

Metodo innovativo per la modellazione di curve di trazione di materiali metallici ad alte temperature

R. Donnini, M. Maldini, D. Ripamonti, G. Angella

Campioni di acciaio inossidabile AISI 316L e di rame a basso contenuto di ossigeno (< 0,001 %) sono stati deformati in trazione a temperature omologhe superiori a 0,5 con velocità di deformazione comprese fra 10^{-5} e 10^2 s⁻¹. Le corrispondenti curve sforzo vero - deformazione vera sono state modellate mediante l'equazione di Voce, caratterizzata dai parametri σ_v (sforzo di saturazione), ϵ_c (deformazione critica, legata alla rapidità con cui lo sforzo σ raggiunge σ_v) e σ_0 (sforzo di flusso estrapolato a deformazione plastica nulla). Un modello a due parametri dell'incrudimento recentemente proposto viene utilizzato per analizzare la velocità d'incrudimento, $d\sigma/d\epsilon$, in funzione dello sforzo di flusso σ al fine di ottenere σ_v , ϵ_c ed il parametro che descrive l'attivazione termica del flusso plastico, indicato come s . È stato trovato che un parametro efficace s' , proporzionale a s , può essere espresso in funzione della velocità di deformazione e della temperatura ed, inoltre, sono state individuate relazioni tra σ_v , σ_0 , ϵ_c e s' . In questo modo l'equazione di Voce può riprodurre le curve sperimentali di trazione alle alte temperature per le diverse velocità di deformazione analizzate. Tuttavia, nonostante le equazioni di Voce ottenute riescano a descrivere correttamente le curve di trazione ad elevate deformazioni, sono presenti significative discrepanze fra le curve prodotte dal modello e le curve sperimentali all'inizio delle deformazioni plastiche. Tali discrepanze sono state corrette con successo nell'acciaio inossidabile utilizzando un sistema di due equazioni differenziali accoppiate descriventi l'incrudimento, mentre per il rame sono riportati i risultati preliminari.

PAROLE CHIAVE: DEFORMAZIONI PLASTICHE - ALTE TEMPERATURE - MODELLAZIONE - ACCIAIO - RAME

INTRODUZIONE

Le curve sforzi-deformazioni dei materiali metallici ad alta temperatura di leghe con media e bassa energia dei difetti d'impilaggio (Stacking Fault Energy - SFE) sono caratterizzate da incrudimento a piccole deformazioni e da una riduzione degli sforzi ad elevate deformazioni a causa della ricristallizzazione dinamica (Dynamic Recrystallisation - DRX). L'incrudimento ha origine dall'accumulo delle dislocazioni con la deformazione che prevale rispetto al concomitante meccanismo di riduzione e riorganizzazione delle dislocazioni stesse, chiamato recupero

dinamico (Dynamic Recovery - DR) [1,2]. Il presente lavoro riporta i risultati della modellazione della porzione di curve in cui avviene l'incrudimento e precede la DRX.

In letteratura diverse equazioni empiriche alla Hollomon [3-8] ed equazioni empiriche con esponenziale negativo [9-14] sono state proposte per interpolare le curve sforzi-deformazioni di leghe con medio e basso SFE. L'equazione di maggior successo utilizzata per tali materiali ad alte temperature è l'equazione Voce [9], definita come

$$(1) \quad \sigma = \sigma_v + (\sigma_0 - \sigma_v) \cdot \exp\left(-\frac{\epsilon}{\epsilon_c}\right)$$

σ è lo sforzo applicato e ϵ è la deformazione plastica vera, definita dalla relazione $\epsilon = \epsilon_t - \sigma/E$ con ϵ_t la deformazione totale vera ed E il modulo di Young. I parametri necessari per tracciare l'equazione di Voce sono lo sforzo di saturazione σ_v (V da Voce), lo sforzo σ_0 di estrapolazione a $\epsilon = 0$, e la deformazione di critica ϵ_c che definisce la rapidità con cui viene raggiunto lo sforzo di saturazione σ_v .

R. Donnini, M. Maldini, D. Ripamonti, G. Angella
Istituto IENI-CNR,
via R. Cozzi 53, 20125 - Milano - Italia

Email: angella@ieni.cnr.it

Differenziando Eq. 1 rispetto a ε si ottiene

$$(2) \quad \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \varepsilon_c^{-1} \cdot \sigma_v - \varepsilon_c^{-1} \cdot \sigma$$

L'equazione di Voce descrive correttamente la curva sforzi-deformazioni, quando la velocità d'incrudimento $d\sigma/d\varepsilon$ e lo sforzo σ sono linearmente correlati [1]. Pertanto, i parametri σ_v e ε_c possono essere ricavati interpolando con una retta i dati sperimentali nel grafico $d\sigma/d\varepsilon$ vs. σ . Il parametro σ_0 viene trovato, invece, interpolando le curve sforzi-deformazioni con Eq. 1, utilizzando i valori di σ_v e ε_c già trovati. In realtà, i dati sperimentali differenziali, $d\sigma/d\varepsilon$ vs. σ , non presentano mai una sola regione lineare che copra l'intera curva di flusso. Nei materiali policristallini è sempre presente un transitorio significativo nei dati differenziali a bassi sforzi, mentre la regione lineare descritta dall'equazione di Voce si trova solo a sforzi intermedi, nella regione che viene definita Stadio III dell'incrudimento. Ad elevate deformazioni è presente anche un'altra deviazione dalla linearità [15,16], anche se non sempre osservabile in trazione a causa della strizione. Dunque, l'equazione di Voce descrive correttamente le curve sperimentali ad intermedie deformazioni. Il presente lavoro propone una modellazione innovativa delle curve di flusso a piccole ed intermedie deformazioni di un acciaio AISI 316L e di un rame a basso tenore di ossigeno (Oxygen Free High Conductivity - OFHC), deformati in trazione ad elevate temperature omologhe superiori a 0,5, con velocità di deformazione comprese fra 10^{-5} e 10^{-2} s^{-1} . Il modello innovativo qui presentato si basa sulla combinazione del formalismo di Voce e della cinetica modificata dell'evoluzione dislocativa del modello d'incrudimento proposto da Kocks e Mecking [17,18] (da qui in poi definito modello KM). La modifica è stata imposta per poter descrivere correttamente le curve di flusso plastico alle basse deformazioni immediatamente successive allo snervamento.

