

Effetti del percorso di deformazione sull'acciaio inossidabile austenitico AISI 316L deformato plasticamente ad alte temperature

G. Angella, W. M. Rainforth, J. H. Beynon

L'acciaio inossidabile austenitico AISI 316L è stato deformato alla temperatura di 1000 °C in torsione unidirezionale ed invertendo la direzione di deformazione. L'inversione della deformazione ha influenzato il comportamento del materiale inducendo una riduzione nella resistenza alla deformazione massima di circa 8% rispetto alla resistenza in torsione unidirezionale (effetto Bauschinger) e causando un aumento nella deformazione equivalente necessaria perché la ricristallizzazione dinamica avvenga di circa 20% rispetto alla torsione unidirezionale. Le osservazioni microstrutturali riportate hanno suggerito che entrambi gli aspetti del comportamento del materiale in seguito all'inversione del percorso di deformazione possono essere interpretati in termini di riduzione della densità di dislocazioni e dissoluzione delle strutture dislocative che si formano durante la deformazione plastica unidirezionale prima dell'inversione.

Parole chiave: acciaio inossidabile, lavorazioni plastiche a caldo, metallurgia fisica, microscopia elettronica

INTRODUZIONE

Nei processi di lavorazione plastica ad elevate temperature i materiali metallici subiscono percorsi di deformazione complessi prima di giungere alla geometrie finali. Modelli agli elementi finiti sono comunemente utilizzati in industria per progettare i processi di lavorazione e predire le microstrutture finali dei materiali lavorati di cui determinano le proprietà meccaniche. Tali modelli, però, presentano limitazioni, in particolare nella predizione dell'evoluzione microstrutturale. McLaren e Sellars [1] hanno riportato risultati sulla laminazione a 1000 °C dell'acciaio inossidabile AISI 316L, che mostrano una discrepanza fra la frazione di volume del materiale ricristallizzato dinamicamente durante la laminazione e la frazione predetta tramite il modello. Questa discrepanza è particolarmente significativa in prossimità delle superfici della lamina dove il percorso di deformazione è più complesso ed è, infatti, il risultato della sovrapposizione di una componente di compressione piana e di una componente di taglio che s'inverte durante la laminazione dovuta all'attrito fra la lamina ed i rulli di laminazione. Il modello adottato dagli autori [1] prevedeva una frazione di volume superiore a quella sperimentale di circa il 50% ed essi attribuirono la causa di tale discrepanza alle equazioni costitutive adottate nel modello (e comunemente nei modelli industriali) dove si assume che la resistenza alla deformazione e il comportamento metallurgico dei materiali evolvono durante la lavorazione in modo da dipendere esclusivamente dalla deformazione equivalente totale a prescindere dal percorso di deformazione adottato.

Bartolomè et al. [2, 3] lavorando in torsione a 1050 °C su di un acciaio microlegato con Nb hanno mostrato come l'in-

versione del percorso di deformazione, nel caso specifico la torsione, induce un aumento della deformazione necessaria perché la ricristallizzazione dinamica avvenga. Il medesimo comportamento per la ricristallizzazione dinamica è stato riportato da Zhang et al. [4, 5] lavorando su una lega di piombo deformato in condizioni piane a temperatura ambiente e seguendo complessi percorsi di deformazione. Anche la ricristallizzazione statica è influenzata dall'inversione della direzione della deformazione e lavori sulla lega Al-2%Mg deformato a 300 °C [6, 7] hanno evidenziato come la cinetica della ricristallizzazione statica del materiale sia notevolmente rallentata se la lega viene deformato invertendo la deformazione piuttosto che deformato unidirezionalmente fino alla medesima equivalente deformazione totale. Sia per la ricristallizzazione dinamica che statica il ritardo nell'evoluzione microstrutturale dovuto all'inversione della deformazione è stato attribuito al dissolvimento della struttura dislocativa e della densità di difetti formati durante la deformazione unidirezionale e, di conseguenza, alla riduzione dell'energia accumulata che costituisce il fattore scatenante per i processi di ricristallizzazione.

MATERIALE E PROCEDURA SPERIMENTALE

Il materiale è stato deformato in torsione mediante campioni tubolari aventi raggi nominali interno ed esterno pari a $R_i = 8$ mm e $R_o = 11$ mm e tratto utile nominale pari a $L = 11$ mm. I dati sperimentali di momento torcente M_T e angolo di torsione θ sono stati trasformati in sforzi di taglio τ e deformazioni di taglio γ secondo il metodo del raggio critico [8]. Secondo tale metodo l'espressione dello sforzo di taglio per un raggio generico R del campione tubolare proposta da Fields e Backofen [9]

$$\tau(R) = \frac{T \cdot R^{(m+n)}}{2\pi \cdot (R_o^{3+m+n} - R_i^{3+m+n})} \cdot (3 + m + n) \quad (1)$$

dove m ed n sono calcolati secondo le espressioni

G. Angella

CNR, Istituto IENI, Milano

W. M. Rainforth, J. H. Beynon

IMPETUS, Department of Engineering Materials,
The University of Sheffield, Sheffield, UK

Memoria presentata al 29° Convegno Nazionale AIM, Modena 13-15 novembre 2002

$$m = \left. \frac{\partial \ln M_T}{\partial \ln \theta} \right|_{\theta, T} \quad e \quad n = \left. \frac{\partial \ln M_T}{\partial \ln \theta} \right|_{\theta, T} \quad (2)$$

si riduce per un particolare raggio R_c , detto raggio critico, alla più semplice espressione

$$\tau(R_c) = \frac{3 \cdot M_T}{2\pi \cdot (R_o^3 - R_i^3)} \quad (3)$$

Per la geometria del campione adottata nel presente studio il raggio critico è approssimato a 0,99 mm [8, 10]. La deformazione di taglio al raggio critico R_c è stata calcolata secondo l'espressione

$$\gamma(R_c) = \frac{R_c}{L} \cdot \theta \quad (4)$$

In ultimo, i dati di sforzi e deformazioni di taglio sono stati trasformati in sforzi e deformazioni equivalenti secondo il criterio di von Mises:

$$\sigma_{\text{eq}} = \sqrt{3}\tau \quad e \quad \varepsilon_{\text{eq}} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (5)$$

Il metodo del raggio critico è vantaggioso in quanto riduce la complessità del calcolo di τ e γ e permette un diretto confronto fra i dati inerenti al comportamento plastico del materiale e l'evoluzione della microstruttura, che viene osservata su di un piano tangente (piano (θ, Z) in coordinate cilindriche) al tratto utile del campione tubolare e distante dal centro dell'asse del campione un raggio pari al raggio critico R_c , vedi figura 1. Ogni dato sperimentale ed osservazione microstrutturale nella presente memoria è riferito a tale piano.

