

STUDIO DEL TRATTAMENTO TERMICO DI ACCIAI RAPIDI PER CILINDRI DI LAMINAZIONE A CALDO

M. Pellizzari, D. Cescato, G. Straffelini, R. Valentini, A. Solina

In questo lavoro si propone lo studio del trattamento di tempra e rinvenimento di due acciai rapidi prodotti per colata centrifuga. La microstruttura dei materiali allo stato grezzo di colata è data da un reticolo più o meno interconnesso di carburi primari, in percentuale prossima al 10% in volume e da una matrice costituita da martensite e bainite. Le curve CCT evidenziano per entrambi un naso bainitico al di sotto dei 400°C per velocità di raffreddamento inferiori a 10°Cs⁻¹.

Gli acciai sono stati trattati termicamente secondo il processo impiegato a livello industriale. L'influenza della temperatura di austenitizzazione è stata valutata aumentando tale parametro da 1030 fino a 1200°C. Le relative curve di rinvenimento evidenziano un aumento sia della temperatura che della durezza di picco secondaria, differente nei due materiali considerati, indicando un effetto benefico sulla resistenza a caldo e la necessità di un rinvenimento a temperatura superiore per eliminare completamente l'austenite residua. In prossimità della temperatura più elevata (1200°C) si assiste alla rifusione di eutettici, individuando così in questo valore di temperatura un limite processuale invalicabile. Anche il tempo di austenitizzazione mostra un effetto sulla durezza dopo tempra correlabile alla differente propensione dei due materiali alla risolubilizzazione dei carburi.

PAROLE CHIAVE: acciaio, laminazione, trasformazioni di fase, trattamenti termici

INTRODUZIONE

L'acciaio rapido (High Speed Steel, HSS) sta trovando crescente impiego nella realizzazione di cilindri per la laminazione piana a caldo. Allo stato dell'arte questo materiale ha rimpiazzato le più tradizionali ghise ad alto cromo sulle prime gabbie finitrici mentre notevoli riserve vi sono ancora sulla possibilità di utilizzarlo sulle gabbie sbozzatrici. In ogni caso, l'ottimizzazione del processo produttivo costituisce un passo fondamentale per il miglioramento delle prestazioni in esercizio. Nel caso dei cilindri prodotti per colata centrifuga, il trattamento termico costituisce l'unico processo in grado di modificare le caratteristiche del materiale dopo solidificazione [1]. L'assenza di un processo preliminare di forgiatura e/o laminazione in grado di produrre una redistribuzione dei carburi primari ed una modifica della loro morfologia (dimensione, grado di sferoidizzazione,..) riduce considerevolmente la possibilità di migliorare le proprietà dei componenti per getti rispetto ai corrispondenti materiali sottoposti a lavorazioni termomeccaniche [2]. In passato, alcuni degli autori di questo lavoro hanno già illustrato gli effetti della micro-

struttura sul comportamento al trattamento termico di ghise a tempra indefinita, per cilindri di laminazione [3], con particolare riferimento ai fenomeni segregativi nel prodotto di colata. Al di là della composizione chimica del materiale, la possibilità di ottenere le proprietà desiderate è strettamente legata ad un insieme di conoscenze e criteri progettuali basati sulle correlazioni tra microstruttura e le proprietà [4].

Nel corso del trattamento di tempra l'obiettivo è quello di risolubilizzare parte dei carburi per produrre, al raffreddamento, una martensite molto legata, capace di dare origine ad un esteso fenomeno di indurimento secondario. A tal fine l'impiego di elevate temperature di austenitizzazione è sicuramente benefico. Pur tuttavia in getti di grosse dimensioni i fenomeni di segregazione limitano i valori di temperatura utilizzabili, per il pericolo di raggiungere la temperatura di fusione incipiente del materiale. Si impiegano quindi valori di temperatura che si attestano vicini al limite inferiore dell'intervallo di austenitizzazione del materiale, con un riflesso negativo su importanti proprietà dell'acciaio quali la resistenza, la durezza a caldo e la resistenza al rinvenimento [5]. Il ridotto livello di carbonio ed elementi in lega nella martensite riduce la spinta termodinamica alla precipitazione secondaria al rinvenimento per cui, al di sotto di un certo valore di tale temperatura, l'effetto di indurimento secondario tende a svanire. Basse temperature di austenitizzazione favoriscono d'altro canto maggiore tenacità, proprietà che in componenti come i cilindri di laminazione di vitale importanza per la resistenza agli incidenti, allo shock termico ed anche alla fatica termica [6,7].

Il trattamento di rinvenimento è mirato a conferire al materiale la

M. Pellizzari, D. Cescato, G. Straffelini

Università di Trento, Dipartimento di Ingegneria dei Materiali e Tecnologie Industriali, Trento

R. Valentini, A. Solina

Università di Pisa, Dipartimento di Ingegneria Chimica, Chimica Industriale e Scienza dei Materiali, Pisa

Materiale	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W
HSS A	1.61	0.68	0.75	0.016	0.021	5.30	1.14	2.84	4.69	0.02
HSS B	1.61	0.89	0.81	0.017	0.013	3.43	1.05	1.94	5.77	0.05

▲
Tab. 1

Composizione chimica degli acciai studiati.

