

# Valutazione dell'avanzamento del processo di austempering mediante prove di trazione

G. Angella, R. Donnini, F. Bonollo, A. Fabrizi, F. Zanardi

È stata studiata la capacità di un'equazione costitutiva, caratterizzata da parametri fisici, di correlare il comportamento plastico con la microstruttura di un ghisa sferoidale austemperata (ADI), allo scopo di valutare la stabilità della austenite residua durante austempering ed ottenere la microstruttura ausferritica ottimale. La finestra temporale critica per interrompere la reazione è quella in cui la trasformazione di austempering è giunta a saturazione producendo una frazione austenitica caratterizzata dalla massima possibile stabilità, prima che inizi il secondo stadio caratterizzato dalla precipitazione dei carburi  $\epsilon'$ . La ghisa sferoidale ADI 1050 è stata, quindi, temprata in momenti diversi durante austempering ed i campioni così ottenuti sono stati deformati mediante prove di trazione a temperatura ambiente. I campioni testati in trazione hanno presentato un andamento dei carichi  $R_m$  e degli allungamenti a rottura  $e_R$  coerenti con la microstruttura osservata, manifestando per tempi di austempering molto elevati una significativa riduzione di duttilità attribuibile alla precipitazione della fase infragilente  $\epsilon'$ , come riportato in letteratura. Gli andamenti dei dati  $R_m$  e  $e_R$  in funzione dei tempi di austempering hanno però presentato un'ampia dispersione, cosicché non è stato possibile individuare univocamente la finestra ottimale della trasformazione per bloccare la trasformazione. Per questo motivo, le curve di trazione sono state interpolate con una equazione costitutiva avente parametri fisici, basati sulla descrizione e l'evoluzione della microstruttura del materiale. Questi parametri hanno presentato una minore dispersione ed un andamento regolare in funzione dei tempi di austempering, permettendo quindi di determinare la finestra critica per interrompere il processo industriale di austempering.

**PAROLE CHIAVE:** DEFORMAZIONI PLASTICHE - GHISE AUSTEMPERATE - EQUAZIONI COSTITUTIVE - MICROSCOPIA

## INTRODUZIONE

Gran parte dei processi di produzione dei materiali metallici sono caratterizzati da trasformazioni allo stato solido, mediante le quali la microstruttura del materiale evolve conferendo al materiale le proprietà desiderate. Efficaci indicazioni sull'evoluzione delle peculiarità microstrutturali possono essere ricavate dalle analisi delle curve di flusso ottenibili dalle prove di trazione ed, in particolare, dalla correlata fase d'incrudimento. I valori convenzionali ricavati da tali curve sono quelli relativi al carico di snervamento ( $YS$ ) ed al carico di rottura ( $R_m$ ), che però non sempre danno indicazioni chiare della microstruttura. Per questo motivo si preferisce intraprendere delle procedure di modellazione di tali curve utilizzando particolari equazioni costitutive, con lo scopo di determinare parametri che siano riconducibili direttamente agli aspetti microstrutturali del materiale deformato.

Nel campo dei materiali metallici di interesse industriale vengono solitamente utilizzate numerose equazioni costitutive [1-6], che possono essere sostanzialmente divise in due categorie. Una prima categoria riguarda le equazioni "tipo-Hollomon" [7-8] che considerano relazioni basate su leggi di potenza, fra lo sforzo vero  $\sigma$  e la deformazione vera  $\epsilon$ . Un altro genere di equazioni

### G. Angella, R. Donnini

Consiglio Nazionale delle Ricerche (CNR)  
Istituto ICMATE, Via R. Cozzi 53 20125 - Milano

### F. Bonollo, A. Fabrizi

Università di Padova  
Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali  
Stradella S. Nicola 3 36100 - Vicenza

### F. Zanardi

Zanardi Fonderie S.p.A.  
Via Nazionale 3 37046 - Minerbe (VR)

sono invece le equazioni "tipo-Voce" che consistono in relazioni esponenziali tra  $\sigma$  e  $\epsilon$  [10-11]. Le prime sono equazioni che solitamente ben approssimano le curve di flusso anche alle piccole deformazioni, nonostante siano di carattere puramente empirico, non basate dunque su concetti fisici che direttamente o indirettamente forniscono informazioni di tipo microstrutturale. Le seconde invece, sebbene approssimino bene le curve solo alle alte deformazioni, sono riconducibili alla dinamica del moto delle dislocazioni ed alla microstruttura dei materiali.

