

# Analisi della cavitazione indotta da deformazione a caldo su leghe di alluminio sperimentali basate sul sistema Al-Zn-Mg

P. Leo, S. Spigarelli, E. Cerri

*In questo lavoro si è analizzata la cavitazione indotta da deformazione a caldo su leghe di alluminio sperimentali basate sul sistema Al-Zn-Mg. Lo scopo del lavoro è di chiarire la relazione che esiste sia tra parametri di deformazione e cavitazione che tra microstruttura e cavitazione. Tale studio costituisce il punto di partenza per l'individuazione di una corretta finestra di processabilità e/o di esercizio per il materiale analizzato. Le leghe sono state deformate nello stato come ricevuto a trazione e a creep alle temperature (T) di 350-400°C. Le prove di trazione sono state effettuate a velocità di deformazione ( $\dot{\epsilon}$ ) compresa tra  $10^{-5}$ - $10^{-3}$ s<sup>-1</sup>; quelle di creep a carico costante con stress iniziale compreso tra 5 e 22MPa. Inoltre, per chiarire il ruolo della microstruttura sulla cavitazione, sono stati sottoposti a prova di trazione a caldo a 350°C anche campioni trattati termicamente nello stato solubilizzato (490°C-2h) e invecchiato al picco a 160°C dopo solubilizzazione (stato T6). Dall'analisi microstrutturale dei campioni dopo deformazione è emerso che le cavità originano in genere corrispondenza di particelle di seconda fase o punti tripli e che la cavitazione aumenta con la temperatura. Fissata la temperatura di prova si è osservato che la cavitazione aumenta al diminuire della velocità di deformazione. Inoltre, a parità di parametri di processo (T e  $\dot{\epsilon}$ ), i trattamenti di solubilizzazione e/o invecchiamento riducono la cavitazione.*

**Parole chiave:** Alluminio e leghe, creep, deformazioni plastiche, lavorazioni plastiche a caldo, caratterizzazione materiali, difettologia, prove meccaniche

## INTRODUZIONE

Le leghe di alluminio della serie 7000 senza aggiunta di rame esibiscono media resistenza meccanica ulteriormente migliorabile mediante trattamento termico di invecchiamento. Sono caratterizzate da buona saldabilità e bassa sensibilità alla tempratura che ne consente il raffreddamento ad aria dopo estrusione [1]. Hanno ottima estrudibilità (confrontabile con alcune leghe basate sul sistema Al-Mg-Si) e si utilizzano soprattutto nel campo dei trasporti.

Le principali cause di cedimento ad elevata T sono la crescita di cavità alle triple giunzioni derivanti da scorrimento del bordo di grano (GBS) ad elevati stress e la formazione di pori sui confini di grano per diffusione di vacanze a stress limitati ed alte T. Queste cause di cedimento, sebbene storicamente studiate nel creep, continuano ad operare anche in prove di trazione a caldo dove però il loro effetto è notevolmente ridotto per il ridotto contributo dello scorrimento dei bordi di grano. Durante la deformazione per trazione a caldo, il recupero dinamico (DRV) assistito

per alcune leghe dalla ricristallizzazione dinamica (DRX), sviluppa una sottostruttura che mitiga la concentrazione di stress, isolando le fessure, così da impedirne la rapida propagazione. Atomi di soluto e precipitati fini aumentano la resistenza della matrice e, riducendo il recupero, favoriscono la concentrazione di stress, la formazione di cricche e la rapida propagazione delle stesse, conseguentemente la duttilità ne risulta ridotta. Particelle di grandi dimensioni, soprattutto a bordo grano, introducono nuove fonti di nucleazione di fessure [2].

Solitamente il processo di cavitazione (fessurazione, cricatura) comprende tre stadi: nucleazione, crescita e coalescenza. Come ricordato sopra, la nucleazione avviene preferenzialmente a bordo grano, punti tripli e particelle di seconda fase. La crescita invece può essere dovuta a meccanismi legati a scorrimento di dislocazioni, a moti diffusivi o ad una combinazione di entrambi. Per ogni dato materiale le fasi suddette sono controllate oltre che dalla microstruttura anche dalle condizioni di deformazione (T,  $\dot{\epsilon}$ ). La coalescenza (cioè l'unione di più cavità a generarne una di dimensione superiore) si sviluppa durante gli ultimi stadi della deformazione generando un grande volume di cavità [3,4,5].

Le fasi di crescita e coalescenza possono essere analizzate durante una prova di trazione di un materiale duttile [2,6,7,8]. Considerare dimostrò che in un test di trazione si verifica una condizione di instabilità quando la capacità di incrudimento del materiale è esaurita (cioè quando la capacità del materiale di sopportare incrementi di carico per incrudimento è più piccola dell'aumento di stress indotto dalla riduzione della sezione resistente[8]). Ciò determina la formazione di una strizione ossia

P. Leo, E. Cerri

Università del Salento, Facoltà di Ingegneria,  
Dipartimento di Ingegneria dell'Innovazione  
Via per Arnesano 73100, Lecce

S. Spigarelli

Università Politecnica delle Marche,  
Dipartimento di Ingegneria Industriale e Scienze Matematiche,  
Via Brecce Bianche 60131, Ancona

di una zona che diventa tanto più stretta quanto più il carico aumenta rispetto a ciò che avviene nelle zone che invece si deformano uniformemente. La strizione determina una concentrazione di stress ed introduce un complesso stato di stress triassiale per la differente deformazione imposta rispetto alle zone adiacenti. Gli alti stress raggiunti possono generare frattura delle seconde fasi o distacco delle stesse dalla matrice. All'aumentare della deformazione le cavità sferoidali si allungano molto più velocemente della matrice (determinando caratteristiche concavità note come "dimples") e si allargano dal centro della strizione verso l'esterno con una velocità di crescita in direzione perpendicolare allo sforzo di trazione proporzionale alla presenza di particelle di seconda fase [2]. Quando lo spessore di materiale compreso tra la lacerazione interna e l'esterno della strizione raggiunge un valore critico, allora si crea il caratteristico piano di taglio a 45° rispetto all'asse di trazione e il materiale cede. Se la temperatura aumenta e la velocità di deformazione si riduce il comportamento transgranulare della frattura non viene alterato in maniera sostanziale. In una prova di creep invece il materiale può cedere senza strizione esibendo una superficie di frattura perpendicolare alla direzione di applicazione del carico [2]. Questo lavoro analizza la cavitazione esibita da campioni in lega 7000 sperimentale deformati a caldo sia a trazione che a creep a differenti T e  $\dot{\epsilon}$ . Lo sviluppo di cavitazione durante deformazione a caldo è un fenomeno particolarmente critico perché può indurre frattura prematura e/o deteriorate proprietà meccaniche sui prodotti finiti. Lo scopo del lavoro è di chiarire sia la relazione che esiste tra parametri di deformazione e cavitazione che il ruolo della microstruttura sullo sviluppo delle cavità. Tale studio costituisce il punto di partenza per l'individuazione di una corretta finestra di processabilità e/o di esercizio per il materiale analizzato.

## PARTE SPERIMENTALE

Le composizioni delle leghe studiate in questa indagine sono riportate in Tabella 1.

