

ANALISI DEL FENOMENO DELL'INCRUDIMENTO NELLA LEGA AISI 316L AD ELEVATE TEMPERATURE

G. Angella

Nella memoria sono presentati i risultati preliminari relativi alla caratterizzazione dell'incrudimento nell'acciaio austenitico AISI 316L deformato ad elevate temperature, e i risultati relativi all'interpolazione delle curve σ vs. ϵ conseguente a tale studio. Per la caratterizzazione sono state realizzate prove di trazione nell'intervallo di temperature 700-1050°C, temperature superiori a $0,5 \times T_M$ della lega, imponendo velocità di deformazioni comprese fra 10^{-5} e 10^{-2} s $^{-1}$. È stata verificata l'adattabilità all'incrudimento della lega AISI 316L del modello ad un solo parametro fisico di Kocks e Mecking (KM) ampiamente utilizzato e convalidato per le basse ed intermedie temperature in materiali metallici CFC per descrivere lo Stadio III dell'incrudimento. Il termine di incrudimento atermico del modello KM introdotto alle basse temperature risulta, altresì, essere dipendente dalla temperatura e dalla velocità di deformazione nell'intervallo di temperature utilizzato nel presente studio. Questa dipendenza sembra, però, poter essere inclusa nel modello KM. Uno stadio lineare non convenzionale è stato individuato per bassi sforzi ed elevate velocità d'incrudimento in concomitanza con lo Stadio III dell'incrudimento: la natura di questo stadio deve essere investigata. L'interpolazione delle curve sperimentali $\sigma - \epsilon$ è risultata buona, sennonché la presenza di due stadi lineari ha imposto l'utilizzo di due equazioni alla Voce per una sola curva per la maggior parte delle condizioni di deformazione investigate nella presente memoria.

PAROLE CHIAVE: acciaio, impieghi ad alte temperature

INTRODUZIONE

I materiali metallici deformati plasticamente con velocità di deformazione costante esibiscono dopo lo snervamento un aumento della resistenza alla deformazione σ detto sforzo di flusso, al procedere della deformazione ϵ . Questo fenomeno è definito incrudimento e si definisce matematicamente come $\Theta = d\sigma/d\epsilon$. L'obiettivo dello studio dell'incrudimento è, comunque, l'interpolazione delle curve $\sigma - \epsilon$ attraverso modelli che abbiamo possibilmente fondamenti fisici, in grado di collegare i parametri macroscopici esterni della deformazione con i parametri microstrutturali legati al meccanismo fisico che è alla base della deformazione plastica, ossia il moto dislocativo. L'incrudimento è il punto di partenza adeguato alla formulazione di tali modelli, in quanto tale approccio non è pregiudiziale verso una particolare equazione da interpolare alle curve $\sigma - \epsilon$.

Partendo dall'analisi dei dati sperimentali dell'incrudimento Θ vs. σ , nella deformazione di materiali metallici CFC poli-

cristallini privi di alcun elemento microstrutturale rafforzante, quali precipitati, bordi di grano, per un ampio intervallo di condizioni diverse di deformazione è risultato essere presente una relazione lineare [1] avente la forma

$$(1) \quad \Theta = \Theta_0 \cdot \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_V}\right)$$

dove Θ_0 è l'intercetta per $\sigma = 0$, e σ_V è il valore dello sforzo applicato per $\Theta = 0$. Alle basse ed intermedie temperature Θ_0 è risultato essere indipendente dalla temperatura, dalla velocità di deformazione ed indipendente dal materiale, se non attraverso il modulo di Young E del materiale secondo la relazione $\Theta_0 \sim E/50$ valida per tutti i materiali CFC: per tale motivo Θ_0 è definito come il termine atermico dell'incrudimento. σ_V , al contrario, è dipendente dalla temperatura, dalla velocità di deformazione e dal materiale. La relazione (1) descrive ciò che convenzionalmente è definito lo Stadio III dell'incrudimento [1], che domina l'incrudimento nella deformazione dei materiali policristallini. La relazione lineare (1) si traduce nella relazione $\sigma - \epsilon$ alla Voce il quale per primo lo propose, senza alcuna pretesa di proporre un modello che avesse significato fisico

$$(2) \quad \sigma = \sigma_V + (\sigma_0 - \sigma_0) \cdot \exp(-\epsilon/\epsilon_0)$$

Giuliano Angella

Istituto IENI - Consiglio Nazionale delle Ricerche - Unità territoriale di Milano, Via R. Cozzi, 53 - 20125 - Milano

C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Mo	Fe
0,020	16,85	10,08	0,55	2,02	0,032	0,025	2,02	resto