Nel lavoro presentato viene intrapresa, con l'ausilio della suddetta modellazione, l'analisi di comportamento plastico di una ghisa austemperata (Austempered Ductile Irons - ADI), con lo scopo di analizzare l'evoluzione microstrutturale del materiale durante il processo produttivo. La ghisa in considerazione, caratterizzata da peculiari proprietà meccaniche derivanti dalla struttura ausferritica [13], viene prodotta prima mediante austenizzazione ad elevate temperature, per poi essere sottoposta al processo di austempering [14-26]. Durante quest'ultima trasformazione, dall'austenite primaria ( $\gamma$ ) si forma una struttura bifasica (ausferrite) costituita da ferrite ( $\alpha$ ) ed austenite metastabile ricca in carbonio ( $\gamma_{HC}$ ), alla quale si aggiungono i caratteristici noduli di grafite (in questo caso dalla frazione volumica pari a  $10 \pm 1$  %). La frazione volumetrica di ciascuna delle fasi costituenti l'ausferrite dipende dalla composizione e della temperatura di processo, con quella di ferrite  $\alpha$  maggiore (fino al 70%) della complementare austenite metastabile  $\gamma_{HC}$ . Tuttavia, per più elevati tempi di permanenza alla temperatura di austempering,  $\gamma_{HC}$  si decompone in ferrite  $\alpha$  e carburi Fe-C  $\epsilon'$  [21,22], con quest'ultimi che tendono a provocare l'infragilimento del materiale e quindi un indesiderato degrado delle proprietà meccaniche. Se invece il materiale viene temprato ad istanti del processo in cui la trasformazione di austempering non è ancora completa, viene osservata un'importante frazione volumetrica di martensite [16,17]. L'intervallo dei tempi di austempering per i quali si ha una struttura ausferritica ottimale (priva di martensite e carburi  $\epsilon'$ ) viene definita la finestra di processo, ossia le condizioni ottimali di austempering.

L'obiettivo del lavoro è di mostrare come un'equazione costitutiva "tipo-Voce" basata su solide considerazioni fisiche sia più idonea, rispetto ad una di "tipo-Hollomon" molto utilizzata nel settore come quella di Ludwik [8], riguardo al raggiungimento di utili informazioni sulla microstruttura di una ghisa ADI temprata con diversi tempi di austempering, con l'obiettivo finale di individuare la finestra di processo.

## MATERIALE E PROCEDURE SPERIMENTALI

La ADI 1050 è stata austenitizzata, portata alla temperatura di austempering e temprata a quattordici differenti e crescenti tempi di austempering ( $t_1, t_2, \dots, t_{14}$ ) [25,26]. Da ogni condizione sono stati ottenuti provini dal tratto utile con diametro iniziale  $d_0 = 12,5$  mm e lunghezza  $l_0 = 50$  mm, sui quali sono state eseguite prove di trazione conformi alla norma ASTM E8-8M a temperatura ambiente e velocità di deformazione  $10^{-4} s^{-1}$ .

Dalle curve ingegneristiche  $S$  vs.  $e$ , dove  $S = F/A_0$  ed  $e = (l - l_0)/l_0$

sono state ricavate le curve di flusso sforzo vero-deformazione vera  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  dove  $\sigma = S \cdot (1 + e)$  e  $\epsilon = \ln(1 + e)$ . Per il presente studio è stata considerata solo la parte plastica della curva di flusso, ottenuta sottraendo la parte di deformazione elastica  $\epsilon_e = \sigma/E$  ( $E$  il modulo di Young sperimentale) alla deformazione generale  $\epsilon$ , in modo che per la parte di deformazione plastica risulti  $\epsilon_p = \epsilon - \epsilon_e$ . Su queste curve le equazioni costitutive considerate sono state interpolate prima del valore per cui  $d\sigma/d\epsilon_p = \sigma$ , equivalente alla condizione del carico ultimo (Ultimate Tensile Strength -  $R_m$ ) per cui  $dS = 0$ , con corrispondente deformazione a rottura  $e_R$ . Oltre questa condizione infatti la curva di flusso diventa non rappresentativa, poiché si manifesta il fenomeno della strizione.

Per la validazione della modellazione intrapresa, vengono in questa sezione mostrati i risultati dell'evoluzione microstrutturale studiati mediante osservazioni in microscopia in trasmissione (TEM), dove si è verificata la presenza di precipitati infragilenti  $\epsilon'$  per lunghi tempi di austempering.