Al fine di distinguere facilmente i due materiali per quanto riguarda il contenuto di Zr le leghe sono state denominate rispettivamente A e AZr. Esse sono state fornite sotto forma di billette DC cast di 20 cm di diametro e 40 cm di lunghezza. Per le prove di trazione e di creep sono stati tagliati, parallelamente all'asse longitudinale della billetta, campioni cilindrici di 5mm di diametro e 13mm di lunghezza. Le prove di trazione sono state effettuate a temperature di 350°C e 400°C e velocità di deformazione di  $10^{-5}$ - $10^{-3}$ s<sup>-1</sup> sulle leghe in Tabella 1 nello stato come ricevuto. Inoltre sono state effettuate anche prove di trazione a 350°C e velocità di deformazione di  $10^{-5}$ - $10^{-3}$ s<sup>-1</sup> su campioni della lega A sia solubilizzati a 490°C-2h che invecchiati T6 (490°C-2h + 160°C-24h). Le temperature di prova sono state misurate da termocoppie indipendenti poste vicino al campione. Le prove di creep sono state effettuate a carico costante a 350°C e 400°C con stress iniziale di 10MPa, 13MPa, 22MPa a 350°C e 5MPa, 7MPa e 12MPa a 400°C. Ciascuna metà di ogni campione sottoposto a deformazione a caldo è stata lappata lungo la direzione longitudinale fino al piano mediano ed è stata analizzata sia al microscopio ottico con e senza attacco chimico (NIKON EPIPHOT 200) che a quello elettronico (JEOL JSM-6480 LV, SEM

	Zn	Mg	Fe	Si	Ti	Zr
A	5.5	1.2	0.07	0.03	0.01	
AZr	5.6	1.2	0.07	0.03	0.01	0.16

**TAB. 1** *Composizione chimica delle leghe analizzate (wt%).*  
Chemical composition of A and AZr alloys (wt%).

FIB ZEISS 1540). L'analisi composizionale è stata effettuata mediante spettroscopia a Raggi X (Energy-Dispersive X-Ray spectroscopy (EDS)). Per le osservazioni in luce polarizzata i campioni sono stati sottoposti ad elettropolishing (80ml acido perclorico, 120ml acqua distillata, 800ml etanolo, 20V) ed anodizzazione (reagente Barker). La cavitazione è stata valutata con l'ausilio di un software per l'analisi dell'immagine (NIS Element) ed espressa come area cavitata/area totale esaminata.

## ANALISI DEI RISULTATI E DISCUSSIONE

Le leghe oggetto di studio differiscono essenzialmente per il contenuto di Zr (Tabella1). Lo Zr, in genere, viene aggiunto come affinanente dal grano ma, in questo caso, legandosi con composti a base di Ti riduce l'effetto affinanente di entrambi [9,10]. La leggera differenza composizionale determina perciò dal punto di vista microstrutturale una differenza nella dimensione del grano il cui valore medio è  $145 \pm 40\mu\text{m}$  per A (Fig.1a) e  $210 \pm 60\mu\text{m}$  per la lega AZr (Fig.1b). Dal punto di vista della presenza di seconde fasi ed inclusioni in entrambe le leghe nello stato come ricevuto sono state individuate al microscopio elettronico dotato di microanalisi sia precipitati Zn-Mg a bordo e all'interno del grano, sia particelle costituenti di tipo Al(3,6)Fe (Fig.1c,d). Non si sono osservate differenze nella distribuzione e densità di queste fasi in entrambe le leghe. I valori di durezza HRF delle leghe sono confrontabili:  $95 \pm 1$  per AZr Vs  $92 \pm 1$  per A.

La tabella 2 riporta le condizioni in cui sono state eseguite le prove di trazione, i valori di stress, le deformazioni a rottura e gli allungamenti (%) rilevati dalle prove di trazione effettuate. Si osserva che la lega A deformata nello stato come ricevuto esibisce una resistenza che decresce all'aumentare della temperatura (T) e una duttilità che aumenta con la temperatura e, a parità di temperatura, aumenta al diminuire della velocità di deformazione ( $\dot{\epsilon}$ ). Incrementi di T e decrementi di velocità di deformazione infatti migliorano il DRV riducendo la concentrazioni si stress e favorendo l'allungamento della lega. Nella figura 2 sono riportate la percentuale di cavitazione (Fig. 2a) e gli allungamenti (Fig.2b) rilevati nella lega A a 350°C e 400°C diagrammati in funzione della velocità di deformazione. Sono evidenti due aspetti:

- 1) La cavitazione aumenta al diminuire della velocità di deformazione: infatti quanto più la prova è lenta tanto più aumenta la duttilità del materiale per il migliorato recupero. Conseguentemente le porosità possono crescere prima che il materiale ceda (cioè prima che le cricche si uniscano in direzione perpendicolare all'applicazione dello sforzo);
- 2) La cavitazione aumenta all'aumentare della T: anche in questo caso la temperatura più elevata, a parità di velocità di deformazione, comporta un migliorato recupero, ridotte concentrazioni di stress e maggiore duttilità. Quindi la crescita delle cavità è favorita prima che il materiale ceda. Inoltre a 400°C è possibile anche ipotizzare un contributo di GBS che se da un lato comporta un incremento di porosità, dall'altro spiegherebbe i valori di allungamento rilevati ( $163\%$  a  $10^{-4}$ s<sup>-1</sup> vedi Tabella 2).

L'andamento della cavitazione con duttilità e temperatura trova ulteriore verifica nell'analisi della morfologia delle cavità (Fig.3). I campioni deformati più lentamente o a più alta temperatura evidenziano la presenza di cavità più allungate sia nella direzione di applicazione del carico che in quella perpendicolare ad esso. Inoltre, la maggiore presenza di dimples nelle teste di frattura dei campioni deformati a più elevata temperatura, conferma una più lenta propagazione delle cricche (in direzione perpendicolare all'applicazione del carico) ad opera del migliorato recupero prima del cedimento. Dall'analisi della distribuzione delle cricche lungo la sezione longitudinale si è inoltre osservato che all'aumentare della T e al diminuire della velocità di de-

Prove di trazione									
Lega A come ricevuta					Lega AZr come ricevuta				
T [°C]	$\dot{\epsilon}$ [s <sup>-1</sup> ]	$\sigma$ [MPa]	$\Delta l/l$ (%)	$\epsilon_f$	T [°C]	$\dot{\epsilon}$ [s <sup>-1</sup> ]	$\sigma$ [MPa]	$\Delta l/l$ (%)	$\epsilon_f$
350	10 <sup>-5</sup>	17	91,5	0,65					
350	10 <sup>-4</sup>	33	82,2	0,6					
350	10 <sup>-3</sup>	45	64,9	0,5					
400°C	10 <sup>-4</sup>	16	163,7	0,97	400°C	10 <sup>-4</sup>	19	78,6	0,58
400°C	10 <sup>-3</sup>	20	138,7	0,87	400°C	10 <sup>-3</sup>	29	129,3	0,83
Lega A solubilizzata (490°C-2h)					Lega A T6(490°C-2h+160°C-24h)				
T [°C]	$\dot{\epsilon}$ [s <sup>-1</sup> ]	$\sigma$ [MPa]	$\Delta l/l$ (%)	$\epsilon_f$	T [°C]	$\dot{\epsilon}$ [s <sup>-1</sup> ]	$\sigma$ [MPa]	$\Delta l/l$ (%)	$\epsilon_f$
350	10 <sup>-5</sup>	48,7	7,3	0,16	350	10 <sup>-5</sup>	44,6	24,6	0,22
350	10 <sup>-4</sup>	87,3	16,1	0,15	350	10 <sup>-4</sup>	65,1	23,3	0,21
350	10 <sup>-3</sup>	142,6	15,0	0,14	350	10 <sup>-3</sup>	108,5	20,9	0,19

TAB. 2 Parametri delle prove di trazione (T,  $\dot{\epsilon}$ ) per i campioni in lega A e AZr e valori dello stress di picco, dell'allungamento finale e della deformazione a rottura.

