

STUDIO DELLE VARIAZIONI MICROSTRUTTURALI DURANTE LA DEFORMAZIONE A CALDO DELLA LEGA Al-4.5%Zn-1.8%Mg

M. El Mehtedi, S. Spigarelli, E. Evangelista

La lavorabilità a caldo a 500°C di una lega Al-4.5%Zn-1.8%Mg, è stata studiata utilizzando prove di torsione condotte secondo una nuova procedura (a velocità crescente di deformazione) che prevedeva una variazione lineare della velocità angolare ψ secondo la legge $\psi = K\theta$ in cui θ era l'angolo di rotazione. In particolare sono state condotte prove con valori di K variabili fra 0.05 e 2 s⁻¹. A titolo di confronto sono state quindi condotte prove di torsione con velocità di deformazione costante. Le curve tensione equivalente - deformazione equivalente per le prove condotte a velocità crescente erano caratterizzate da un aumento monotono della tensione con la deformazione, senza che si arrivasse ad un regime di saturazione. Le curve ottenute con velocità di deformazione costante a 500°C erano caratterizzate invece da un aumento della tensione fino ad un valore di picco seguito da una modesta diminuzione della tensione di flusso che raggiungeva successivamente il valore stazionario, comportamento tipico dei materiali che non esibiscono ricristallizzazione dinamica. Comunque questa semplice analisi qualitativa della forma delle curve tensione-deformazione non poteva essere considerata un prova conclusiva per escludere l'instaurarsi della ricristallizzazione dinamica.

La microstruttura dei campioni deformati è stata analizzata tramite le usuali tecniche di microscopia ottica ed elettronica in scansione SEM/EBSD.

PAROLE CHIAVE: lega Al-Zn-Mg, prova di torsione, velocità di deformazione, EBSD, sottogranì

INTRODUZIONE

La lavorabilità a caldo delle leghe Al-Zn-Mg è stata oggetto di diversi studi negli ultimi decenni con l'ausilio delle prove di trazione, compressione e torsione a velocità di deformazione costante allo scopo di ricavarne le curve Tensione-Deformazione [1-4]. Quando si parla di lavorazione a caldo di un metallo ci si riferisce a quel complesso di fenomeni che avvengono a temperature maggiori di 0.6 Tf dove Tf è la temperatura assoluta di fusione, con velocità di deformazione che vanno da 10⁻³ a 10³ s⁻¹. Data la maggiore duttilità del metallo in questo intervallo di temperatura, si possono raggiungere elevate deformazioni.

Con l'uso di opportune tecniche sperimentali, si possono simulare in laboratorio quei processi deformativi che si hanno durante le lavorazioni meccaniche per deformazione plastica come nel caso della laminazione e dell'estrusione. I dati raccolti permettono di ottenere preziose informazioni sulle caratteristiche fisiche e mec-

caniche del metallo al termine della lavorazione e di determinare i trattamenti termici, la temperatura e la velocità di deformazione più adatti a conferire al metallo le caratteristiche volute. [5]

Durante la deformazione avvengono processi di ripristino che dipendono dall'equilibrio che si instaura tra le dislocazioni che si formano, e che causano l'incrudimento, e i fenomeni di ricristallizzazione e/o riassetto dinamici.

Le conoscenze attuali permettono di affermare che i processi di ripristino dipendono prevalentemente dall'Energia di Difetto di Impilaggio (EDI). I metalli con alta EDI (quelli con struttura cubica a corpo centrato e l'alluminio) presentano un grado di ripristino dinamico che dipende direttamente dalla temperatura di prova ed inversamente dalla velocità di deformazione. I metalli a bassa EDI (quelli con struttura cubica a facce centrate) ad alte deformazioni presentano ricristallizzazione e ripristino dinamici, mentre per basse deformazioni presentano solo ripristino dinamico. In entrambi i casi seguono il ripristino e la ricristallizzazione statici [6]. E' quindi indispensabile conoscere i processi di ripristino che avvengono durante e dopo la fase di deformazione e le equazioni costitutive che esprimono il legame esistente tra un generico stato tensionale e i parametri del processo stesso come tensione, deformazione, velocità di deformazione e temperatura. Le equazioni costitutive si ricavano dai risultati delle prove sper-

M. El Mehtedi, S. Spigarelli, E. Evangelista
CNISM / Dipartimento di Meccanica,
Università Politecnica delle Marche, Ancona, Italia

mentali di trazione, compressione e torsione effettuate con provini normalizzati del materiale in esame. In particolare, le prove di torsione sono in grado di riprodurre il comportamento meccanico di un materiale sia alle basse che alle alte velocità di deformazione consentendo di raggiungere velocità di deformazione dell'ordine di 40 s^{-1} senza avere grandi limiti sulla deformazione massima consentita (non avvengono fenomeni di instabilità plastica tipo la strizione o la barillottatura) e sulla temperatura di prova. Durante i processi di deformazione a caldo la velocità di deformazione non è mai costante durante tutto il processo, inoltre la microstruttura finale dipende dal modo in cui è stato deformato il pezzo a parità di deformazione finale. Da qui l'idea di introdurre delle prove di torsione condotte secondo una nuova procedura ISR (Incremental Strain Rate) che prevede una variazione lineare della velocità angolare ψ secondo la legge $\psi=K\theta$ in cui θ è l'angolo di torsione. Le prove a CSR (Constant Strain Rate) a velocità costante di deformazione sono state effettuate allo scopo di determinare le costanti delle equazioni costitutive. La dipendenza della tensione di picco (σ_p) dalla velocità di deformazione ($\dot{\epsilon}$) viene descritta dalla seguente equazione

$$(1) \quad \dot{\epsilon} = A (\sinh \alpha \sigma_p)^n \exp(-Q_{HW} / RT)$$

nella quale n è l'esponente della tensione, Q_{HW} è l'energia di attivazione per la deformazione ad alta temperatura, R è la costante dei gas, T è la temperatura, A ed α sono delle costanti del materiale.

Nel corso degli anni sono stati effettuati numerosi studi per cercare ulteriori modelli matematici in grado di descrivere l'andamento del flusso plastico dei materiali. In questo lavoro, oltre ai modelli precedenti, è stato utilizzato quello proposto da McQueen et al. [7,8].