## EQUAZIONI COSTITUTIVE A CONFRONTO

### Equazione di Ludwik

Molto simile alla più nota equazione di Hollomon [6], rispetto a quest'ultima tiene conto di un termine aggiuntivo  $\sigma_0$ , con il quale viene considerato il contributo della presenza di precipitati indeformabili e/o molteplici fasi durante l'incrudimento in deformazione plastica

$$\sigma = \sigma_0 + K_H \cdot \epsilon_p^n \quad (1)$$

con  $K_H$  e  $n$  sono rispettivamente il parametro di resistenza e l'esponente d'incrudimento. Nel caso della considerata struttura ausferritica, la presenza di larghe zone martensitiche durante i primi tempi della reazione e delle interfacce  $\alpha/\gamma_{HC}$  giustifica l'introduzione di  $\sigma_0$  e dunque dell'equazione stessa. Le costanti vengono determinate dalla pendenza del grafico  $\ln(d\sigma/d\epsilon_p)$  vs.  $\ln(\epsilon_p)$ . L'interpolazione per tutte le curve di flusso è stata imposta tra il carico di prova  $\sigma_{0,2\%}$  ed il valore corrispondente al suddetto carico ultimo.

### Equazione di Estrin

Kocks, Mecking [28-30] ed Estrin [11,31,32] proposero, per il caso di materiali metallici ad alta densità di precipitati ed interfacce, la seguente equazione (proposta originariamente da Sah [10])

$$\sigma = [\sigma_V^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_E^2) \cdot \exp(-\epsilon_p/\epsilon_c)]^{1/2} \quad (2)$$

con  $\sigma_E$  è lo sforzo di saturazione raggiunto asintoticamente all'aumentare della deformazione.  $\epsilon_c$  è la deformazione critica che controlla la rapidità con la quale  $\sigma_E$  viene avvicinato e  $\sigma_0$

è il valore di sforzo estrapolato alla condizione  $\varepsilon_p = 0$ . Per la determinazione dei parametri dell'equazione risulta necessario studiare l'andamento dei dati sperimentali  $2\sigma \cdot d\sigma/d\varepsilon_p$  vs.  $\sigma^2$ . Infatti, la forma differenziale dell'Eq. (7) risulta essere

$$2\sigma \frac{d\sigma}{d\varepsilon_p} = \Theta_E - \varepsilon_C^{-1} \cdot \sigma^2 \quad (3)$$

in cui è identificabile una relazione lineare tra  $2\sigma \cdot d\sigma/d\varepsilon_p$  e  $\sigma^2$ , con i parametri  $(\varepsilon_C^{-1} \cdot \sigma_E^2) = \Theta_E$  e  $\varepsilon_C^{-1}$  costanti durante l'aumentare della deformazione. Anche in questo caso, dunque, è possibile interpolare la curva di flusso con l'Eq.(8), se si trova una regione lineare dei dati  $(2\sigma \cdot d\sigma/d\varepsilon_p)$  vs.  $\sigma$ . Infine,  $\sigma_0$  viene determinato dall'interpolazione della curva  $\sigma - \varepsilon_p$ .

## RISULTATI

Da ciascuna delle curve di trazione eseguite sui 14 provini di materiale [25,26], ognuno già temprato dopo esser stato mantenuto a differenti tempi di austempering, è possibile ricavare i convenzionali valori  $R_m$  e  $e_R$ , con i quali solitamente si quantificano in prima istanza le peculiarità di deformazione plastica dei metalli. Verificando l'andamento dei valori trovati rispetto alle temperature di austempering (Fig.1), viene in qualche modo identificato un trend di dati associabile all'evoluzione microstrutturale attesa della ADI 1050, tenendo conto della possibile formazione dei precipitati  $\varepsilon'$  per lunghi tempi di austempering [21,33]. Purtroppo gli andamenti dei dati hanno presentato un'ampia dispersione, cosicché non è stato possibile individuare univocamente un intervallo critico di tempi per ottenere l'ausferrite ottimale. Da qui la necessità di procedere con la modellazione presentata.