L'acciaio inossidabile austenitico AISI 316L è stato selezionato per il presente lavoro, oltre che per il suo interesse in-

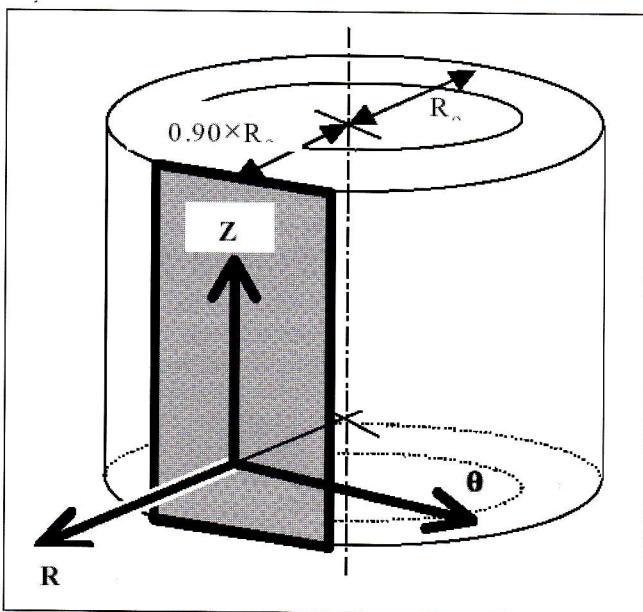


Fig. 1 – Rappresentazione del tratto utile del campione tubolare e del piano di osservazione (θ, Z) distante dall'asse un raggio pari al raggio critico $R_c = 0.99$ mm, ovvero $0,9 \times R_c$.

Fig. 1 – Representation of the tubular specimen gauge and the observation plane (θ, Z) at the critical radius $R_c = 0.99$ mm, i.e. $0.90 \times R_c$.

C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Mo	Fe
0,021	17,1	11,1	0,36	1,78	0,050	0,009	2,09	67,5

Tavola I – Composizione chimica percentuale in peso del AISI 316L

Table I – AISI 316L chemical composition (wt %)

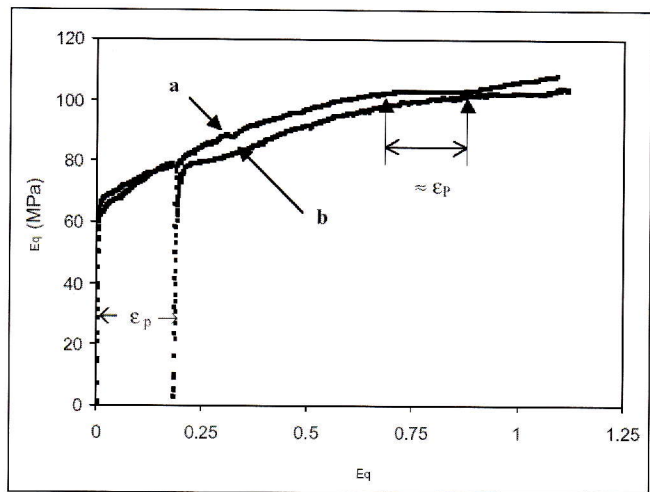


Fig. 2 – Curve sforzi – deformazioni secondo il criterio di equivalenza di von Mises a velocità di deformazione al raggio critico di $0,006 \text{ s}^{-1}$ e temperatura di $1000 \text{ }^\circ\text{C}$. (a) curva ottenuta da torsione interrotta a $0,18 (\varepsilon_p)$ deformazioni equivalenti + torsione nella stessa direzione; (b) curva ottenuta da torsione interrotta a $0,18$ deformazioni equivalenti + inversione della direzione di torsione.

Fig. 2 – Equivalent flow curves at the critical radius for a) double hit torsion (pre-strain + forward strain) and b) reversed torsion (pre-strain + backward strain). Deformation conditions: $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ with an equivalent strain rate at the critical radius of 0.006 s^{-1} and equivalent pre-strain of 0.18 .

dustriale, perché è un materiale monofasico e stabile ad elevate temperature cosicché una congiunta investigazione del comportamento plastico e dell'evoluzione della microstruttura durante deformazione è stata possibile. Nella tavola I è riportata la composizione chimica percentuale in peso del materiale utilizzato.

Un campione tubolare è stato riscaldato alla temperatura di prova di $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ usando un sistema a radiofrequenze seguendo la procedura di riscaldamento adottata prima di ogni prova e raffreddato con acqua in modo da valutare le condizioni del materiale precedenti alle prove di deformazione. Il materiale ha presentato una dimensione del grano media calcolata secondo il metodo dell'intercetta lineare pari a $29,2 \pm 1,6 \mu\text{m}$, mentre nessuna tessitura cristallografica è stata individuata.

Allo scopo di studiare l'effetto dell'inversione della torsione sul materiale, una prima serie di prove in torsione con inversione del percorso di deformazione è stata compiuta invertendo la torsione dopo una deformazione equivalente di $0,18$. Altre curve di deformazioni sono state ottenute da una seconda serie di prove dove la torsione unidirezionale è stata interrotta dopo la deformazione equivalente di $0,18$ e il campione è stato scaricato per un intervallo di tempo pari al tempo necessario per invertire la deformazione nella prima serie di prove. Dopo tale tempo, quindi, la deformazione è stata ripresa nella medesima direzione.