La relazione proposta è la seguente:

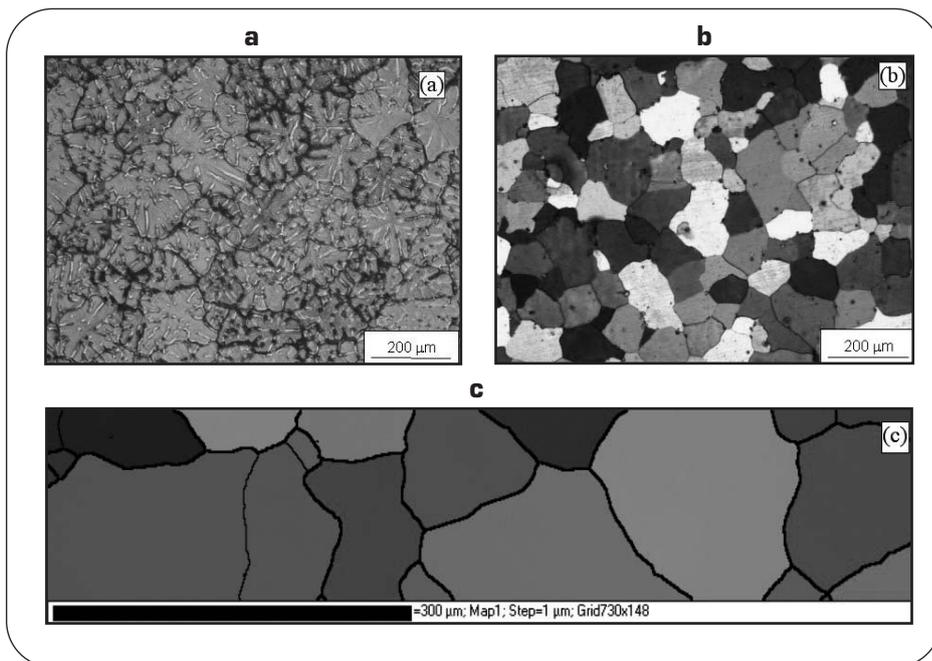
$$(2) \quad \frac{\sigma}{\sigma_p} = \left[\frac{\epsilon}{\epsilon_p} \exp \left(1 - \frac{\epsilon}{\epsilon_p} \right) \right]^c$$

dove σ_p è la tensione di picco nelle curve di flusso, ϵ_p la deformazione di picco, c una costante, σ la tensione e ϵ la deformazione.

Nella relazione appena vista, nel caso in cui le curve di flusso mostrano l'andamento tipico dell'incrudimento seguito da uno stato stazionario della tensione i valori di σ e di ϵ possono essere sostituiti con la tensione allo stato stazionario σ_s e la corrispondente deformazione ϵ_s .

Occorre osservare che l'Eq.2 viene applicata per descrivere il comportamento del materiale fino alla tensione e deformazione di picco. Nel caso di deformazioni maggiori la tensione di flusso è mantenuta costante al valore di picco, quindi in tutti quei materiali dove si riscontra un addolcimento, si ha una diminuzione della curva di flusso dopo il picco e i risultati saranno affetti da un errore in eccesso rispetto ai veri valori della tensione.

Il presente lavoro ha come obiettivo quello di studiare la lavorabilità a caldo della lega Al-4,5%Zn-1,8%Mg utilizzando i risultati di prove di torsione effettuate sia a velocità costante che a velocità crescente. I dati ottenuti sono stati utilizzati per definire l'equazione costitutiva del materiale in modo da poter esprimere la dipendenza della tensione di flusso dalla velocità di deformazione. È stata sviluppata una metodolo-



▲ Fig. 1

immagini al microscopio ottico del materiale prima (a) e dopo Trattamento di solubilizzazione (b), mappa EBSD dopo solubilizzazione (c).

POM images of the undeformed material before (a) and after solution treatment (b), EBSD pattern with grains substructure-free (c).

gia di confronto tra i dati ottenuti in condizione di velocità di deformazione costante e quelli ricavati in condizione di velocità crescente. In particolare, si è tentato di produrre un modello matematico che permetta di ricavare un'equazione che descriva la parte iniziale delle curve tensione-deformazione, estrapolando il comportamento del materiale in prove di torsione a velocità crescente, partendo dai dati delle prove a velocità costante per un dato profilo di deformazione. La microstruttura dei campioni deformati è stata quindi analizzata tramite le tecniche di microscopia ottica ed elettronica SEM/EBSD per evidenziare la deformazione dei grani nelle varie condizioni di prova.

PROCEDURE SPERIMENTALI

La lega di alluminio oggetto del presente studio aveva la seguente composizione chimica (% peso): Zn= 4.52, Mg=1.81, Fe= 0.073, Si=0.026, Ti=0.012, Al=bal. ed è stata fornita dalla Roufoss Technology (Norvegia) partendo da pani di alluminio diffusi in commercio, fusi in un forno ad induzione fino alla temperatura di 750°C , con successiva aggiunta di Magnesio e Zinco. Per rimuovere le inclusioni non metalliche e gli elementi dissolti come idrogeno, sodio e calcio, è stato utilizzato un flusso di argon. Successivamente per procedere all'affinamento del grano si sono aggiunte alla lega fusa barrette di alluminio del diametro di 3 mm contenenti il 5% in peso di titanio e l'1% in peso di boro. Da barra di 203 mm di diametro lunghe circa 1200 mm sono stati ricavati campioni di torsione con raggio e lunghezza del tratto utile di 5 e 10 mm rispettivamente. Tutti i campioni sono stati solubilizzati a 500°C per 6 ore (Fig. 1), dopo solubilizzazione i grani si presentano equiassici ed assenti da sottostrutture (Fig. 1c), con una dimensione media di circa $180 \mu\text{m}$. I campioni sono stati sottoposti a prove di torsione alla temperatura di 500°C : i) a velocità costante di deformazione CSR alle velocità 0.01, 0.1, 1, 5 e 10 s^{-1} e ii) secondo la nuova procedura (ISR) che prevede una variazione lineare della velocità di deformazione secondo la legge $\psi=K\theta$ con valori di K 0.05, 0.1, 0.2, 1 e 2 s^{-1} . Al termine della prova, terminata con la rot-