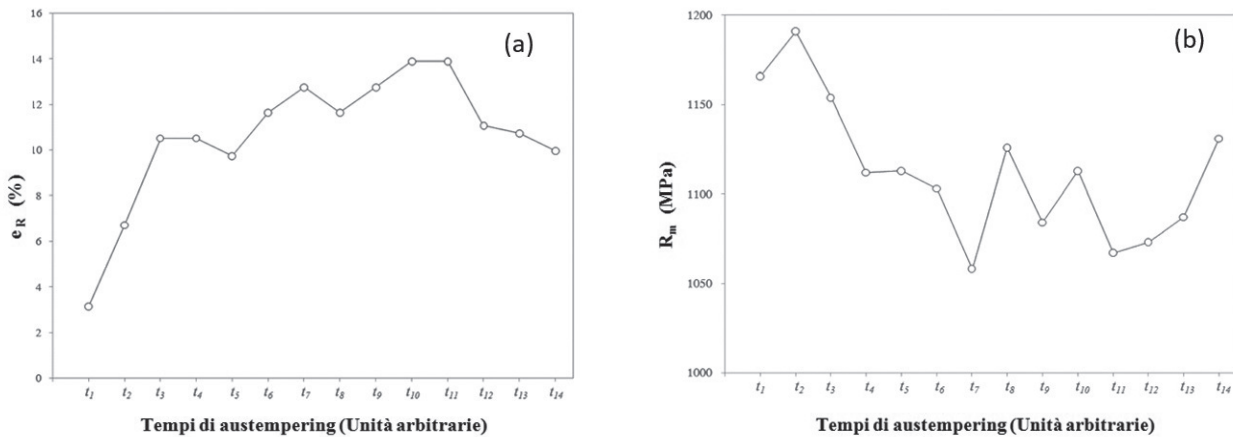


Fig. 1 - Andamenti dei (a) valori di  $e_R$  e (b)  $R_m$  ricavati dalle prove di trazione su ADI 1050 in funzione del tempo di austempering.

Per ciascuno dei test di trazione, sono state applicate le eq.(1) e eq.(3) alle curve di flusso  $\sigma$  vs.  $\varepsilon$ , dalle quali sono stati ricavati i

valori dei corrispondenti parametri caratteristici ed il loro andamento in funzione dei tempi di austempering (Fig.2 e Fig.3).

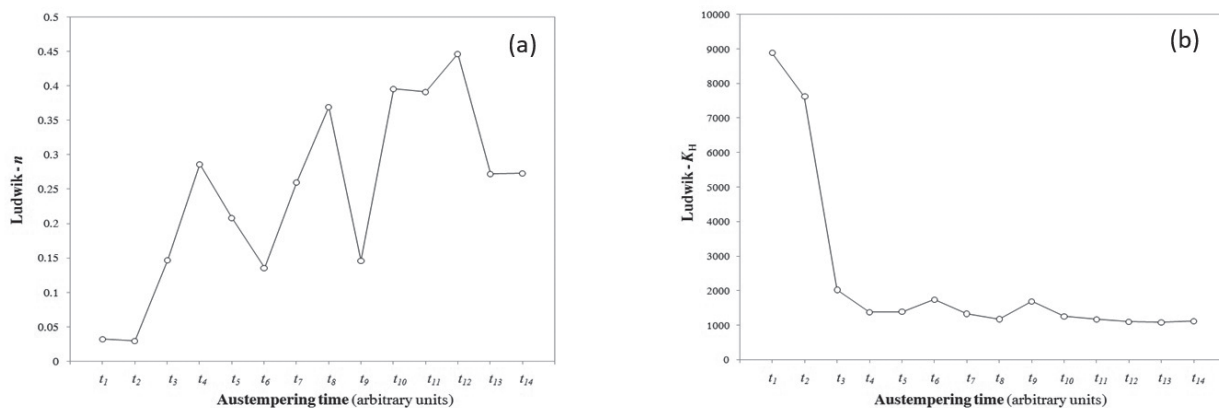
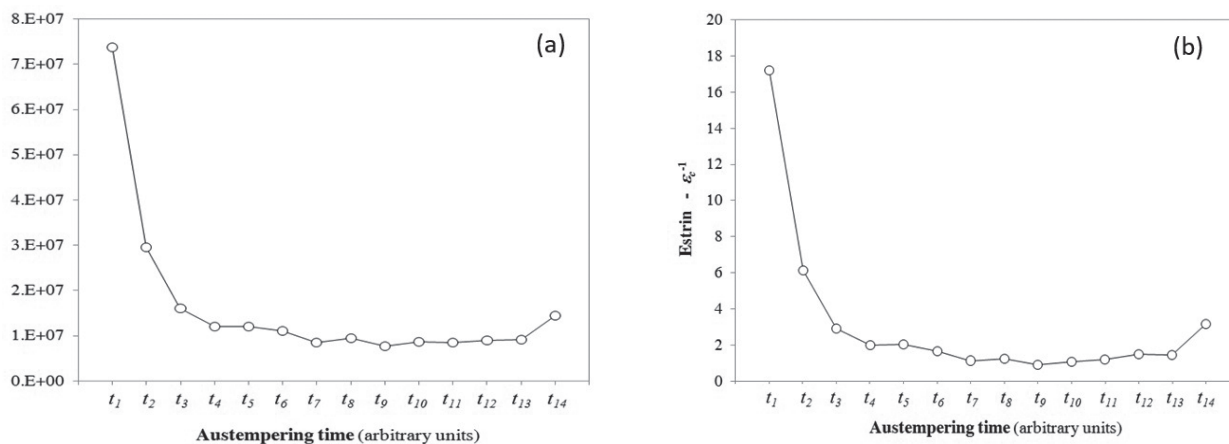


