

Sviluppo di forgiati in acciai ad alta resistenza per applicazioni Oil & Gas e strutturali

E. Anelli

Sono presentati i risultati dello sviluppo di forgiati in acciaio aventi tensione di snervamento da 520 MPa a 900 MPa. L'obiettivo era quello di individuare analisi chimiche e condizioni di trattamento termico per raggiungere i livelli desiderati di resistenza meccanica, combinati con una buona tenacità all'impatto. A questo fine, si è fatto ricorso a simulazioni virtuali in grado di prevedere l'evoluzione termica e microstrutturale durante il trattamento termico. La messa a punto delle condizioni di processo è stata effettuata anche attraverso la riproduzione dei cicli termici individuati come ottimali, prima in laboratorio e poi su scala industriale, per la valutazione della tenacità dei materiali. Esempi applicativi sono presentati per forgiati in acciai microlegati, utilizzati per tubi riser e in applicazioni strutturali e nel settore delle macchine per movimento terra.

PAROLE CHIAVE: FORGIATI, TRATTAMENTI TERMICI, SIMULAZIONE NUMERICA, TRASFORMAZIONE DI FASE, MICROSTRUTTURA, DUREZZA, RESISTENZA, TENACITÀ;

INTRODUZIONE

Settori, come quelli del petrolio e del gas, della produzione di energia e delle costruzioni, molto spesso utilizzano componenti in acciaio, materiale che consente di sviluppare un'ampia combinazione di proprietà di resistenza meccanica e tenacità, con costi di produzione relativamente bassi.

Poiché le condizioni di esercizio diventano sempre più severe in termini di sollecitazioni meccaniche, temperature ed ambienti (corrosivi e/o infragilenti), si assiste ad una continua esigenza di riprogettazione dei componenti sia in termini dimensionali che di grado d'acciaio.

Gli acciai forgiati rappresentano un'interessante famiglia di materiali, sia dal punto di vista scientifico che commerciale, date le loro numerose applicazioni. ^[1]

Le loro proprietà sono governate dalla composizione, dalla geometria del pezzo, dal processo di fabbricazione e dalle caratteristiche microstrutturali risultanti. Per questo motivo, è fondamentale comprendere come l'analisi chimica e le condizioni di processo, in particolare del trattamento termico, influenzino la microstruttura e quindi le proprietà per queste categorie di prodotti.

In questo lavoro si superano i limiti dell'approccio tradizionale empirico per lo sviluppo di prodotti forgiati, poi-

E. Anelli

Franchini Acciai SpA, Mairano (BS)

ché si ricorre alle conoscenze metallurgiche combinate con i moderni strumenti di simulazione virtuale al fine di definire le analisi chimiche e le condizioni di processo ottimali, soprattutto del trattamento termico di qualità, per ottenere definite microstrutture e proprietà meccaniche. In particolare, sono stati messi a punto diversi algoritmi per calcolare, a partire dai parametri di processo, l'evoluzione termica e microstrutturale dei forgiati durante il trattamento termico. È stato sviluppato, calibrato e applicato un modello termico-metallurgico bidimensionale (2D), per componenti di forma semplice, specializzato per gli acciai di interesse e per vari impianti di trattamento termico. [2-6]

Dopo aver descritto gli approcci modellistici, sono mostrati alcuni esempi applicativi con riferimento a componenti forgiati alto-resistenziali, aventi tensione di snervamento minima da 520 MPa a 760 MPa:

- Tubi forgiati per "riser" di grado API 5L X80 PSL2 (tensione di snervamento minima di 555 MPa), in acciai microlegati al V-Nb, con tenore massimo di carbonio equivalente (Ceq) pari a 0.50%, al fine di avere adeguata saldabilità circonferenziale.
- Tubi e bussole forgiate, con tensione di snervamento minima di 740 MPa, per impieghi strutturali; per questa applicazione si sono considerati due acciai, uno a basso carbonio (0.15-0.20%C), basso-legato al Cr-Ni-Mo, micro-legato con Nb e V, e l'altro a medio tenore di carbonio (0.35-0.45%C), basso-legato al Cr-Ni-Mo, contenente anche vanadio.

Questo lavoro fa parte del progetto di R&S "INNOTECH", completato nel 2024, finalizzato allo sviluppo di componenti forgiati ad alte prestazioni. Il progetto rientra in un piano di investimenti per uno stabilimento in grado di realizzare prodotti personalizzati, ispirati a criteri di sostenibilità ambientale.

ALGORITMI PER LE SIMULAZIONI VIRTUALI

Sono stati sviluppati e calibrati diversi algoritmi per calcolare l'evoluzione termica e microstrutturale dei forgiati durante il trattamento termico, poi impiegati in un modello proprietario (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 pro-

dotti 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 cicli di trattamento, comprendenti riscaldamenti, permanenze a varie temperature e raffreddamenti con varie modalità. A seconda delle condizioni di raffreddamento, continuo o generale (compresa la tempra interrotta) e del tipo di acciaio, si ricorre ai seguenti approcci per il calcolo della trasformazione di fase. [2-6]

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, stabilite mediante formule empiriche [7] e metodi di interpolazione.

