Microstruttura e deformazione a caldo di leghe sperimentali Al-5.5Zn-1.2Mg

P. Leo, E. Cerri

Due leghe sperimentali Al-Zn-Mg (una delle quali modificata con Zr) sono state studiate mediante caratterizzazione microstrutturale prima e dopo deformazione a caldo e analisi alle equazioni costitutive. Entrambe le leghe sono state sottoposte a prove di trazione a caldo a temperature comprese tra 250 °C e 350 °C e strain rate 10^{-5}-$10^{-3}s^{-1}$. La duttilità della lega modificata con Zr aumenta, a temperatura fissata, con la strain rate mentre decresce o rimane costante all'aumentare della velocità di deformazione per la lega non modificata che è inoltre caratterizzata da una notevole cavitazione eliminabile solo solubilizzando la lega prima della deformazione a caldo.
L'analisi alle equazioni costitutive dei dati derivanti dalle curve di trazione a caldo ha portato a valori dell'energia di attivazione simili a quelli rilevati in leghe 7000 contenenti Cu. L'analisi microstrutturale dei campioni dopo deformazione ha evidenziato la presenza di sottograni e grani ricristallizzati staticamente.

Parole chiave:
alluminio e leghe, tratt. termici, metallografia, prove meccaniche, metallurgia fisica

INTRODUZIONE

Le leghe Al-5,5Zn-1,2Mg/0,16 Zr sono leghe induribili per precipitazione che esibiscono media resistenza e duttilità a temperatura ambiente. Differiscono dalle altre leghe della serie 7000 poiché non sono alligate con il Cu che conferisce resistenza meccanica superiore [1]. Queste leghe, rafforzate per precipitazione dalla fase $MgZn_2$ o $Al_2Zn_2Mg_3$, a seconda del rapporto tra Zn e Mg, sono caratterizzate da bassa sensibilità alla tempra e possono quindi essere raffreddate ad aria dopo estrusione [2]. Hanno estrudibilità superiore a quella di alcune leghe della serie 6000 e se correttamente invecchiate esibiscono resistenza superiore e buona resistenza alla corrosione [1-4].

Alcuni studi sulla lega 7005 (4,8 Zn-1,2 Mg-0,3Mn-0,2Zr) [3] e 7003 (6.0Zn-0, 8 mg-0, 16Mn-0, 16Zr) [4] e su leghe di elevata purezza Al-7,5Zn e Al-7,75Zn-2,47Mg [5-6] hanno dimostrato che in seguito ad estrusione esse sviluppano microstruttura fibrosa; in particolare quelle ad elevata purezza esibiscono sottograni la cui dimensione aumenta con la temperatura di processo e al ridursi della strain rate, come avviene per l'Alluminio puro [5-7]. Le leghe a base di Al-Zn-Mg esibiscono inoltre buona saldabilità senza ulteriori trattamenti. Durante la lavorazione a caldo queste leghe presentano stress inferiori e duttilità superiori a quelle esibite da leghe Al-Mg (ad es. 5182,5083).

Generalmente il recupero dinamico (DRV) è l'unico meccanismo che si instaura durante la deformazione a caldo di leghe di Al, anche se sono stati osservati alcuni casi di ricristallizzazione dinamica e ricristallizzazione dinamica geometrica [8-11]. Gli studi sulla lavorabilità a caldo di leghe di Al hanno dimostrato che ad opera del DRV si genera una struttura di equilibrio caratterizzata da grani allungati e dalla presenza di sottograni al loro interno. Di conseguenza, le curve di flusso mostrano un incremento dello sforzo sino ad un regime stazionario dovuto all'instaurarsi della microstruttura suddetta anche se talvolta si è osservato un picco di stress e un addolcimento graduale in particolare a alta e bassa T. La duttilità è solitamente elevata ad opera del recupero che rallenta la formazione delle cricche e, a temperatura opportuna consente lo scorrimento dei bordi di grano (GBS) [12-16]. Gli atomi di soluto ostacolano il movimento delle dislocazioni aumentando lo sforzo e riducono il DRV e la duttilità [17,18,19,29]. Inoltre anche i dispersoidi fini bloccano le dislocazioni riducendo il recupero [20,21]. Le leghe induribili per precipitazione possono presentare comportamenti diversi in funzione dei cambiamenti nella morfologia dei precipitati durante la deformazione a caldo. La coalescenza dei precipitati determina una buona duttilità e sforzi contenuti, come dimostrato per le leghe Al-Mg-Si [22,23], Al-Cu-Mg [24,25] e Al-Zn-Mg-Cu [26,27]. Le leghe solubilizzate possono esibire picchi di stress a causa della precipitazione dinamica (DPN), seguiti da un rapido addolcimento dovuto alla coalescenza delle particelle. L'energia di attivazione (Q_{HW}) per l'alluminio di vari gradi di purezza è compresa tra 140-160 kJ / mol, mentre per la serie 7000 tra 146-300 kJ / mol in funzione dei trattamenti termici subiti prima della deformazione a caldo.