Fig. 2 - Parametri caratteristici per l'eq.(2): (a) esponente di incrudimento  $n$  e (b) coefficiente di sforzo  $K_{Hr}$  in funzione del tempo di austempering.



**Fig. 3** - Parametri caratteristici (a)  $\Theta_E = (\epsilon_c^{-1} \cdot \sigma_E^2)$  e (b)  $\epsilon_c^{-1}$  per l'eq.(3).

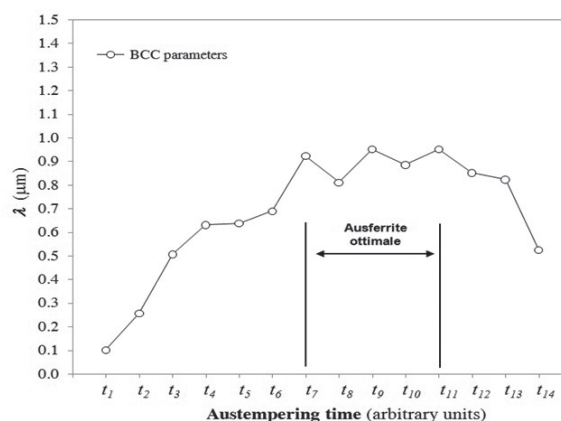
Si noti da Fig.2 come gli andamenti dei parametri dell'equazione di Ludwik non mostrino un chiaro andamento riconducibile alle variazioni microstrutturali del materiale con il tempo di austempering. In generale si ha un andamento decrescente con una dispersione dei dati molto ampia soprattutto nel caso del coefficiente n. Sebbene la decisa variazione iniziale degli andamenti per i primi tempi di austempering possa effettivamente essere indicativa della formazione di martensite in seguito alla fase di tempra [16,17], tale procedura non riesce ad individuare un intervallo di tempi di austempering riconducibile all'ottenimento dell'ausferrite ottimale prima che la precipitazione Fe-C  $\epsilon$  avvenga [21,22,26]. Il motivo sta nel fatto che l'applicazione della eq.(2), così come in generale delle equazioni "tipo-Hollomon" dipendono dalla deformazione, il quale è un parametro fortemente dipendente dalla sconosciuta storia termo-meccanica subita dal materiale e quindi poco adatto alle descrizioni microstrutturali [25-26,27-32,34].

Si osservi invece in Fig.3 come i parametri caratteristici dell'equazione di Estrin abbiano un chiaro andamento in funzione del tempo di austempering. Il risultato comporta importanti considerazioni riguardo all'evoluzione microstrutturale del materiale in studio. Infatti la correlazione dell'eq.(3) con gli aspetti microstrutturali è basata sull'interpretazione meccanicistica data da Kocks, Mecking ed Estrin della velocità d'incrudimento  $d\sigma/d\epsilon_p$  [27-33]. In questi lo studio dei meccanismi di deformazione plastica dei metalli è basato sui concetti di scorrimento delle dislocazioni e dello sforzo necessario a superare gli ostacoli dati dal reticolo cristallino affinché la deformazione plastica avvenga, dalle interazioni reciproche tra dislocazioni ed da altri ostacoli, quali precipitati e seconde fasi. La facilità con cui le dislocazioni si muovono dipenderà dunque da grandezze caratteristiche come la larghezza delle celle dislocative  $L_D$ , la dimensione del grano D e la spaziatura media  $\lambda$  tra i suddetti ostacoli geometrici. Nel caso in studio della matrice bifasica ausferritica, la densità degli ostacoli geometrici è molto più elevata di quella degli altri due fattori considerati (cioè vale  $\lambda \ll L_D, D$ ), per cui lo stesso  $\lambda$  può qui essere considerato come unico parametro identificativo