MATERIALI E PROCEDURE SPERIMENTALI

L'acciaio inossidabile austenitico AISI 316L è stato trattato termicamente a 875 °C per 2,0 ore e temprato in acqua, al fine di eliminare eventuali effetti dell'invecchiamento dinamico da deformazione (Dynamic Strain Ageing - DSA) [18]. La dimensione media del grano, misurata attraverso il metodo dell'intercetta, è di $39,5 \pm 1,4 \mu\text{m}$. Il rame OFHC è stato trattato termicamente a 650 °C per 2,0 ore ottenendo una dimensione media del grano di $110,6 \pm 11,0 \mu\text{m}$. Le prove di trazione sono state eseguite su provini cilindrici aventi diametro di 5,6 mm e lunghezza del tratto utile di 28,0 mm. L'allungamento del tratto utile è stato monitorato attraverso trasduttori capacitivi collegati ad estensimetri fissati agli estremi del tratto utile. Tre termocoppie di tipo R sono state collocate lungo il tratto utile per ridurre eventuali gradienti di temperatura lungo il campione; il forno è stato controllato dalla termocoppia centrale.

RISULTATI

Il modello KM dell'incrudimento [1] conferisce significato fisico alla relazione lineare tra $d\sigma/d\varepsilon$ e σ di Eq. 2. In questo modello, qualora l'interazione dislocazione-dislocazione governi la deformazione plastica, lo sforzo di flusso è definito

dall'equazione di Taylor come

$$(3) \quad \sigma = s \cdot M \alpha_0 \mu b \sqrt{\rho} = s \cdot \hat{\sigma}$$

con s parametro di attivazione termica dello sforzo di flusso. s vale 1 a 0 K, mentre diminuisce con l'aumentare della temperatura ed il diminuire della velocità di deformazione. $\hat{\sigma}$ è lo sforzo di soglia meccanico, cioè lo sforzo necessario per superare gli ostacoli al moto dislocativo senza il contributo dell'attivazione termica. M è il fattore di Taylor ($\sim 3,1$ per materiali policristallini privi di tessitura cristallografica [1]); α_0 è il parametro che definisce la forza dell'interazione dislocazione-dislocazione ($\sim 0,5$ [1]); $\mu = \mu(T)$ è il modulo di taglio elastico; b è il modulo del vettore Burgers; ρ è la densità totale dislocativa. Nel modello KM l'evoluzione della densità dislocativa totale ρ è descritta dall'equazione

$$(4) \quad \frac{d\rho}{d\varepsilon} = \frac{M}{b\Lambda} - MD(\dot{\varepsilon}; T) \cdot \rho$$

Il primo termine a destra descrive l'aumento dislocativo ed è inversamente proporzionale al libero cammino medio Λ delle dislocazioni mobili, mentre il secondo termine (preceduto dal segno meno) descrive il recupero dinamico, con $D(\dot{\varepsilon}; T)$ che indica la natura termica di tale fenomeno. Nel modello KM si impone $\Lambda = \beta/\sqrt{\rho}$ [1,17-20] con β costante, relazione che si basa sul principio di similitudine, secondo il quale la struttura dislocativa è sempre inversamente proporzionale allo sforzo applicato σ . Tale ipotesi trova sostegno dalle osservazioni microstrutturali di materiali metallici [1], dove durante la deformazione le dislocazioni si organizzano in celle dislocative tridimensionali la cui dimensione caratteristica scala come $1/\sigma$. In conclusione, la struttura dislocativa è auto-simile, evolvendo come una trasformazione omotetica, e $1/\sigma$ è il rapporto dell'omotetia. Sostituendo Eq. 1 in Eq. 4, si ottiene che la velocità d'incrudimento risulta essere [17-20]

$$(5a) \quad \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \Theta_0 - \frac{MD(\dot{\varepsilon}; T)}{2} \cdot \sigma$$

con

$$(5b) \quad \Theta_0 = s \cdot \hat{\Theta}_0 \quad \text{e} \quad \hat{\Theta}_0 = \frac{M^2 \mu \alpha_0}{2\beta}$$

Θ_0 è il termine moltiplicativo delle dislocazioni e si scompone nel prodotto di s , indicativo dell'attivazione termica del flusso plastico, e $\hat{\Theta}_0$ che è la componente atermica di Θ_0 e definita in questo modo poiché dipende dalla temperatura solo attraverso il modulo elastico di taglio μ . Eq. 5a fornisce quindi una interpretazione fisica all'equazione di Voce in forma differenziale (Eq. 2). In [19] viene dimostrato come partendo dall'Eq. 5 sia possibile trovare il parametro efficace s' , proporzionale a s ,

analizzando i dati differenziali di prove di trazione ad alte temperature su AISI 316L. Analogo risultato è stato ottenuto per il rame OFHC [21]. In entrambi i materiali s' evidenzia un andamento lineare in funzione della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$ e della temperatura T (come riportato in Fig. 1), cosicché il parametro s' può essere parametrizzato tramite relazioni del tipo [18,20]