Hot tensile test parameters (T,  $\dot{\epsilon}$ ) for A and A Zr alloys; peak stress and failure deformation.

FIG. 1

Micrografie in luce polarizzata della lega A (a) e AZr (b) come ricevute in cui si evidenzia la differente dimensione dei grani; precipitati MgZn<sub>2</sub> a bordo grano (c) e particelle costituenti Al(3,6)Fe(d).

Optical micrographs of A (a) and AZr (b) alloy showing different grain size; MgZn<sub>2</sub> precipitated particles along grain boundary (c) and constituent particles Al(3,6)Fe(d).

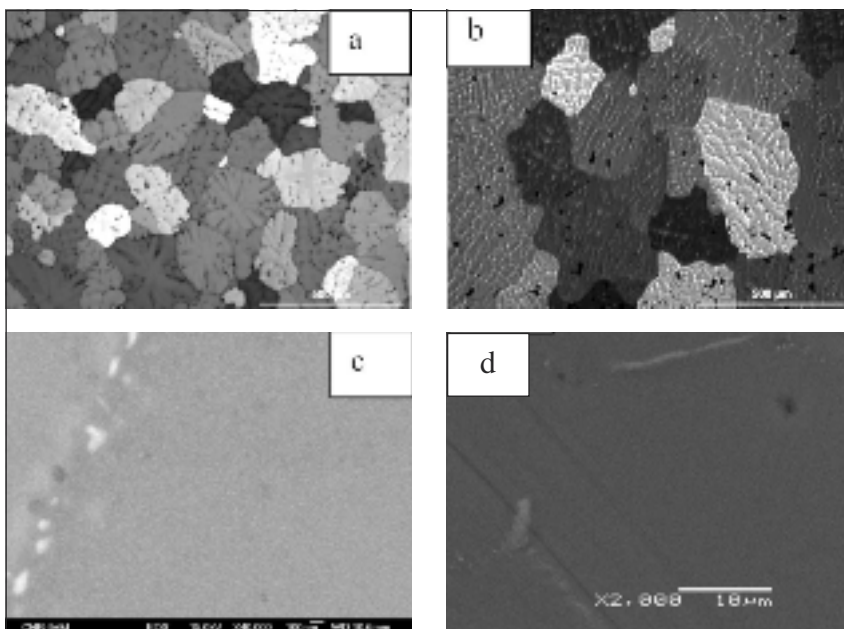
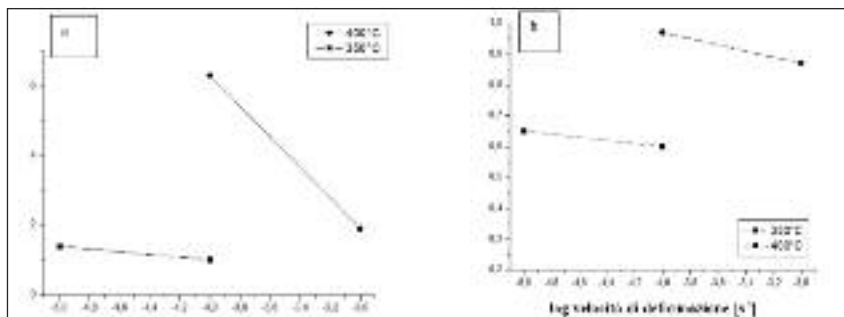


FIG. 2

Porosità percentuale Versus velocità di deformazione (a) e deformazione a rottura Versus velocità di deformazione (b) per la lega A deformata a trazione a 350°C e 400°C.

Cavitation (%) Versus strain rate (a) and failure deformation Versus strain rate (b) for A alloy deformed by tensile test at 350°C and 400°C.



formazione, i pori si distribuiscono più uniformemente lungo tutta la sezione analizzata (Fig.3c,d). Alla minima temperatura e massima velocità di deformazione (Fig.3b) le cavità sono invece maggiormente concentrate in prossimità della testa di frattura.

I punti di innesco delle cricche sono punti di concentrazioni di stress: punti tripli (W crack), punti con particelle (essenzialmente al bordo grano e all'interno o nei punti tripli), zone di se-

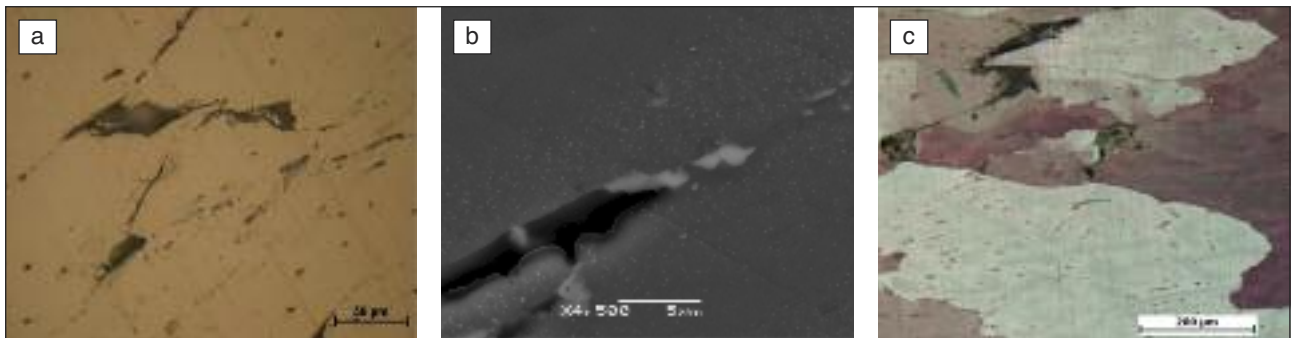
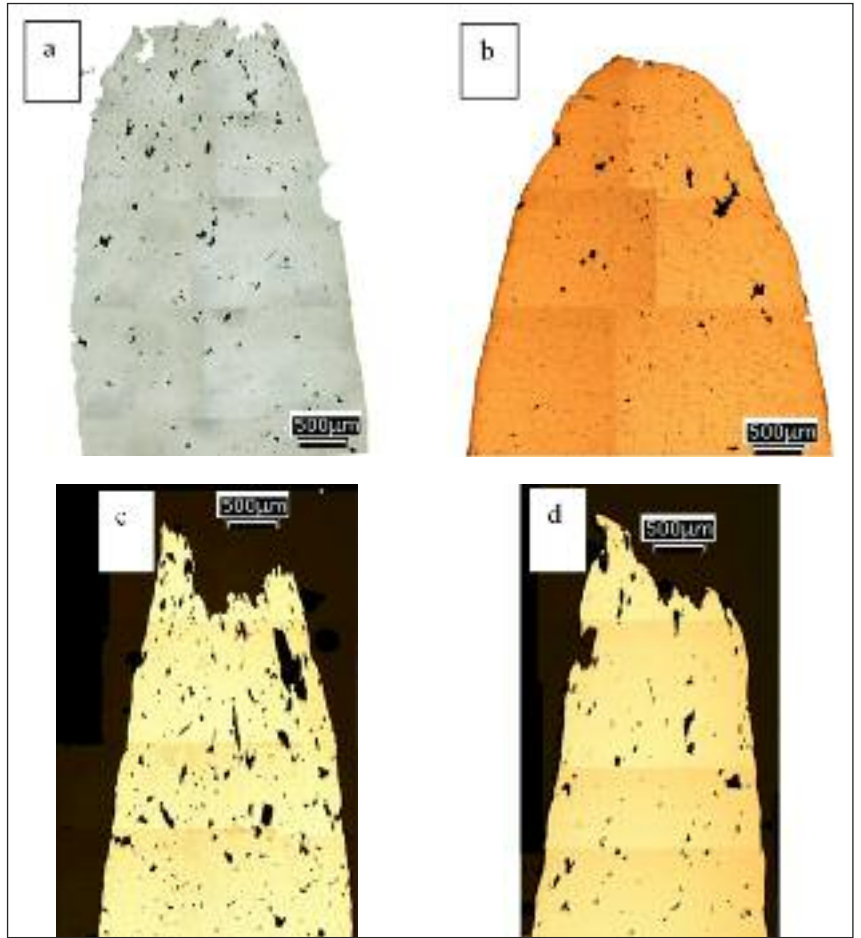
gregazione. Nel nostro caso sono stati individuati alcuni punti di innesco in prossimità di particelle (Fig.4a,b) e nei punti tripli (Fig.4c).