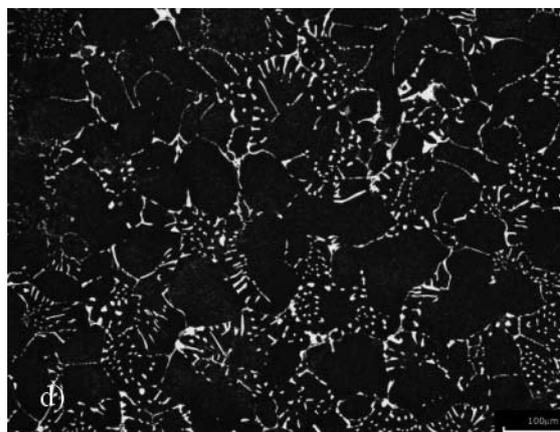
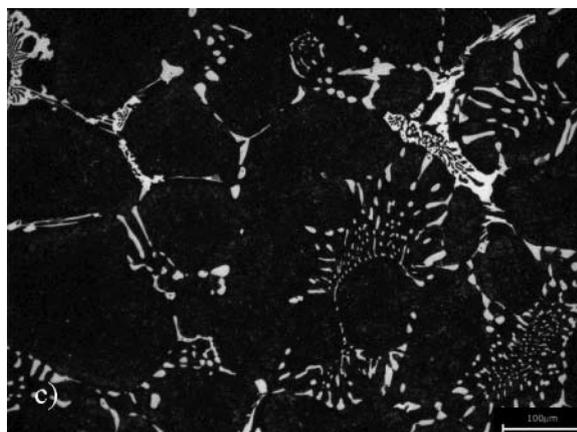
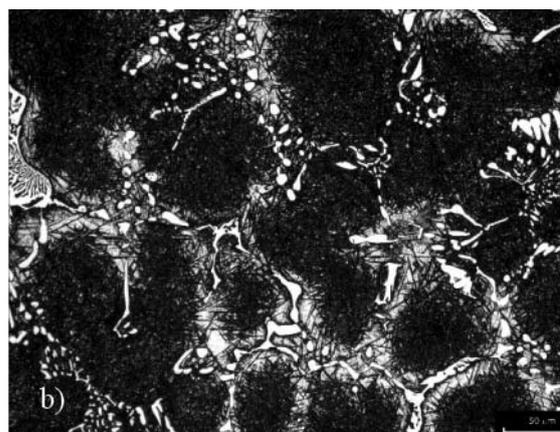
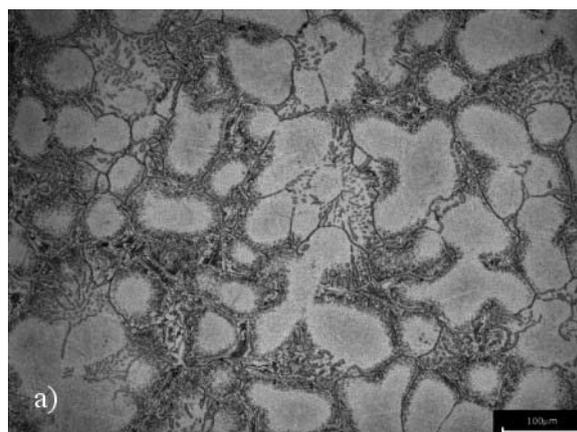
Chemical composition of the steels investigated.

specificazione tenacità/durezza determinata dalle condizioni operative in cui il componente sarà soggetto in esercizio [8]. È fondamentale inoltre che venga completamente trasformata l'austenite residua presente dopo tempra, pena il decadimento di proprietà quali la durezza a caldo e la stabilità dimensionale del componente. Generalmente il trattamento viene quindi condotto a temperature poco al di sopra del picco di durezza secondaria, laddove venga privilegiata la durezza del materiale, ovvero a temperature superiori quando si voglia privilegiare una maggior tenacità. Per gli acciai rapidi si rendono necessari rinvenimenti multipli: un secondo rinvenimento è sempre necessario per rinvenire la martensite prodotta dalla trasformazione dell'austenite con il primo rinvenimento. Gli acciai a maggior contenuto di carbonio possono richiedere ulteriori cicli di rinvenimento [9].

MATERIALI E PROCEDURE SPERIMENTALI

La composizione chimica degli acciai rapidi (HSS, high speed steel) studiati in questo lavoro è riportata in Tab. 1. Le due leghe, HSS A ed HSS B, presentano differenze di composizione contenute, la prima presentando un contenuto in Cr e Mo superiore alla seconda, a fronte di un contenuto di V inferiore. Da spezzoni di cilindri allo stato grezzo di colata sono stati prelevati per elettroerosione i campioni cilindrici necessari all'ottenimento delle curve CCT attraverso prove dilatometriche condotte alla Gleeble.

I campioni sono stati quindi trattati termicamente seguendo la procedura standard impiegata a livello industriale, comprendente austenitizzazione a 1030-1050°C per 15 ore, seguito da doppio rinvenimento di analoga durata a temperatura di 520°C. Con l'obiettivo di aumentare la resistenza a caldo dei materiali si sono realizzati trattamenti sotto vuoto innalzando la temperatura di austenitizzazione fino a 1200°C. In tutti i casi, partendo da i campioni nelle differenti condizioni di tempra si sono otte-



▲
Fig. 1

Microstruttura dell'acciaio HSS A allo stato grezzo di colata a) come (a) dopo attacco metallografico con Nital 2% (b), HSS A (c) e HSS B (d) dopo tempra e rinvenimenti.

Microstructure of as-cast HSS A a), as (a) after metallographic etching with Nital 2% (b), HSS A (c) and HSS B (d) after quenching and tempering.