▲ Tab. 1
Composizione chimica % in peso della lega AISI 316L.
Chemical composition of AISI 316L (%wt.).

dal quale Voce l'indicazione σ_V . σ_0 è il valore di sforzo estrapolato per la deformazione ϵ uguale a zero, mentre ϵ_C è il parametro che indica la velocità con cui lo sforzo σ raggiunge il valore asintotico σ_V : l'incrudimento è, dunque, secondo la (2) un transiente che procede verso il raggiungimento di una condizione stazionaria raggiunta all'infinito. ϵ_C si ricava dall'analisi dell'incrudimento e, dunque, dall'equazione (1) dal rapporto σ_V / Θ_0 . L'esistenza dello sforzo asintotico σ_V non è osservabile sperimentare in quanto altri Stadi dell'incrudimento seguono lo Stadio III prima del raggiungimento della condizione $\Theta = 0$; inoltre nelle prove di trazione la strizione avviene prima del raggiungimento di tale valore: σ_V è il valore dello sforzo estrapolato per $\Theta = 0$.

Da un punto di vista microstrutturale l'incrudimento è accompagnato da un incremento della densità dislocativa ρ : l'individuazione di una relazione lineare di stato tra le grandezze Θ e σ e l'esistenza di una relazione fra sforzo di flusso σ e densità dislocativa ρ , hanno permesso di avanzare un modello meccanistico basato su di un solo parametro strutturale, la densità di dislocazioni ρ [2], detto modello KM. La relazione di Taylor, infatti, lega lo sforzo applicato σ con la densità dislocativa ρ totale

$$(3) \quad \sigma = M\alpha\mu b\sqrt{\rho}$$

dove M è il fattore di Taylor pari a 3,06 nei materiali CFC deformati in trazione, b il vettore di Burgers e α un valore numerico compreso fra 0,1 e 1. α non è costante, ma dipende anche se debolmente rispetto a σ_V dalla temperatura e dalla velocità di deformazione. L'equazione di Taylor indica che il meccanismo che governa il flusso plastico è l'interazione dislocazione-dislocazione.

Dall'analisi fenomenologia dell'incrudimento la relazione lineare in (1), si ottiene che

$$(4) \quad \Theta = \Theta_0 - \frac{D_0(T)}{\dot{\epsilon}^{1/n}} \cdot \sigma$$

Due sono i postulati da cui si parte per dare un fondamento fisico all'equazione (4) [2]. Secondo il primo postulato, l'incremento atermico della densità dislocativa a causa della deformazione è inversamente proporzionale al libero cammino medio Λ secondo la relazione

$$(5) \quad \frac{d\rho}{d\epsilon} = \frac{1}{b\Lambda}$$

dove Λ è proporzionale a $\beta/\sqrt{\rho}$ con β costante, il cui valore dovrebbe essere deducibile dalla struttura dislocativa. Il secondo postulato riguarda l'ipotesi che il termine negativo nella (4) è dovuto al recupero dinamico e che tale meccanismo di riduzione della densità dislocativa ρ sia una reazione del primo ordine, ossia proporzionale alla struttura attraverso ρ , dipendente dalla deformazione attraverso lo sforzo applicato, e non dal tempo. Unendo il termine atermico e quello termico si giunge alla formulazione

$$(6) \quad \frac{d\rho}{d\epsilon} = \frac{\sqrt{\rho}}{b\beta} - D(\dot{\epsilon}, T) \cdot \rho \quad \text{con} \quad D(\dot{\epsilon}, T) = \frac{D_0(T)}{\dot{\epsilon}^{1/n}}$$

Dividendo ambo i termini dell'equazione (4) per $\sqrt{\rho}$ e moltiplicandoli per $\alpha\mu b$ si giunge all'equazione

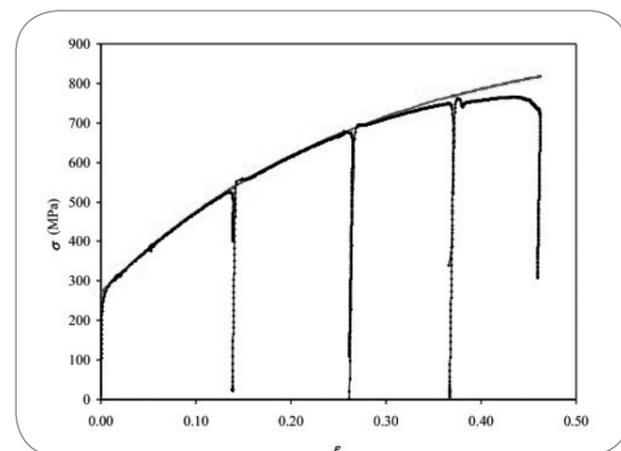
$$(7) \quad \frac{d\sigma}{d\epsilon} = \alpha \frac{\mu}{2\beta} - \frac{D_0(T)}{\dot{\epsilon}^{1/n}} \cdot \sigma$$

La presente memoria fornisce i risultati preliminari dello studio dell'incrudimento nella lega commerciale AISI 316L e dell'interpolazione delle relative curve σ vs. ϵ deformata in un intervallo di temperature comprese fra 700-1050°C al di sopra di $0,5 \times TM$, in un intervallo di temperature elevate, dove la validità del modello proposto per basse ed intermedie temperature è stata poco investigata.