In Fig. 5 si sono riportati i valori di resistenza e duttilità in funzione della T per i campioni della lega A deformati a trazione a 350°C nello stato come ricevuto, solubilizzato a 490°C-2h, e invecchiato T6 a 160°C. Dall'analisi dei dati di resistenza al picco (Fig.5a) è evidente che, per ogni velocità di deformazione, il raf-

**FIG. 3**

*Micrografie ottiche senza attacco chimico delle superfici longitudinali dei campioni in lega A sottoposti a prova di trazione nello stato come ricevuto a 350°C 10<sup>-5</sup>s<sup>-1</sup>(a), 350°C-10<sup>-4</sup>s<sup>-1</sup>(b), 400°C-10<sup>-4</sup>s<sup>-1</sup> (c) e 400°C-10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>(d).*

*Optical micrographs of longitudinal area of the samples deformed by tensile test at 350°C 10<sup>-5</sup>s<sup>-1</sup>(a), 350°C-10<sup>-4</sup>s<sup>-1</sup>(b), 400°C-10<sup>-4</sup>s<sup>-1</sup> (c) e 400°C-10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>(d).*

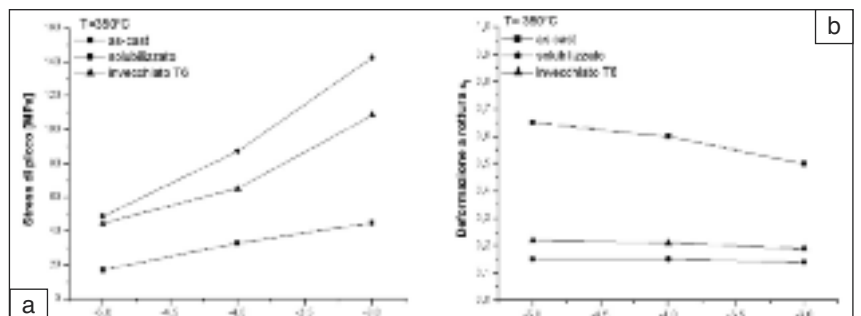


**FIG. 4** *Micrografie ottiche senza attacco chimico (a) in luce polarizzata (c) e SEM (b) del campione in lega A sottoposto a prova di trazione a 350°C-10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>nello stato come ricevuto in cui si evidenzia la presenza di cricche sia in prossimità di particelle costituenti (a,b) che nei punti tripli (c).*

*Optical (a,c) and SEM (b) micrographs of A sample deformed at 350°C-10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup> showing fissures close to constituent particles (a,b) and triple points (c).*

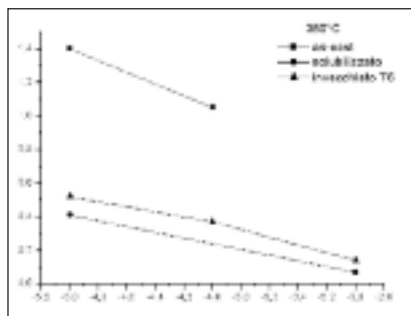
**FIG. 5**

*Stress di picco Versus velocità di deformazione (a) e deformazione a rottura Versus velocità di deformazione (b) per i campioni in lega A sottoposti a prova di trazione a 350°C nello stato come ricevuto, solubilizzato e invecchiato al picco a 160°C.*



*Peak stress Versus strain rate (a) and failure deformation Versus strain rate (b) for A samples deformed by tensile test at 350°C in the As-cast, solutionized and 160°C T6 aged.*

**FIG. 6**  
**Porosità (%)**  
**Versus log velocità**  
**di deformazione**  
**per i campioni in**  
**lega A sottoposti a**  
**prova di trazione a**  
**350°C nello stato**  
**come ricevuto,**  
**solubilizzato e T6.**