Materiale	%vol carburi [%]	TIPOLOGIA DI CARBURI		
		MC [%]	M ₇ C ₃ [%]	M ₂ C [%]
HSS A	9.0±1.3	5.3	2.7	1.0
HSS B	7.9±1.5	6.7	0.6	0.6

▲
Tab. 2

Percentuale volumetrica dei carburi primari negli acciai studiati.

Carbide volume percentage in the steels investigated.

nute le curve di rinvenimento, considerando un tempo per ogni ciclo di rinvenimento di 15 ore.

La caratterizzazione microstrutturale dei due acciai è stata condotta al microscopio ottico dopo preparazione metallografica con carte abrasive e lucidatura finale con pasta diamantata da 1micron. Per la determinazione della quantità relativa dei differenti tipi di carburo si è ricorso ad attacco chimico selettivo impiegando in sequenza opportuna i reagenti di Murakamy, Cogne e Nital 2% ed eseguendo analisi quantitativa al microscopio ottico impiegando un software Leica Q-Win.

RISULTATI E DISCUSSIONE

La microstruttura dei materiali allo stato grezzo di colata evidenzia la tipica segregazione interdendritica cui il liquido va soggetto durante il processo di solidificazione (Fig. 1a). In entrambi i materiali studiati la solidificazione prevede la cristallizzazione iniziale delle dendriti di austenite che si accrescono fino a quando, il progressivo arricchimento in carbonio ed elementi di lega rende termodinamicamente stabile la precipitazione di carburi eutettici. Il liquido origina una o più reazioni eutettiche che portano alla formazione di carburi MC, M₇C₃ ed M₂C, nei quali l'elemento metallico prevalente è il Vanadio, il Cromo ed il Molibdeno, rispettivamente. In Tab. 2 sono riportate le percentuali volumetriche delle differenti tipologie di carburi rilevate nelle due leghe, ottenute attraverso analisi metallografica quantitativa.

In entrambi gli acciai è presente una percentuale di carburi primari inferiore al 10%. In virtù dell'elevato contenuto in V, si riscontra la prevalenza dei carburi MC (M=V,...) sugli M₇C₃ (M=Cr,...) e sugli M₂C, presenti solo in piccole tracce. Il valore più elevato del rapporto MC/M₇C₃ nella HSS B (Fig.1d) rispetto all' HSS A (Fig.1c) si traduce anche in una differente morfologia dei carburi di tipo MC, che precipitando a temperatura elevata, in presenza di una grande quantità di liquido, risultano essere di forma globulare e quindi poco interconnessi. In queste condizioni il carburo MC precipita all'interno di un cella eutettica, dando origine a quello che viene definito "eutettico dissociato". L'interconnessione aumenta in presenza di una crescente quantità di carburi M₇C₃ (e M₂C), che precipitando a temperature più

Materiale	Martensite	Bainite
HSS A	601±25 HVO,1	511±44 HVO,1
HSS B	685±34 HVO,1	488±36 HVO,1

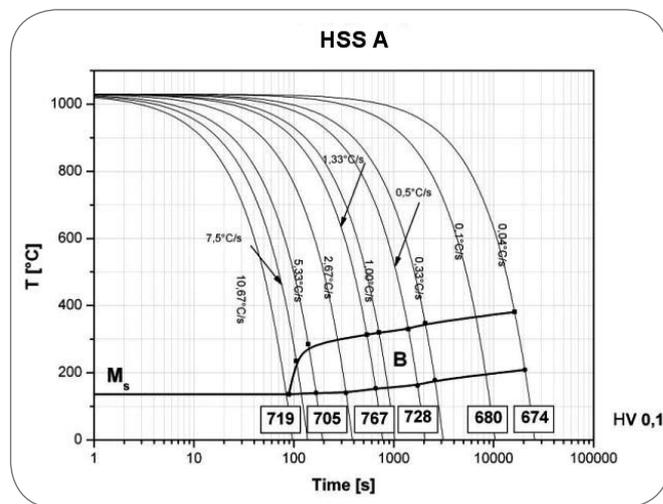
▲
Tab. 3

Microdurezza dei costituenti microstrutturali nei materiali allo stato grezzo di colata.

Microhardness of the microstructural constituents in the as-cast steels.

bassa, dall'ultimo liquido, tendono a segregare nella regione interdendritica.

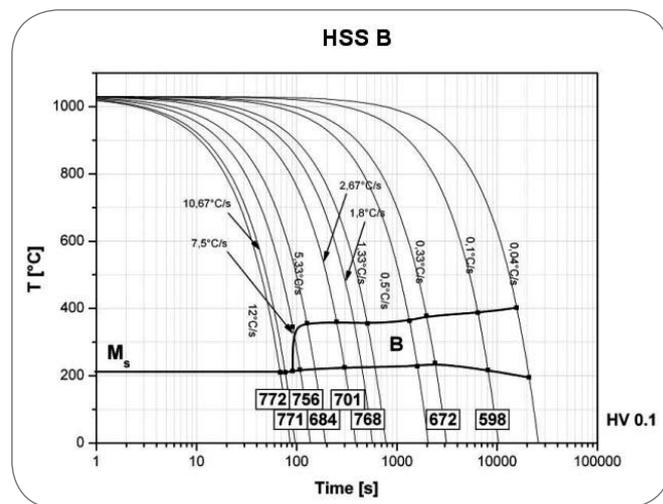
La microstruttura della matrice all'interno delle dendriti è costituita da bainite (fase scura) mentre nella regione interdendritica, in virtù del maggior contenuto locale di elementi di lega, da martensite (placche scure) ed austenite residua (fase bianca) (Fig. 1b). Le relative microdurezze rilevate sono indicate in Tab. 3. La disomogeneità chimica e microstrutturale evidenziata dai materiali allo stato grezzo di colata si ripercuote sul successivo trattamento termico, che risulta in grado di modificarla limitatamente alle trasformazioni che si verificano a temperatura più bassa.