MATERIALE E PROCEDURE SPERIMENTALI

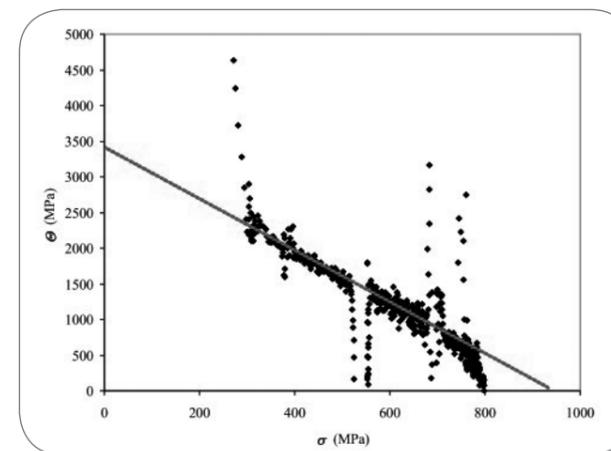
Il materiale utilizzato nella presente memoria è un acciaio inossidabile AISI 316L la cui composizione nominale è data nella Tab. 1. La composizione della lega è tale da non presentare precipitazione significativa ad elevate temperature che potrebbe complicare l'interpretazione della resistenza alla deformazione σ e dell'incrudimento.

Il materiale è stato sottoposto a solubilizzazione, ossia a trattamento termico di 1100°C per 1,5 ore e poi raffreddato in acqua; in tal modo è stata ottenuta una struttura con una dimensione media del grano calcolata mediante il metodo dell'intercetta lineare pari a $108,4 \pm 3,4 \mu\text{m}$. Il materiale nelle condizioni successive alla solubilizzazione è stato osservato in microscopia elettronica in scansione (SEM) con l'ausilio della microanalisi in spettroscopia a dispersione di energia (Energy Dispersion Spectroscopy - EDS) e mediante diffrattometria ai raggi X: la lega ha presentato un frazione in volume di ferrite α pari a



▲ Fig. 1
Curva σ vs. ϵ alla temperatura ambiente di 23°C ed alla velocità di deformazione di 10^2 s^{-1} ; la curva in rosso rappresenta la migliore interpolazione Voce della curva alla Voce individuata attraverso l'analisi dei dati sperimentali Θ vs. σ , riportati in figura 2.

σ vs. ϵ curves at room temperature deformed at 10^2 s^{-1} ; the red curve is the best interpolating Voce curve resulting from the work hardening analysis on Θ vs. σ data.



▲ Fig. 2
Curva Θ vs. σ alla temperatura ambiente di 23°C ed alla velocità di 10^{-2} s^{-1} ; la retta in rosso rappresenta la migliore interpolazione lineare considerando i dati sperimentali del primo porzione della prova di trazione: l'intercetta Θ_0 secondo equazione (1) è pari a $3417,8 \pm 28,4 \text{ MPa}$ e σ_V è pari a $921,2 \text{ MPa}$.
 Θ vs. σ curves at room temperature deformed at 10^{-2} s^{-1} ; the red line is the best interpolating line concerning the first portion of experimental data. The intercept Θ_0 , according to equation (1), is $3417.8 \pm 28.4 \text{ MPa}$ and σ_V is 921.2 MPa .

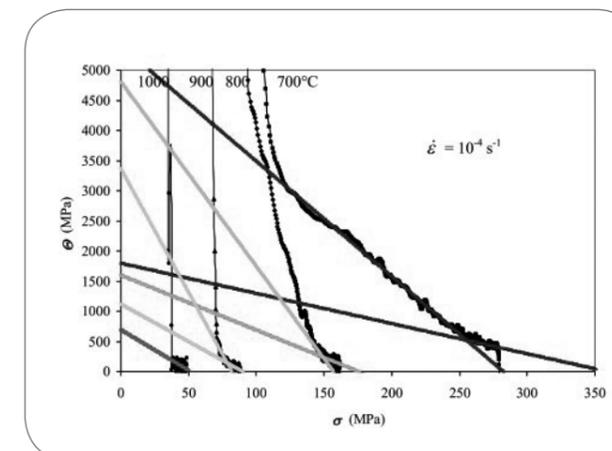
circa 1,5% e nessuna tessitura cristallografica significativa. Il materiale è stato deformato in trazione utilizzando una macchina di prova DMG con campioni cilindrici di tratto utile iniziale lo pari a 28 mm e diametro di 5,6 mm. Gli allungamenti $\Lambda = 1 - l_0$ del tratto utile sono stati monitorati mediante trasduttori capacitivi posti al di fuori del forno, mentre la temperatura è stata controllata attraverso tre termocoppie disposte lungo il tratto utile. Sforzi e deformazioni vere, rispettivamente σ e ϵ , sono definite dalle relazioni