$$(6) \quad s' = a \cdot T + b$$

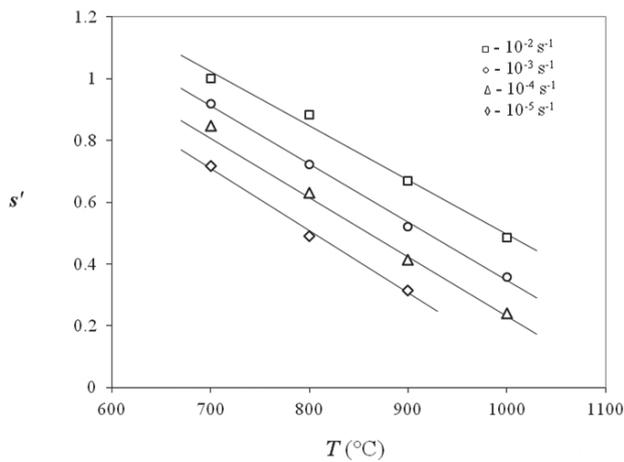
con $a = f_a(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)$

$$b = f_b(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)$$

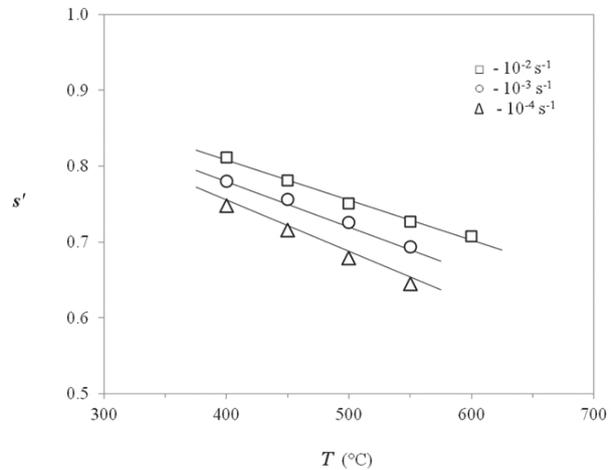
$$\dot{\epsilon}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$$

f_a e f_b sono funzioni logaritmiche della variabile $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$. In [20] è stato mostrato che i parametri di Voce (normalizzati rispetto a μ) σ_V/μ , σ_0/μ e ϵ_c , trovati attraverso l'analisi KM, presentano relazioni paraboliche con il parametro s' , di cui un esempio è riportato per σ_V/μ in Fig. 2a. Analogo risultato è stato trovato per il rame OFHC [21], come riportato in Fig. 2b. Dalla combinazione di Eq. 6 e delle relazioni paraboliche tra σ_V/μ , σ_0/μ , ϵ_c con il parametro s' , risulta quindi che l'equazione di Voce può essere tracciata per i due materiali in esame per tutte le condizioni di deformazione esplorate, secondo la procedura

$$(7) \quad \dot{\epsilon}, T \rightarrow s' \rightarrow \sigma_V, \sigma_0 \text{ e } \epsilon_c \text{ (curva di Voce)}$$



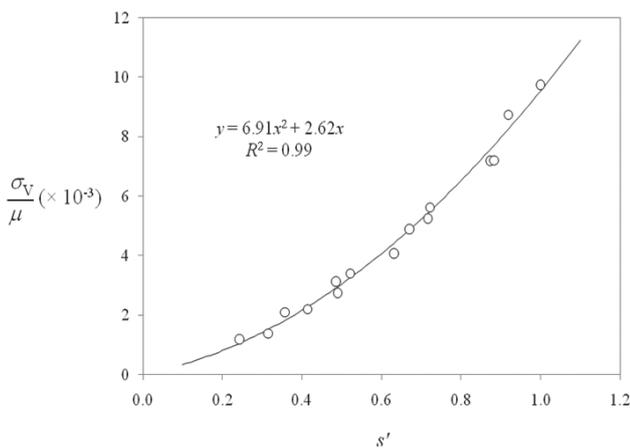
(a)



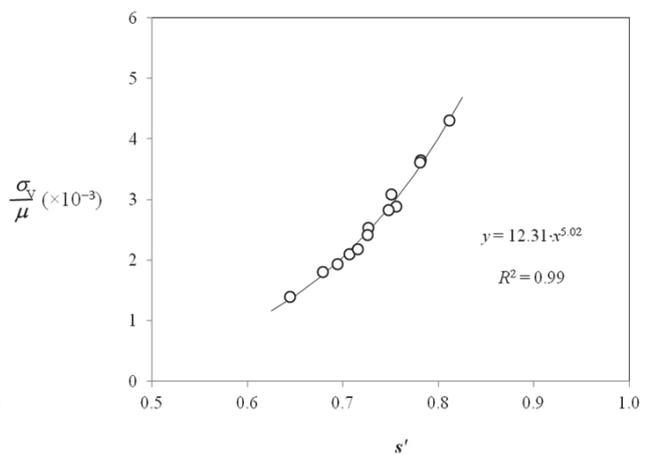
(b)

Fig. 1 - Parametro dell'attivazione termica s' dello sforzo di flusso plastico a diverse velocità di deformazione e temperature: a) AISI 316L; b) rame OFHC.

Thermal activation parameter s' of flow stress for different temperatures and strain rates: a) AISI 316L steel; b) OFHC copper.



(a)



(b)

Fig. 2 - σ_V/μ in funzione del parametro dell'attivazione termica s' dello sforzo di flusso: a) AISI 316L; b) rame OFHC.
 σ_V/μ as function of thermal activation parameter s' of flow stress: a) AISI 316L steel; b) OFHC copper.