della microstruttura, cosicché più elevata è la densità di questi ostacoli, più piccolo risulterà il valore di  $\lambda$ . In particolare si può dimostrare [27-33] come tale valore sia strettamente correlato all'eq.(3) e specialmente al parametro  $\Theta_E$ , mediante la seguente uguaglianza:

$$\Theta_E = \epsilon_c^{-1} \cdot \sigma_E^2 = \frac{M^3 (\alpha_o G)^2 b}{\lambda} \quad (4)$$

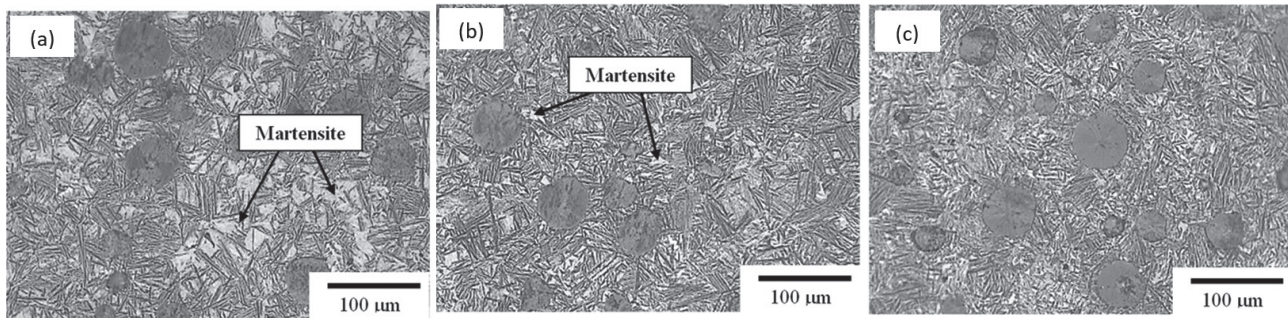
da cui è possibile quantificare il valore di  $\lambda$ . M è il fattore di Taylor ( $\approx 3.1$  per i metalli dalla struttura cristallografica sia FCC che BCC, se non ci sono tessiture cristallografiche),  $\alpha_o$  tiene conto dello sforzo di interazione dislocazione-dislocazione ( $\approx 0.5$  [30]),  $G = G(T)$  è il modulo di taglio alla temperatura studiata e b il modulo del vettore di Burgers. In Fig.4 viene mostrato l'andamento di  $\lambda$  in funzione dei tempi di austempering considerando i suddetti parametri per la struttura cristallografica BCC (si ricordi che la ferrite  $\alpha$  è presente con una frazione volumetrica decisamente maggiore).



**Fig. 4** - Andamento del parametro  $\lambda$ , in funzione del tempo di austempering ed conseguente individuazione di un intervallo tra  $t_7$  e  $t_{11}$  per la condizione ottimale per l'ausferrite.

Analizzando la microstruttura con microscopia ottica per i tempi di austempering minori di  $t_7$ , in Fig.5, la ADI temprata presenta ben tre fasi: ferrite, austenite e martensite [16,17], risultando in

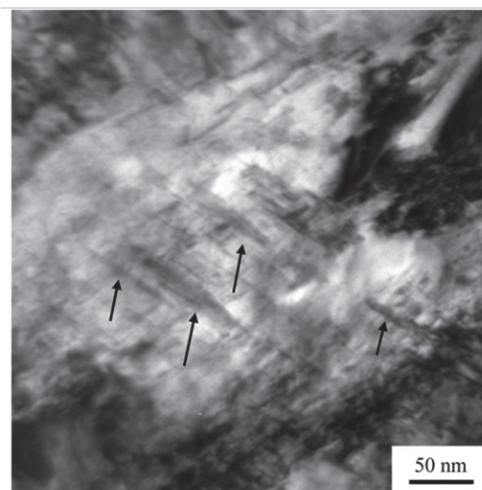
una struttura fine con un ridotto valore di  $\lambda$  consistente con i dati in Fig. 4.



**Fig. 5** - Microstruttura della ADI 1050 con microscopia ottica ai tempi (a)  $t = t_1$ ; (b)  $t = t_2$ ; (c)  $t = t_7$ .