Questo approccio non richiede la conoscenza del diagramma di trasformazione isoterma (Tempo-Temperatura-Trasformazione, TTT). Inoltre, la durezza dopo il raffreddamento/tempra è stimata 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 determinato 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. [7]

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 mediante un diagramma TTT, sperimentale o calcolato. Le formulazioni per descrivere l'evoluzione della microstruttura si basano su relazioni come la legge di Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), nel caso di costituenti formati da processi diffusivi (ad es. ferrite, perlite): [8]

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

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:

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

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

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) può essere utilizzato per estendere il modello JMAK a condizioni non isoterme. [9]5

La distribuzione della temperatura all'interno del forgiato nel corso del tempo è ricavata utilizzando 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 è calcolato in base al tempo di incubazione per la nucleazione e alla legge ad-

ditiva di Scheil. [9, 10]

Poiché i tempi di inizio e fine trasformazione di fase in condizioni isoterme dipendono dalla dimensione dei grani 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 [11], 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). Generalmente, l'evoluzione della martensite (M) è calcolata mediante l'equazione proposta da Koistinen e Marburger: [12]

$$M = 1 - \exp[-\alpha (M_s - T)]. \quad (\text{eq.4})$$

in cui la costante α è determinata in base a dati sperimentali (α vale circa - 0.011 per gli acciai bassoalegati). L'eq.4 è ampiamente applicata, anche se l'andamento della frazione di martensite in funzione della temperatura è di tipo parabolico e non a forma sigmoidale, per cui si ha un lieve scostamento dai dati sperimentali ad inizio formazione della martensite, fino a percentuali del 10-20%. [13]

Rinvenimento

Il modello è dotato di un modulo, valido per gli acciai bassoalegati e quelli inossidabili martensitici in grado di stimare la durezza dopo rinvenimento sulla base delle frazioni volumetriche dei costituenti microstrutturali formati dopo raffreddamento/tempra e di equazioni empiriche,

simili a quelle proposte da Maynier et al. [14], aggiornate in termini di coefficienti per gli acciai ad alto tenore di cromo (8-23%Cr), per le quali la durezza della bainite e della martensite si riduce in funzione della temperatura e tempo di rinvenimento.

Nel caso degli acciai inossidabili martensitici (tipo F6NM e 17-4PH), è stata introdotta una routine basata su un modello fisico che descrive l'evoluzione dell'austenite durante trattamenti di rinvenimento singoli e multipli. [2]

La validazione di questo algoritmo è stata effettuata su campioni, prelevati da forgiati in acciaio ASTM A182 F6NM o X3CrNiMo13-4, solubilizzati, rinvenuti in laboratorio a diverse temperature, comprese tra 600 e 700°C, per tempi dell'ordine delle ore. [2]

TUBI FORGIATI PER RISER

I componenti offshore soggetti a forti sollecitazioni meccaniche, come riser e J-collar sono forniti in gradi da API 5L X65 a X80. Richiedono una resistenza alla trazione molto elevata e tolleranze dimensionali ristrette.

In generale, i tubi forgiati sono preferibili rispetto ai tubi laminati a caldo in caso di grandi diametri esterni (superiori a 18", 457 mm), grossi spessori di parete (WT), superiori a 20 mm, e piccoli lotti. Infatti, l'ordine minimo per un forgiato è di un solo tubo, mentre per i tubi laminati a caldo i lotti minimi sono di diverse tonnellate. Inoltre, un diametro interno (ID) controllato consente un migliore dimensionamento in fase di progettazione, riduce i costi di saldatura durante l'installazione dei tubi e riduce i movimenti vorticosi del fluido all'interno della tubazione.

Tubi forgiati di grande diametro e grosso spessore sono fabbricati mediante forgiatura su mandrino e successivo trattamento di tempra e rinvenimento (Q&T). Le tolleranze precise si ottengono con la lavorazione meccanica; pertanto occorre considerare un adeguato sovrametallo, con valori di spessore significativamente superiori a quelli dei tubi senza saldatura laminati a caldo durante il trattamento termico, a parità di spessore finale del tubo. Questo aspetto richiede un'adeguata progettazione metallurgica dei tubi forgiati per raggiungere i livelli di resistenza previsti e le proprietà d'impatto richieste a basse temperature.

Di seguito sono discussi i risultati dello sviluppo e della produzione di tubi forgiati temprati e rinvenuti (quenched and tempered, Q&T) di grado API 5L X80 PSL2, con tensione di snervamento minima pari a 555 MPa.

Design metallurgico mediante simulazioni virtuali e prove di laboratorio

Alcune analisi di sensibilità eseguite mediante modello hanno permesso di stabilire che, per realizzare i livelli di resistenza richiesti in tubi che al trattamento termico hanno spessori compresi tra 40 mm e 100 mm, è necessario inibire la formazione di ferrite e formare una frazione volumetrica di martensite a basso tenore di carbonio superiore al 10-30% durante il processo di tempra, altrimenti si dovrebbero impiegare temperature di rinvenimento troppo basse, incompatibili con le richieste di valori superiori di almeno 20 °C rispetto alle temperature di distensione

dopo saldatura (Post Weld Heat Treatment, PWHT) e con riflessi negativi sulla tenacità.