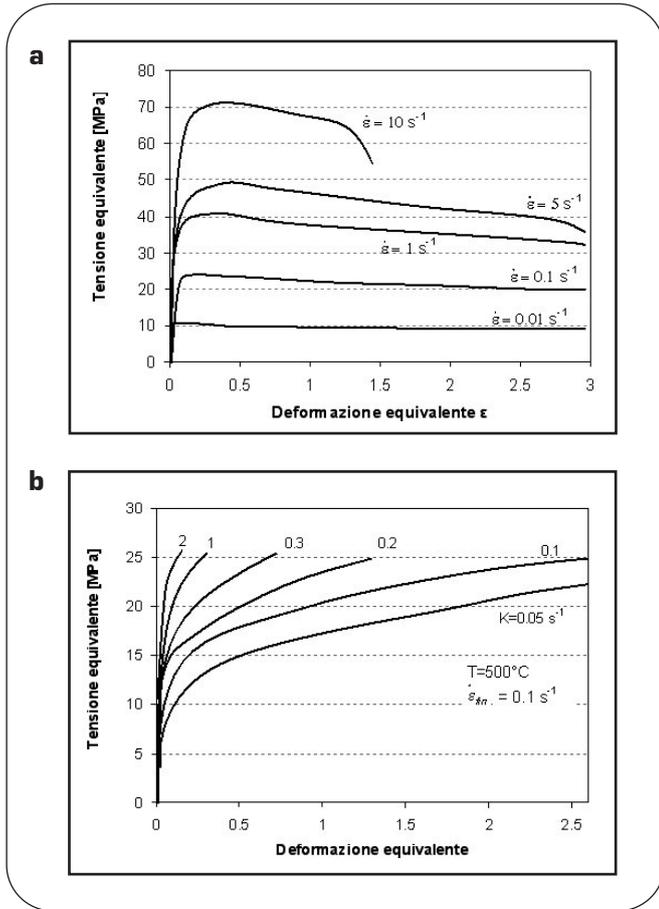


Fig. 2 Andamento delle curve tensione equivalente - deformazione equivalente a 500°C ottenute mediante (CSR) con diverse velocità di deformazione (a) e (ISR) con diversi valori di K (b). Equivalent-stress vs. equivalent-strain curves at 500°C obtained from, (CSR) tests at various strain rate (a), and (ISR) with various K values (b).

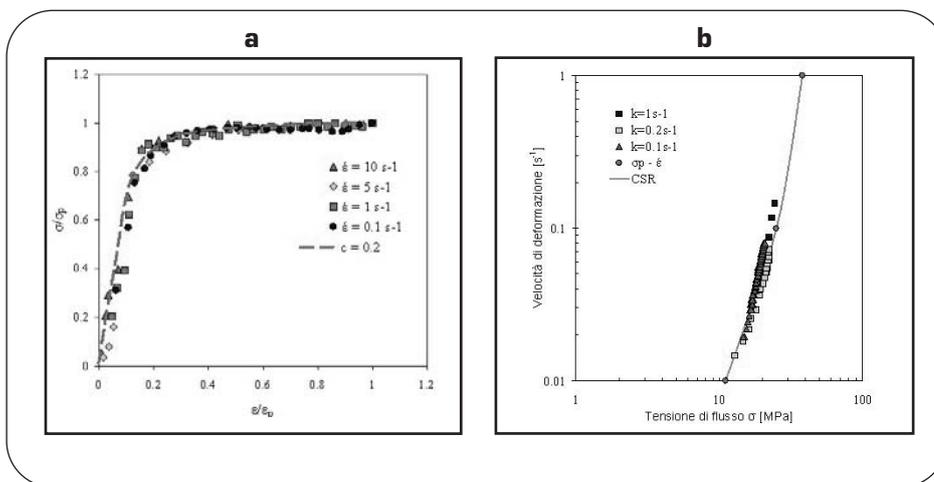


Fig. 3 (a) Confronto tra velocità di deformazione e tensione di flusso delle prove (ISR) e (CSR); (b) curve normalizzate tensione-deformazione per i campioni (CSR). (a) comparison between strain rate and flow stress for representative (ISR) and (CSR) tests; (b) normalized flow stress vs. adimensional strain curves for (CSR) tests.

tura del campione, il materiale è stato raffreddato con un getto d'acqua, in modo da evitare alterazioni della microstruttura nel corso di un raffreddamento lento.

Il valore della tensione sulla superficie del campione per i campioni deformati a velocità crescente è stato ricavato mediante la formula di Nadai [9] (Eq. 3), invece quella per i campioni deformati a velocità costante è stata calcolata mediante la relazione di Fields-Backofen [10] (Eq. 4)

$$(3) \quad \sigma = \frac{\sqrt{3}}{2\pi R^3} \left(3M + \theta \frac{\partial M}{\partial \theta} \right) \quad (4) \quad \sigma = \frac{\sqrt{3} M}{2\pi R^3} (3 + m + n)$$

La deformazione equivalente è stata ricavata in entrambi i casi dalla relazione

$$(5) \quad \epsilon = \frac{2\pi NR}{\sqrt{3}L} = \frac{\theta R}{\sqrt{3}L}$$

in cui M è la coppia, R è il raggio del campione, N è il numero di giri, θ è l'angolo di torsione, L è la lunghezza del tratto utile, $m = (\log M / \log N)$ a deformazione costante, e $n = (\log M / \log N)$ a velocità di deformazione costante. Per il valore di picco della curva, chiaramente $n=0$, mentre $m=0.23$ [11].

I provini deformati sono stati tagliati longitudinalmente, lucidati ed attaccati elettro-chimicamente mediante una soluzione di HBF₄ in acqua distillata ed una tensione di 18V. Mentre per l'analisi mediante SEM/EBSD i provini sono stati trattati elettroliticamente mediante una soluzione di acido perclorico al 10% in etanolo a 0°C ed una tensione di 20V.

RISULTATI E DISCUSSIONE

La Fig. 2a mostra l'andamento delle curve tensione equivalente - deformazione equivalente per le prove condotte a velocità di deformazione costante (CSR) a 500°C; le curve manifestano un andamento crescente fino ad un picco, seguito da una diminuzione della tensione particolarmente rilevante alle elevate velocità di deformazione, a causa del riscaldamento adiabatico del campione. Le curve hanno un andamento tipico dei materiali che non ricristallizzano dinamicamente. In Fig. 2b sono riportate le curve tensione - deformazione per le prove condotte a velocità crescente di deformazione (ISR), la tensione di flusso cresce in maniera continua al crescere della deformazione senza mai raggiungere un regime di saturazione, il valore della velocità di deformazione finale raggiunto è in tutte le condizioni.

Per ogni prova (CSR) è stato ricavato il valore della tensione di picco e della corrispondente deformazione di picco. Tali valori sono stati elaborati ottenendo una relazione lineare del tipo $\epsilon_p = b\sigma_p$ con $b=0.0073 \text{ MPa}^{-1}$. I dati relativi alle prove a velocità variabile (ISR) condotte con diversi valori di K sono stati portati su un grafico bilogaritmico e messi a confronto con la curva che descrive la variazione della tensione di picco con la velocità di deformazione equivalente nelle prove a velocità costante, evidenziando una buona sovrapposizione come si vede nella Fig. 3a.