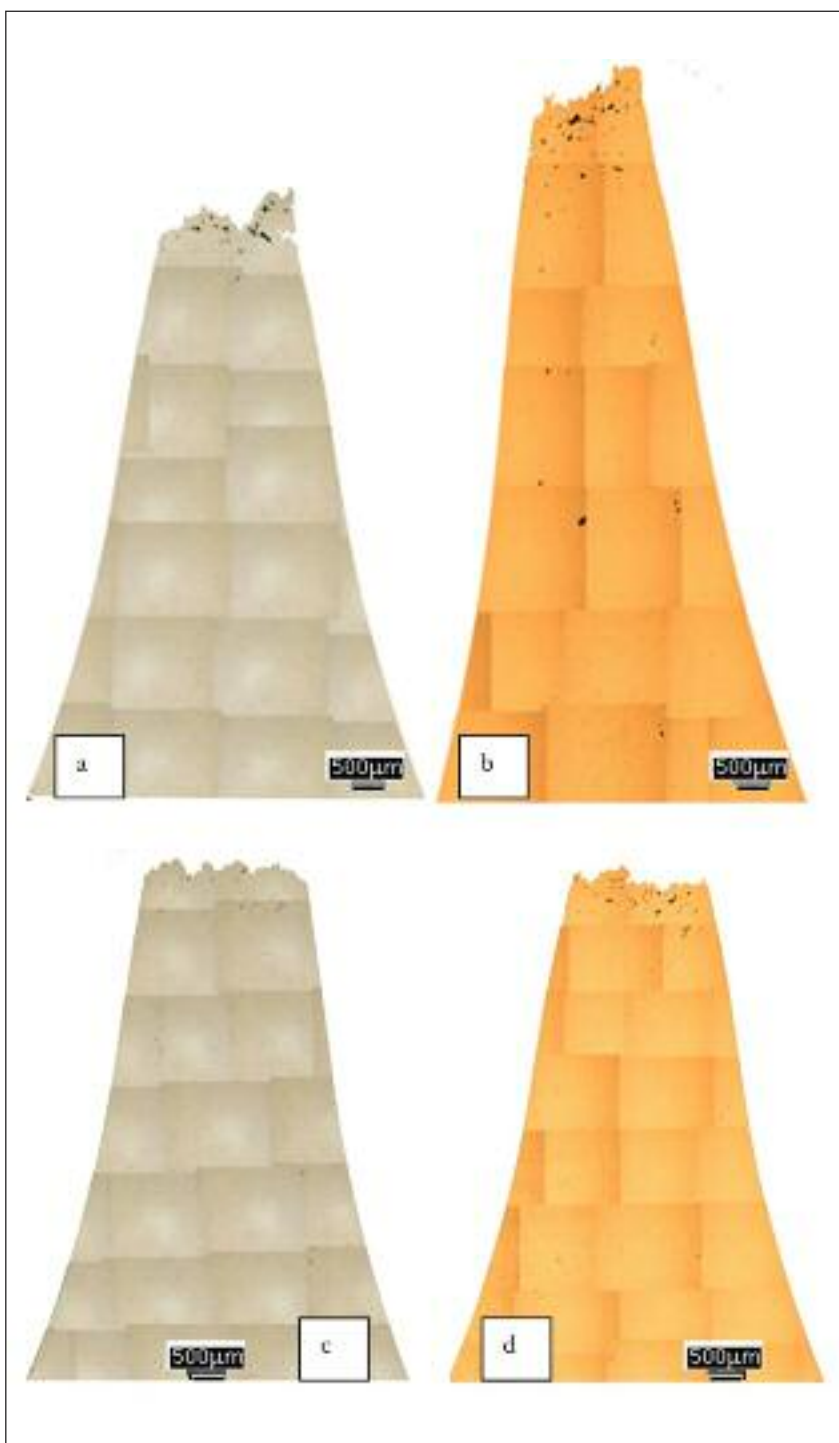


*Cavitation (%) Versus Strain rate for A alloy deformed by tensile test at 350°C in the As-cast, solutionized and 160°C T6 aged.*

forzamento per soluzione solida è più efficace del T6. Ciò è dovuto al fatto che la permanenza a 350°C del materiale trattato induce DPN (precipitazione dinamica) nel materiale solubilizzato e coalescenza dei precipitati in quello invecchiato T6. Come conseguenza resistenza della lega T6 risulta inferiore a quella del solubilizzato. A conferma di quanto detto è opportuno osservare che la differenza nei valori di resistenza del solubilizzato e del T6 si riduce al diminuire della velocità di deformazione che comporta una più efficiente coalescenza dei precipitati anche nel solubilizzato. Inoltre, al diminuire della velocità di deformazione, si riduce anche la differenza tra i valori di stress di picco esibiti dalle leghe trattate e da quella come ricevuta nella cui microstruttura sono stati rilevati in altri studi [11] precipitati grosso-

**FIG. 7**  
**Micrografie ottiche senza attacco**  
**chimico delle superfici longitudinali dei**  
**campioni in lega A invecchiati al picco e**  
**sottoposti a prova di trazione a 350°C**  
**10<sup>4</sup>s<sup>-1</sup>(a), 350°C-10<sup>5</sup>s<sup>-1</sup>(b), e solubilizzati**  
**e sottoposti a prova di trazione a 350°C**  
**10<sup>3</sup>s<sup>-1</sup> (c) e 350°C 10<sup>5</sup>s<sup>-1</sup> (d).**

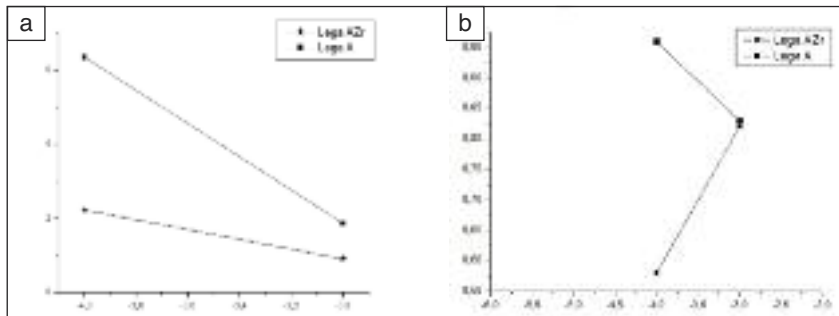
*Optical micrographs of longitudinal area of A samples deformed by tensile test in T6 state at 350°C 10<sup>4</sup>s<sup>-1</sup>(a), 350°C-10<sup>5</sup>s<sup>-1</sup>(b), and in solutionized state at 350°C 10<sup>3</sup>s<sup>-1</sup> (c) and 350°C 10<sup>5</sup>s<sup>-1</sup> (d).*



**FIG. 8**

**Porosità percentuale Versus velocità di deformazione (a) e deformazione a rottura Versus velocità di deformazione (b) per la lega A e AZr deformate a trazione a 400 °C.**

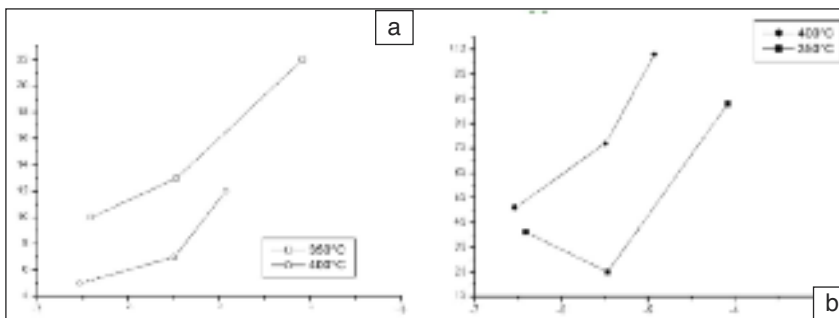
*Cavitation (%) Versus Strain rate (a) and failure deformation Versus strain rate (b) for A and AZr samples deformed by hot tensile test at 400 °C.*



**FIG. 9**

**Stress Versus velocità di deformazione (a) e allungamento (%) Versus velocità di deformazione (b) per i campioni in lega A deformati a creep a 350 °C e 400 °C.**

*Failure elongation (%) Versus Strain rate (a) and stress Versus strain rate (b) for A samples deformed by creep at 350 °C and 400 °C.*



Prove di creep lega A			
T [°C]	$\dot{\epsilon}_{ss}$ [s <sup>-1</sup> ]	$\sigma$ [MPa]	$\Delta l/l$ (%)
350	$3,90 \times 10^{-7}$	10	36
350	$3,40 \times 10^{-6}$	13	20
350	$8,30 \times 10^{-5}$	22	88
400	$2,90 \times 10^{-7}$	5	46
400	$3,20 \times 10^{-6}$	7	72
400	$1,18 \times 10^{-5}$	12	108

**TAB. 3 Parametri delle prove di creep ( $T, \dot{\epsilon}$ ) per i campioni della lega A e valori della velocità di deformazione stazionaria ( $\dot{\epsilon}_{ss}$ ) e allungamento finale.**

*Creep parameters ( $T, \dot{\epsilon}$ ) for A alloy; secondary strain rate ( $\dot{\epsilon}_{ss}$ ) and failure elongation (%).*

lani basati su composti di Zn e Mg. Per ogni velocità di deformazione, la duttilità del campione come ricevuto è superiore a quella del T6 che è a sua volta è leggermente superiore a quella del solubilizzato (Fig.5b).

La Fig. 6 confronta i valori di porosità percentuale rilevati nel campione come ricevuto, in quello solubilizzato ed in quello invecchiato al picco T6. Anche per i campioni trattati termicamente, al diminuire della velocità di deformazione (quindi all'aumentare del recupero) la porosità aumenta. Per ogni velocità di deformazione è massima la porosità esibita dal campione come ricevuto, seguita da quella del campione trattato T6 e dal campione solubilizzato. Il trend delle curve di porosità (Fig. 6) è confrontabile con quello delle curve di duttilità (Fig. 5b). La porosità (come anche la duttilità) nel campione come ricevuto è, per ogni velocità di deformazione, molto superiore a quella del T6 e del solubilizzato che invece sono prossime essendo simili per questi stati di trattamento anche le duttilità. Infatti, atomi in soluzione solida e precipitati piccoli riducono il recupero e la duttilità; conseguentemente è ridotta anche la crescita delle cricche [2]. La porosità rilevata sulla superficie longitudinale è quindi più bassa per i campioni trattati. Al diminuire della velocità di deformazione poi, migliora il recupero che, insieme alla coalescenza dei precipitati nel solubilizzato e nell'invecchiato al

picco, comporta una duttilità superiore e conseguentemente una porosità superiore ma comunque inferiore a quella del campione come ricevuto.