Oltre a sistemi di tempra efficaci, è necessaria un'adeguata temprabilità dell'acciaio, a seconda dello spessore (wall thickness, WT). Aggiunte oculate di Mn, Cr, Mo e Ni promuovono la formazione di bainite e di martensite, costituenti che contribuiscono ad aumentare la resistenza, senza effetti negativi sulla tenacità.

Ad esempio, sulla base dei risultati delle simulazioni, il tenore di Mn è stato aumentato fino all'1,6%; tenori maggiori si evitano per preservare la saldabilità e la resistenza all'infragilimento da idrogeno (hydrogen induced cracking, HIC). I contenuti di Cr e Ni sono stati mantenuti nell'intervallo tra 0,25% e 0,35% e quello del Mo tra 0,20% e 0,25% per migliorare la temprabilità. Valori più elevati di questi elementi non sono stati considerati sempre per preservare la saldabilità (generalmente, per il grado API 5L X80, il requisito per il carbonio equivalente è $C_{eq} = \frac{C + Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} < 0.50\%$). Per lo stesso motivo, il tenore di C è mantenuto tra 0,07% e 0,13%, con valori tendenzialmente più alti per gli spessori di tubo maggiori e per temperature di rinvenimento superiori a 650 °C.

Fondamentale per raggiungere i livelli di resistenza meccanica richiesti, è lo sfruttamento dell'indurimento per precipitazione, agendo sulle aggiunte di V e Nb.

A titolo di esempio, si riportano in Fig.1 i risultati di un'analisi di sensibilità condotta con il modello termo-metallurgico, a partire da un'analisi base, per studiare l'effetto di alcuni elementi, come C e V e della temperatura di rinvenimento sulla tensione di snervamento (yield strength, YS) e sul carico unitario a rottura (tensile strength, TS), nel caso di tubi forgiati con spessore WT = 68 mm durante tempra.

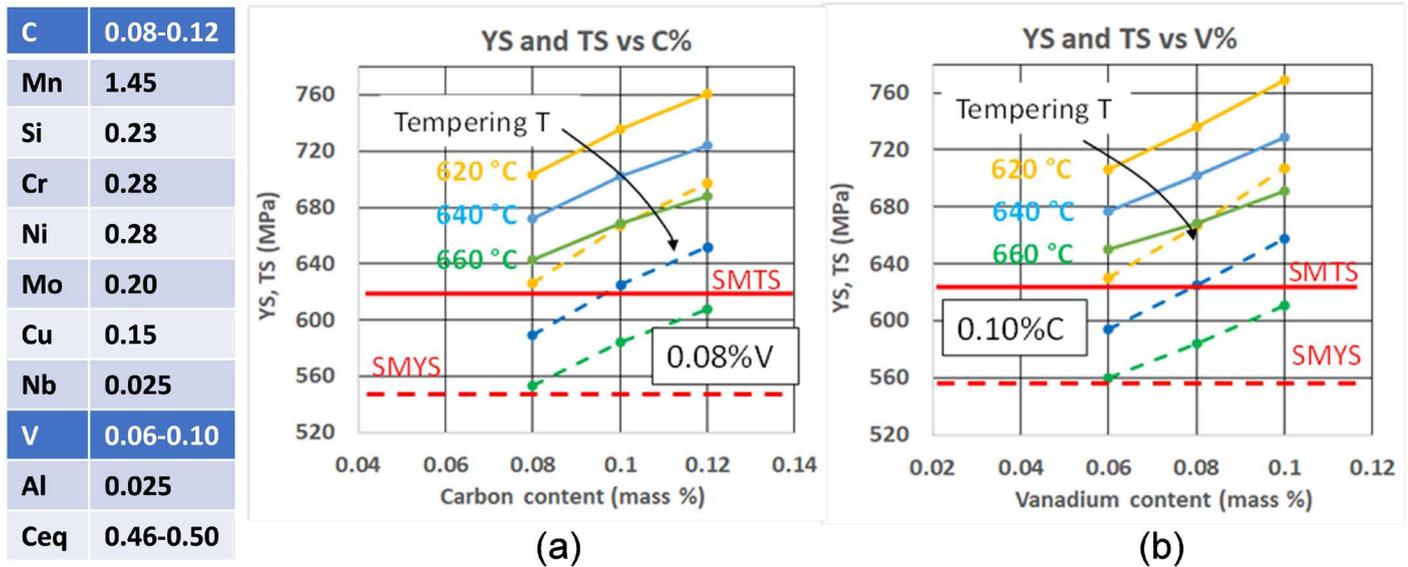


Fig.1 - Valori di snervamento e rottura calcolati a metà spessore per un tubo forgiato Q&T avente spessore di 68 mm in tempra: effetto del C (a) e del V (b) per diverse temperature di rinvenimento. / Values of YS and TS calculated at mid-wall for a Q&T forged pipe of 68 mm WT in quenching: effect of C (a) and V (b) contents for various tempering temperatures.