Al crescere dei suddetti tempi, si osserva generalmente una diminuzione della quantità di martensite [16,17] sparita a  $t_7$ , con la realizzazione di ausferrite ottimale per tempi superiori, che rende possibile una crescita progressiva di  $\lambda$  fino ad un valore massimo riportato in Fig. 4 tra  $t_7$  e  $t_{11}$ . Tuttavia la riduzione di  $\lambda$  per tempi superiori a  $t_{11}$ , potrebbe essere giustificata dalla comparsa della precipitazione dei carburi  $\text{Fe-C } \epsilon'$  che comporterebbe un aumento nella complessità della microstruttura con il risultante decremento del cammino medio  $\lambda$ . Quest'ultimo punto è stato

dimostrato mediante le osservazioni di microscopia elettronica in trasmissione (TEM) eseguite sul materiale trattato per i tempi di austempering maggiori di  $t_{11}$ . Si noti infatti da Fig.6 la presenza di tali carburi, che vanno dunque a diminuire statisticamente il valore generale del  $\lambda$  nei campioni di ADI 1050 temprati a tempi superiori a  $t_{11}$ . Quindi esiste un intervallo di tempi di austempering in cui trovare delle condizioni ottimali (fra  $t_7$  e  $t_{11}$ ) per la struttura bifasica dell'ausferrite senza martensite e carburi  $\text{Fe-C } \epsilon'$ .



**Fig. 6** - Osservazioni TEM della precipitazione dei carburi  $\text{Fe-C } \epsilon'$ .

Dunque, l'andamento di  $\lambda$  in funzione dei tempi di austempering riportati in Fig.4 calcolato mediante l'eq.(3) di Estrin è spiegabile in accordo con l'evoluzione microstrutturale della ghisa ADI 1050 durante austempering.

## CONCLUSIONI

Nel lavoro presentato sono state confrontate due equazioni costitutive (dette di Ludwik e di Estrin) per la modellazione delle curve di flusso dei materiali metallici, così da evidenziare la loro

capacità di correlazione agli elementi microstrutturali dei materiali. L'obiettivo dello studio è stato quello di testare la possibilità di seguire l'evoluzione microstrutturale di una ghisa austemperata ADI 1050 durante austempering, la cui microstruttura è costituita da una matrice bifasica di ausferrite (ferrite  $\alpha$  + austenite metastabile  $\gamma_{HC}$ ) e da grafite nodulare.

Durante austempering la microstruttura evolve nel tempo, cosicché in seguito a tempra si ha una significativa presenza di martensite ai tempi più ridotti di austempering (come qui verifi-

cato da opportune osservazioni in microscopia ottica), quando la trasformazione non si è ancora conclusa, e la formazione indesiderata di carburi Fe-C  $\epsilon'$  per quelli più lunghi (come qui verificato da opportune osservazioni TEM). Ciò comporta la necessità di trovare un criterio di valutazione per la determinazione di un specifico intervallo di tempi in cui si possa ottenere la struttura ausferritica ottimale.

Provini di ADI 1050 sono stati temprati a 14 differenti tempi di austempering e sottoposti ciascuno a prove di trazione. Le curve di flusso corrispondenti sono state poi interpolate con le equazioni costitutive considerate, in modo da determinare i parametri caratteristici ed il corrispondente andamento in funzione di tempi di austempering. I risultati hanno evidenziato che l'equazione di Ludwik, essendo di natura puramente empirica, presenta parametri di equazione non correlabili con la variazione microstrutturale del materiale durante le fasi di austempering. Al contrario, l'equazione di Estrin, razionalizzata in funzione della dinamica delle dislocazioni mobili in base alla descrizione fisica dell'incrudimento data da Kocks, Mecking ed lo stesso Estrin, presenta parametri correlabili alle suddette variazioni microstrutturali.