Al termine di ogni prova i campioni sono stati raffreddati con acqua con una velocità di raffreddamento di circa $85 \text{ }^\circ\text{C/s}$ per fissare la microstruttura evoluta durante la deformazione ed analizzarla. La microstruttura del materiale è stata osservata in microscopia ottica convenzionale e in microscopia elettronica in trasmissione mediante TEM Philips EM 420 - 120kV . L'evoluzione della tessitura cristallografica è stata documentata tramite tecnica a raggio X convenzionale.

RISULTATI

La figura 2 mostra due esempi di curve tipiche di sforzi – deformazioni dell'acciaio AISI 316L deformato alla velocità di deformazione equivalente al raggio critico pari a $0,006 \text{ s}^{-1}$

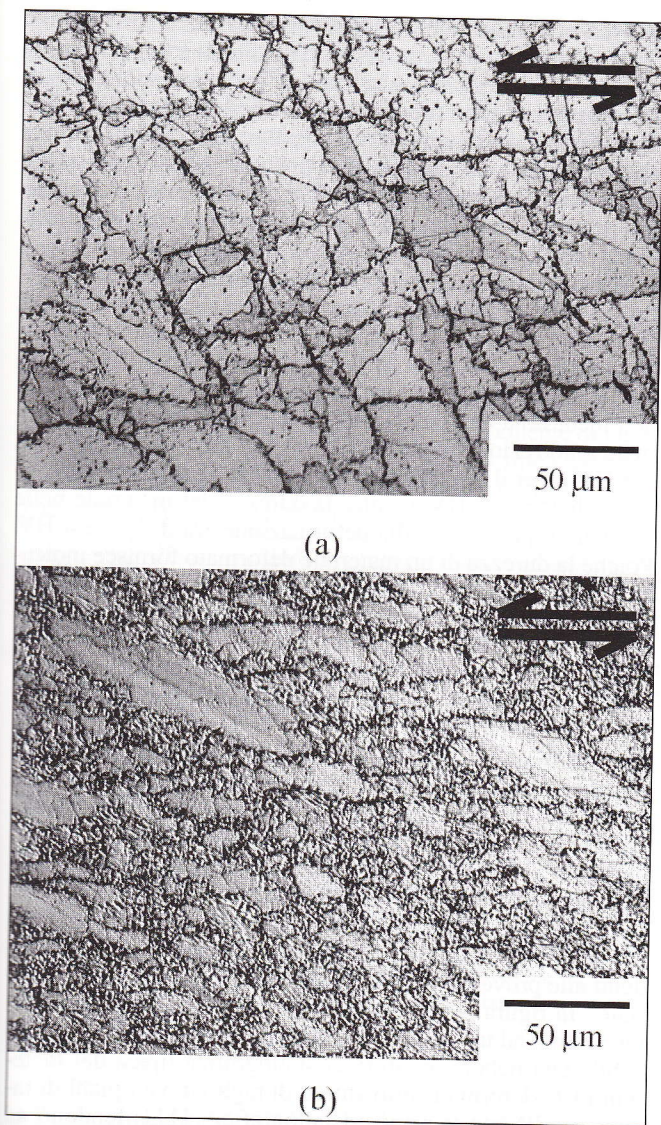


Fig. 3 – Microstruttura evoluta in seguito a torsione unidirezionale alla temperatura di 1000 °C ed alla velocità di deformazione al raggio critico di 0,006 s⁻¹ dopo (a) 0,7 deformazioni equivalenti e (b) 1,1 deformazioni equivalenti. Il piano di osservazione è tangente al campione tubolare e distante dall'asse del campione un raggio pari al raggio critico. La direzione di massimo sforzo di taglio è indicata nelle due figure.

Fig. 3 – Microstructure evolved after monotonic torsion to a final equivalent strain at the critical radius of a) 0.7 and b) 1.1 at 1000 °C with an equivalent strain rate of 0.006 s⁻¹. The observation plane is tangential to the tubular specimen and far away from the tube axis at a distance equal to the critical radius. The direction of the maximum horizontal shear stress is reported on the figures.

e alla temperatura di 1000 °C. Nella curva (a) la deformazione è stata interrotta a 0,18 deformazioni equivalenti e poi ripresa nella medesima direzione, mentre nella curva (b) dopo 0,18 deformazioni equivalenti la direzione di deformazione in torsione è stata invertita. Il tempo necessario per invertire la direzione di deformazione nella curva (b) e l'intervallo d'interruzione nella curva (a) sono uguali. Il fatto che nella curva (a) la resistenza alla deformazione sia immutata prima e dopo l'interruzione testimonia che nell'intervallo di tempo dell'interruzione non è avvenuta alcuna evoluzione microstrutturale di addolcimento del materiale e garantisce, quindi, che gli effetti dovuti all'inversione riportati nella curva di deformazione (b) siano dovuti effettivamente al comportamento del materiale, in quanto il tempo d'inversione e il tempo d'interruzione della torsione unidirezionale sono stati i medesimi.