$$(8) \quad \sigma = \frac{F}{A_0} \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0}\right) \quad \text{e} \quad \epsilon = \ln \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0}\right)$$

dove F è il carico di deformazione ed A_0 è la sezione resistente iniziale.

RISULTATI

La lega è stata deformata a temperatura ambiente e la curva σ vs. ϵ è riportata in Fig. 1. La curva consta di quattro parti ottenute da quattro prove successive, in quanto i trasduttori capacitivi non permettono escursioni superiori a 5 mm. Non tutta la curva è rappresentativa del comportamento del materiale, in primo poichè la prova è realizzata a velocità di deformazione ingegneristica costante e non a velocità di deformazione vera costante ed in secondo la strizione impone una deviazione dal comportamento fisico, cosicchè la curva non è rappresentativa del comportamento del materiale per elevate deformazioni. L'incrudimento Θ della lega nella curva di Fig. 1 è stato analizzato ponendo in grafico i valori sperimentali Θ vs. σ , riportati in Fig. 2, in modo da individuare il termine atermico dell'incrudimento Θ_0 di equazione (1). È possibile individuare un andamento lineare che domina gran parte dei valori intermedi sperimentali, quello che viene definito come Stadio III dell'incrudimento. Interpolando il primo tratto dei valori sperimentali



▲ Fig. 3
Curve Θ vs. σ alle temperature di 700, 800, 900 e 1000°C alla velocità di deformazione di 10^{-4} s^{-1} ; le rette rappresentano le migliori interpolazioni lineari dei dati sperimentali nei due diversi regimi lineari individuati.
 Θ vs. σ curves at the temperatures 700, 800, 900 and 1000°C deformed at 10^{-4} s^{-1} ; the lines are the best interpolations of the two linear data regions.

tali, ossia quello più attendibile, si è giunti all'individuazione della retta secondo l'equazione (1) in modo tale che Θ_0 è pari a $3417,8 \pm 28,4 \text{ MPa}$ e $\sigma_V = 921,2 \text{ MPa}$. Imponendo che Θ_0 sia uguale a E/k , con $E = 186,50 \text{ GPa}$ per l'AISI 316L a temperatura ambiente, si è ottenuto un valore di $k = 54,6 \pm 0,5$ in accordo con i valori riportati in letteratura.

In Fig. 3 sono riportati i dati sperimentali Θ vs. σ relativi a prove di trazione alla medesima velocità di deformazione 10^{-4} s^{-1} ed a diverse temperature comprese fra 700-1000°C, temperature.

Sono riportate nel grafico anche le migliori rette interpolanti i dati sperimentali. Le curve, particolarmente a basse temperature, constano di due regioni entrambi lineari: una regione agli alti sforzi e basse velocità d'incrudimento riguardante lo Stadio III della deformazione, ed un tratto lineare a pendenza più elevata a bassi sforzi ed elevate velocità d'incrudimento riguardante uno stadio non convenzionale, ossia non attribuibile allo schema classico presentato in [1]. L'effetto della temperatura è significativo, in quanto lo sforzo asintotico σ_V individuato dalla retta interpolante i dati agli sforzi elevati da 359,0 MPa alla temperatura di 700°C si riduce a 51,5 MPa alla temperatura di 1000°C. Anche l'intercetta dello Stadio III risulta essere dipendente dalla temperatura, più significativa di quella prevista dalla variazione di E con la temperatura. Alla temperatura di 700°C, ad esempio, l'interpolazione dei dati sperimentali ad elevati sforzi imponendo il valore di $\Theta_0 = E700^\circ\text{C}/54,6 = 2246,2 \text{ MPa}$ non è stato soddisfacente; altresì il valore di Θ_0 ottenuto dalla migliore interpolazione lineare è stato di 1796,9 MPa. In Fig. 4 sono riportate le curve sperimentali σ vs. ϵ e le relative curve alla Voce di equazione (2), i cui parametri sono stati ottenuti dall'analisi dei dati di Fig. 3: alle temperature di 700°C e 800°C due sono le curve alla Voce che interpolano diverse porzioni delle curve sperimentali, come già evidenziato in Fig. 3, mentre alle temperature superiori una sola equazione interpola correttamente l'intera curva. Buone risultano esse-