▲
Fig. 2

Curva CCT dell'acciaio HSS A.

CCT curve of HSS A.



▲
Fig. 3

Curva CCT dell'acciaio HSS B.

CCT curve of HSS B.

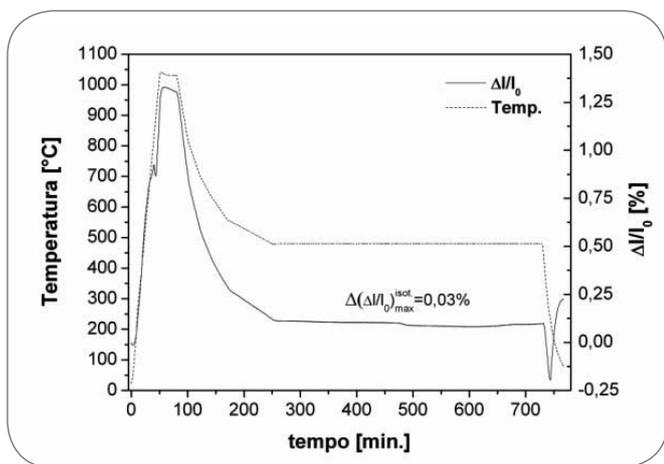


Fig. 4

Curva dilatometrica relativa al trattamento di tempra isoterma dell'acciaio HSS A (tempo di austenitizzazione: 0.5h).

Dilatometric curve related to isothermal quenching of HSS A (austenitizing time: 0.5h).

Curve CCT

Le curve CCT degli acciai HSS A e HSS B riportate in Fig. 2 e 3 sono state determinate austenitizzando i materiali ad una temperatura di 1030°C per la durata di 0,5h. Entrambi i diagrammi evidenziano un naso bainitico che viene incrociato per velocità critiche di raffreddamento inferiori a 10.5 (HSS A) e 8.5°C/s (HSS B) rispettivamente per temperature inferiori ai 400°C. Le temperature di martensite start sono di 136 (HSS A) e 212°C (HSS B). Dalle curve dilatometriche non si apprezza alcun segnale relativo alla precipitazione proeutetoidica di carburi, la cui presenza è invece testimoniata dall'analisi metallografica.

Il trattamento di componenti di grosse dimensioni, come i cilindri di laminazione cui i due acciai studiati sono destinati, non consente il raffreddamento continuo in fase di

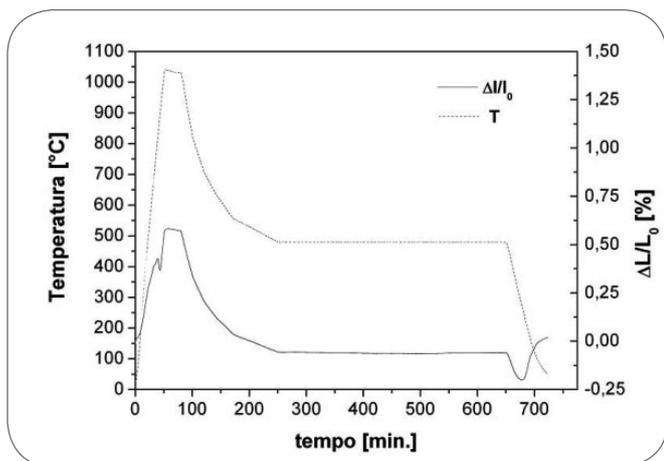


Fig. 5

Curva dilatometrica relativa al trattamento di tempra isoterma dell'acciaio HSS A (tempo di austenitizzazione 8h).

Dilatometric curve related to isothermal quenching of HSS A (austenitizing time: 8h).

tempra a causa delle eccessive tensioni che si verrebbero ad instaurare. Di fatto i trattamenti di tipo industriale spesso prevedono un raffreddamento continuo fino a 450-500°C seguito da una lunga sosta isoterma atta ad omogeneizzare la temperatura, prima della fase di tempra finale. La curva dilatometrica in Fig. 4 (HSS A) non evidenzia variazioni dimensionali di rilievo nel tratto isoterma, cosa che si verifica durante il raffreddamento finale, quando in corrispondenza dei 230°C si osserva l'espansione data dalla trasformazione martensitica.