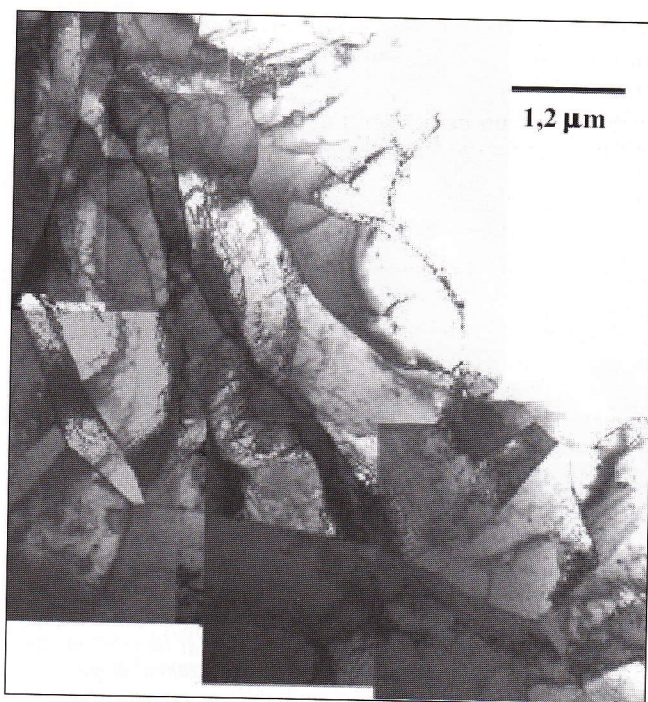


Fig. 4 – Immagine al TEM della microstruttura evoluta in seguito a torsione alla temperatura di 1000 °C ed alla velocità di deformazione al raggio critico di 0,006 s⁻¹ dopo 0,18 deformazioni equivalenti in torsione unidirezionale. Il piano di osservazione è tangente al campione tubolare e distante dall'asse del campione una distanza pari al raggio critico.

Fig. 4 – TEM micrographs montage: microstructure evolved after monotonic torsion to a final equivalent strain at the critical radius of 0.18 with an equivalent strain rate of 0.006 s⁻¹ and a temperature of 1000 °C. The observation plane is tangential to the tubular specimen and far away from the tube axis at a distance equal to the critical radius.

La resistenza del materiale dopo l'interruzione della prova nella curva (a) coincide con il valore finale prima dell'interruzione così rappresentando correttamente il comportamento del materiale durante carico unidirezionale in torsione. La curva presenta una stagnazione in corrispondenza di un valore degli sforzi di 103 MPa che parte da un valore di deformazioni equivalenti ϵ_s di circa 0,75 per poi risalire nuovamente dopo 0,9 deformazioni equivalenti. La curva (b) presenta dopo l'inversione della direzione di deformazione una riduzione degli sforzi con una successiva stagnazione della resistenza alla deformazione (effetto Bauschinger) per poi riprendere un andamento analogo alla curva unidirezionale (a) oltre 0,4 deformazioni equivalenti. Nel punto di massima differenza fra le curve (a) e (b) una riduzione della resistenza alla deformazione di circa -8% si è verificata. La stagnazione degli sforzi ad elevate deformazioni avviene anche nella curva (b), ma l'inizio della stagnazione è ritardato rispetto alla curva unidirezionale ed avviene ad un valore di deformazioni equivalenti pari a circa 0,9, un aumento di deformazioni quantificabile in 20%. Si noti che la deformazione per la quale la stagnazione ϵ_s' inizia nella curva (b), ovvero 0,9, è circa pari alla somma della deformazione ϵ_p prima dell'inversione (0,18) e il valore di deformazione ϵ_s per la quale la stagnazione partiva nella curva di torsione unidirezionale (0,75). Riassumendo, si ha che $\epsilon_s' \approx \epsilon_p + \epsilon_s$.

La microstruttura del materiale è stata osservata otticamente per valutare l'origine della stagnazione ad alte deformazioni. In figura 3(a) e 3(b) sono riportate le microstrutture del materiale dopo 0,7 deformazioni equivalenti, quindi appena prima della stagnazione, e dopo 1,1 deformazioni equivalenti, ovvero ben oltre il termine della stagnazione. In figura 3(a) è possibile osservare la presenza di particolari micro-

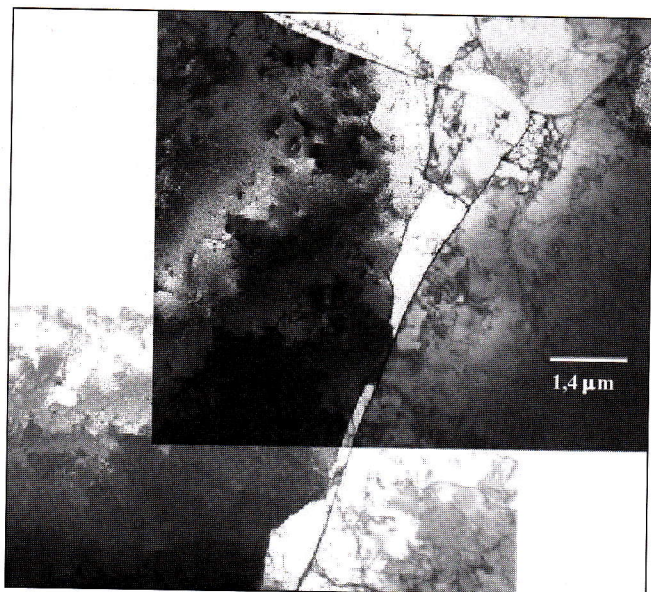


Fig. 5 – Immagini al TEM della microstruttura evoluta in seguito all'inversione della torsione alla temperatura di 1000 °C ed alla velocità di deformazione al raggio critico di 0,006 s⁻¹ dopo 0,36 deformazioni equivalenti. L'inversione è avvenuta alla deformazione equivalente di 0,18. Il piano di osservazione è tangente al campione tubolare e distante dall'asse del campione una distanza pari al raggio critico.

Fig. 5 – TEM micrographs montage: microstructure evolved after fully reversed torsion to final equivalent strain of 0.36 after strain inversion at 0.18 with an equivalent strain rate of 0.006 s⁻¹ and a temperature of 1000 °C. The observation plane is tangential to the tubular specimen and far away from the tube axis a distance equal to the critical radius.