La microstruttura di equilibrio che si sviluppa ad opera del recupero attenua sensibilmente la concentrazione di stress, favorisce la deformazione dei punti tripli ad opera dello scorrimento dei bordi di grano, riduce i wedge crack ed aumenta la duttilità. Tuttavia la lavorazione a caldo dei metalli è spesso accompagnata dalla formazione di cavità interne [29]. Il processo di cavitazione dipende fortemente dalla composizione della lega e dalla microstruttura, nonché dalle condizioni di processo imposte (T, $\dot{\varepsilon}$, deformazione) [1,2,3,30-32]. In particolare le particelle di grandi dimensioni e le inclusioni, in particolare ai bordi di grano, introducono nuove fonti di nucleazione di cavità abbassando la duttilità. Anche la segregazione e la presenza di costituenti basso fondenti, soprattutto se disposti lungo i bordi di grano, creano gravi problemi [29].

P. Leo, E. Cerri
Università degli studi di Lecce, Facoltà di Ingegneria,
Dipartimento di Ingegneria dell'Innovazione
Via per Arnesano 73100, Lecce

	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 delle leghe analizzate [wt%].***

Composizione delle leghe analizzate [wt%].

TECNICHE SPERIMENTALI

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 A Zr. Esse sono state fornite sotto forma di billette DC cast di 20 cm di diametro e 40 cm di lunghezza. Campioni cilindrici per le prove di trazione di 5 mm di diametro e 13 mm di lunghezza sono stati tagliati parallelamente all'asse longitudinale della billetta. Le prove di trazione sono state effettuate a temperature comprese tra 250°C e 350°C e strain rate 10^{-5}-$10^{-3}s^{-1}$. Inoltre sono state effettuate anche prove di trazione a 350°C e strain rate 10^{-5}-$10^{-3}s^{-1}$ su campioni solubilizzati a 490°C-2h. Le temperature di prova sono state misurate da termocoppie indipendenti poste vicino al campione. Le curve true stress-true strain sono state calcolate dai dati registrati dalla macchina di trazione secondo le formule usuali. Ciascuna metà di ogni campione sottoposto a trazione a caldo è stata lappata lungo la direzione longitudinale fino al piano mediano ed è stata analizzata sia al microscopio ottico (Nikon Epiphot 200) che a quello elettronico (JEOL JSM-6480 LV, SEM FIB ZEISS 1540, and IXRF System SphinX 130). Per le osservazioni in luce polarizzata i campioni sono stati sottoposti ad elettropolishing (80ml acido per-clorico, 120ml acqua distillata, 800ml etanolo, 20V) ed anodizzazione (reagente Barker). Tutte le micrografie sono relative alle regioni prossime alla superficie di frattura.