La descrizione delle curve di flusso mediante le equazioni di Voce ottenute con la procedura di Eq. 7 è risultata buona per l'acciaio AISI 316L ad elevate deformazioni, non altrettanto invece alle piccole deformazioni [20]. In [17, 18] per migliorare la descrizione delle curve di flusso in prossimità dello snervamento dell'acciaio AISI 316L è stato proposto il modello con due equazioni differenziali accoppiate

$$(7) \quad \begin{cases} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = s'(\dot{\varepsilon}; T) \cdot \frac{M^2 \mu}{(2\beta/\alpha_0)} - \varepsilon_C^{-1} \cdot \sigma \\ \frac{d\beta}{d\varepsilon} = K \cdot \left(\frac{\beta_V}{\sigma} - \frac{\beta}{\sigma} \right) \end{cases}$$

Questo approccio rappresenta la combinazione del formalismo di Voce e della cinetica modificata dell'evoluzione dislocativa del modello d'incrudimento proposto da Kocks e Mecking. La prima equazione coincide formalmente con il modello KM. Il parametro β è però adesso una variabile, e la seconda equazione ne rappresenta l'equazione evolutiva, dove K è un parametro che dipende da s' [18]. In questo nuovo modello, il parametro β è dunque considerato come una nuova variabile interna che evolve da un valore iniziale β_{in} ad un valore finale d'equilibrio β_V . Eq. 8 si basa sull'ipotesi che allo snervamento le dislocazioni presenti, dovute alla storia termo-meccanica precedente alla prova di trazione, non siano organizzate in celle dislocative ed il principio di similitudine, dunque, non è sia valido, cosicché β evolve durante le prime fasi della deformazione per raggiungere il valore d'equilibrio β_V previsto dalla similitudine. β_{in} è il valore di β per $\varepsilon = 0$ che dipende dalla struttura dislocativa iniziale precedente alla deformazione, che essendosi formata prima della deformazione, non è auto-simile [17]. β_V è invece il valore di equilibrio ad elevate deformazioni, quando la struttura con celle

dislocative è ottenuta ed il modello KM è valido (regione detta Stadio III dell'incrudimento). In Fig. 3 è riportato come esempio l'andamento di β per l'acciaio AISI 316L deformato a 900 °C e $10^{-1} s^{-1}$.

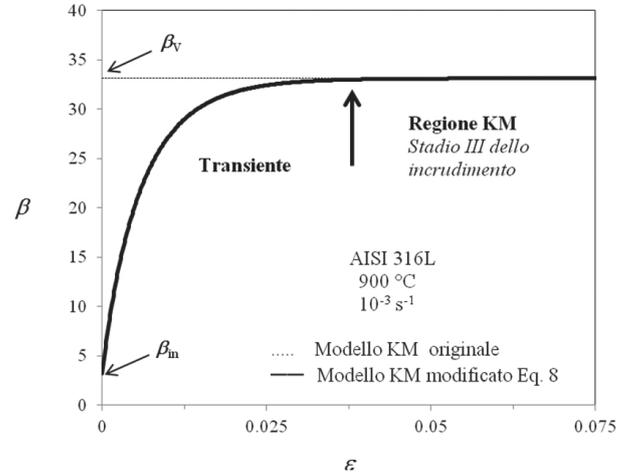


Fig. 3 - Esempio di andamento del parametro β per l'acciaio AISI 316L deformato a 900 °C e $10^{-2} s^{-1}$ [18].
Parameter β in AISI 316L deformed at 900 °C and $10^{-2} s^{-1}$ [18].

In Fig. 4a,b sono riportate alcune curve sforzi-deformazioni realizzate senza l'apporto del modello di Eq. 8 per l'acciaio AISI 316L deformato a 800 °C (temperatura omologa 0,71) e 1000 °C (temperatura omologa 0,83) [20] con diverse velocità di deformazione: le curve di Voce non sono in grado di descrivere le curve sforzi-deformazioni nelle vicinanze dello snervamento. In Fig. 5a,b sono riportate le curve prodotte dal modello di Eq. 8 [17, 18] alle medesime condizioni di deformazione di Fig. 4a,b. Il modello modificato in Eq. 8 migliora notevolmente le curve predette alle piccole deformazioni prossime allo snervamento.