Da ciò si evince che i valori della tensione misurata in una prova di torsione a velocità crescente ad una determinata deformazione ed ad una certa velocità di deformazione istantanea, sono di poco inferiori alla tensione di picco ottenuta in una prova a velocità costante alla medesima velocità di deformazione. Nella Fig. 3b, sono riportati i valori delle tensioni e

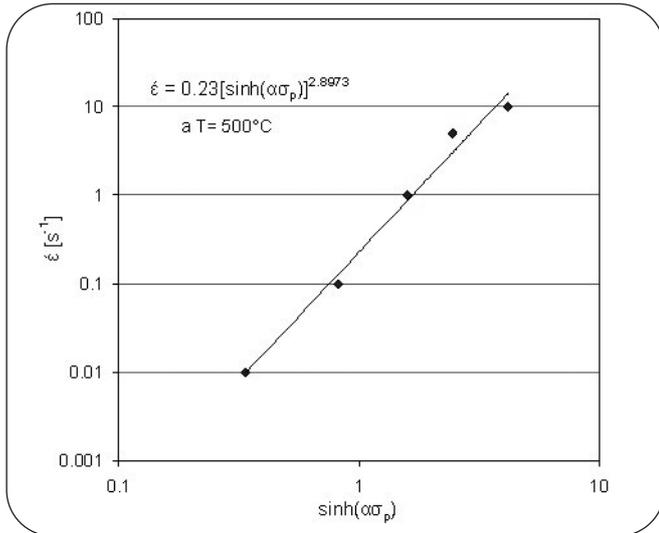


Fig. 4 *Le velocità di deformazione in funzione del sinh (ασₚ). Strain rate as a function of sinh (ασₚ).*

deformazioni normalizzate per la tensione di picco e deformazione di picco, rispettivamente. Le curve sono state tracciate utilizzando i dati fino al valore di picco e dal grafico si evidenzia una sostanziale sovrapposizione dei vari punti per le quattro velocità di deformazione considerate. L'Eq. 2 è stata quindi utilizzata per descrivere la curva ottenuta unendo tutti i punti relativi alle diverse curve normalizzate. Si è evidenziata una buona sovrapposizione delle curve per un valore di $c=0,2$. Come è stato detto, l'Eq. 1 lega la velocità di deformazione con la tensione di picco. Possiamo ricavarci una relazione del tipo $y = B \cdot x$ inserendo i dati su un grafico bilogarithmico in cui in ascissa poniamo i valori di $\sinh(\alpha\sigma_p)$ calcolati per $\alpha=0,03 \text{ MPa}^{-1}$ [11] ed in ordinata i valori di $\dot{\epsilon}$ come si vede in Fig. 4. In questo modo si evita il calcolo del termine $\exp(-Q/RT)$ inglobando tale valore nella costante B. Ciò è lecito poiché le prove sono state effettuate a temperatura costante. Così facendo non si introduce un'incertezza dovuta alla stima di Q. I valori ottenuti sono $B=0,23 \text{ s}^{-1}$ ed $n=2,9$.

Ora sfruttando il sistema di equazioni, possiamo calcolare, per una data temperatura e un determinato profilo

Fig. 6 *Micrografie al microscopio ottico in luce polarizzata dei campioni deformati a 500°C (CSR) a diverse velocità di deformazione $\dot{\epsilon}=0,01, 0,1, 1, 10 \text{ s}^{-1}$ indicati con a), b), c) e d) rispettivamente fino ad una deformazione totale di $\epsilon=3$. POM microstructure of samples deformed at 500°C (CSR) at various strain rate $\dot{\epsilon}=0,01, 0,1, 1, 10 \text{ s}^{-1}$ indicated by a), b), c) and d) respectively, at a total strain $\epsilon=3$.*

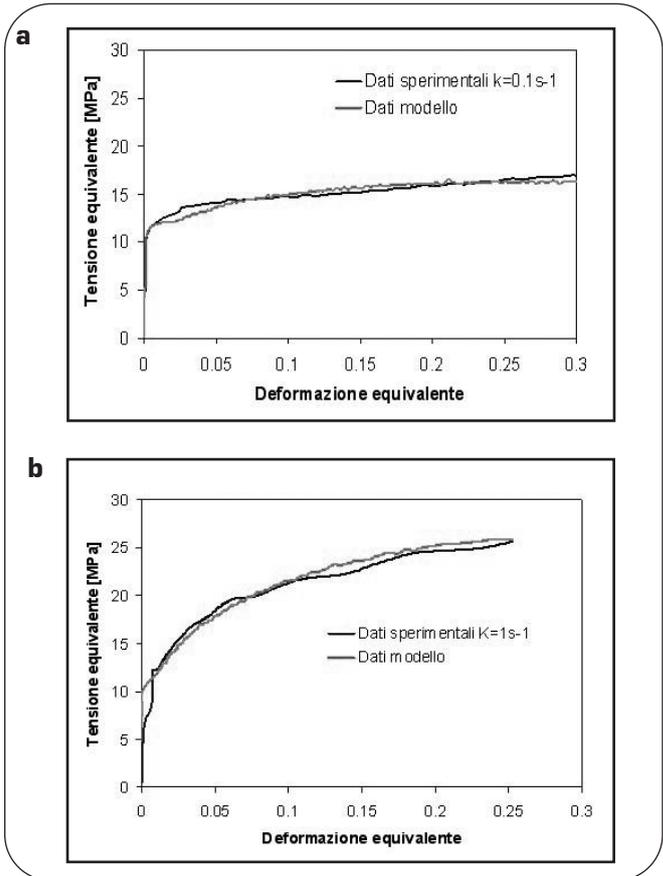
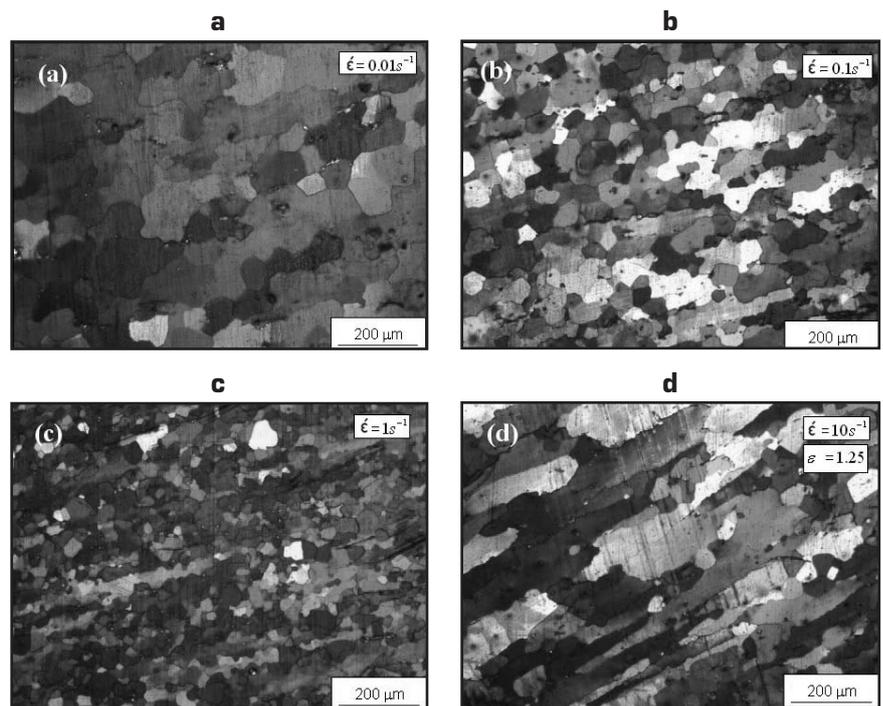