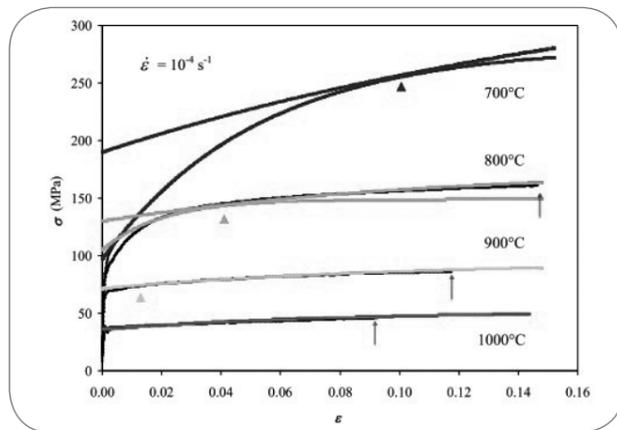


Fig. 4 Curve σ vs. ϵ alle temperature di 700, 800, 900 e 1000°C alla velocità di deformazione di 10^{-4} s $^{-1}$; le curve d'interpolazione sono curve alla Voce ottenute dalle migliori interpolazioni lineari mostrare in figura 3. Nelle curve a 700, 800 e 900°C sono indicati i punti della curva dove avviene il passaggio fra le regioni interpolate dalle due diverse curve alla Voce. Le frecce rosse indicano il verificarsi della condizione di Considère, per cui oltre le curve non sono rappresentative del comportamento del materiale.

re le interpolazioni ad eccezione della temperatura di 800°C, dove una parte della curva a deformazioni inferiori a 0,017 è esclusa dall'interpolazione.

In Fig. 5 sono riportati i dati sperimentali Θ vs. σ relativi a prove di trazione alla medesima temperatura di 800°C ed a diverse velocità di deformazione comprese fra 10^{-5} e 10^{-2} s $^{-1}$. Sono riportate nel grafico anche le migliori rette interpolanti i dati sperimentali delle due regioni lineari.

L'effetto della velocità di deformazione è decisamente meno significativo della temperatura, in quanto lo sforzo asintotico σ_V da 299,6 MPa alla velocità di deformazione di 10^{-2} s $^{-1}$ si riduce a 144,7 MPa alla velocità di 10^{-5} s $^{-1}$.

In Fig. 6 le rette che meglio interpolano lo Stadio III relative ai dati agli alti sforzi e basse velocità d'incrudimento non convergono nel medesimo punto per $\sigma = 0$, indicando che Θ_0 dipende dalla velocità di deformazione e confermando, dunque, che Θ_0 non è semplicemente rappresentabile alle temperature superiori a $0,5 \times TM$ come il rapporto fra E alla temperatura di prova e la costante $k = 54,6$ individuata alla temperatura ambiente. Inoltre, anche in questo caso, alla velocità di deformazione più elevata di 10^{-2} s $^{-1}$ è evidente l'esistenza di un ulteriore significativo tratto lineare non attribuibile ad alcun Stadio di deformazione. Lo snervamento a 10^{-2} s $^{-1}$ è inferiore alla velocità di 10^{-3} s $^{-1}$, effetto attribuibile in [3] all'invecchiamento dinamico che nel AISI 316L ha in suo picco in corrispondenza delle temperature compreso fra 600 e 650°C. Secondo [4] su INCONEL 600, infatti, gli effetti dovuti all'invecchiamento dinamico sull'incrudimento e gli sforzi vanno oltre l'intervallo di

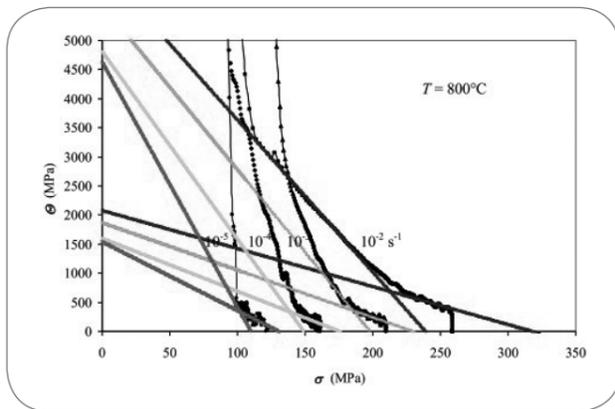


Fig. 5 Curve Θ vs. σ alla temperatura di 800°C alle velocità di deformazione di 10^{-2} , 10^{-3} , 10^{-4} e 10^{-5} s $^{-1}$; le rette rappresentano le migliori interpolazioni lineari dei dati sperimentali nei due diversi regimi lineari individuati. Θ vs. σ curves at the temperature 800°C deformed in the strain rate range 10^{-5} - 10^{-2} s $^{-1}$; the lines are the best interpolations of the two linear data regions.

