)*, November 2016, Atlantis Press, pp. 85-93, <https://doi.org/10.2991/imst-16.2016.12>.
- [10] Morgano E, Viscardi C, Valente L. Simulation of Heat Treatment of Jominy Specimen to Improve Quality of Automotive Gear Components. *Metall. Ital.* 2020, 112, pp. 40–46.
- [11] Homepage of Scientific Forming Technologies Corporation (SFTC), DEFORM system. Available online: <http://www.deform.com/> (accessed on 6 July 2022).
- [12] Ferguson BL, Li Z, Freborg AM. Modeling Heat Treatment of Steel Parts, *Computational Materials Science*, 2005, 34(3), pp. 274–281.
- [13] Sims J, Li Z, Ferguson BL. Causes of Distortion during High Pressure Gas Quenching Process of Steel Parts. In *Proceedings of the 30th ASM Heat Treating Society Conference (Heat Treat)*, Detroit Michigan, USA, October 15-17, 2019, pp. 228–236.
- [14] Habean S, Sims J, Li Z, Ferguson BL. Quenching Process Improvement Through Modeling. In *Proceedings of the 30th ASM Heat Treating Society Conference (Heat Treat)*, Detroit Michigan, USA, October 15-17, 2019, pp. 329–336.
- [15] Homepage of DANTE, Heat Treatment Simulation Software. Available online: <https://dante-solutions.com/> (accessed on 6 July 2022).
- [16] Anelli E, Lucchesi M, Chugaeva A. La simulazione virtuale applicata ai trattamenti termici di forgiati, *La Metallurgia Italiana* n. 9, 2018, pp. 45–53.
- [17] Anelli E, Lucchesi M, Chugaeva A. Application of numerical simulation to predict microstructure and hardness of Q&T steel forgings. In *Proceedings of METEC and 4th ESTAD (European Steel Technology and Application Days)*, CCD Congress Center Düsseldorf, Germany, June 24–28, 2019, Steel Institute VDEh, TEMA Technologie Marketing AG.
- [18] Anelli E, Lucchesi M, Chugaeva A. Microstructural Prediction of Heat Treated Steel Forgings for Severe Applications. *Materials Science Forum* 2021, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, ISSN: 1662-9752, Vol.1016, pp 236–242.
- [19] Maynier Ph, Dollet J, Bastien P. Prediction of microstructure via empirical formulae based on CCT diagrams. In *Hardenability Concepts with Applications to Steel*; Doane, D.V., Kirkaldy, J.S., Eds.; AIME, Chicago, USA; 1978, pp. 163–178.
- [20] Maynier Ph, Jungmann B, Dollet J. Creusot-Loire System for the Prediction of the Mechanical Properties of Low-alloy Steel Products. In *Hardenability Concepts with Applications to Steel*; Doane, D.V., Kirkaldy, J.S., Eds.; AIME, New York, USA; 1978, pp. 518–545.
- [21] Blázquez JS, Manchón-Gordón AF, Ipus JJ, Conde CF, Conde A. On the Use of JMAK Theory to Describe Mechanical Amorphization:

- A Comparison between Experiments, Numerical Solutions and Simulations. *Metals* 2018, 8, 450; doi:10.3390/met8060450.
- [22] Scheil E. Anlaufzeit den Austenitumwandung, *Arch. Eisenhüttenwesen* 1935, Vol.8, pp. 565-567.
- [23] Anelli E. Application of Mathematical Modelling to Hot Rolling and Controlled Cooling of Wire Rods and Bars. *ISIJ International* 1992, 32, pp.440-449.
- [24] Denis S, Farias D, Simon A. Mathematical Model Coupling Phase Transformations and Temperature Evolutions in Steels. *ISIJ International* 1992, 32, pp. 316-325.
- [25] Pham TT, Hawbolt EB, Brimacombe JK. Predicting the onset of transformation under noncontinuous cooling conditions: Part I. Theory. *Metall. Mater. Trans. A* 1995, 26A, pp. 1987-1992.
- [26] Pohjonen A, Somani M, Porter D. Modelling of austenite transformation along arbitrary cooling paths. *Computational Materials Science* 2018, 150, pp. 244-251.
- [27] Kirkaldy JS. Diffusion-Controlled Phase Transformations in Steels, *Scand. J. Met.* 1991, 20, pp. 50-61.
- [28] Koistinen DP, Marburger RE. A general equation prescribing extend of austenite-martensite transformation in pure Fe-C alloys and plain carbon steels. *Acta Metall.* 1959, pp. 59-60.
- [29] Huyan F, Hedström P, Borgenstam A. Modelling of the fraction of martensite in low-alloy steels. *Materials Today: Proceedings* 2015, pp. S561 – S564.
- [30] Igwemezie VC, Ugwuegbu CC, Mark U. Physical Metallurgy of Modern Creep-Resistant Steel for Steam Power Plants: Microstructure and Phase Transformations. *Journal of Metallurgy* 2016, Article ID 5468292, 19 pages, <http://dx.doi.org/10.1155/2016/5468292>.
- [31] Anelli E, Holmström SS. Heavy Wall Forged Pipes of Grade 92: Effect of Heat Treatment Conditions on Microstructure and Creep Resistance. *Materials at High Temperatures*, 2021, <https://doi.org/10.1080/09603409.2022.2058231>

Optimization of quenching and tempering treatment for steel forgings through virtual simulations

An in-house two-dimensional (2D) model was developed, calibrated and applied to forged components of simple shape in order to predict the thermal and microstructural evolution during quenching and tempering (Q&T). The diffusive transformations were determined considering the cooling curve as a series of micro-isotherms and applying the laws (e.g. JMAK) valid under isothermal conditions. Martensite percentage was calculated as a function of undercooling below martensite start temperature. Also the 3D FEM software DEFORM-HT, able to calculate the stress field during quenching, was specialized for the steels of interest. The calculated results showed a good agreement with the experimental data. The effectiveness of the model in determining optimal Q&T conditions, in order to achieve the target microstructure and strength level, is presented with reference to steel forged components for power generation and oil & gas sectors.

KEYWORDS: STEEL, FORGINGS, QUENCHING, TEMPERING, NUMERICAL SIMULATION, PHASE TRANSFORMATION, MICROSTRUCTURE, HARDNESS, STRENGTH, RESIDUAL STRESSES;

TORNA ALL'INDICE >