Fig. 5 *Confronto tra le curve di previsione del modello matematico con le curve (ISR) ottenute sperimentalmente a $k=0,1 \text{ s}^{-1}$ (a) e $K=1 \text{ s}^{-1}$ (b). Comparison between the predicted curves obtained by the mathematical model and the experimental (ISR) curves at $k=0,1 \text{ s}^{-1}$ (a) e $K=1 \text{ s}^{-1}$ (b).*

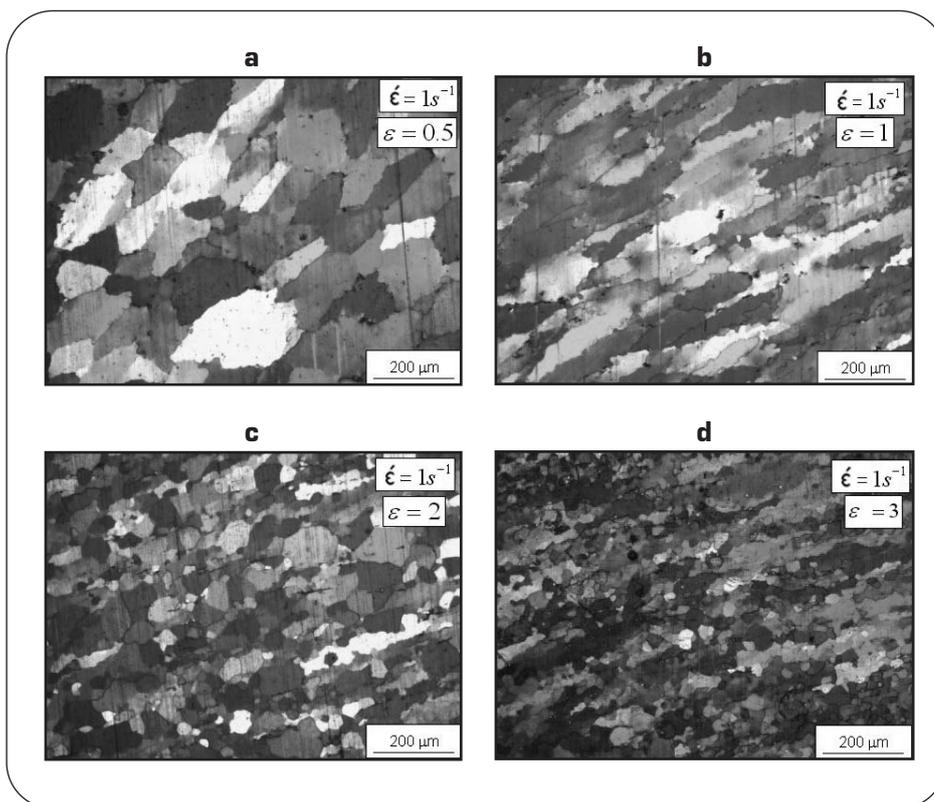


Fig. 7

Micrografie al microscopio ottico in luce polarizzata dei campioni deformati a 500°C (CSR) $\dot{\epsilon}=1s^{-1}$ presi a $\epsilon=0.5$ (a), $\epsilon=1$ (b), $\epsilon=2$ (c) e $\epsilon=3$ (d).

POM microstructure of samples deformed at 500°C (CSR) with $\dot{\epsilon}=1s^{-1}$ at strain values of $\epsilon=0.5$ (a), $\epsilon=1$ (b), $\epsilon=2$ (c) and $\epsilon=3$ (d).

di deformazione, la tensione equivalente in una prova di torsione a velocità crescente (ISR) supponendo che la deformazione equivalente non superi quella di picco ϵ_p . In particolare, per ogni deformazione equivalente di una prova di torsione a velocità crescente si può ricavare la corrispondente velocità di deformazione istantanea che è teoricamente pari a $\dot{\epsilon} = k\epsilon$. In realtà, per l'elaborazione delle curve sperimentali σ - ϵ , si è preferito usare la velocità di deformazione effettiva calcolata dai dati sperimentali data da $\dot{\epsilon} = \Delta\epsilon/\Delta t$ con Δt pari al tempo di acquisizione utilizzato durante le prove di torsione. A questo punto tramite l'Eq. 1 si può ricavare la tensione di picco in una prova di torsione a velocità costante effettuata a quella velocità. Tramite la relazione $\epsilon_p = b\sigma_p$ si possono ricavare i valori delle deformazioni equivalenti di picco. Attraverso i valori di deformazione equivalente, deformazione di picco e tensione di picco si possono quindi ricavare tramite l'Eq. 2 il valore della tensione equivalente per un dato profilo di deformazione e ricostruire quindi la curva tensione-deformazione per una prova di torsione incrementale (ISR). Nelle Fig. 5a e 5b sono stati messi a confronto i risultati del modello matematico ed i risultati sperimentali per $K=0.1$ e $1 s^{-1}$, si può notare una ottima corrispondenza tra i dati reali e quelli di previsione. Quindi le curve tensione - deformazione per le prove (ISR) si possono calcolare partendo dai dati ottenuti dalle prove (CSR) grazie al modello basato sull'Eq. 2, senza intercorrere a delle prove a velocità variabile che presentano maggiori difficoltà rispetto alle così dette prove monotoniche a velocità costante.

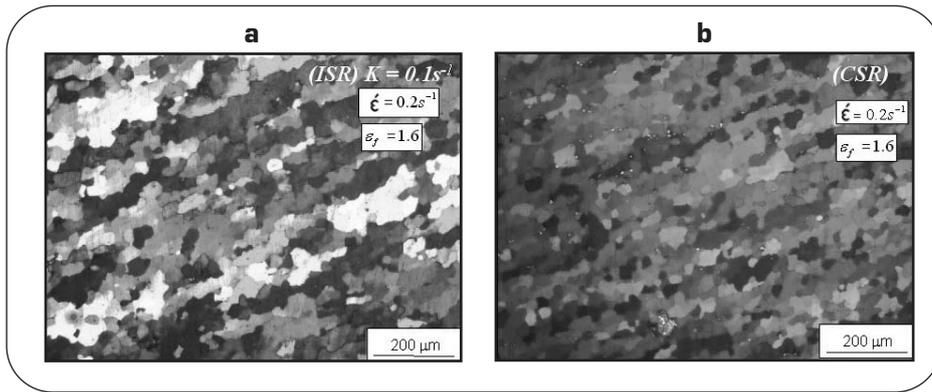
Come si evidenzia chiaramente dalle micrografie osservate al microscopio ottico la dimensione e la forma dei grani varia notevolmente in funzione della velocità di deformazione (Fig. 6). Alla velocità di deformazione più bassa $\dot{\epsilon}=0.015 s^{-1}$ (Fig. 6a) si osserva una struttura a grani grossolani ricristallizzati derivante dal maggior