Nel caso dell'equazione di Estrin si è dunque evidenziato l'utilità generale di queste equazioni "tipo Voce", scritte ed interpretate in base alle loro forme differenziali, nel caso delle ghise austemperate ADI1050 e la loro valutazione in funzione dei tempi di austempering. L'approccio è comunque generalizzabile a qualsiasi materiale metallico prodotto attraverso una trasformazione allo stato solido.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] R.E. Reed-Hill, W.R. Crebb, S.N. Monteiro, *Metall. Trans. A*, 4 (1973), p. 2665.
- [2] G.E. Dieter: *Mechanical Metallurgy*, Publisher McGraw-Hill Book Company, (1988), p. 286.
- [3] H.J. Kleemola, M.A. Nieminen, *Metall. Trans. A* 5 (1974), p. 1863.
- [4] B.K. Choudhary, E.I. Samuel, K.B.S. Rao, S.L. Mannan, *Mat. Sci. Tech.*, 17 (2001), p. 223.
- [5] S.K. Balijepalli, R. Donnini, S. Kaciulis, R. Montanari, A. Varone. *Materials Science Forum*, 762 (2013), p. 183-188.
- [6] S.K. Balijepalli, R. Donnini, S. Kaciulis, M. Lucci, R. Montanari, N. Ucciardello, A. Varone, *La Metallurgia Italiana*, 105(1) (2013), p. 42-47.
- [7] J.H. Hollomon, *Trans. Metall. Soc. AIME* 162 (1945), p. 268-90.
- [8] P. Ludwik: *Elemente der Technologischen Mechanik*, Verlag Von Julius, Springer, Leipzig (1909), p. 32.
- [9] D. Ludwigson, *Met. Trans.* 2 (1971), p. 2825-2828.
- [10] E. Voce, *J. Inst. Met.*, 74 (1948), p. 537.
- [11] Y. Estrin, *J. Mater. Process. Tech.* 80-81 (1998), p. 33-39.
- [12] J.P.Sah, G.J. Richardson, C.M. Sellars, *J. Aus. Inst. Met.* 14 (1969), p. 292-297.
- [13] ASTM A897/A 897M-06, Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- [14] Y. J. Kim, H. Shin, H. Park, J. Lim, *Mater. Lett.* 62 (2008), p. 357-360.
- [15] J. L. Hernández-Rivera, R. E. Campos Cambranis, A. De la Garza, *Mater. Des.* 32 (2011), p. 4756-4762.
- [16] A. Basso, J. Sikora, R. Martinez, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 36 (2013), p. 650-659.
- [17] J. Yang, S.K. Putatunda, *Mater. Sci. Eng. A*, 382 (2004), 265-279.
- [18] D. O. Fernandino, J. M. Massone, R. E. Boeri, *J. Mater. Process. Tech.*, 213 (2013), p. 1801-1809.
- [19] J. Yang, S.K. Putatunda, *Mater. Sci. Eng. A*, 382 (2004), p. 265-279.
- [20] A. Basso, R. Martínez, J. Sikora, *J. Alloys Compd.* 509 (2011), p. 9884-9889.
- [21] J. Olofsson, D. Larsson, I.L. Svensson, *Metall. Mater. Trans. A*, 42 (2011), p. 3999-4007.
- [22] A. Meena, M. El Mansori, *Metall. Mater. Trans. A*, 43 (2012), p. 4755-4766.
- [23] R.E. Smallman, I. R Harris, M. A. Duggan, *J. Mater. Process. Tech.* 63 (1997), p. 18-29.
- [24] H. Fredriksson, J. Stjerndahl, J. Tinoco, *Mater. Sci. Eng. A* 413 (2005), p. 363-372.
- [25] R. Donnini, F. Zanardi, M. Maldini, G. Angella, *Atti del 36° Convegno AIM (Associazione Italiana di Metallurgia)*, 21-23/09/2016, Parma.
- [26] R. Donnini, A. Fabrizi, F. Bonollo, F. Zanardi, G. Angella, accepted for publication in *Metals and Materials International*.
- [27] G. Angella, R. Donnini, M. Maldini, D. Ripamonti, *Mater. Sci. Eng. A* 594 (2014), p. 381-388.
- [28] U.F. Kocks, *J. Eng. Mat. Tech.* 98 (1976), p. 76-85.
- [29] U.F. Kocks, H. Mecking, *Acta Metall.* 29 (1981), p. 1865-1875.
- [30] U.F. Kocks, H. Mecking, *Prog. Mater. Sci.* 48 (2003), p. 171-273.
- [31] Y. Estrin, H. Mecking, *Acta Metall.* 32 (1984), p. 57-70.
- [32] Y. Estrin, Dislocation density related constitutive modeling. In: *Unified constitutive laws of plastic deformation* (A.S. Krausz and K. Krausz Ed.), 1996, p. 69-106.
- [33] G. Angella, F. Zanardi, R. Donnini, *J. Alloys Compd.* 669 (2016), p. 262-271.
- [34] F. Zanardi, F. Bonollo, N. Bonora, A. Ruggiero, G. Angella. *Int. J. Metalcasting* 11, 136-147 (2017).