temperature ove il fenomeno è visibile. In Fig. 6 sono riportate le curve sperimentali σ vs. ϵ e le relative curve alla Voce di equazione (2), i cui parametri sono stati ottenuti dall'analisi dei dati di Fig. 5: alle velocità di deformazione 10^{-4} , 10^{-3} e 10^{-2} s $^{-1}$ due sono le curve che interpolano diverse porzioni delle curve sperimentali, come già evidenziato in Fig. 5, mentre alla velocità di deformazione di 10^{-5} s $^{-1}$ una sola equazione interpola correttamente l'intera curva. Buone risultano essere le interpolazioni ad eccezione delle velocità intermedie di 10^{-4} e 10^{-3} s $^{-1}$, dove una parte della curva a piccole deformazioni è esclusa dall'interpolazione.

L'analisi degli sforzi asintotici σ_V per le basse ed intermedie temperature è stato realizzato partendo dal postulato [1, 2] secondo il quale la velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$ è legata all'energia libera del flusso dislocativo secondo la relazione

$$(9) \quad \dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right) \quad \text{con} \quad \Delta G = A \ln\left(\frac{\dot{\sigma}}{\dot{\sigma}_0}\right)$$

$\dot{\sigma}_0$ è una costante che dalla teoria delle dislocazione assume un valore dell'ordine di 10^7 s $^{-1}$, A è un parametro avente la dimensione di una energia il cui valore è noto dall'interpolazione dei dati sperimentali, σ_0 è il parametro strutturale e k è la costante di Boltzmann. Invertendo la relazione (9) e riportando in grafico σ / μ in scala logaritmica in funzione dell'energia libera ΔG normalizzata per μb^3 , si ottiene il grafico di Fig. 7. È da sottolineare che una formulazione come quella esposta nella (9) è piuttosto audace per le alte temperature qui studiate (700°C è pari a $0,58 \times TM$ dell'AISI 316L e 1050 è $0,78 \times TM$), dove la diffusione gioca un ruolo significativo: nonostante ciò i dati sembrano giacere su due curve continue e parallele. I punti sperimentali in nero rappresentano le temperature comprese fra 700 e 900°C, mentre i punti in rosso riguardano le temperature 1000 e 1050°C. L'incremento degli sforzi asintotici σ_V passando da 900 a 1000°C è significativo: ad esempio, a 1000°C e 10^{-2} s $^{-1}$ la curva in nero prevede un valore asintotico di circa 20% inferiore a quello rilevato sperimentalmente e riportato nella curva in rosso. Se questo salto è reale e non un effetto del modello (9), questo incremento sembrerebbe indicare una

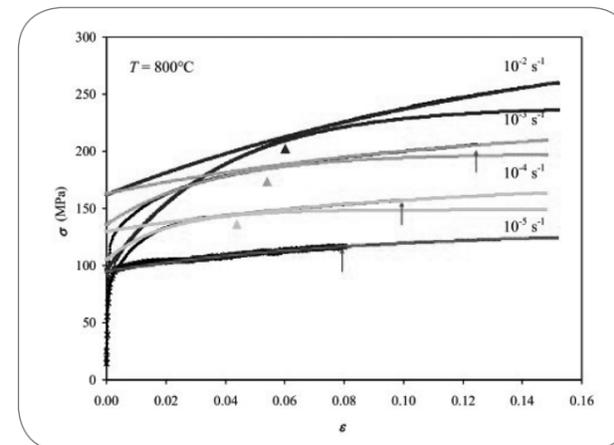


Fig. 6 Curve σ vs. ϵ alla temperatura di 800°C alle velocità di deformazione di 10^{-2} , 10^{-3} , 10^{-4} e 10^{-5} s $^{-1}$; le curve d'interpolazione sono curve alla Voce ottenute dalle migliori interpolazioni lineari mostrare in figura 5. Le frecce rosse indicano il verificarsi della condizione di Considère, per cui oltre le curve non sono rappresentative del comportamento del materiale.

qualche evoluzione microstrutturale che ha effetti sullo sforzo asintotico e che necessita di ulteriori approfondimenti mediante microscopia elettronica in trasmissione.