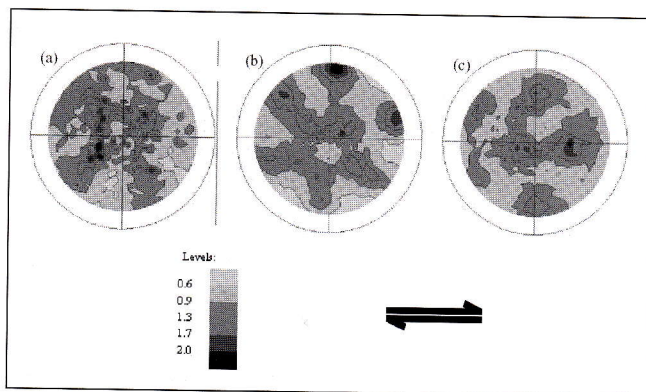


Fig. 6 – Proiezioni stereografiche sperimentali della direzione cristallografica {111} (a) in condizioni precedenti alla deformazione e dopo diversi percorsi di deformazione, (b) dopo una deformazione in torsione unidirezionale fino a 0,36 deformazioni equivalenti e (c) fino a 0,36 deformazioni equivalenti dopo l'inversione della torsione a 0,18. La direzione di massimo sforzo di taglio è indicata in figura.

Fig. 6 – Experimental incomplete {111} pole figures in a) the prior deformation AISI 316L, b) after double hit torsion to a final equivalent strain at the critical radius of 0.36 and c) after torsion reversal to a final equivalent strain of 0.36 (pre-strain = 0.18). The torsion axis is vertical and the horizontal direction of maximum shear stress is reported on the figure.

strutturali ai bordi grano simili a nuovi grani, mentre in figura 3(b) la struttura formatasi durante la deformazione appare significativamente modificata e consumata da tali nuove strutture.

La microstruttura del materiale deformato alla velocità di deformazione equivalente al raggio critico di 0,006 s⁻¹ è stata osservata in microscopia elettronica in trasmissione e riportata nelle figure 4 e 5. In figura 4 è presentata la microstruttura

del materiale deformato unidirezionalmente fino ad una deformazione equivalente di 0,18, ovvero la fine della prima porzione di deformazione prima dell'inversione della torsione, mentre in figura 5 è riportata la microstruttura del materiale dopo l'inversione della torsione a 0,18 fino ad una deformazione totale equivalente finale di 0,36. In figura 4 è possibile osservare la presenza di strutture dislocative formatesi nel corso della deformazione unidirezionale, mentre nella figura 5 la struttura dislocativa è completamente assente e solo una minima quantità di difetti di linea è osservabile.

Prove di durezza con indematore Vickers e carico di 10 kg sono state condotte sul materiale deformato unidirezionalmente fino ad una deformazione equivalente di 0,36 e il materiale deformato attraverso inversione di deformazione fino alla medesima deformazione finale. Per il materiale deformato unidirezionalmente si è avuto una microdurezza di 198 ± 8 HV e per il materiale con inversione di torsione una durezza di 185 ± 4 HV, mentre la durezza del materiale nelle condizioni precedenti alla deformazione era di 174 ± 4 HV. Poiché la durezza di un materiale deformato fornisce indicazioni sulla densità di dislocazioni presenti nel materiale, il risultato conferma l'osservazione riportata in microscopia elettronica in trasmissione secondo la quale la densità di dislocazione nel materiale deformato unidirezionalmente è significativamente superiore al materiale deformato con inversione della torsione.

L'evoluzione della tessitura cristallografica durante la deformazione alle condizioni di deformazioni di temperatura e velocità di deformazione equivalente sopra riportate è stata seguita e le proiezioni stereografiche della direzione cristallografica {111} riportate in figura 6. Il piano di osservazione è tangente al campione tubolare e distante dall'asse del campione una distanza pari al raggio critico. In figura 6(a) proiezioni stereografiche del materiale in condizioni precedenti alle prove rivela che non c'è alcuna tessitura nel materiale. In figura 6(b), nel materiale deformato unidirezionalmente fino ad una deformazione equivalente di 0,36 è osservabile una debole tessitura cristallografica tipica dei materiali FCC deformati sotto sforzo di taglio dove i piani di facile scorrimento (i piani cristallografici {111}) tendono ad allinearsi secondo i piani dove lo sforzo di taglio è massimo [11, 12]. In figura 6(c), il materiale deformato fino ad una deformazione equivalente di 0,36 dopo l'inversione a 0,18 presenta anch'essa una certa simmetria tipica della torsione, sebbene ancora meno accentuata che nel caso 6(b).

DISCUSSIONE

Resistenza alla deformazione dopo inversione della deformazione

La riduzione della resistenza alla deformazione nell'acciaio AISI 316L dopo l'inversione della torsione consiste nella riduzione dello snervamento e nella presenza di una stagnazione della resistenza stessa. La riduzione dello snervamento dopo l'inversione può essere spiegato secondo il modello presentato da Orowan [13] per il quale le dislocazioni libere che si sono accumulate durante la deformazione unidirezionale contro gli ostacoli allo scorrimento, invertono la loro direzione per effetto dell'inversione dello sforzo di deformazione rendendo lo snervamento più agevole. Tale meccanismo è, però, estremamente rapido come sottolineato da Hasegawa [14, 15], cosicché la stagnazione della resistenza alla deformazione per un ampio intervallo di deformazioni dopo lo snervamento non è attribuibile a tale meccanismo. Bate e Wilson [16, 17] hanno dimostrato nei loro lavori su acciai rafforzati per precipitazione di carburi che la componente direzionale dello sforzo interno, che è attribuibile a tale accumulo di dislocazione, è trascurabile rispetto allo sforzo totale interno per deformazioni equivalenti superiori a

0,05, un valore di deformazioni piccole rispetto ai valori tipici raggiunti nel presente lavoro.