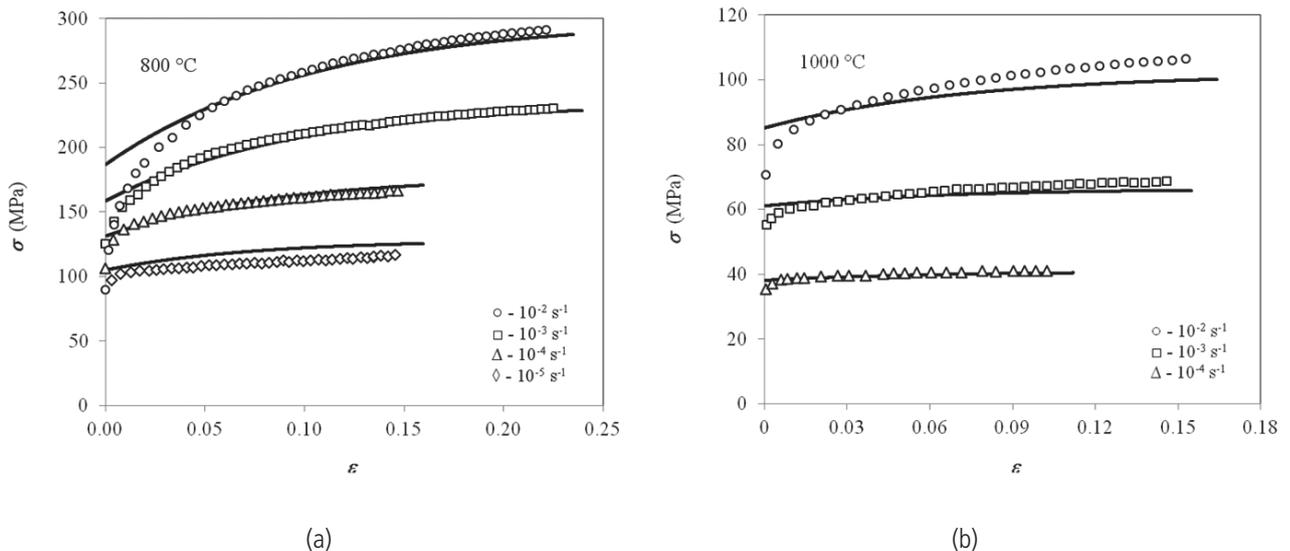


Fig. 4 - Curve sforzi-deformazioni (linee piena) prodotte dalle Eq. 5-7 per AISI 316L: a) 800 °C; b) 1000 °C.
Stress-strain curves (solid line)-obtained from Eq.s 5-7 for AISI 316L steel: a) 800 °C; b) 1000 °C.

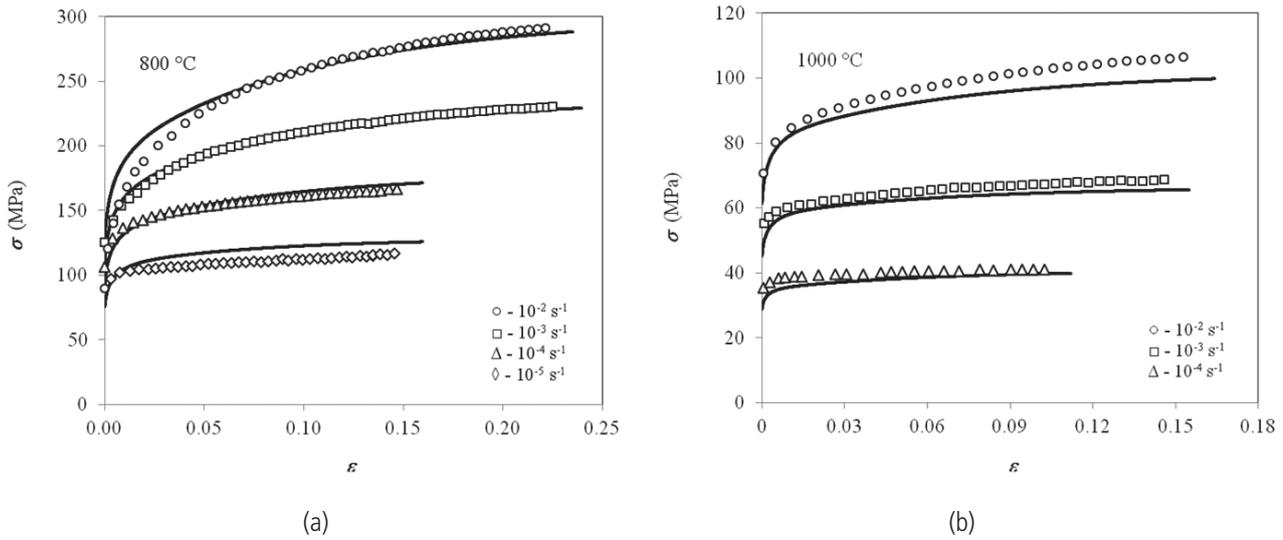


Fig. 5 - Curve sforzi-deformazioni (linee piena) prodotte dal modello in Eq. 8 per AISI 316L: a) 800 °C; b) 1000 °C.
Stress-strain curves (solid line) obtained from Eq. 8 for AISI 316L steel: a) 800 °C; b) 1000 °C.

Anche per il rame OFHC il modello è stato applicato con successo: in Fig. 6a,b sono riportate alcune curve sforzi-deformazioni prodotte senza l'applicazione del modello di Eq. 8 per il rame deformato a 450 °C (temperatura omologa 0,53) e 550 °C (temperatura omologa 0,61): anche in questo caso le curve di Voce non sono in grado di descrivere le curve sforzi-deformazioni allo snervamento, sebbene la discrepanza sia meno significativa

che per l'acciaio AISI 316L. In Fig. 7a,b sono riportate le curve prodotte dal modello di Eq. 8. Anche per il rame OFHC il modello modificato di Eq. 8 migliora notevolmente le curve predette in prossimità dello snervamento. È da notare che per il rame alcune condizioni sperimentali hanno determinato il manifestarsi della DRX ad alte deformazioni.