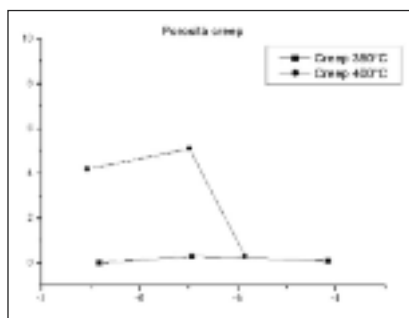
L'analisi delle sezioni longitudinali dei campioni trattati alla massima velocità di deformazione (minor effetto sulla microstruttura della temperatura di prova) evidenzia la presenza di dimples sulla superficie di frattura del campione T6 (Fig.7a,b). Si osserva anche che le cricche sono di dimensioni inferiori nel campione solubilizzato rispetto a quello trattato T6 (Fig.7c,d) e che superficie di frattura dei campioni solubilizzati appare caratterizzata da dimples meno allungati in relazione alla minore duttilità.

La Fig.8a riporta un grafico di confronto tra la porosità esibita dopo trazione a 400 °C dalle leghe A e AZr deformate nello stato come ricevuto. La lega alligata con Zr esibisce una percentuale di cavitazione inferiore a quella della lega senza Zr. Per entrambe le leghe la cavitazione si innesca principalmente su particelle a bordo grano e nei punti tripli. La più bassa densità di cavitazione nella lega con Zr potrebbe essere attribuita a:

- 1) Minor numero di giunzioni triple a causa della maggior dimensione del grano: infatti non sono state osservate differenze microstrutturali tra la lega 7000 e la 7000Zr in termini di distribuzione delle particelle che possono agire come punti di concentrazione di stress (cioè  $MgZn_2$  o tipo  $Al(3,6)Fe$ );
- 2) La più rapida propagazione della cricca nella lega AZr, imputabile alla maggiore dimensione del grano, potrebbe determinare una riduzione delle fasi di crescita della stessa;
- 3) Differente duttilità a 400 °C e  $10^{-3}$  e  $10^{-4}$  s<sup>-1</sup> (Fig.8b): le deformazioni a rottura delle due leghe sono prossime a  $10^{-3}$  s<sup>-1</sup> mentre la duttilità della lega AZr è inferiore a  $10^{-4}$  s<sup>-1</sup>.

Le prove di creep sono state effettuate a carico costante sulla lega A come ricevuta a 350 °C e a 400 °C, secondo quanto riportato nella Tabella 3. L'effetto di un incremento di carico o di temperatura di prova comporta un incremento della velocità minima di deformazione (Fig.9a) e della duttilità (Fig.9b), conformemente a quanto avviene, in genere, in regime di creep [12-15]. Nell'intervallo di condizioni sperimentali utilizzate nel presente studio, la deformazione avviene tramite due meccanismi concorrenti, che agiscono in parallelo: lo scorrimento dei confini di grano e il movimento delle dislocazioni. Agli alti carichi, la com-

**FIG. 10**  
**Porosità (%)**  
**Versus velocità di**  
**deformazione per i**  
**campioni in lega A**  
**deformati a creep**  
**a 350°C e 400°C.**



*Cavitation (%) Versus Strain rate for A samples deformed by creep at 350°C and 400°C.*

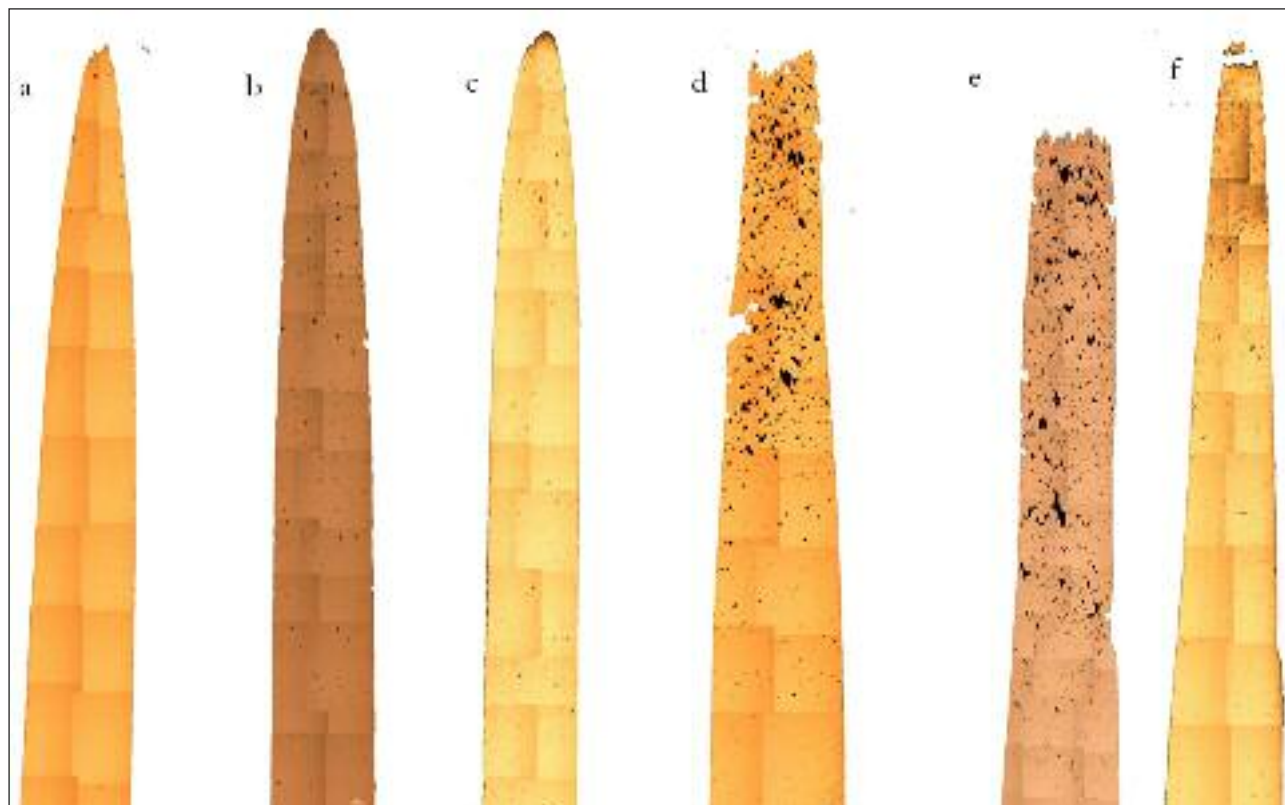
ponente legata al movimento delle dislocazioni risulta essere predominante. Più basso il carico e maggiore il contributo atteso di GBS. Il contributo di ciascun meccanismo alla deformazione dipende, ovviamente, anche dalla T di prova. In particolare, alle temperature più alte, il GBS diventa progressivamente più attivo, e, quando i carichi applicati diventano particolarmente bassi, addirittura predominante rispetto alla deformazione associata al movimento delle dislocazioni. In queste condizioni si osserva un danneggiamento molto più esteso, dovuto proprio al GBS, che, introduce una forte cavitazione lungo i bordi di grano. E' proprio per questo motivo che si osserva un forte aumento del danneggiamento a 400°C, nel regime di creep per bassi carichi (Fig.10).