I risultati riportati nel seguente lavoro suggeriscono che il comportamento del materiale in seguito all'inversione della deformazione è attribuibile esclusivamente al dissolvimento delle dislocazioni e/o strutture dislocative accumulate durante la torsione unidirezionale precedente all'inversione. Se consideriamo il comportamento del materiale secondo il modello di Bishop-Hill-Taylor che lega il comportamento macroscopico del materiale con lo scorrimento microscopico dei difetti di linea attraverso la relazione

$$\sigma = \bar{M} \cdot \tau_c \quad (6)$$

dove σ è lo sforzo macroscopico, \bar{M} è il fattore di Taylor per un materiale policristallino e τ_c è la componente di taglio critica perché lo scorrimento dei difetti di linea avvenga, l'incrudimento del materiale dovuto alla deformazione ε può essere espresso secondo l'equazione

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \bar{M}^2 \cdot \frac{d\tau_c}{d\Gamma} + \tau_c \cdot \frac{d\bar{M}}{d\varepsilon} \quad (7)$$

dove Γ è lo scorrimento delle dislocazioni attraverso il quale la deformazione macroscopica ε avviene. Il primo termine della parte destra dell'equazione rappresenta l'incrudimento dovuto all'aumento della densità di dislocazione e le strutture dislocative, mentre il secondo termine rappresenta l'incrudimento dovuto all'evoluzione cristallografica (incrudimento geometrico). Se consideriamo la condizione del materiale al momento dell'inversione della torsione, ovvero a 0,18 deformazioni equivalenti, l'evoluzione cristallografica è stata nulla, in quanto il materiale in condizioni precedenti alle prove non presentava alcuna tessitura e i risultati in figura 6(c) mostrano che l'evoluzione cristallografica è trascurabile alla deformazione unidirezionale di 0,36, che è doppia rispetto a 0,18. Di conseguenza il termine

$$\tau_c \cdot \frac{d\bar{M}}{d\varepsilon} \approx 0 \quad (8)$$

e l'incrudimento del materiale al momento dell'inversione (0,18 deformazioni equivalenti) risulta dipendere esclusivamente dal termine dovuto alla densità di dislocazione. Questo significa che il comportamento dell'acciaio AISI 316L dopo l'inversione della deformazione è attribuibile alla densità di dislocazione e/o alle strutture dislocative formatesi prima dell'inversione. In particolare, la stagnazione della resistenza alla deformazione avvenuto per un ampio intervallo di deformazioni dopo lo snervamento può essere ricondotto al dissolvimento della densità di dislocazione e/o delle strutture dislocative, come è documentato nella figura 5(b). Hasegawa et al. [14, 15] hanno riportato risultati analoghi a quanto riportato sopra lavorando con alluminio puro deformato ad elevate temperature omologhe ed inversioni di deformazioni assiali. L'inversione della deformazione aveva portato un ampio intervallo in cui la resistenza alla deformazione aveva ristagnato e gli autori avevano attribuito tale intervallo alla riduzione della densità di dislocazioni nel materiale (in alcune condizioni di deformazione di circa 16%) e il dissolvimento della struttura dislocazione, sebbene nessuna misura dell'evoluzione cristallografica era stata effettuata.

Ricristallizzazione dinamica dopo inversione della deformazione

L'acciaio AISI 316L nelle condizioni di deformazioni riportate in questa memoria presenta una stagnazione della resistenza alla deformazione ad elevate deformazioni. Sebbene la curva non scenda dopo tale stagnazione, il che sarebbe tipico dei materiali che esibiscono ricristallizzazione dinamica, ma al contrario cresce, sulla base delle microstruttura riportata nelle figure 3 tale stagnazione può essere attribuita

alla ricristallizzazione dinamica. Infatti, la presenza di particolari microstrutturali ai bordi dei grani del materiale deformato simili a nuovi grani (figura 3(a)) che col procedere della deformazione consumano la struttura di deformazione (figura 3(b)), risulta essere in accordo con le osservazioni microstrutturali durante la ricristallizzazione dinamica riportate in letteratura. Anche lo spostamento della posizione dell'inizio della stagnazione conferma tale ipotesi. Bartolomè et al. [2, 3] lavorando con inversione della torsione a 1050 °C su acciaio micro legato con Nb e Angella et al. [18] con inversione della torsione a 1100 °C su AISI 316L ed una dimensione del grano media di 110 μm hanno riportato curve di sforzi - deformazioni tipiche dei materiali in cui la ricristallizzazione dinamica avviene. Tali autori [2, 3, 18], inoltre, hanno riportato che se ε_p è la deformazione alla quale si inverte la deformazione e ε_s è quella necessaria per la quale la ricristallizzazione avviene durante la torsione unidirezionale, in seguito all'inversione della torsione la ricristallizzazione avviene ad una deformazione ε_s' pari a $\varepsilon_p + \varepsilon_s$. Lo stesso comportamento è stato osservato per la stagnazione negli sforzi riportato in figura 2 dove $\varepsilon_s' \approx \varepsilon_p + \varepsilon_s$.

Il ritardo nell'evoluzione della ricristallizzazione dinamica dell'acciaio AISI 316L è riconducibile all'evoluzione della densità e della struttura delle dislocazioni nel materiale in seguito all'inversione della direzione della torsione. La densità dei difetti di linea cresce durante la deformazione, aumentando l'energia immagazzinata nel materiale. In materiali con bassa energia di difetti d'impilazione dei piani cristallografici, come gli acciai austenitici, il ricovero dinamico è lento e una densità di dislocazioni d'equilibrio non può essere raggiunta, cosicché la ricristallizzazione dinamica avviene alimentata dalla densità di dislocazioni. Poiché l'inversione della deformazione (prima che la ricristallizzazione avvenga) ha ridotto la densità di dislocazioni, come riportato in figura 5, una deformazione equivalente maggiore rispetto al caso della deformazione unidirezionale è necessaria perché le condizioni di densità e di strutture di dislocazioni idonee a scatenare la ricristallizzazione si ripresentino nuovamente dopo l'inversione. Tale interpretazione è in accordo con i risultati riportati in letteratura sulla ricristallizzazione statica di leghe commerciali di alluminio [6, 7].