Il modello ha permesso di quantificare il miglioramento di YS e TS dovuto all'aggiunta di C dallo 0,08% allo 0,12% e di V dallo 0,06% allo 0,1%, per temperature di rinvenimento da 620 °C a 660 °C. Se si punta ad una temperatura di rinvenimento di 640°C, si dovrebbe aggiungere lo 0,1% di C e almeno lo 0,05% di V.

Anche l'incremento della dimensione dei grani austenitici migliora la temprabilità e ha un effetto positivo sulla resistenza meccanica. Secondo il modello, questo effetto è importante fino a quando le dimensioni arrivano a 30-40 µm, quindi si verifica una saturazione. [15]

Poiché un grano austenitico grossolano è deleterio per la tenacità all'impatto, sono state eseguite prove di tempra e rinvenimento in laboratorio, a partire da spezzoni di tubi forgiati in un acciaio promettente, misurando le dimensioni medie dei grani (secondo ASTM E112) e le proprietà meccaniche a metà spessore, per due temperature di austenitizzazione (920 °C e 950 °C) e varie temperature di rinvenimento, riproducendo anche l'effetto del PWHT (Tab.1).

Tab.1 - Prove di laboratorio su materiali di grado X80: effetto della dimensione dei grani austenitici (AGS) e della temperatura di rinvenimento su snervamento (YS), rottura (TS) ed energia Charpy assorbita (CVN). / Laboratory tests on grade X80 materials: effect of austenite grain size (AGS) and tempering temperature on yield strength (YS), tensile strength (TS) and absorbed Charpy energy (CVN).

AUSTENITIZING TEMPERATURE (°C)	AGS (µm)	T _{tempering} (°C)	YS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	CVN energy at +20°C (J)	CVN energy at -20°C (J)
920	27.2	620	593	674	26.9	279-265-247	242-173-267
920	27.2	652	515	595	25.5	328-246-216	-
950	42.3	630	575	669	24.2	-	197-158-160
950	42.3	630+640 (*)	556	639	26.9	-	264-294-243

(*) Additional SPWHT carried out at 640 °C for 12 hours

Naturalmente, aumentando la temperatura di rinvenimento da 620 °C a 650 °C si riduce la resistenza meccanica, che però rimane a livelli accettabili, e migliora la tenacità all'urto (Tab.1).

L'innalzamento della temperatura di austenitizzazione

favorisce la formazione di grani di austenite grossolani e la microstruttura è più bainitica/aciculare (Fig.2), con una sensibile riduzione dei grani di ferrite poligonale (polygonal ferrite, PF).

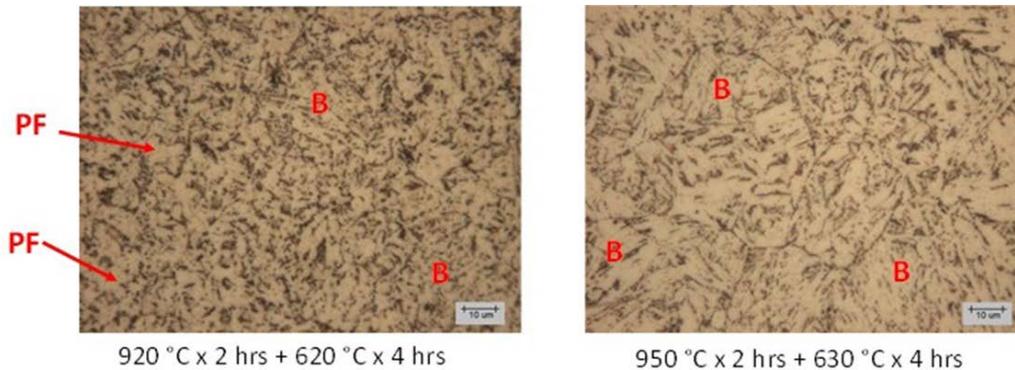


Fig.2 - Microstrutture a metà spessore dopo trattamento di tempra e rinvenimento (Q&T) in laboratorio. Sezione trasversale da tubo forgiato di grosso spessore in tempra (WT = 68 mm). Reagente: nital 2%. Microscopia ottica. / Microstructures at mid-wall after Q&T laboratory tests. Transverse specimens taken from a forged heavy wall pipe (WT = 68 mm in quenching). Etching: nital 2%. Light microscopy.

La struttura bainitica dopo rinvenimento è mostrata ad alto ingrandimento in Fig.3.