tempo di permanenza ad alta temperatura. La presenza di sottostrutture è limitata e i bordi di grano sono abbastanza regolari. Al crescere della velocità (Fig. 6b) i grani iniziano ad allungarsi ed i bordi iniziano a manifestare delle oscillazioni. Le dimensioni dei grani diminuiscono e si evidenziano tracce di ricristallizzazione geometrica dinamica GDRX [12]. A $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ (Fig. 6c) la struttura appare completamente ricristallizzata. I grani e i sottograni hanno dimensioni molto piccole, si notano grani allungati con evidenti ondulazioni del bordo di grano ed anche la ricristallizzazione geometrica dinamica risulta evidente. Nell'ultima condizione di prova a velocità di deformazione $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$ (Fig. 6d) i grani si presentano molto allungati con presenza di sottograni, anche in questo caso i bordi di grano si presentano con le caratteristiche oscillazioni ma a causa della rottura precoce del campione a quella velocità $\epsilon=1.25$ la struttura non è riuscita a completare il processo di ricristallizzazione.

La condizione più favorevole appare quindi, chiaramente, quella corrispondente alla velocità $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ in cui i grani si presentano piccoli e ricristallizzati. In considerazione di ciò sono state quindi effettuate altre prove di torsione alla velocità di deformazione $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$, ma interrompendo la prova a diversi valori di deformazioni come si vede nelle Fig. 7.

Le Fig. 7a, 7b, 7c e 7d mostrano l'evoluzione della microstruttura del materiale deformato (CSR) a $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$, a $\epsilon = 0.5$ i grani sono leggermente allungati piuttosto grandi e con bordi lievemente irregolari. Col crescere della deformazione $\epsilon = 1$ i grani mostrano un forte allungamento nella direzione della deformazione e i bordi presentano una configurazione estremamente irregolare e ondulata che precede l'inizio della ricristallizzazione geometrica (GDRX, Geometric Dynamic Recrystallization), $\epsilon = 1$ risulta quindi una condizione critica per il materiale deformato alla temperatura in esame (500°C) per l'inizio della ricristallizzazione. A deformazione $\epsilon = 2$ si può osservare una struttura mista bimodale con presenza di grani più grandi e altri più fini e allungati che testimoniano l'inizio e l'avanzamento della ricristallizzazione che prosegue con un ulteriore affinamento dei grani e dei sottograni per la deformazione finale $\epsilon_f = 3$.

Come è stato osservato nelle micrografie precedenti, la dimensione dei grani varia notevolmente a seconda della deformazione finale raggiunta e anche a parità di deformazione finale esiste una differenza tra la prova condotta a



▲
Fig. 8

Micrografie al microscopio ottico in luce polarizzata dei campioni deformati a 500°C (ISR) con $K=0.1\text{ s}^{-1}$ (a) e (CSR) $\dot{\epsilon}=0.2\text{ s}^{-1}$ (b) a parità di deformazione e velocità di deformazione finali.

POM microstructure of samples torsioned at 500°C (ISR) with $K=0.1\text{ s}^{-1}$ (a) and (CSR) $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$ (b) at the same strain and strain rate values.

velocità costante (CSR) e quella condotta a velocità variabile (ISR) (Fig. 8a, 8b). Ciò è dovuto al fatto che, anche se il valore istantaneo della velocità di deformazione alla fine della prova incrementale raggiunge lo stesso valore di quella a velocità costante, per il resto della prova il materiale viene deformato a velocità più basse che, come si è visto, porta ad una maggiore dimensione dei grani.

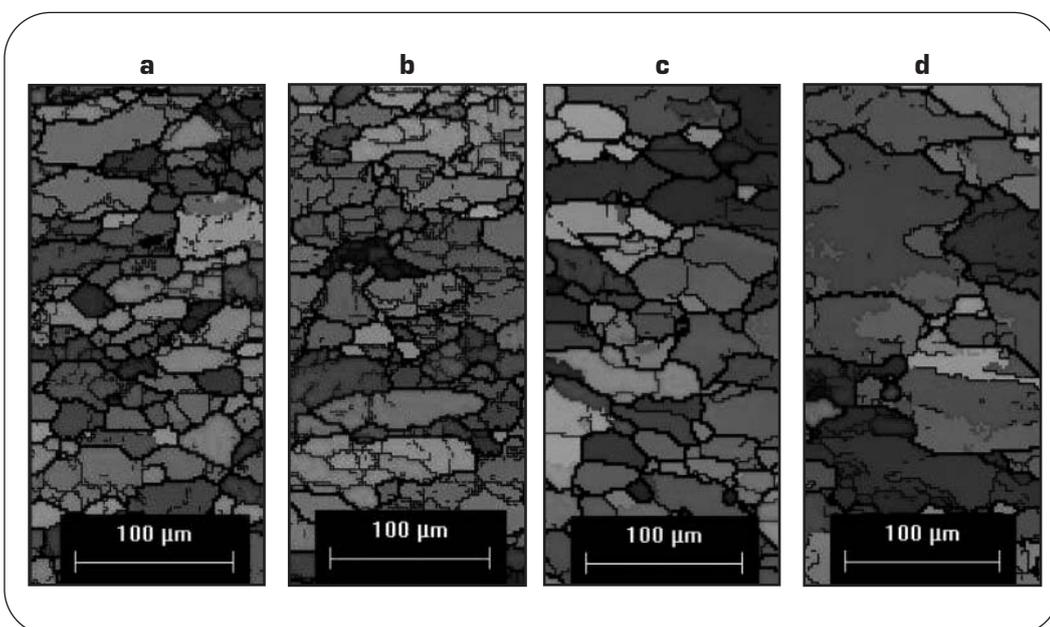
Nella Fig. 9 sono riportate alcune delle mappe di orientazione ottenute col SEM/EBSD, i bordi ad alto angolo ($\theta > 15^\circ$) vengono indicati con le linee spesse e i bordi a basso angolo ($2 < \theta < 12^\circ$) con linee sottili e di color grigio scuro. Le Fig. 9a e Fig. 9b mostrano che per elevati valori di deformazione e bassi valori di k , la morfologia dei grani e sottograni è sostanzialmente la stessa, a parità di deformazione e velocità di deformazione finali, e non viene influenzata dal tipo di deformazione, infatti la dimensione media dei sottograni in queste due condizioni è pressoché simile (Fig. 10a e 10b). Viceversa, per bassi valori di deformazione ed elevati valori di K , i campioni deformati (ISR) presentano una sottostruttura più fine rispetto

ai campioni (CSR) a parità di condizioni finali, come si nota nelle figure (10c) e (10d) per $K=0.2\text{ s}^{-1}$ e $\epsilon_{fin}=1.6$; il fenomeno diventa ancora più marcato per $k=1$ e $\epsilon_{fin}=0.3$ come si vede nelle Fig. 11a e 11b.