Effetto del tempo di austenitizzazione

L'effetto del tempo di austenitizzazione è deducibile dalla dilatomia ottenuta sottoponendo allo stesso ciclo di Fig. 4, un campione austenitizzato per 8 ore a 1030°, in luogo dei 30 minuti (Fig. 5). La curva, ancora una volta, non mostra trasformazioni nel tratto isoterma, evidenziando la trasformazione martensitica al raffreddamento alla temperatura di 277°C. In accordo con il valori di Ms, il relativo campione metallografico evidenzia un frazione di martensite trasformata maggiore rispetto al campione austenitizzato per un tempo ridotto, ovvero una quantità di austenite residua inferiore. L'influenza del tempo di austenitizzazione sulla durezza dopo tempra (in aria) delle due leghe è indicato in Fig. 6. I due materiali presentano comportamento alquanto diverso. Mentre HSS A mostra un picco di durezza in corrispondenza delle 5 ore, HSS B presenta un minimo alla stessa temperatura. La durezza dell'HSS A è piccola per piccoli valori di tempo di austenitizzazione, a causa della limitata solubilizzazione dei carburi secondari. La martensite che si forma è relativamente poco legata e quindi tenera. Oltre le 5 ore di trattamento la solubilizzazione diventa via via più intensa originando una martensite più dura, accompagnata però da una quantità crescente di austenite residua. La durezza dopo tempra è relativamente bassa, ma il materiale risulta essere nelle migliori condizioni per dare origine ad un intenso fenomeno di indurimento secondario al rinvenimento. L'andamento della curva per HSS B ne denota una risposta meno efficace all'aumento del tempo di austenitizzazione. La durezza del materiale aumenta di circa 3HRC passando

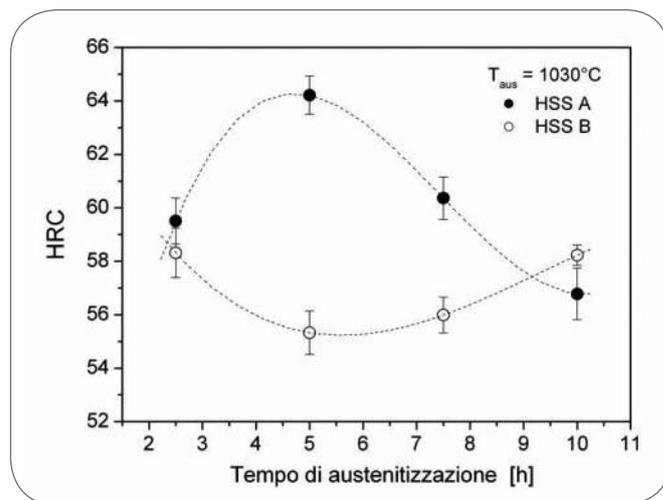
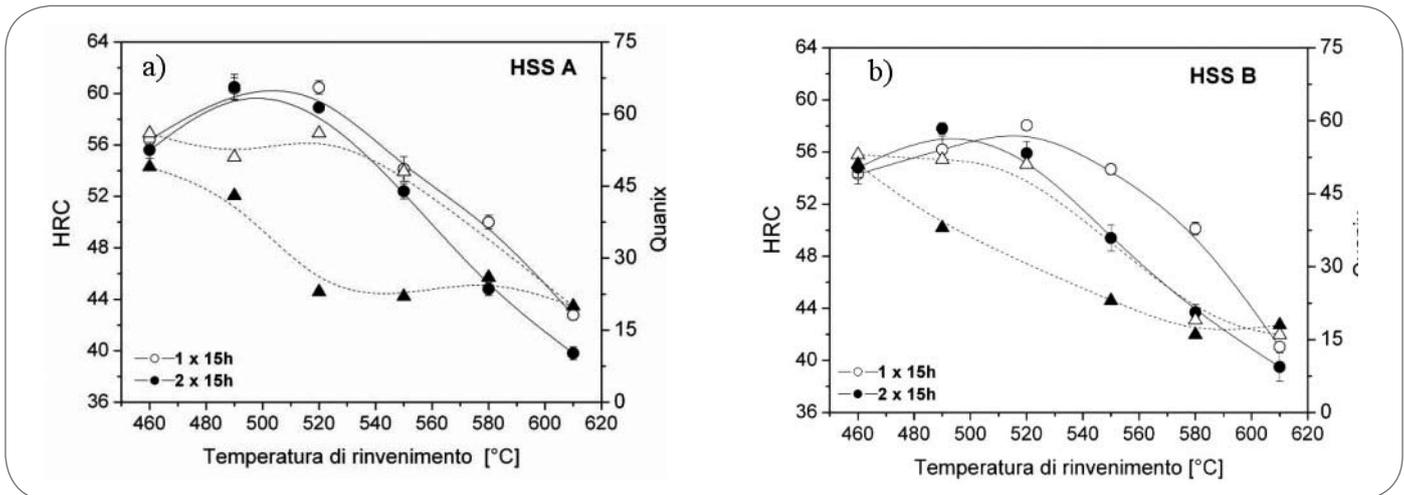


Fig. 6

Effetto del tempo di austenitizzazione sulla durezza dei materiali studiati.

Influence of austenitizing time on the hardness after quenching of studied materials.



▲
Fig. 7

Curve di rinvenimento, singolo (1x15h) e doppio (2x15h), per gli acciai a) HSS A e b) HSS B.

Tempering curves, single (1x15h) and double (2x15h) for steels a) HSS A and b) HSS B.

dalle 5 alle 10 ore di trattamento, valore decisamente inferiore a quello riscontrato nell'HSS A (di quasi 5HRC) passando dalle 2.5 alle 5 ore di trattamento. Tale comportamento lascia presagire un indurimento secondario meno pronunciato per tale materiale.