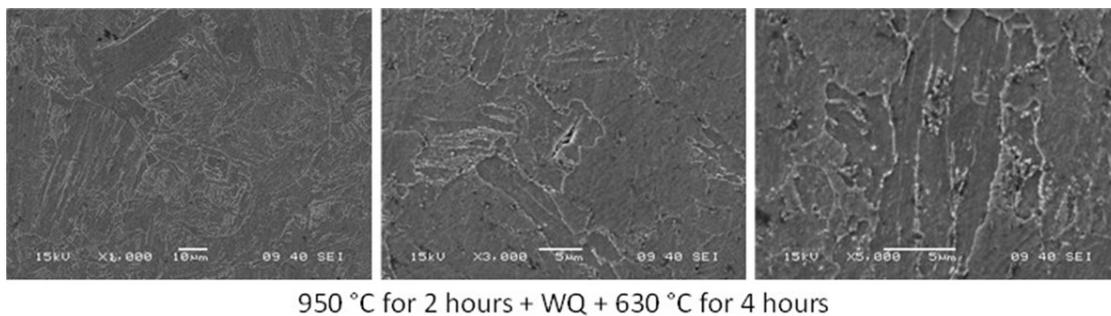


Fig.3 - Microstrutture a metà spessore dopo trattamento di tempra e rinvenimento (Q&T) in laboratorio. Sezione trasversale da tubo forgiato di grosso spessore in tempra (WT = 68 mm). Reagente: nital 2%. Microscopia Elettronica a Scansione (SEM). / Microstructures at mid-wall after Q&T laboratory tests. Transverse specimens taken from a forged heavy wall pipe (WT = 68 mm in quenching). Etching: nital 2%. Scanning Electron Microscopy (SEM).

Sono presenti lamelle con spessore inferiore a 2 µm. Si notano anche piccoli grani di dimensioni inferiori a 5 µm. È interessante notare che quando il grano austenitico medio cresce da 27µm a 42µm, l'energia assorbita dal provino Charpy con intaglio a V (CVN) rimane ancora elevata ad una temperatura di rinvenimento di 630 °C (Tab.1).

Il modello metallurgico indica che per sviluppare la microstruttura target, per una velocità di raffreddamento da 5 a 2 °C/s, tipica di tubi con spessore da 60 a 100 mm du-

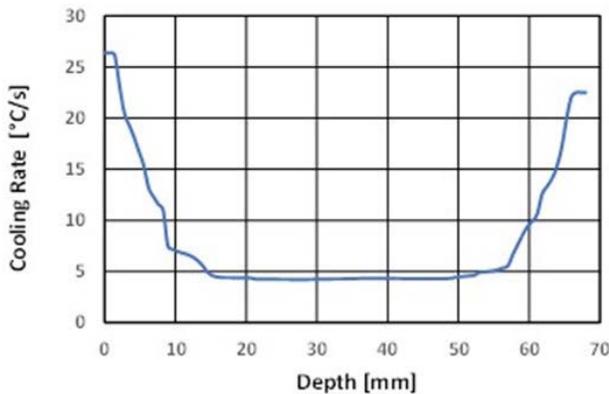
rante la tempra, è necessario un acciaio con $C_{eq} = 0,47-0,50\%$ e $AGS = 25-35 \mu m$.

Nel caso di spessore pari a 40-60 mm e $AGS = 20-25 \mu m$, appare adeguato un acciaio con $C_{eq} = 0,43-0,46\%$. Inoltre, il contenuto di V deve essere sempre mantenuto nell'intervallo 0,04-0,08%, per avere un rafforzamento sufficiente. Contenuti di V più elevati possono diminuire la tenacità all'impatto. Inoltre, le simulazioni virtuali mostrano che impiegando vasche di tempra molto efficaci, ossia

con elevati coefficienti di scambio, si sviluppano a centro spessore adeguate velocità di raffreddamento e durezza, anche per grossi spessori, ma in corrispondenza dello strato superficiale i valori delle velocità di raffreddamento sono sensibilmente superiori e le durezze possono essere ben superiori a 237 HB (Fig.4), per cui il prodotto non sarebbe adatto ad impiego in ambiente "sour".

Mediante modello è possibile stabilire il sovrametallo e le condizioni di trattamento termico ottimali, in partico-

lare di rinvenimento, per raggiungere il grado a centro spessore ed evitare picchi di durezza in superficie dopo la lavorazione meccanica che asporta uno strato superficiale di opportuno spessore. A riguardo si tenga presente che le simulazioni virtuali mostrano che dopo rimozione di 10-15 mm i valori di durezza in superficie si avvicinano molto a quelli presenti a metà spessore del tubo (Fig.4), per cui anche la produzione di tubi forgiati di grado X80 per sour service risulta possibile.



POSITION	Calc. HB	Calc. HB
3 mm depth from OD	282	290-270
WT/4 from OD	240	N.A.
WT/2	236	N.A.
WT/4 from ID	239	N.A.
3 mm depth from ID	280	N.A.

OD → depth = 0 mm; ID → depth = 68 mm

Fig.4 - Simulazioni virtuali: velocità di raffreddamento durante tempra in acqua e durezze dopo rinvenimento a 650 °C nello spessore di un tubo forgiato (WT = 68 mm). / Virtual simulations: cooling rates during water quenching and hardness after tempering at 650 °C through the thickness of a forged pipe (WT = 68 mm).