CONCLUSIONI

Nel presente lavoro è stata studiata la lega Al-4.5%Zn-1.8%Mg, appartenente alla famiglia delle leghe AA 7xxx. La lega è stata sottoposta a prove di torsione condotte sia a velocità costante che a velocità variabile e i dati ottenuti sono stati utilizzati per definire le equazioni costitutive. Attraverso le equazioni costitutive ottenute si è anche sviluppata una metodologia di confronto tra prove a velocità costante e prove a velocità crescente. In particolare sono state ricalcolate teoricamente le curve tensione-deformazione equivalente di

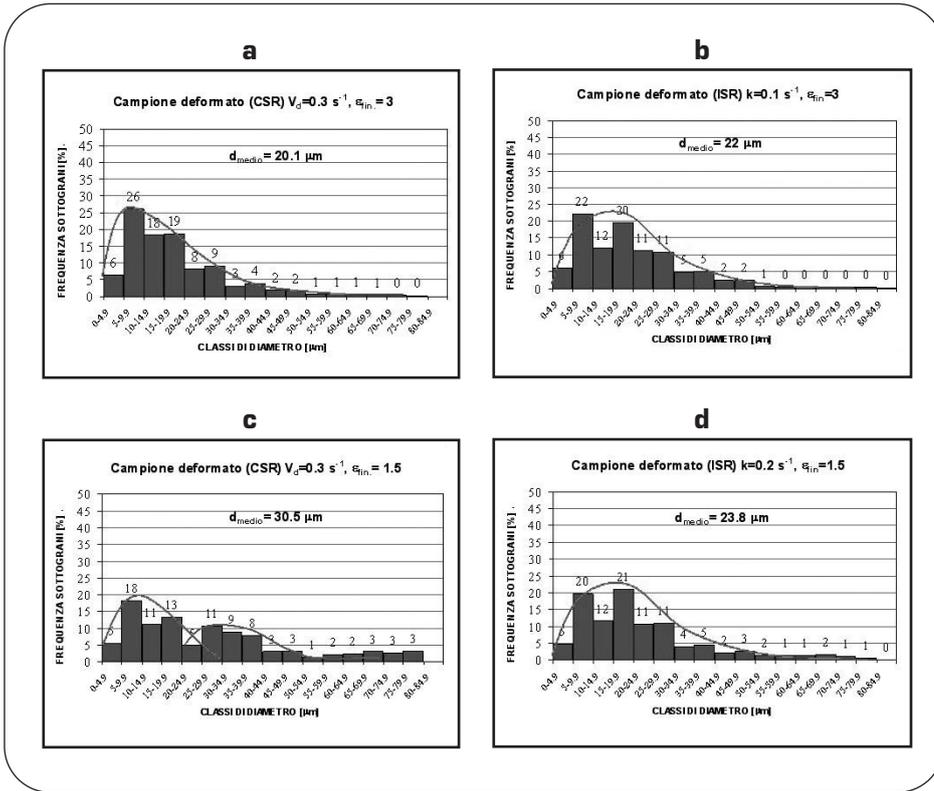
una prova di torsione a velocità crescente per un dato profilo di deformazione. Il confronto tra le curve teoriche e quelle sperimentali ha dato buoni risultati confermando la validità sia delle equazioni costitutive ricavate sia della metodologia di confronto sviluppata. Il modello permette quindi di estrapolare il comportamento del materiale in una prova di torsione a velocità crescente dai dati di una prova di torsione a velocità costante per un dato profilo di deformazione. La microstruttura dei campioni torsionati è stata analizzata al microscopio ottico per osservare la forma e la dimensione dei grani in ogni prova effettuata. Dalle micrografie emerge chiaramente la presenza di una ricristallizzazione geometrica dinamica che ha origine in presenza di ondulazioni marcate del bordo di grano e che porta ad una struttura completamente ricristallizzata con dimensioni dei grani molto piccole. In particolare la velocità di deformazione $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ risulta per la lega in esame quella che porta ad una struttura più fine e quindi a proprietà meccaniche migliori per la temperatura di lavorazione utilizzata (500°C). Velocità di deforma-



▲
Fig. 9

mappe EBSD, i bordi dei sottograni ($2^\circ < \theta < 12^\circ$) sono indicati con linee sottili mentre i bordi ad alto angolo ($\theta > 12^\circ$) sono con linee spesse; (a) e (c) campioni (CSR) a $\dot{\epsilon}=0.3\text{ s}^{-1}$ con $\epsilon_{fin}=4.5$ e 1.5 rispettivamente, (b) e (d) campioni (ISR) con $\dot{\epsilon}=0.3\text{ s}^{-1}$ e con valori di $K=0.1$ e 0.2 s^{-1} rispettivamente.

EBSD map, the subgrain boundaries ($2^\circ < \theta < 12^\circ$) are indicated by thin lines and the high angle grain boundaries in thick lines; (a) and (b) samples (CSR) deformed with $\dot{\epsilon}=0.3\text{ s}^{-1}$ at a final strain of $\epsilon_{fin}=4.5$ and 1.5 respectively, (c) and (d) samples (ISR) deformed with $K=0.1$ and 0.2 s^{-1} respectively up to $\dot{\epsilon}=0.3\text{ s}^{-1}$.



caniche inferiori. L'analisi dei campioni torsionati a velocità crescente (ISR), a parità di velocità finale, ha messo in evidenza il fatto che la struttura ricristallizzata che si ottiene differisce leggermente dalla struttura dei provini che hanno subito una torsione a velocità costante (CSR). In particolare la struttura risulta formata da grani e sottograni più grandi per bassi valori di K, mentre per alti valori di K la deformazione mediante (ISR) risulta più efficace della (CSR) nel produrre grani e sottograni fini. Tale differenza è imputabile al fatto che i provini (ISR), per bassi valori di K, buona parte della prova la subiscono a velocità di deformazione inferiori rispetto alla (CSR), e come si è visto porta a dimensioni dei grani maggiori. Questo fenomeno si inverte ad alti valori di K, le prove eseguite a (CSR) durano meno delle prove (ISR) questo fa sì che la deformazione non è ancora sufficiente per attivare la ricristallizzazione dinamica ed il tempo così breve che non si producano sottostutture fine.

RINGRAZIAMENTI

Gli autori desiderano ringraziare il Sig. Daniele Ciccarelli e l'ing. Giacomo Aquilanti per il supporto dato nella fase di preparazione dei campioni.