Rinvenimento

Le curve di Fig. 7a e 7b rappresentano le curve di rinvenimento per i materiali HSS A ed HSS B, avendo fissato una durata del trattamento di 15h. In ogni caso risulta evidente il picco di durezza secondaria in prossimità dei 500°C. Le curve tratteggiate si riferiscono all'andamento del tenore di austenite residua, avendo impiegato una tecnica magnetoscopica per la sua determinazione, così come avviene a livello industriale. Analisi comparative realizzate presso il laboratorio dell'Università di Trento impiegando la diffrattometria ai raggi X dimostrano che per le leghe in questione la trasformazione dell'austenite residua può ritenersi completa (%a.r.<2%vol, soglia di rilevanza dei raggi X) per valori del "Quanix" inferiori a 40. Per entrambi gli acciai studiati quindi, il doppio rinvenimento a 520°C risulta idoneo sia al raggiungimento dei massimi valori di durezza ottenibili (60HRC per HSS A e 58 HRC per HSS B) che alla stabilizzazione microstrutturale e dimensionale del cilindro di laminazione. Il singolo rinvenimento richiederebbe temperature molto più elevate per la completa eliminazione dell'austenite a spese della cessione di qualche punto di durezza. Non consentirebbe peraltro il rinvenimento della martensite formatasi durante il primo raffreddamento.

I valori della durezza di picco ottenuti dopo il secondo rinvenimento confermano quanto affermato in precedenza circa la propensione all'indurimento secondario dei due materiali. Contrariamente a quanto si riscontra dopo tempra, la durezza dopo il rinvenimento dell'HSS A è infatti maggiore a quella dell'HSS B, in virtù di una martensite maggiormente ricca di carbonio ed elementi di lega. È il differente bilanciamento analitico dei due acciai a giocare un ruolo fondamentale. Nell'HSS B è il Vanadio l'elemento carburigeno prevalente, il quale risulta combinato soprattutto sotto forma di carburo primario, all'interno delle celle eutettiche ed, in misura minore, sotto forma di carburo secondario nella matrice. L'elevata temperatura di formazione di questo carburo tuttavia fa sì che la sua solu-

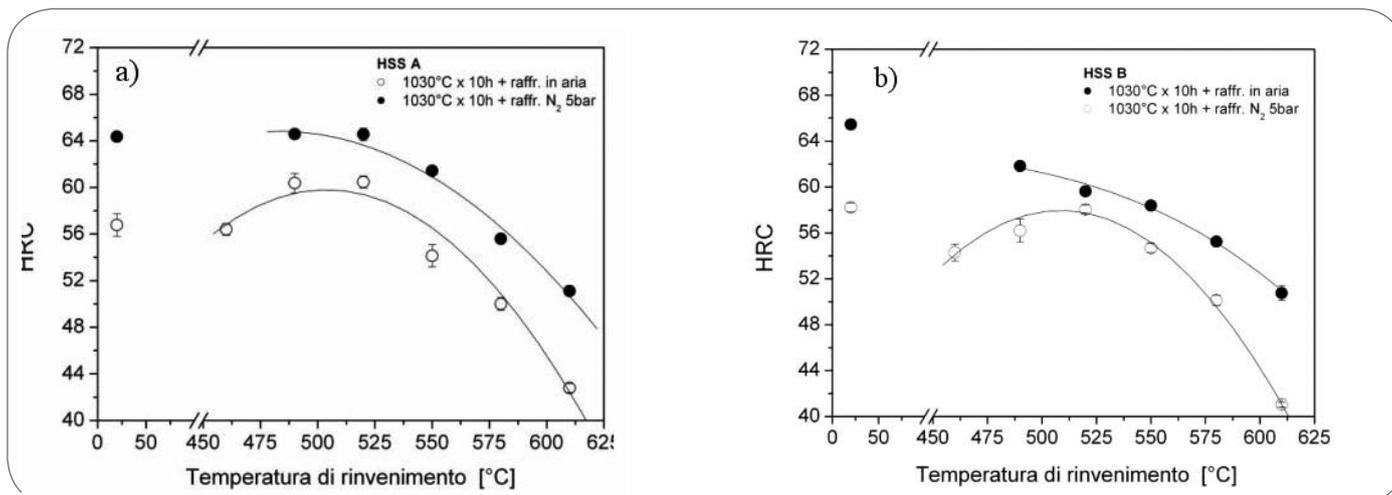
bizzazione è praticamente impossibile a temperature prossime ai 1030°C. Nell'HSS A il maggior tenore di Cr e Mo, a fronte di una minor concentrazione di Vanadio produce una differente tipologia dei carburi primari (v. Tab. 2), ma soprattutto una differente tipologia di carburi secondari, che indagini TEM [10] hanno dimostrato essere di tipo M_3C_6 ed M_2C . Questi, meno stabili termodinamicamente degli MC, risultano maggiormente propensi a risolubilizzare durante la fase di austenitizzazione promuovendo in tempra una martensite più legata.

Effetto delle condizioni di spegnimento in tempra

La velocità di raffreddamento in fase di tempra gioca un ruolo importante per gli acciai in esame, data la propensione di questi ultimi alla formazione di carburi secondari. La risultante martensite risulta infatti impoverita di elementi di lega, presentando una durezza inferiore. In Fig. 8a e b questo fenomeno è posto in evidenza dal confronto delle curve di rinvenimento ottenute per i materiali temprati in aria (v. Fig. 7) ed i materiali raffreddati dopo trattamento sotto vuoto con azoto ad una pressione di 5 bar. La durezza dopo tempra nel caso del raffreddamento forzato è di circa 7HRC superiore a quella ottenibile per raffreddamento in aria. Inoltre, per effetto della maggior alligazione della martensite anche il picco di durezza secondaria è maggiore.