In Fig.10 è inoltre evidente che a 350°C la cavitazione rimane praticamente costante al variare della velocità di deformazione. L'assenza di una relazione tra velocità di deformazione e cavitazione

a 350°C può dipendere dal fatto che l'elevata capacità di recupero delle leghe di alluminio riduce, a questa T, il contributo di GBS determinando un aumento della temperatura di creep in cui tale meccanismo diventa dominante [15].

La Fig. 11 riporta le micrografie delle sezioni longitudinali dei campioni deformati a creep a 350°C e a 400°C. A 350°C e alle velocità di deformazione imposte, si osserva strizione alla testa di frattura (Fig.11a,b,c). Ciò conferma che, a questa temperatura, la deformazione predominante è legata al movimento delle dislocazioni che determina caratteristiche della rottura duttili, con strizione (fig.11a,b,c). A 400°C ( $T=0,78 T_m$ ) il GBS diventa progressivamente più attivo, la strizione non si forma (o si forma tanto meno quanto più la prova è lenta) (fig.11 d,e,f) e il danneggiamento è maggiormente esteso lungo la superficie longitudinale dei campioni (fig.11 d,e,f).

L'analisi delle superfici longitudinali delle teste di frattura dei campioni deformati al minimo carico a 350°C e 400°C evidenzia una frattura di tipo transgranulare a 350°C (fig.12 a) e una frattura mista ( in parte intergranulare e in parte transgranulare) a 400°C ( Fig.12b) in accordo con i meccanismi di deformazione dominanti nelle due condizioni di prova precedentemente discussi. L'analisi al microscopio elettronico delle teste di frattura degli stessi campioni (Fig.13), conferma quanto emerso dalla indagine al microscopio ottico (Fig.12). Per entrambi i campioni la superficie di frattura è caratterizzata da microvuoti con dimensione media delle cavità inferiore nel campione deformato alla più bassa temperatura e che esibisce strizione (Fig.13 a,b). Inoltre, a 400°C si sono evidenziate delle cricche che corrono lungo i bordi di grano, indice di una frattura mista ( in parte intergranulare e in parte transgranulare) (Fig.13 c,d). La Fig.14 analizza l'effetto dell' incremento di carico



**FIG. 11** **Micrografie ottiche senza attacco chimico delle superfici longitudinali dei campioni in lega A deformati a creep a 350°C 10MPa(a), 13MPa (b), 22 MPa(c) e a 400°C 5MPa(d) 7MPa(e) e 12 MPa(f).**

*Optical micrographs of longitudinal area of A samples deformed by creep at 350°C 10MPa(a), 13MPa (b), 22 MPa(c) e a 400°C 5MPa(d) 7MPa(e) and 12 MPa(f).*

sulle caratteristiche della frattura alla massima temperatura di prova confrontando le superfici di frattura al minimo carico (Fig.14a,c) e al massimo carico (Fig.14,b,d). La superficie di frattura al massimo carico è caratterizzata principalmente da dimples allungati (Fig.14d) rispetto a quella relativa al minimo carico (Fig.14c) e non si osservano evidenti cricche che corrono lungo i bordi di grano (Fig.14b) a conferma del fatto che contributo di GBS si riduce all'aumentare del carico applicato.

## CONCLUSIONI

In questo lavoro si è studiata la cavitazione indotta in leghe Al-Zn-Mg/Zr da prove di trazione a caldo e da prove di creep.

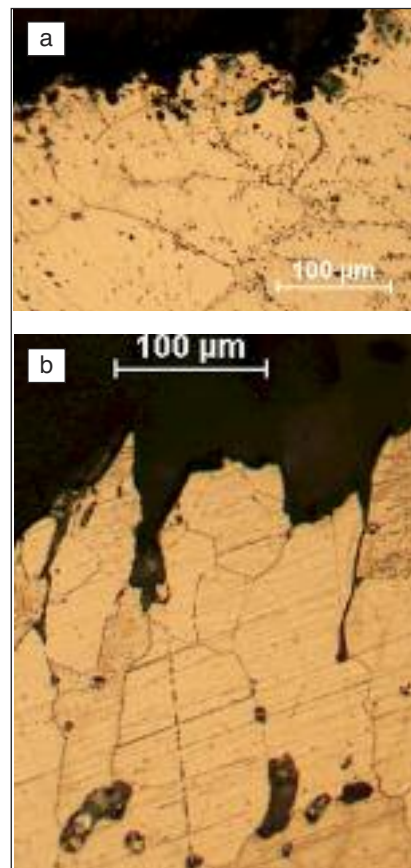
Dall'analisi della cavitazione esibita dalle leghe sottoposte a prova di trazione a caldo si è pervenuti alle seguenti conclusioni:

- 1) La cavitazione aumenta al diminuire della velocità di deformazione e all'aumentare della temperatura che comportano un migliorato recupero, ridotte concentrazione di stress, maggiore duttilità e quindi crescita della cricca favorita prima che il materiale ceda. Inoltre a 400°C è possibile anche ipotizzare un intervento di GBS che contribuirebbe anch'esso a incrementare la porosità con T.
- 2) Per ogni velocità di deformazione è massima la porosità esibita dal campione deformato nello stato come ricevuto, seguita da quella del campione trattato T6 e dal campione solubilizzato. Infatti, atomi in soluzione solida e precipitati di picco riducono il recupero e la duttilità, conseguentemente è ridotta la fase di crescita delle cricche. La porosità rilevata sulla superficie longitudinale è quindi più bassa per i campioni trattati.
- 3) L'introduzione dello Zr comporta una superiore dimensione del grano rispetto alla lega A [9] che si traduce in una duttilità inferiore, minor contributo di scorrimento dei bordi di grano, più rapida propagazione della cricca e porosità inferiore.

Dall'analisi della cavitazione indotta da prove di creep si con-

**FIG. 12**  
*Micrografie ottiche delle superfici longitudinali delle teste di frattura dei campioni in lega A deformati a creep a 350°C 10MPa(a), e a 400°C 5MPa(b).*

*Optical micrographs of longitudinal area close to fracture surface of A samples deformed by creep at 350°C 10MPa(a) and 400°C 5MPa(b).*



clude quanto segue:

- 1) La cavitazione aumenta con T e dipende fortemente dalla velocità di deformazione (carico) a 400°C mentre ne è praticamente indipendente a 350°C. La netta riduzione della cavitazione all'aumentare del carico (velocità di deforma-

**FIG. 13**  
*Micrografie SEM delle teste di frattura dei campioni in lega A deformati a creep a 350°C 10MPa(a), e a 400°C 5MPa(b,c,d).*

*SEM fractographs of A samples deformed by creep at 350°C-10MPa(a) and 400°C -5MPa (b,c,d).*