Esperienze industriali

È stata effettuata una produzione di tubi forgiati con uno spessore di 68 mm in fase di tempra. L'austenitizzazione è stata eseguita a 940 °C per 1,5 ore e il rinvenimento a 640 °C per 3 ore. L'obiettivo era quello di produrre tubi X80 di grande diametro (OD = 533,4 mm), con spessore finale di

22,2 mm e 12 m di lunghezza.

La chimica dell'acciaio identificata come promettente in base al design metallurgico è mostrata in Tab.2, dove è messa a confronto con i tenori massimi chiesti dall'utilizzatore finale.

Tab.2 - Analisi chimica utilizzata per fabbricare tubi forgiati di grado API 5L X80 QT, confrontata con i contenuti massimi richiesti dall'utilizzatore finale. / Chemical composition used for API 5L X80 QT forged pipes, compared to maximum contents required by end-user.

STEEL	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Nb	Ti	Al	N	Ceq
X80 heat	0.11	0.31	1.36	0.010	0.001	0.30	0.23	0.058	0.31	0.08	0.024	0.001	0.033	0.0028	0.48
Max. Required	0.20	0.40	1.50	0.025	0.015	0.50	0.30	0.10	0.70	0.30	0.10	0.03	0.06	0.0120	0.50

Dopo il trattamento di tempra e di rinvenimento industriale, è stato campionato un prolungamento dai tubi e sono state determinate le proprietà meccaniche, sia nel-

la condizione Q&T sia dopo trattamento PWHT simulato (Tab.3).

Tutti i requisiti sono stati raggiunti, anche se la tensione di

snervamento è al limite, vicina al valore minimo consentito dopo SPWHT. La tenacità all'impatto è risultata molto buona a - 20 °C, con valori di area duttile (shear area) tra il 70% e il 90% ed espansione laterale dei provini da 1,8 a 2,3 mm. La durezza eseguita su entrambe le estremità del tubo dopo Q&T (spessore 68 mm) ha dato valori compresi tra 232 HB e 248 HB.

Dopo la lavorazione per ottenere un WT finale di 22,2 mm,

la durezza è scesa a 216-224 HB. Pertanto, questo tubo può essere adatto al servizio sour, poiché la durezza massima è inferiore a 237 HB. Inoltre, questi risultati indicano che, attraverso la messa a punto della composizione chimica e delle condizioni di processo, è possibile ottenere facilmente anche il grado API 5L X70 idoneo per ambiente sour.

Tab.3 - Proprietà meccaniche realizzate a metà spessore di tubi forgiati dopo trattamento industriale di Q&T e successivo SPWHT, confrontate con i requisiti. / Mechanical properties at mid-wall of X80 forged pipes after industrial Q&T and subsequent SPWHT, compared to the requirements.

Pipe	Heat Treatment	Specimen Orientation	YS (MPa) 555-705	TS (MPa) 625-825	Elon. >18	RoA for info	CVN Energy at -20°C (J) > 27J mean/20J single		
1	Q&T	Transverse	579	700	22.4	72	187	193	206
	Q&T + SPWHT (*)	Transverse	557	670	23.1	74	221	232	245
2	Q&T	Transverse	588	693	27.4	78	253	261	240
	Q&T + SPWHT (*)	Transverse	556	658	28.0	76	289	301	292
3	Q&T	Longitudinal	569	684	25.2	73	-	-	-
	Q&T + SPWHT (*)	Transverse	575	689	24.7	70	227	231	225
4	Q&T	Longitudinal	562	656	25.9	76	-	-	-
	Q&T + SPWHT (*)	Transverse	569	661	26.2	76	310	290	108

(*) Simulated PWHT: 638 °C for 12 h

TUBI E BUSSOLE FORGIATE PER IMPIEGHI STRUTTURALI

Per questa applicazione sono richiesti tubi/bussole,

temperate e rinvenute, con le dimensioni e le proprietà mostrate in Tab.4.

Tab.4 - Geometria e proprietà meccaniche di tubi e bussole Q&T per applicazioni strutturali. / Size and mechanical properties of Q&T pipes and sleeves for structural applications.

Case	OD (mm)	WT (mm)	Heat Treatment	YS (MPa)	TS (MPa)	Elong.	CVN Energy at 20 °C (J)	
1	Pipe	870	85	Q&T	> 740	> 930	> 13%	> 42 J
2	Sleeve	524	134	Q&T	for info	815-918	> 18%	> 42 J

Nel caso 1 (spessore finale 85 mm), la tensione di snervamento minima è di 740 MPa, mentre per il caso 2 con spessore finale di 134 mm, si richiede un carico unitario a rottura pari a 815-918 MPa. Visti gli spessori in gioco e i

livelli di resistenza richiesti, per il caso 1 si è sviluppato un acciaio a basso carbonio (0.14-0.18%C), basso-legato al Cr-Ni-Mo, micro-legato con Nb e V, mentre per il caso 2 si è ricorso ad un acciaio a medio carbonio (0.35-0.45%C),

basso-legato al Cr-Ni-Mo, micro-legato al vanadio.