Effetto della temperatura di austenitizzazione

Le curve in Fig. 9 mostrano l'effetto della temperatura di austenitizzazione sulla curva di rinvenimento dei due acciai, trattati sotto vuoto per 10 ore alle temperature di 1050, 1100, 1150 e 1200°C e spenti in azoto alla pressione di 5bar. All'aumentare della temperatura la durezza dopo tempra dei materiali diminuisce, in accordo col contenuto crescente di austenite residua. L'effetto è tanto maggiore nell'HSS A, il materiale che tra i due denota la maggior propensione alla risolubilizzazione dei carburi durante austenitizzazione, così come sottolineato nel paragrafo riguardante l'effetto del tempo di austenitizzazione. Le curve relative ad HSS A evidenziano un significativo spostamento verso destra all'aumentare di temperatura di austenitizzazione, effetto che nell'acciaio HSS B è molto meno pronunciato. Oltre i 1100°C nel materiale HSS A si osserva un calo della durezza di picco, a fronte di un aumento complessi-



▲
Fig. 8

Curve di rinvenimento per gli acciai a) HSS A e b) HSS B temprati con differenti velocità di raffreddamento.
Tempering curves for steels a) HSS A and b) HSS B quenched by different cooling speed.

	1050°C	1200°C
HSS A	9.0±1.3	8.2±0.6
HSS B	7.9±1.5	6.0±0.4

▲
Tab. 4

Percentuale volumetrica dei carburi primari negli acciai studiati in funzione della temperatura di austenitizzazione.

Influence of the austenitizing temperature on the carbide volume percentage in the studied steels.

vo della resistenza al rinvenimento, mentre nel materiale HSS B l'aumento della temperatura di austenitizzazione è sempre legato ad un aumento sia della durezza che della temperatura di picco.

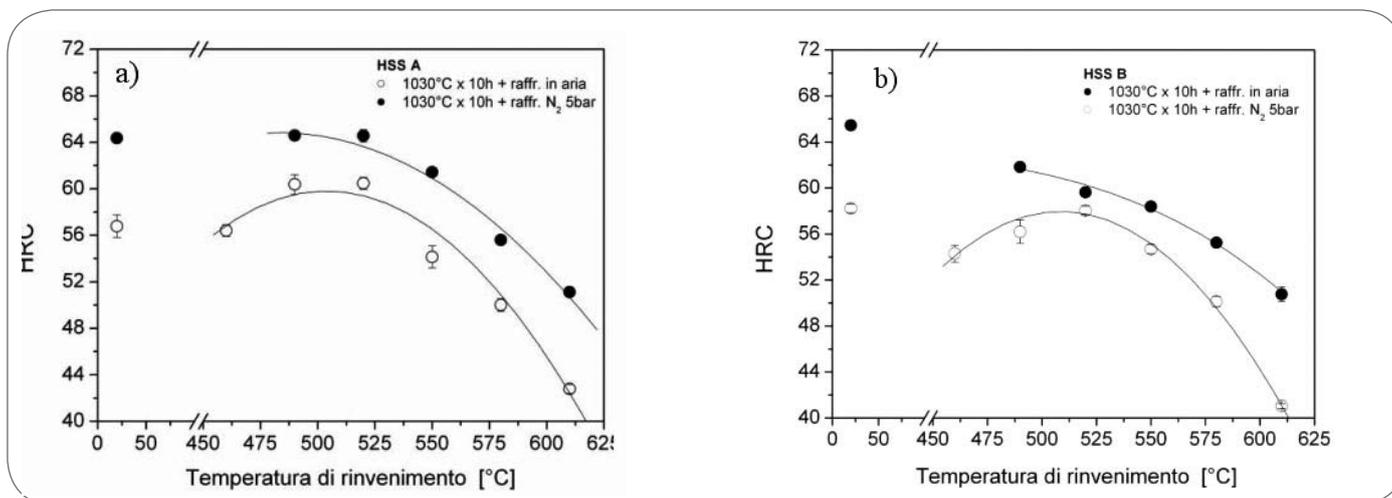
Dal confronto risulta evidente che il materiale HSS A è quello che dall'aumento della temperatura di austenitizzazione trae

il miglioramento più significativo del comportamento a caldo. La temperatura di austenitizzazione più bassa (1050°C) riduce le differenze tra i due acciai, evidenziando un comportamento lievemente migliore per HSS B in termini di durezza.

L'effetto risulta evidente anche da prove di compressione e durezza a caldo svolte presso il laboratorio di metallurgia dell'Università di Trento. I dati in Tab. 4 evidenziano anche come all'aumentare della temperatura di austenitizzazione si assista ad una parziale risolubilizzazione dei carburi eutettici. L'indagine metallografica evidenzia tracce di fusione incipienti in corrispondenza dei 1200°C, non osservate alle temperature inferiori, indicando un importante limite tecnologico per il trattamento dei due acciai.

CONCLUSIONI

Le proprietà ottenibili dopo trattamento termico per due acciai rapidi ottenuti per colata centrifuga sono strettamente legate a parametri quali la temperatura ed il tempo di austenitizzazione, ma an-



▲
Fig. 8

Curve di rinvenimento per gli acciai a) HSS A e b) HSS B temprati con differenti velocità di raffreddamento.
Tempering curves for steels a) HSS A and b) HSS B quenched by different cooling speed.

che alle condizioni con cui i materiali vengono raffreddati durante la tempra. Il presente studio evidenzia l'effetto benefico prodotto dall'aumento della temperatura di austenitizzazione fino a 1150°C sulla resistenza a caldo della martensite. L'acciaio HSSA denota una miglior risposta in questo senso, presentando un maggior tenore di carburi secondari in grado di risolubilizzare. Il tempo di austenitizzazione ha un effetto analogo, indicando la necessità di tempi di trattamento molto lunghi per ottenere risolubilizzazione dei carburi alle più bassa temperatura di trattamento.