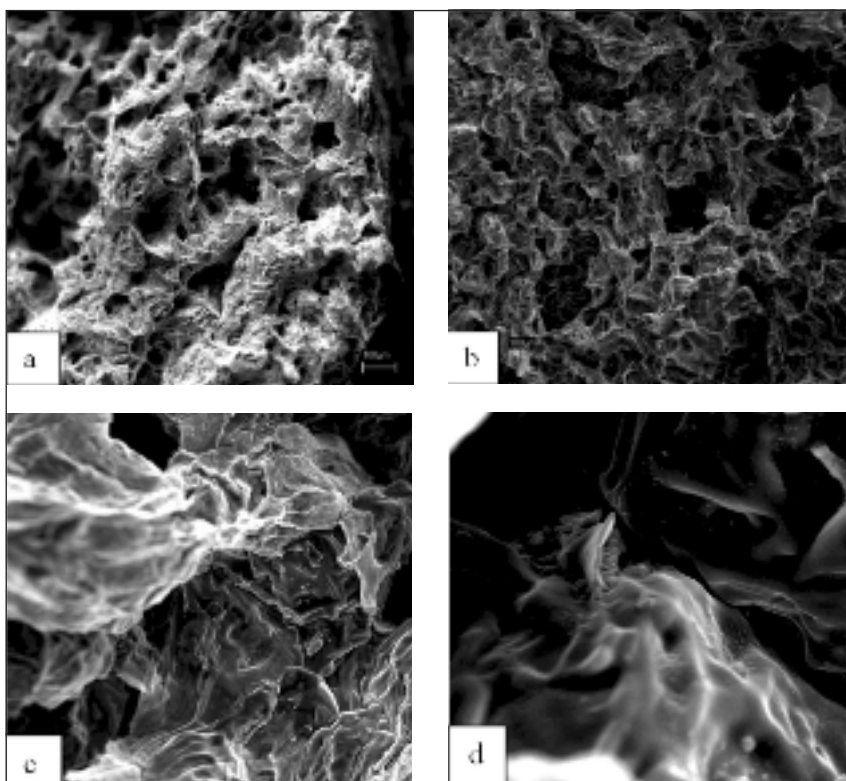
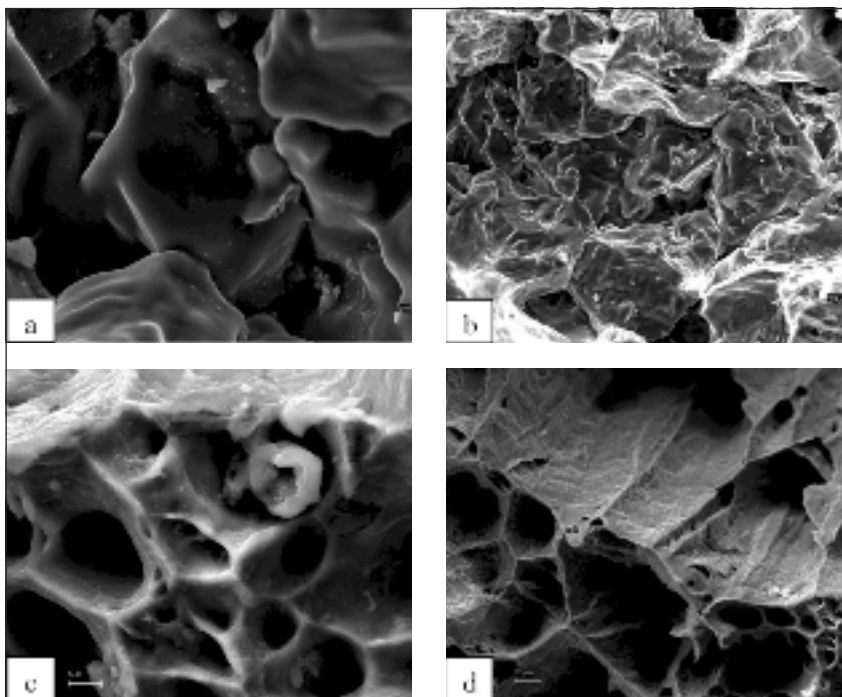




FIG. 14

**Micrografie SEM delle teste di frattura dei campioni deformati a creep a 400°C 5MPa(a,c), e a 400°C 12MPa(b,d).**

SEM fractographs of A samples deformed by creep at 400°C 5MPa (a,c) and 400°C 12MPa (b,d).



zione) a 400°C indica che il meccanismo di scorrimento fondamentale è il GBS [12-15].

- 2) Il ruolo fondamentale del GBS nella deformazione a 400°C è evidente sia dall'analisi delle superfici di frattura che di quelle longitudinali.
- 3) A 350°C il contributo di GBS al creep di questa lega è poco rilevante come dimostrano i bassi valori di cavitazione (presocchè costanti con la velocità di deformazione), la presenza di strizione evidente per tutte le condizioni di prova e l'assenza di cricche intergranulari sulla superfici di frattura dei campioni deformati a questa T. Infatti le leghe di alluminio esibiscono una elevata capacità di recupero che può ridurre in maniera decisiva il GBS determinando un aumento della temperatura di creep in cui tale meccanismo diventa dominante [15].

#### RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- [1] H.J.McQUEEN and O.C. CELLIERS, Canadian Metal. Quart., 36 (1997) 73-86
- [2] H.J.McQUEEN, Materials Science Forum.Vols. 604-605 (2009) 285-320
- [3] D. NICOLAU, S.L. SEMIANTIN, Acta Mat. 51, (2003) 613-623
- [4] B.P. KASHYAP, A.K.MUKHERJEE Res. Mechanica 1986, 17,293
- [5] J. PILLING. J. Mat.Sci. Technol. 1985, 1,461
- [6] J.R. RICE, DM. TRACEY J. Mech.Phys. Solids 1969,17,201
- [7] D.J. ZHOU, J. LIAN, M. SUERY Mater. Scien. Techn, 1988 4,348
- [8] GEORGE E. DIETER "Mechanical Metallurgy"SI Metric Edition (2001)
- [9] BJORN RONNING, THESIS " Constitutive relationships for AlZnMg, AlZnMgCr and AlZnMgZr alloys" October 1998, University of Trondheim, Norway
- [10] J. POLMEAR Light alloys -Metallurgy of light metals, Butterworth Heinemann 1995
- [11] P. LEO et al., Mater. Sci. Eng. A (2012), <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.059>
- [12] F. GAROFALO "Fundamentals of Creep and Creep rupture in Metals", Macmillan, New york, (1965)
- [13] F. GAROFALO Trans Met.soc. AIME, 227 (1963)
- [14] M.E.KASSNER, M.T.PEREZ-PRADO, "Fundamentals of creep in metals and alloys", Elsevier London
- [15] H.J. McQUEEN, N.D. RYAN, E.V. KONOPLEVA and X.XIA: Can. Meta. Quart., 34 (1995), p.219

## Abstract

### Cavitation analysis in aluminum alloys hot deformed by tensile test and creep in the as-cast and heat treated state

**Keywords:** aluminum alloys, cavitation, creep, hot ensile test, aging T6, solutionizing

Hot deformation of some alloys can lead to cavitation (fissures) phenomenon. Cavitation is due to microstructural features and/or process parameter. The phenomenon is particularly critical because it limits the hot workability of materials, can cause premature fracture and serious problems on mechanical properties of finished products. The interest in understanding and controlling the microstructural and process factors that cause cavitation has led to this study. The paper analyzes the cavitation exhibited by two Al-Zn-Mg alloys deformed by both hot tensile test and creep at different temperatures (T) and strain rate ( $\dot{\epsilon}$ ). The study has allowed of identify and justify the fundamental relationship between cavitation, microstructure and process parameters. Furthermore, the influence of different heat treatments (aging T6 and solutionizing) on cavitation has been evaluated. Microstructural and mechanical characterization of these alloys may also provide information for identifying their correct formability window.