L'inversione della deformazione influenza vari aspetti del comportamento del materiale, ma non necessariamente nello stesso modo essendo più significativa nell'evoluzione microstrutturale che nella resistenza alla deformazione. Ne consegue che una descrizione del comportamento dei materiali secondo deformazioni equivalenti senza tenere conto del percorso di deformazione è insufficiente. Poiché l'evoluzione della densità di dislocazioni e delle strutture dislocative appaiono essere le cause del comportamento dell'acciaio AISI 316L deformato ad elevate temperature con inversione di deformazione, è inoltre necessario notare che tali risultati sottolineano l'importanza di produrre modelli costitutivi basati su parametri fisici microstrutturali, quali la densità di dislocazioni. Tali modelli sembrano essere gli unici in grado di descrivere e prevedere l'evoluzione microstrutturale durante complessi percorsi di deformazione e rappresentare strumenti utili nel predire in particolare la microstruttura finale dei materiali (che è influenzata più significativamente dal percorso di deformazione) dopo i processi di lavorazione industriali ad elevate temperature, fattore determinante per definire le proprietà meccaniche dei prodotti finali di lavorazione.

CONCLUSIONI

Prove di torsione in modo unidirezionale ed invertendo la direzione di deformazione sono state compiute sull'acciaio inossidabile austenitico AISI 316L alla temperatura di

1000°C ed alla velocità di deformazione equivalente di $0,006 \text{ s}^{-1}$. È possibile concludere che:

- l'inversione della deformazione influenza la resistenza alla deformazione riducendo lo sforzo necessario per deformare il materiale (effetto Bauschinger) e ritardando la ricristallizzazione dinamica nel materiale rispetto alla deformazione unidirezionale;
- l'inversione della direzione della deformazione induce una riduzione della densità delle dislocazioni e la dissoluzione delle strutture dislocative;
- l'effetto Bauschinger è riconducibile esclusivamente alla riduzione della densità delle dislocazioni e/o della dissoluzione delle strutture dislocative in quanto l'incrudimento geometrico dovuto all'evoluzione della tessitura cristallografica durante la deformazione è trascurabile;
- il ritardo nella ricristallizzazione dinamica in seguito ad inversione della deformazione è anch'esso interpretato come conseguenza della riduzione della densità delle dislocazioni e/o della dissoluzione delle strutture dislocative;
- poiché l'evoluzione della densità di dislocazioni e delle strutture dislocative appare essere la causa dell'anomalo comportamento AISI 316L deformato ad elevate temperature e con inversione di torsione, modelli basati su parametri fisici microstrutturali, quali la densità di dislocazioni, possono descrivere in modo più efficace l'evoluzione microstrutturale che sembra essere influenzata in modo più significativo dal percorso di deformazione.

BIBLIOGRAFIA

1. McLaren A.J and Sellars C.M., Modelling distribution of microstructure during hot rolling of stainless steel, Mater.Sci. and Tech. (1992) 8, 1090-1094.
2. Bartolomé R., Gutiérrez I. and Fuentes M., Effect of the strain reversal on the recrystallisation of a micro-alloyed steel, in The 4th International Conference on Recrystallisation and Related Phenomena (1999), Japan.
3. Bartolomé R. et al., Mechanical and microstructural effects of the strain reversal on a micro-alloyed steel, in Therm. Proc. of Steels (2000), 221-230.
4. Zhang X.J., Thomson P.F. and Hodgson P.D., The stress-strain and recrystallisation behaviour for deformation involving change in strain path, in THERMEC'97 (1997), Wollongong, Australia.
5. Zhang X.J., Hodgson P.D. and Thomson P.F., Incorporating the effect of change in strain path in constitutive models of hot deformation, in Intelligent Processing and Manufacturing of Materials - IPMM'97 (1997), Gold Coast, Australia.
6. Zhu Q. and Sellars C.M., Recrystallisation behaviour in tension/tension and tension/compression hot deformation of Al-2Mg, in International Conference on Thermo-mechanical Processing in Theory, Modelling and Practice [TMP]2 (1996), Stockholm, Denmark.
7. Zhu Q. and Sellars C.M., Effects of deformation paths on static recrystallisation behaviour of an Al-sMg alloy, in ReX'96, 3rd International Conference on Recrystallisation and Related Phenomena (1997), Monterey, USA.
8. Barraclough D.R. et al., Effect of specimen geometry on hot torsion test results for solid and tubular specimens, J. of Testing and Evaluation (1973), 1(3), 220-226.
9. Canova G.R. et al., The use of torsion testing to assess material formability, in Formability of Metallic Materials - 2000 A.D. (1982).
10. Pöhlandt K., Tekkaya A.E. and Lach E., Torsion test on solid and tubular specimens for testing the plastic behaviour of metals, Arch. Eisenhüttenwes (1984), 55(4), 149-158.
11. Canova G.R., Kocks U.F. and Jonas J.J., Theory of torsion texture development, Acta Metall. (1984), 32(2), 211-226.
12. Rollett A.D. et al., The microstructure and texture of torsion-reverse torsion experiments. in 8th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 8) (1988).
13. Orowan E., Internal stress and fatigue in metals (1959), Amsterdam, The Netherlands: Elsevier.
14. Hasegawa T., Yakou T. and Karashima S., Deformation behaviour and dislocations structures upon stress reversal in polycrystalline Aluminium, Mater. Sci. and Eng. (1975), 20, 267-276.
15. Hasegawa T., Yakou T. and Kocks U.F., Forward and reverse rearrangement of dislocations in tangled walls, Mater. Sci. and Eng. A (1986), 81, 189-199.
16. Bate P.S. and Wilson D.V., Analysis of Bauschinger effect, Acta Metall. (1986), 34(6), 1097-1105.
17. Bate P.S., The effects of combined strain path and strain rate changes in Aluminium, Metall. Trans. A (1993), 24, 2679-2689.
18. Angella G. et al., The effects of strain path changes on stainless steel AISI 316L under hot working conditions, in THERMEC'2000 (2000), Las Vegas, USA.