Per il caso 1, a partire da un tenore di C di 0.16% e tenore degli elementi di lega riportati in Tab.5, si è valutato mediante modello l'effetto di alcune variazioni nei tenori di Mn, Cr, Ni, Mo e V, sempre mostrati in Tab.5, sulla resistenza meccanica a centro spessore dopo tempra (velocità di raffreddamento media di circa 2 °C/s) e rinvenimento (temperature di 580 °C e 600 °C).

In base ai risultati di Tab.5, è stata definita l'analisi di una colata (Tab.6) con cui sono stati fabbricati i tubi, le cui pro-

prietà meccaniche dopo Q&T sono mostrate in Tab.6.

Esistono margini per aumentare la temperatura di rinvenimento a 600 °C, al fine di migliorare la tenacità del materiale.

Per il Caso 2, le simulazioni virtuali danno per lo spessore al trattamento termico una velocità media di raffreddamento di circa 1.2 °C/s. Perciò, si sono eseguiti ulteriori calcoli con il modello per valutare i benefici dovuti ad un'aggiunta di vanadio in termini di rafforzamento (Tab.7).

Tab.5 - Simulazioni virtuali per il caso 1: effetto dell'analisi chimica (massa %) e della temperatura di rinvenimento. / Virtual simulations for case 1: effect of chemical composition (mass %) and tempering temperature.

C	Si	P	S	Nb	Cu	Al	N
0.16	0.35	0.012	0.005	0.026	0.18	0.025	0.01

Steel	Mn	Cr	Ni	Mo	V	CEQ	Tempering temperature (°C)			
							580 (°C)		600 (°C)	
							YS (MPa)	TS (MPa)	YS (MPa)	TS (MPa)
A1	1.2	0.40	0.70	0.20	0.05	0.55	900	926	845	882
B1	1.5	0.70	1.00	0.35	0.07	0.71	920	943	865	898
C1	1.5	0.70	1.00	0.35	0.09	0.72	927	949	873	905
D1	1.6	0.90	1.20	0.45	0.11	0.81	964	979	910	934

Taust = 940 °C for 2 hrs; tempering T = 580 and 600 °C for 2 hrs

Tab.6 - Caso 1: analisi della colata industriale (massa %) e proprietà meccaniche dei tubi forgiati dopo trattamento industriale di Q&T. / Case 1: industrial heat analysis (mass %) and mechanical properties of forged pipes after industrial Q&T treatment.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	V	Al	N
0.17	1.45	0.30	0.011	0.005	0.72	0.99	0.35	0.026	0.14	0.094	0.021	0.0106

HT conditions	YS (MPa)	TS (MPa)	Elong.	RoA	KV _{23°C} (J)		
	> 740	> 930	>13	Inf.	> 42		
Austenitizing: 940 °C for 2 hrs + Quenching + Tempering: 580 °C for 2 hrs	968	1060	13.3	52	44	48	46

Tab.7 - Simulazioni virtuali per il caso 2: effetto dell'aggiunta di vanadio e della temperatura di rinvenimento. / Virtual simulations for case 2: effect of Vanadium addition and tempering temperature.

Steel	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	V	N	Ceq
S1	0.40	0.70	0.25	0.008	0.001	0.90	1.7	0.25	0.026	0.12	-	0.0045	0.87
S2	0.40	0.70	0.25	0.008	0.001	0.90	1.7	0.25	0.026	0.12	0.06	0.0045	0.88

Steel	V	Ceq	Tempering temperature (°C)			
			620 (°C)		640 (°C)	
			YS (MPa)	TS (MPa)	YS (MPa)	TS (MPa)
S1	-	0.868	807	851	770	820
S2	0.06	0.880	869	901	823	864

Al fine di raggiungere i livelli di carico unitario a rottura richiesti, si è optato per la chimica al vanadio e per una temperatura di rinvenimento di 640 °C.

La fabbricazione industriale della bussola (Tab.8) ha mostrato che, con il tenore di vanadio (0.045%) della colata

industriale utilizzata e le condizioni di trattamento individuate come promettenti, si sono ottenute le proprietà meccaniche richieste ed una microstruttura di martensite/bainite rinvenuta a grano fine (Fig.5).

Tab.8 - Caso 2: analisi della colata industriale (massa %) e proprietà meccaniche della bussola forgiata dopo trattamento di Q&T. / Case 2: industrial heat analysis (mass %) and mechanical properties of forged sleeve after Q&T treatment.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	V	Al	N
0.40	0.72	0.23	0.008	0.001	0.90	1.77	0.26	0.026	0.12	0.045	0.028	0.0030

Condizioni di trattamento/ Heat treatment conditions	YS (MPa)	TS (MPa)	Elong.	RoA	KV _{23°C} (J)		
	> 740	> 930	>13	Inf.	> 42		
Austenitizing: 870 °C for 3 hrs + Quenching + Tempering: 640 °C for 6 hrs	791	879	22.3	64	103	116	107



Fig.5 - Caso 2: microstruttura dopo trattamento di tempra e rinvenimento (Q&T) della bussola. Sezione trasversale. Reagente: nital 2%. Microscopia ottica. / Case 2: microstructure after Q&T treatment of the sleeve. Transverse specimens. Etching: nital 2%. Light microscopy.