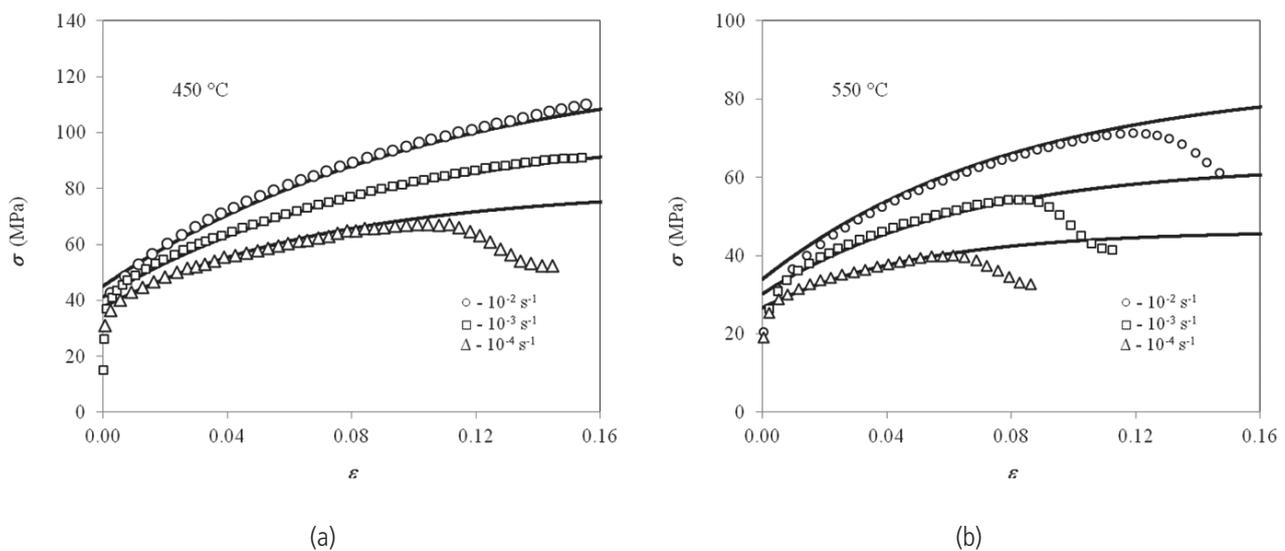


Fig. 6 - Curve sforzi-deformazioni (linee piene) prodotte dalle Eq. 5-7 per il rame OFHC: a) 450 °C; b) 550 °C.
Stress-strain curves (solid line) obtained from Eq.s 5-7 for OFHC copper: a) 450 °C; b) 550 °C.

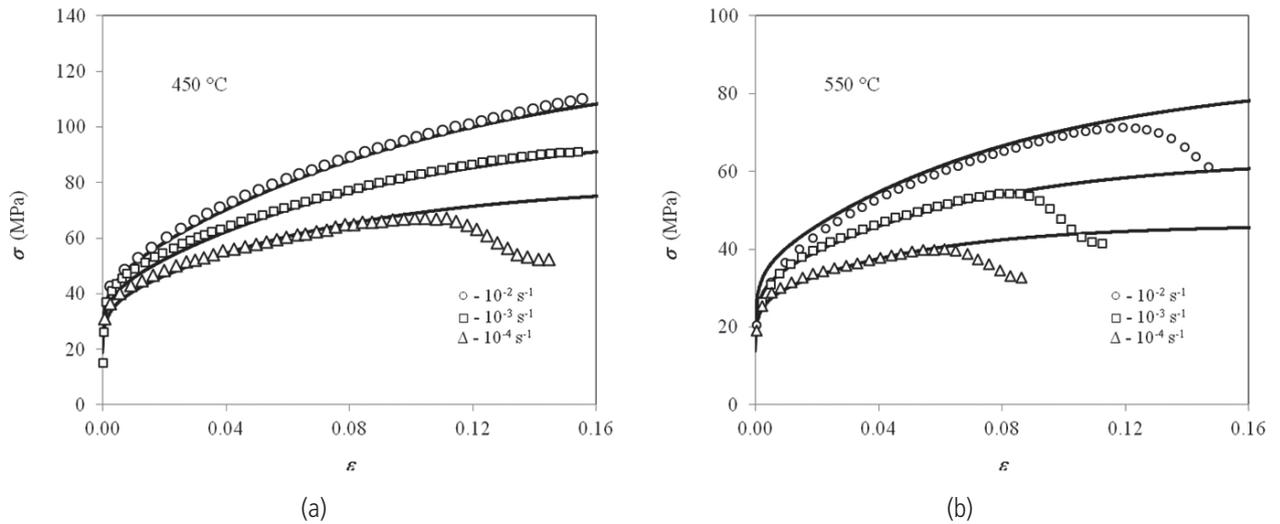


Fig. 7 - Curve sforzi-deformazioni (linee piene) prodotte dal modello in Eq. 8 per il rame OFHC: a) 450 °C; b) 550 °C.
Stress-strain curves (solid line) obtained from Eq. 8 for OFHC copper: a) 450 °C; b) 550 °C.

DISCUSSIONE

Il formalismo di Voce combinato con la cinetica dell'evoluzione dislocativa del modello KM (Eq. 5-7) descrive adeguatamente alle alte deformazioni il comportamento plastico dell'acciaio AISI 316L e del rame OFHC ad alte temperature per le velocità di deformazione esplorate. L'andamento del parametro

dell'attivazione termica dello sforzo di flusso s in funzione della temperatura e della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$, riportato in Fig. 1a,b è consistente con l'andamento di s riportato in letteratura [22], ottenuto mediante il calcolo degli sforzi di soglia a differenti valori di deformazione. Per il rame è stato riportato

$$(9) \quad s = \left[1 - \frac{kT}{f_0 \cdot \mu b^3} \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right]^{3/2}$$

con $f_0 = 1,6$ e $\dot{\epsilon}_0 = 10^7 \text{ s}^{-1}$

dove k è la costante di Boltzmann. I valori trovati di f_0 (energia libera di attivazione normalizzata) e $\dot{\epsilon}_0$ sono coerenti con il controllo del flusso plastico da parte del meccanismo di taglio reciproco delle dislocazioni (forest dislocations) [22]. Mettendo

in grafico il parametro s' in funzione della temperatura e della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$, si ottiene il grafico in Fig. 8 coerente con i parametri ottenuti sperimentalmente per il rame OFHC e riportati in Fig. 1b.