DISCUSSIONE

L'analisi dei risultati sperimentali Θ vs. σ alle alte temperature dimostra che l'ipotesi secondo la quale l'intercetta Θ_0 dello Stadio III dell'incrudimento è un termine atermico non è valida, sebbene sia ampiamente convalidata alle basse ed intermedie temperature [1,2]. I risultati dimostrano che Θ_0 ha una dipendenza dalla temperatura più significativa di quanto non sia esprimibile attraverso la relazione E/k con k costante; inoltre, la dipendenza dalla velocità di deformazione indica la presenza di una attivazione termica in Θ_0 . Da un punto di vista operativo, questo risultato si traduce nell'impossibilità di definire una procedura univoca d'interpolazione agevolata dal fatto che il valore dell'intercetta è fissato a priori. Il risultato, però, non smentisce il modello microstrutturale ad un solo parametro proposto nella (7). Secondo la (7), infatti,

$$(10) \quad \Theta_0 = s \cdot \alpha_0 \cdot \frac{\mu}{2\beta}$$

dove s è il rapporto di Cottrell-Stokes, definito operativamente come

$$(11) \quad s = \frac{\sigma}{\dot{\sigma}} \quad \text{con} \quad 0 < s < 1$$

La letteratura riporta che s dipende dalla temperatura e dalla

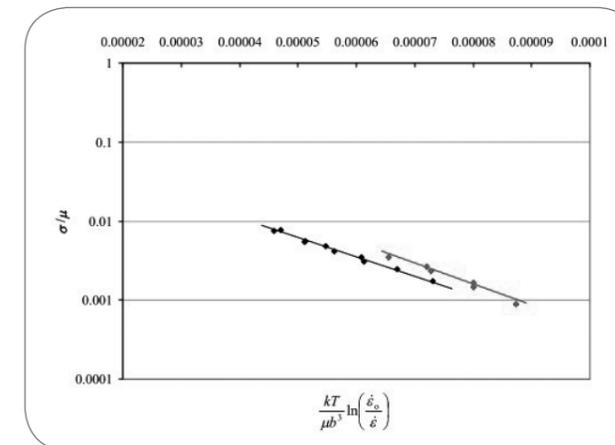


Fig. 7 Curve σ / μ in funzione di ΔG normalizzate per μb^3 per la lega AISI 316L deformata alle temperature di 700, 800, 900°C: punti sperimentali in nero; e deformata a 1000 e 1050°C: punti sperimentali in rosso alle velocità di deformazione comprese fra 10^{-5} - 10^{-2} s $^{-1}$; $\dot{\sigma}_0 = 10^7$ s $^{-1}$.

velocità di deformazione e rappresenta il termine di attivazione termica dello sforzo di flusso nella relazione di Taylor (3). Per temperature comprese fra quella ambiente ed inferiore a $0,5 \times TM$, s decresce molto lentamente al variare della temperatura, a parità di velocità di deformazione, tanto da potersi considerare pressoché costante, anche la differenza dei valori di s per diverse velocità di deformazione a temperatura costante è trascurabile. Per temperature superiori a $0,5 \times TM$, al contrario, s decresce molto rapidamente all'aumentare della temperatura, ed anche a temperatura costante, ma a diverse velocità di deformazioni, la differenza in s è significativa. Il fatto, dunque, che Θ_0 sia assunto costante a basse ed intermedie temperature, mentre ciò non è vero alle alte temperature, è attribuibile al parametro s ; in questo modo i risultati presentati sembrano essere in accordo con il modello meccanicistico di Kocks e Mecking. L'equazione di Voce è in grado di interpolare adeguatamente le curve σ vs. ϵ riportate nelle figure 4 e 6, anche se la presenza di uno stadio d'incrudimento non convenzionale per buona parte delle curve alle basse deformazioni complica il processo d'interpolazione, non esistendo una sola equazione che garantisce la completa interpolazione della curva σ vs. ϵ . È, comunque, importante sottolineare che l'approccio attraverso l'analisi dell'incrudimento piuttosto che con modelli empirici applicati direttamente alle curve σ vs. ϵ permette di gettare anche uno sguardo sulla possibile causa o natura microstrutturale che è alla base del flusso plastico ed in questo particolare caso sullo stadio lineare non convenzionale individuato. Per analogia con il modello proposto da Kocks e Mecking per lo Stadio III dell'incrudimento, infatti, l'andamento lineare porta ad ipotizzare che lo stadio non convenzionale possa avere origine dalla variazione dei parametri microstrutturali in equazione (7). Uno studio microstrutturale mediante microscopia elettronica in trasmissione è necessario per individuare elementi di supporto o meno a tale ipotesi.