CONCLUSIONI

Lo sviluppo e l'applicazione di strumenti di simulazione virtuale hanno permesso di migliorare la progettazione dei cicli termici per forgiati, al fine di ottenere le microstrutture e le proprietà meccaniche desiderate.

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, per varie classi di acciai.

Gli esempi applicativi mostrati, relativi a forgiati in acciai microlegati, utilizzati nel settore delle macchine per movimento terra e dei tubi riser, hanno evidenziato che 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;
– mettere rapidamente a punto le strategie di trattamento termico per nuovi componenti (materiale e/o geometria).

Finanziamenti: Questa ricerca è stata finanziata dal Ministero delle imprese e del made in Italy (MIMIT), Progetto n. F-220024-00-X47 (INNOTECH).

Ringraziamenti: Si ringrazia G. Franchini per l'autorizzazione alla pubblicazione di questo lavoro e tutti i colleghi che hanno contribuito ad eseguire le prove di laboratorio e su scala industriale, nonché alla raccolta e all'analisi dei dati. Si ringrazia inoltre Rina Consulting - Centro Sviluppo Materiali per il contributo allo sviluppo e alla validazione del modello termo-metallurgico proprietario.

REFERENCES

- [1] Di Schino A, Mechanical Properties and Microstructure of Forged Steels, *Metals* 2021, 11, 1177. <https://doi.org/10.3390/met11081177>.
- [2] Anelli E, Colosio S, Di Nunzio PE, Heat Treatment Guidelines of Supermartensitic Steel Forgings by Metallurgical Modeling, Proceedings of the 4th Mediterranean Conference on Heat Treatment and Surface Engineering (MCHTSE) and Int. Conf. on Thermal Process Modeling and Simulations (TPMS), Paper no. T5_010, 17-19 April 2024, Lecce, Italy, ed. AIM, ISBN 978-88-98990-34-4.
- [3] Anelli E, Optimization of quenching and tempering treatment for steel forgings through virtual simulations, *La Metallurgia Italiana*, October 2022, pp. 20-39.
- [4] 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.
- [5] 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.
- [6] Anelli E, Lucchesi M, Chugaeva A, Virtual simulation applied to heat treatment of forgings, *La Metallurgia Italiana* n. 9, 2018, pp. 45-53.
- [7] Maynier Ph., Dollet J, Bastien P, Prediction of microstructure via empirical formulae based on CCT diagrams, in: D.V. Doane, J.S. Kirkaldy (Eds.), *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, AIME, Chicago, 1978, pp. 163-178.
- [8] 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.
- [9] Scheil E. Anlaufzeit den Austenitumwandung, *Arch. Eisenhüttenwesen* 1935, Vol.8, pp. 565-567.
- [10] Anelli E. Application of Mathematical Modelling to Hot Rolling and Controlled Cooling of Wire Rods and Bars. *ISIJ International* 1992, 32, pp.440-449.
- [11] Kirkaldy JS. Diffusion-Controlled Phase Transformations in Steels, *Scand. J. Met.* 1991, 20, pp. 50-61.
- [12] 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.
- [13] Huyen F, Hedström P, Borgenstam A. Modelling of the fraction of martensite in low-alloy steels. *Materials Today: Proceedings* 2S 2015, pp. S561 – S564.
- [14] Maynier Ph., Jungmann B, Dollet J, Creusot-Loire system for the prediction of the mechanical properties of low-alloy steel products, in: D.V. Doane, J.S. Kirkaldy (Eds.), *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, AIME, Chicago, 1978, pp. 518-545.
- [15] Anelli E, Colosio S. Metallurgy and Production of Low-Carbon Weldable Forged Pipes, Proceedings of the 22nd International Forgemasters Meeting, Paper no. IFM_027, 27-30 May 2024, Milano, Italy, ed. AIM, ISBN 978-88-98990-35-1.

Development of high strength steel forgings for oil & gas and structural applications

The results of the development of steel forgings with yield strength from 520 MPa to 900 MPa are presented. The aim was to identify chemical compositions and heat treatment conditions to achieve the desired strength, combined with good impact toughness. For this purpose, virtual simulations able to predict the thermal and microstructural evolution during the heat treatment were applied. The tuning of the process conditions was also carried out by reproducing the thermal cycles identified as optimal, first in the laboratory and then on an industrial scale, for the evaluation of the impact toughness. Application examples are presented for forged micro-alloyed steels, used for risers, structural applications and in the earthmoving sector.

KEYWORDS: FORGINGS, HEAT TREATMENT, NUMERICAL SIMULATION, PHASE TRANSFORMATION, MICROSTRUCTURE, HARDNESS, STRENGTH, IMPACT TOUGHNESS;

[TORNA ALL'INDICE >](#)