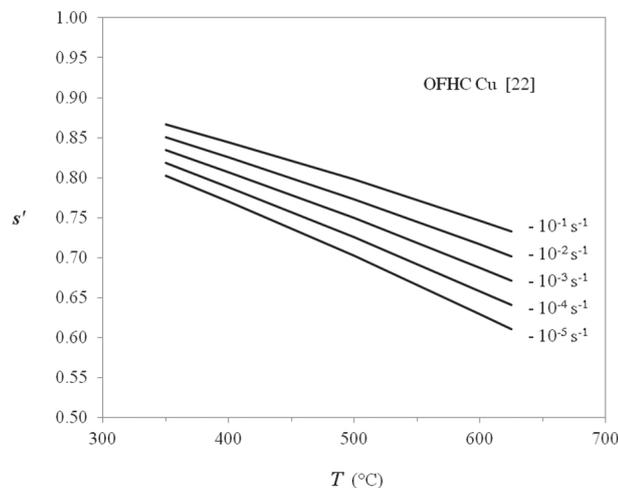


Fig. 8 - Parametro dell'attivazione termica s' dello sforzo di flusso plastico a diverse velocità di deformazione e temperature per rame OFHC secondo Eq. 9 [22].
Thermal activation parameter s' of flow stress for different temperatures and strain rate for OFHC copper according to Eq. 9 [22].

Il modello KM tradizionale (Eq. 5-7) è stato però modificato con Eq. 8 per descrivere adeguatamente le curve sforzi-deformazioni alle basse deformazioni prossime allo snervamento, mentre il modello KM originale già descrive correttamente le curve alle deformazioni elevate [20]. La modifica si basa sull'ipotesi che all'inizio delle deformazioni il libero cammino medio delle dislocazioni mobili, definito come $\beta/\rho^{1/2}$ in base al principio di similitudine, non abbia un β costante come nel modello KM originale (indicato con β_v). Al contrario, nel modello proposto si assume che β vari con la deformazione da un valore iniziale β_{in} ad un valore finale β_v ad elevate deformazioni.

Durante questa evoluzione la struttura non è auto-simile. All'inizio della deformazione β_{in} riflette la struttura dislocativa che si è formata durante la storia termo-meccanica del materiale precedente alla deformazione. Il valore finale β_v riflette la struttura con celle dislocative d'equilibrio tipica dello Stadio III dell'incrudimento, dove vale il principio di similitudine del modello KM e l'equazione di Voce [19,20].

Questa ipotesi è supportata da osservazioni TEM realizzate sull'AISI 316L a diversi livelli di deformazione [18]. Infatti immediatamente dopo lo snervamento la struttura dislocativa non è a celle, bensì le dislocazioni sono omogeneamente distribuite in quanto formatesi durante la storia termo-meccanica. Solo a deformazioni elevate, quando l'equazione di Voce interpola correttamente le curve di flusso, è evidente la struttura dislocativa a celle auto-simile.

Dunque, in questa formulazione β è una nuova variabile di stato che si aggiunge alle preesistenti variabili ρ e s' . Questo si traduce nell'introduzione di una nuova equazione evolutiva per β che si aggiunge a quella già esistente relativa a ρ , comportando l'introduzione di un sistema di due equazioni differenziali. Nonostante l'incremento di complessità, le equazioni del modello sono semplici e presentano pochi parametri che dipendono dalla velocità di deformazione e dalla temperatura, mentre numerose sono le costanti. L'equazione dell'evoluzione di β ha anch'essa significato fisico, poiché $d\beta/de$ è proporzionale alla differenza tra β_v/σ e β/σ . β/σ è proporzionale al libero cammino delle dislocazioni mobili in relazione alla struttura dislocativa non auto-simile a piccole deformazioni, che è diversa dalla struttura dislocativa d'equilibrio. β/σ tende con il procedere della deformazione ad assumere il valore β_v/σ che è il libero cammino medio in relazione alla struttura con celle dislocative d'equilibrio [18].

Nel modello KM originale solo la densità dislocativa iniziale ρ è variabile di stato, come se ρ descrivesse su base statistica l'effetto totale della struttura dislocativa a celle (fortemente eterogenea) che si oppone al moto delle dislocazioni mobili. Si noti che un modello più dettagliato dovrebbe introdurre una distinzione tra densità di dislocazioni mobili (ρ_m) e densità di dislocazioni immobili (ρ_{im}) con le corrispondenti equazioni evolutive. Diversi modelli hanno proposto questa distinzione, con la conseguenza di aumentare la complessità dei modelli stessi [2,15,23,24]. La buona consistenza delle curve prodotte dal modello qui proposto con le curve di flusso a piccole deformazioni riportate per due materiali metallici suggerisce che la distinzione tra ρ_m e ρ_{im} non è necessaria, in questo modo la semplicità e la compattezza del modello KM originale sono state conservate.

CONCLUSIONI

Le curve sforzi-deformazioni ad elevate temperature di un acciaio inossidabile austenitico (AISI 316L) e di rame OFHC sono descritte mediante un metodo innovativo basato sull'equazione di Voce combinata con la cinetica dell'evoluzione dislocativa del modello KM dell'incrudimento. La non precisa modellazione dei dati sperimentali a basse deformazioni con l'equazione di Voce convenzionale è considerata come una deviazione dal modello KM di incrudimento, cosicché viene introdotta una nuova variabile interna per ovviare a questo problema. La nuova variabile è il parametro β che contribuisce a definire il libero cammino medio delle dislocazioni mobili ed è legato alla struttura dislocativa che si sviluppa durante la deformazione. Il modello è costituito da un semplice sistema di due equazioni differenziali e descrive in modo appropriato le curve sforzi-deformazioni dei due materiali ad elevate temperature.

RINGRAZIAMENTI

Si ringrazia il Sig. Davide Della Torre per avere contribuito alla realizzazione delle prove meccaniche.