Il comportamento dei due acciai durante trattamento di tempra al raffreddamento continuo è piuttosto simile, in corrispondenza di un breve tempo di austenitizzazione (0.5h). Il naso bainitico si presenta in corrispondenza di temperature (<400°C) e velocità di raffreddamento molto simili (<10°Cs⁻¹). Le analisi dilatometriche eseguite per simulare il trattamento di tempra isoterma cui i cilindri di laminazione vengono di solito sottoposti non hanno evidenziato trasformazioni dell'austenite nel tratto a temperatura costante, confermando che le stesse si manifestano durante il raffreddamento finale. La ridotta velocità di spegnimento si ripercuote su una maggior valore del rapporto bainite/martensite e su una maggior frazione di carburi secondari che possono precipitare durante la tempra, limitando la precipitazione dei carburi durante il successivo rinvenimento e le proprietà a caldo degli acciai.

RINGRAZIAMENTI

Il presente lavoro è stato realizzato nell'ambito di un progetto MIUR-COFIN2004 dal titolo "Meccanismi di danneggiamento ad alta temperatura di acciai e ghise speciali". Si ringrazia

INNSE Cilindri (Brescia) per aver fornito il materiale utilizzato in questo studio e RIVA ACCIAI di Lesegno per la disponibilità della Gleeble e la realizzazione delle curve CCT.

BIBLIOGRAFIA

- [1] H. F. FISCHMEISTER, R. RIEDL and S. KARAGÖZ, *Met. Trans. A* 20(1989), p.2133
- [2] M.R. GHOMASHCHI, C.M. SELLARS, *Met. Trans. A*, 24 (1993), p. 2171
- [3] M. PELLIZZARI, A. MOLINARI, A. BIGGI, G. CORBO, A. TREMEA: *Atti del 19° Convegno Nazionale Trattamenti Termici*, Salsomaggiore, 20-22 maggio 2003, AIM, 333
- [4] R. EBNER, H.LEITNER, F. JEGLITSCH, D. CALISKANOGLU: *Proceedings of 5th Int. Tooling conference*, Leoben (Austria) 29 september - 1 october 1999, 3-24
- [5] K.E. THELNING, *Steel and its heat treatment*, Second Edition, Butterworths, London (1984), p.369-377
- [6] A. MOLINARI, A. TREMEA, M. PELLIZZARI, A. BIGGI AND G. CORBO, *Mater. Sci. Technol.* 18 (2002), p.1574-1580.
- [7] A. MOLINARI, M. PELLIZZARI, A. TREMEA, A. BIGGI, G. CORBO: *Mater. Sci. Technol.* 21 3 (2005), p 352-356
- [8] G. HOYLE: "High Speed Steels", Butterworths & Co. (Publishers) Limited, 1988.
- [9] G.A. ROBERTS, R.A. CARY: *Tool Steels*, IV Ed., American Society for Metals, Metals Park, OH, USA, 1980
- [10] Rapporto conclusivo del progetto "MECCANISMI DI DANNEGGIAMENTO AD ALTA TEMPERATURA DI ACCIAI E GHISE SPECIALI". COFIN 2004.

ABSTRACT

STUDY OF HEAT TREATMENT OF CENTRIFUGAL CAST HIGH SPEED STEELS FOR HOT ROLLS

Keywords: steel, rolling, phase transformations, heat treatments

A study is proposed aimed at the evaluation of heat treatment of two High Speed Steels (HSS) with different chemical composition (Tab 1), produced by centrifugal casting. The two grades only show minor differences, the first one having a higher content in Cr and Mo and a lower content in V. The microstructure of as-cast materials is given by a matrix of martensite and bainite and an interdendritic network of primary carbides (Fig.1), less than 10pct in volume (Tab.2). For both materials CCT diagrams (Fig.2 and Fig.3) evidence a bainitic nose below 400°C and cooling rates lower than 10°Cs⁻¹. The dilatometric curve realized to simulate the isothermal quenching to which rolls are usually subjected (Fig.4 and Fig.5 - HSS A) does not show any transformation during the isothermal stay, indeed occurring during the subsequent cooling to room temperature.

Steels were heat treated following typical industrial conditions, comprising

austenitizing from 1030-1050°C and double tempering at 520-540°C. An increase of austenitizing time (Fig.6) and/or temperature (Fig.9) plays a positive influence versus the secondary hardening developing on tempering. An increase of temperature from 1030 up to 1200°C causes an increase of the secondary peak hardness a progressive shift towards higher temperature (Fig.9). In correspondence of the highest temperature a remelting of the low temperature eutectic is observed, evidencing an important technological limit for the heat treatment of such steels. The austenitizing time also influences the secondary hardening evidencing the need of very long periods to promote significant microstructural changes (Fig.6).

The different response of the investigated HSS's with respect to heat treatment parameters can be correlated to their diverse propensity versus carbide dissolution during austenitization. The steel containing the highest content in vanadium, i.e., promoting the preferential precipitation of secondary MC carbides, shows very limited compared to the steel showing the precipitation of secondary M₂₃C₆ and M₇C₃ carbides. At the same time, a reduction in the quenching rate promotes the precipitation of carbides on cooling thus limiting the precipitation of secondary carbides on tempering and the resulting properties at high temperature of the steels (Fig. 8).