DISCUSSIONE DEI RISULTATI

In Fig.1 è presentata la microstruttura di entrambe le leghe allo stato di fornitura (preparativa metallografica + anodizzazione). Nella lega A (Fig. 1a), l'aggiunta di piccole quantità di Ti produce affinamento del grano, perché le

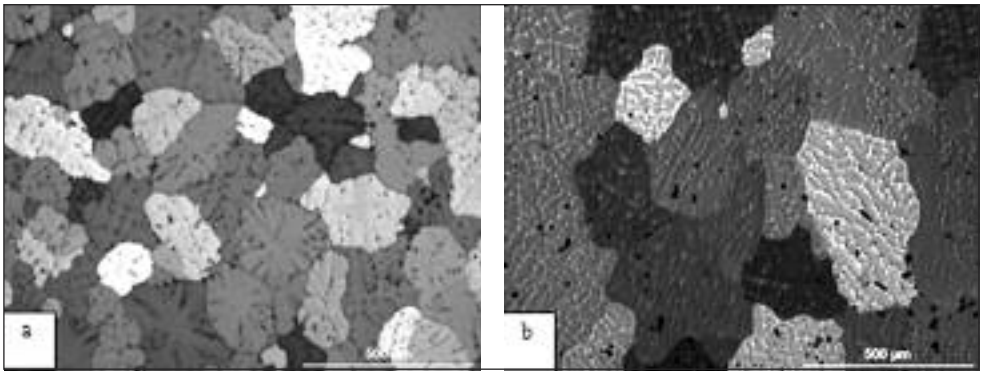


FIG. 1
Micrografie ottiche dopo anodizzazione per la lega A (a) e AZr (b) (5X).

Anodized microstructure of A alloy (a) and AZr (b).

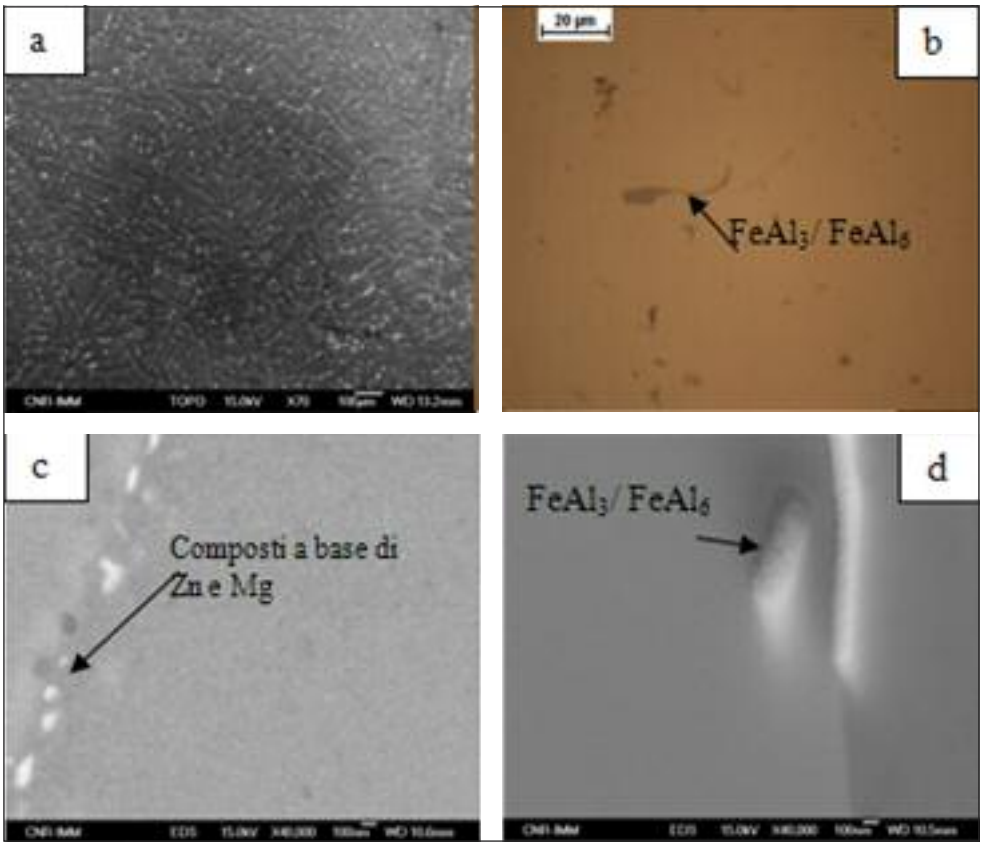


FIG. 2
Micrografie al microscopio ottico (b) e SEM (a,c,d) in cui si evidenzia segregazione interdendritica e a bordo grano (a), la presenza di particelle costituenti (b,d), e di precipitati a base di Zn e Mg.