BIBLIOGRAFIA

- [1] U.F. KOCKS, H. MECKING, Prog. Mater. Sci. 48 (2003) 171-273.
- [2] E. NES, Prog. Mater. Sci. 41 (1998) 129-193.
- [3] S. VENKADESAN, P.V. SIVAPRASAD, S. RAY, V. SEETHARAMAN, Z. Metallkd. 79 (1988) 226-230.
- [4] P.V. SIVAPRASAD, S. VENUGOPAL, S. VENKADESAN, Metall. Mat. Trans. A 28 (1997) 171-178.
- [5] B.K. CHOUDHARY, E.I. SAMUEL, K.B.S. RAO, S.L. MANNAN, Mat. Sci. Tech. 17 (2001) 223-231.
- [6] E.I. SAMUEL, B.K. CHOUDHARY, K.B.S. RAO, Scripta Mater. 46 (2002) 507-512.
- [7] K.K. SINGH, Mat. Sci. Tech. 20 (2004) 1134-1142.
- [8] K.G. SAMUEL, P. RODRIGUEZ, J. Mat. Sci. 40 (2005) 5727-5731.
- [9] E. VOCE, J. Inst. Met. 74 (1948) 537-562.
- [10] C.G. SHASTRY, M.D. MATHEW, K.B.S. RAO, S.D. PATHAK, Mater. Sci. Technol. 3 (2007) 1215-1222.
- [11] E.S. PUCHI-CABRERA, Mat. Sci. Tech. 17 (2001) 155-161.
- [12] G. ANGELLA, B.P. WYNNE, W.M. Rainforth, J.H. Beynon, Acta Mater. 53 (2005) 1263-1275.
- [13] G. ANGELLA, B.P. WYNNE, W.M. RAINFORTH, J.H. BEYNON, Mater. Sci. Eng. A 475 (2008) 257-267.
- [14] J.J. JONAS, X. QUELLENEC, L. JIANG, E. MARTIN, Acta Mater. 57 (2009) 2748-2756.
- [15] F. BARLAT, M.V. GLAZOV, J.C. BREM, D.J. LEGE, Int. Journal Plasticity 18 (2002) 919-939.
- [16] O. BOUAZIZ, Advan. Eng. Mater. 14 (2012) 759-716.
- [17] G. ANGELLA, R. DONNINI, D. RIPAMONTI, M. MALDINI, Mat. Sci. Forum 762 (2013) 431-436.
- [18] G. ANGELLA, R. DONNINI, D. RIPAMONTI, M. MALDINI, Mater. Sci. Eng. A 594 (2014) 381-388.
- [19] G. ANGELLA, Mat. Sci. Eng. A 532 (2012) 381-391.
- [20] G. ANGELLA, Mat. Sci. Forum 706-709 (2012) 1361-1366.

- [21] Dati in pubblicazione.
- [22] P.S. FOLLANSBEE, U.F. KOCKS, *Acta Metall.* 36 (1988) 81-93.
- [23] L.E. LINDGREN, K. DOMKIN, S. HANSSON, *Mech. Mat.* 40 (2008) 907-919.
- [24] Y. ESTRIN in *Unified Constitutive Laws of Plastic Deformation*, edited by A.S. Krausz and K. Krausz, Elsevier (1996), 69-106.

A new modelling method for high temperature tensile curves of metallic materials

KEYWORDS: PLASTIC DEFORMATIONS - HIGH TEMPERATURE - MODELLING - STAINLESS STEEL - COPPER

In the present work a new modelling procedure with physical meaning is reported to describe the plastic behaviour at high temperatures of metallic materials, like stainless steel and copper. Tensile tests were performed on AISI 316L and OFHC copper specimens at homologous temperatures higher than 0.5 with strain rates ranging from 10^{-5} e 10^{-2} s^{-1} . True stress vs. true strain flow curves were fitted with Voce equation (Eq. 1) that predicts a linear relationship between strain hardening rate $d\sigma/d\varepsilon$ and stress σ . When plastic deformation is controlled by dislocation-dislocation interaction, Taylor equation of stress holds (Eq. 3), that is $\sigma = s \cdot \hat{\sigma}$ with $\hat{\sigma}$ the threshold stress (the stress to be applied to overcome the dislocation obstacles without thermal activation) and s the thermal activation parameter of flow stress. Analyzing the strain hardening data of the materials according to Kocks and Mecking (KM) mechanistic equation of strain hardening, a parameter s' , proportional to s , was found and the trend of the s' with temperature and strain rate resulted to be consistent with what reported in literature [22]. Since the parameters of Voce equation were related to s' , Voce curves could be determined for any deformation condition investigated of temperature and strain rate.

However, it was observed that Voce equations matched the

experimental curves only at intermediate stresses, namely in the Stage III of strain hardening, while failed at low stresses. Therefore, an improved model, combining Voce formalism and a modified KM equation of strain hardening was implemented to approximate flow curves also at low plastic stresses. In the original KM model of evolution of the total dislocation density ρ with straining and dynamic recovery (Eq.4), the mean free path of mobile dislocation Λ is assumed to be $\beta/\sqrt{\rho}$, with β constant according to the principle of similitude, which states that the dislocation structure scales inversely to the applied stress σ . The modified KM model is based on the hypothesis that β is not a constant, but is a new internal variable. β evolves (Fig. 3) with strain from an initial value β_{in} , related to the dislocation structure prior to the tensile deformation, to an equilibrium value β_v related to the dislocation cells structure typical Stage III of strain hardening, implying the aforesaid KM hypothesis. Therefore a set of two differential equations (Eq. 8), in which three state variable (ρ , s' and β) are taken in account, is proposed to describe this evolution. The presented model allows to describe adequately tensile curves of AISI 316L steel and OFHC copper (Fig. 5, Fig. 7) even at low stresses, extending the evaluation and study range of the plastic behaviour for the considered materials.