BIBLIOGRAFIA

- 1) E.Evangelista, E.Bonetti, E.Di Russo, P.Fiorini and H.J. McQueen, Aluminum Technology 86, The Institute of Metals, London, 1986, p. 185.

Fig. 10

Distribuzione delle dimensioni dei sottograni in funzione della deformazione nei campioni (CSR) (a),(c), ed in funzione di K nei campioni (ISR) (b), (d).

The subgrain size distribution for the samples deformed, in (CSR) (a) and (c), as function of k value in the samples deformed (ISR) (b) and (d).

zioni superiori ($\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$ e $\dot{\epsilon} = 5s^{-1}$) evidenziano problemi di duttilità che portano a rottura completa o parziale del provino, mentre velocità inferiori ($\dot{\epsilon} = 0.01s^{-1}$ e $\dot{\epsilon} = 0.1s^{-1}$) portano ad una struttura più grossolana e quindi con caratteristiche mec-

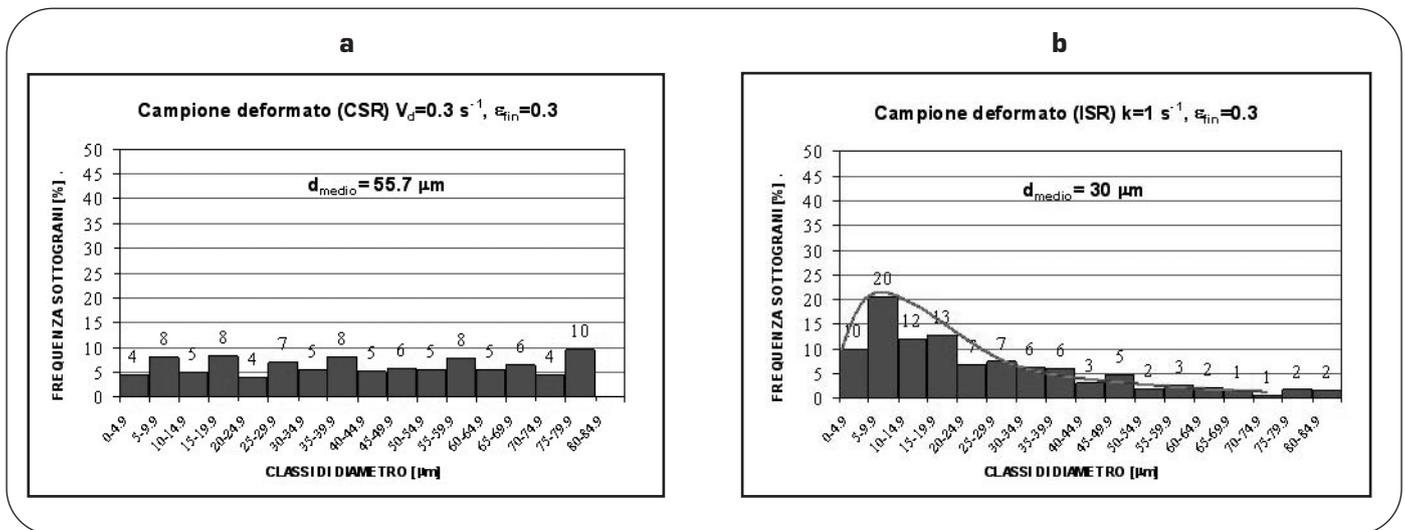


Fig. 11

Distribuzione delle dimensioni dei sottograni al variare del tipo di deformazione, (CSR) $\dot{\epsilon}=0.3s^{-1}$ e $\epsilon_{in}=0.3$ (a), (ISR) con K=1 (b). The subgrain size distribution as a function of the way of deformation, (CSR) $\dot{\epsilon}=0.3s^{-1}$ e $\epsilon_{in}=0.3$ (a), (ISR) with K=1 (b).

- 2) E.Evangelista, E.Di Russo, H.J.McQueen and P.Mengucci, E.H.Chia and H.D.Merchant Eds., ASM International, Metal Park, Ohio, 1988, p.209.
- 3) B.Rønning and N.Ryum, Physical Metallurgy and Materials Science (A), 32A (2001), p.769.
- 4) M. El Mehtedi, N.Ryum, S.Spigarelli, E.Evangelista and B.Rønning, Metallurgical sci. and Technology, Teksid, 22, N°1 (2004), p.3
- 5) G. Screm; La prova di torsione rapida a caldo utile strumento per lo studio dei processi di lavorazione plastica.
- 6) E. Evangelista, E. Quadrini, E. Bonetti, L. Turoni, F. Gabrielli; Lamiera, 6/84, p.56.
- 7) H. J. McQueen, N. D. Ryan; Material Science and Engineering A, 322, 2002; p. 43.
- 8) E.Evangelista, S.Spigarelli, M. El Mehtedi, M. Cabibbo, B.Rønning, P. Ulseth; Proc. 25th Risø Int. Symposium on Mat. Sci., (Roskilde, Denmark) (2004), p.297.
- 9) A. Nadai; Theory of Flow and Fracture of Solids, 2nd ed., vol. 1, New York, McGraw-Hill Book, (1950);
- 10) D. S. Fields, W. A. Backofen; Proc. American Society of Testing Materials,(1957), p.1259.
- 11) B. Rønning, N. Ryum; Met. Mater. Trans, 32A, (2001), p. 769.
- 12) M.E. Kassner, H.J. McQueen and E. Evangelista, ibid. (10), (1992), p. 151.

ABSTRACT

STUDY OF THE MICROSTRUCTURE VARIATION DURING HOT DEFORMATION OF AL-4.5%ZN-1.8%MG ALLOY

Keywords: Al-Zn-Mg alloy, torsion test, strain rate, EBSD, Subgrains

The hot formability of an experimental Al-4.6%Zn-1.8%Mg alloy at 500°C was studied by torsion testing following a new procedure ISR (Incremental Strain Rate) where the angular velocity ψ increased linearly with the angle of twist θ , i.e. $\psi=K\theta$. Torsion tests with K ranging from 0.05 to 2 s⁻¹ and conventional CSR (Constant Strain Rate) tests with various strain rate values were carried out. In the tests conducted at ISR, the flow stress increases

steadily with strain as strain rate increases, without reaching saturation. Whereas, under constant strain rate, flow stress increases with strain up to a peak and then decreases to a saturation value (steady state); under this respect, the behaviour of the investigated alloy is similar to that other Al-alloys where dynamic recrystallisation (DRX) does not occur. However, a purely quantitative analysis based on the shape of the curves cannot provide conclusive indications on the occurrence of dynamic recrystallisation.

The microstructure of torsioned samples was investigated by optical microscopy in polarised light and scanning electron microscopy SEM/EBSD. EBSD patterns were obtained to analyse grain size distribution and the presence of substructures. The results are discussed in the light of the more recent theories of high-temperature deformation of Al alloys.