Light microscopy (b) and SEM pictures (a,c,d) showing interdentritic segregation (a), constituent particles (b,d) and Zn, Mg precipitates type (c).

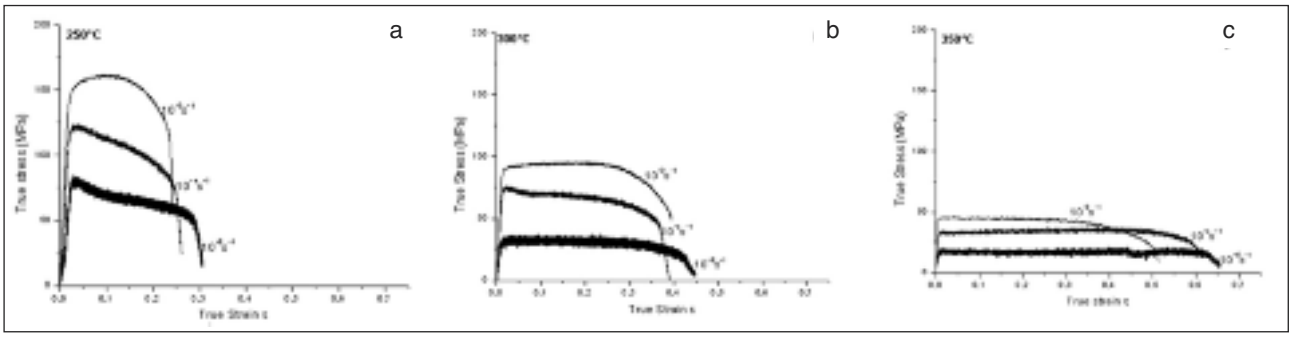


FIG. 3 ***Curve di trazione true stress-true strain per la lega A a 250°C (a), 300°C (b) e 350°C (c).***
True stress-strain curves for A alloy at 250°C (a), 300°C (b) and 350°C (c).

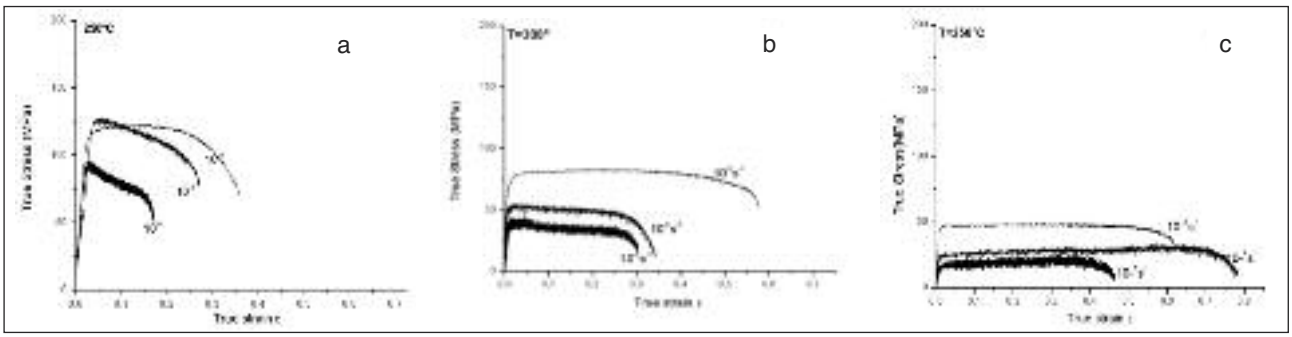


FIG. 4 ***Curve di trazione true stress-true strain per la lega AZr a 250°C (a), 300°C (b) e 350°C (c).***
True stress-strain curves for AZr alloy at 250°C (a), 300°C (b) and 350°C (c).