A B S T R A C T

STRAIN PATH EFFECTS ON THE AUSTENITIC STAINLESS STEEL AISI 316L AT HIGH TEMPERATURE

In most thermo-mechanical processes, complex states of stress are developed within materials because of the imposed deformation geometry and friction conditions and, as a consequence, the strain path is not proportional at any time through the process. Finite Element Method (FEM) models are commonly employed in industry to design optimal process route and predict the final material microstructure that defines the mechanical properties of the final industrial products. However, previous investigations have reported significant discrepancies between FEM model results and actual materials behaviour, particularly when microstructure prediction has been required. Such investigations have suggested that the reasons of the discrepancies are why the con-

stitutive equations used in the FEM models are based on equivalent strains and the strain paths followed within the materials during deformations are not accounted for, although, in fact, flow behaviour and microstructure evolution of materials have been reported to be influenced by strain paths. Hence, the investigation on the effects of strain paths on material behaviour is both of scientific and commercial significant interest, because of necessary exploration into the intrinsic plastic deformation mechanisms and the potential industrial applications.

The austenitic stainless steel AISI 316L has been deformed at 1000°C with a von Mises equivalent strain rate at the critical radius of $0.6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ through monotonic and reversed torsion. The method of the critical radius has been used to find the shear stress τ and shear strain γ from the experimental torque and twist angle respectively, since it reduces the computational complexity of the widely used Fields and

Backofen method and allows a direct comparison between the material flow stress and microstructure observation, since either of them concern the material at the same tubular specimen location, i.e. the critical radius. The microstructure stability of the austenitic stainless steel AISI 316L at 1000 °C has ensured the realisation of such comparison. The AISI 316L flow curves have shown an anomalous shape, since they have had a wide stress plateau at high equivalent strains (0.7 in monotonic torsion) that has been followed by a further stress increase rather than a stress decrease typical of materials exhibiting dynamic recrystallisation. However, microstructure observations through conventional optical microscopy has suggested that such a flow stress stagnation was because of dynamic recrystallisation of the stainless steel and the stress plateau has been used as a reference of the dynamic recrystallisation event indication. The reversed torsion after a monotonic equivalent strain of 0.18 (pre-strain) at the critical radius has been reported to affect the material flow behaviour inducing after reversion a flow stress reduction with respect to the monotonic deformation (Bauschinger effect) that has been quantified into a maximum value of - 8%. A significant effect has been observed also on the kinetics of the material dynamic recrystallisation, since the equivalent strain at the critical radius needed to have recrystallisation through reversing torsion has been detected to be about 20% bigger than the equivalent strain necessary in monotonic deformation.

Microstructure investigations of the material on planes tangential to the tubular specimens and far away from the tube axis a distance equal to the critical radius have been carried out through conventional transmission electron microscopy (TEM) and on the same observation planes crystallographic texture measurements have been carried out to follow the crystallographic evolution of the material through monotonic and reversed deformation. TEM investigations have reported the presence of a well-formed dislocation structure at the end of the monotonic pre-strain (0.18 equivalent strain), whilst such a structure has completely disappeared after fully strain reversal to a final equivalent strain of 0.36, resulting in a significant reduction of the dislocation density built up during pre-strain. Vickers hardness measurements with a load of 10kg were carried out on samples of the material deformed monotonically up to 0.18 and through fully reversed torsion up to a final equivalent strain of 0.36 respectively. The hardness was 198 ± 8 HV for AISI 316L monotonically strained to 0.18, 185 ± 4 HV for fully reversed torsion strained material, while the prior deformation material hardness was 174 ± 4 HV. Since the hardness of materials can be related to the dislocation density, the hardness results have confirmed the TEM observations, concluding that the strain reversal has reduced dislocation structure/density built up during monotonic deformation. The texture measurements of the stainless steel at the end of the pre-strain has reported a typical texture of FCC material deformed through shear. However, the weakness of such a texture built up

from the prior deformation equiaxed material has proved a negligible crystallographic anisotropy evolution.

The experimental results have induced the authors to explain the stress reduction after reversed torsion in terms of dislocation structure/density dissolution. If the flow stress behaviour is described through the classical model proposed by Taylor-Bishop-Hill, the strain hardening $d\sigma/d\varepsilon$ results in the relationship

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \bar{M}^2 \cdot \frac{d\tau_c}{d\Gamma} + \tau_c \cdot \frac{d\bar{M}}{d\varepsilon}$$

where \bar{M} is the Taylor factor for polycrystalline materials, τ_c is the critical resolved shear stress needed to have macroscopic strain and Γ is the microscopic glide of dislocations. The first term of the right hand side of the relationship represents the hardening due to dislocation structure/density, whilst the second term is due to the texture evolution hardening (geometrical hardening). Since the texture evolution up to the pre-strain was weak, the geometric hardening was also negligible in such a way that the strain hardening has resulted in

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \bar{M}^2 \cdot \frac{d\tau_c}{d\Gamma}$$

Therefore, the strain hardening up to the pre-strain and, as a consequence, the material behaviour after torsion reversal has depended only on the dislocation structure/density hardening contribution. This was consistent with the TEM observations and confirmed by hardness measurements, in which a significant dislocation dissolution resulting in dislocation density reduction has been reported after fully reversed torsion.

The equivalent strain delay of dynamic recrystallisation after torsion reversal with respect to monotonic deformation has been also described in terms of dislocation structure/density dissolution. The stored energy because of dislocation density is the driving force for dynamic recrystallisation that can occur only after a certain amount of energy and dislocation structure have been accumulated, i.e. after a critical strain. Since the strain reversal has been reported to significantly reduce the dislocation structure/density, more equivalent strain than the one needed in monotonic torsion has been necessary to build again the stored energy and dislocation structure conditions to induce dynamic recrystallisation.

The strain reversal has been shown to affect significantly the constitutive behaviour of the stainless steel AISI 316L deformed at 1000°C causing a stress reduction with respect to the monotonic deformation and an increase of equivalent strain needed to make the dynamic recrystallisation occur. The results point out the necessity of implementing strain paths in the constitutive equations describing the material behaviour and address also the necessity of including in such equations physical parameters such as dislocation density.