CONCLUSIONI

I dati sperimentali Θ vs. σ per la lega AISI 316L nelle condizioni di solubilizzazione adottate nella presente memoria hanno presentato alle alte temperature due regioni lineari: una regione agli alti sforzi e basse velocità d'incrudimento riguardante lo Stadio III della deformazione, ed un tratto lineare a pendenza più elevata a bassi sforzi ed elevate velocità d'incrudimento riguardante uno stadio non convenzionale, ossia non attribuibile allo schema classico. Le migliori rette che interpolano lo Stadio III dell'incrudimento risultano presentare un valore dell'intercetta Θ_0 che è dipendente dalla temperatura e dalla velocità di deformazione, cosicché l'assunzione che Θ_0 sia atermico e pari a E/k con E modulo di Young alla temperatura di prova e k costante non è applicabile alle altre temperature, superiori a $0,5 \times TM$. Questo comportamento sembra comunque giustificabile all'interno del modello meccanicistico proposto da Kocks e Mecking.

Le curve alla Voce hanno interpolato propriamente le curve sperimentali σ vs. ϵ , sebbene la presenza di due stadi d'incrudimento fanno sì che due diverse curve siano necessarie per interpolare correttamente l'intera curva sperimentale, in particolare per basse temperature ed elevate velocità di deformazione, mentre per alte temperature e basse velocità di defor-

mazione una sola curva alla Voce interpola adeguatamente. Per analogia con il modello proposto da Kocks e Mecking per lo Stadio III dell'incrudimento, l'andamento lineare porta ad ipotizzare che lo stadio non convenzionale possa avere origine dalla variazione dei parametri microstrutturali in equazione (7).

Uno studio microstrutturale mediante microscopia elettronica in trasmissione potrebbe individuare elementi di supporto o meno a tale ipotesi.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Kocks U.F., Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case. Prog. Mater. Sci. Vol. 48 (2003) p. 171.
- [2] Kocks U.F. Laws for work-hardening and low-temperature creep. J. of Eng. Mater. and Tech. (1976) p.76.
- [3] Hong Gu-Hong, Soon-Bok Lee. Dynamic aging under tensile and LCF loading conditions and their comparison in cold worked 316L stainless steel. J. of Nucl. Mat. Vol. 328 (2004) p. 232.
- [4] Mulford R.A., Kocks U.F. New observations on the mechanics of dynamic strain aging and of jerky flow. Acta Metall. Vol. 27 (1979) p. 1125.

ABSTRACT

ANALYSIS OF THE WORK HARDENING BEHAVIOUR OF A AISI 316L STAINLESS STEEL AT HIGH TEMPERATURE

Keywords: steel, work hardening, high temperature

The preliminary analysis of the work hardening behaviour Θ , of a AISI 316L stainless steel deformed at high temperature is reported: the stress-strain curves σ vs. ϵ , have been fitted on the basis of the work hardening results. Tensile tests at temperatures between 700 and 1050°C have been implemented, i.e. temperatures above $0.5 \times TM$ of the alloy, with prescribed strain rates from 10^{-5} up to 10^{-2} s⁻¹. Before testing the alloy has been heat treated for homogenisation at 1100°C for 1.5 hour, resulting in grain size of about 110 μ m.

The experimental data Θ vs. σ of the alloy have shown two linear regions, particularly evident at low temperature and high strain rates. A linear region concerns low stresses and high work hardening rate, and the other one high stresses and low work hardening rates, respectively. The latter linear data region has been ascribed to the conventional Stage III of work hardening on the basis of the Θ vs. σ analysis proposed by Kocks and

Mecking (KM model). According to KM analysis the athermal component of work hardening, namely Θ_0 , depends on temperature only through the Young modulus according to the relationship $\Theta_0 = E/k$, with k constant. In literature E/k has been proved to work well for low and intermediate temperature, i.e. temperatures lower than $0.5 \times TM$, and after that Θ_0 has been named athermal component of work hardening. Actually, the Θ_0 in any present test conditions, i.e. temperatures higher than $0.5 \times TM$, has resulted to be significantly dependent on temperature and strain rate. This behaviour is seemed anyway to be consistent to the KM model, since the thermal activation component of Θ_0 could be attributed to the Cottrell-Stokes ratio s . The Θ vs. σ data linearity at low stresses and high work hardening rates has not attributed to any conventional Stage of work hardening; however, such linearity has induced to speculate that some structural parameters that are included in the KM model of work hardening, could be affected from the previous thermo-mechanical history of the alloy: future microstructure investigations are needed.

The Voce equations that have resulted from linearity in Θ vs. σ plots have successively interpolated the σ vs. ϵ curves, although the presence of two linear regions in the Θ vs. σ plots resulted in two Voce equations with different parameters interpolating different σ vs. ϵ curve regions.