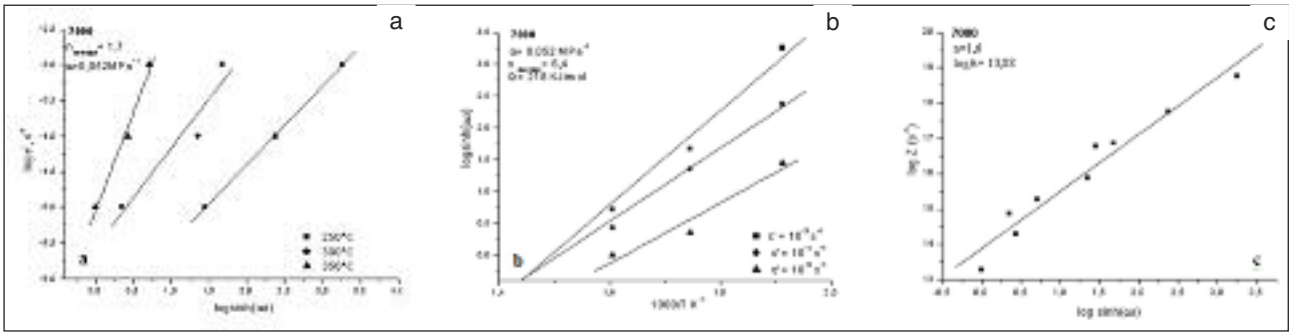


FIG. 5 ***Analisi costitutiva secondo l'equazione del sinh(ασ) (a, b) e grafico del parametro Z vs log sinh (ασ) (c) per la lega A.***
Costitutive analysis according to sinh(ασ) equation (a,b) and Z vs log sinh (ασ) plot (c) for A alloy.

particelle Al_3Ti agiscono come siti di nucleazione.
Le stesse particelle inoltre determinano zone libere da precipitati (PFZ) più strette e una più fine precipitazione a bordo grano [33,34]. Nella AZr (Fig. 1b) la dimensione media del grano è superiore a quella della lega A (210±60 μm vs 145±40 μm). Si ritiene che lo Zr reagisca con Al3Ti riducendone l'azione nucleante e affinante [34]. L'analisi della microstruttura delle leghe as-cast al microscopio ottico (Fig. 2b) e al SEM con EDS (Fig.2 a,c,d) evidenzia sia la presenza di segregazione interdendritica e a bordo grano (Fig. 2a), già rilevabile in Fig.1,che la presenza di fasi Zn-Mg a bordo e all'interno del grano e di particelle costituenti di tipo Al-Fe e la cui distribuzione e densità è comune ad entrambe le leghe.
Le curve true stress-true strain sono riportate in Figg. 3 e 4 rispettivamente per la lega A ed AZr. Alle più basse temperature di test, tali curve mostrano un graduale addolcimento dopo il raggiungimento di un picco mentre alle altre temperature esibiscono un plateau che è tanto più basso quanto più la temperatura T è elevata e la strain rate $\dot{\varepsilon}$ è bassa. Per entrambe le leghe lo stress di picco σ_p decresce all'aumentare della T a strain rate costante ed inoltre decresce col decrescere della $\dot{\varepsilon}$ a temperatura fissata. Per ogni temperatura T, la duttilità cresce con T e decresce con per la lega A, mentre cresce con la strain rate per la lega AZr.
Per il calcolo dell'energia di attivazione Q della lega si è fatto uso della equazione costitutiva del sinh(ασ) che fornisce:

[1] $$Q = 2.3 * R * n * s$$

Dove R è la costante universale dei gas pari a 8,314 J/mole·K n ed s sono le medie delle pendenze delle rette dei grafici di log$\dot{\varepsilon}$ vs. log[sinh(ασ)] a temperatura costante e log[sinh(ασ)] vs. 1000/T a $\dot{\varepsilon}$ costante e α è un parametro caratteristico del materiale che per le leghe di alluminio in letteratura si assume in genere pari a 0,052 MPa^{-1}.
In Fig. 5 e 6 si rileva che il legame tra log $\dot{\varepsilon}$ e log (sinhασ) e tra log(sinhασ) e 1000/T è lineare e le rette sono tra loro pressocché parallele. In particolare risulta Q pari a 218 KJ/mol (n= 1,75) per la lega A e 271 KJ/mol (n=2,34) per la lega AZr. Il più elevato valore dell'energia di attivazione per la lega AZr è dovuto al

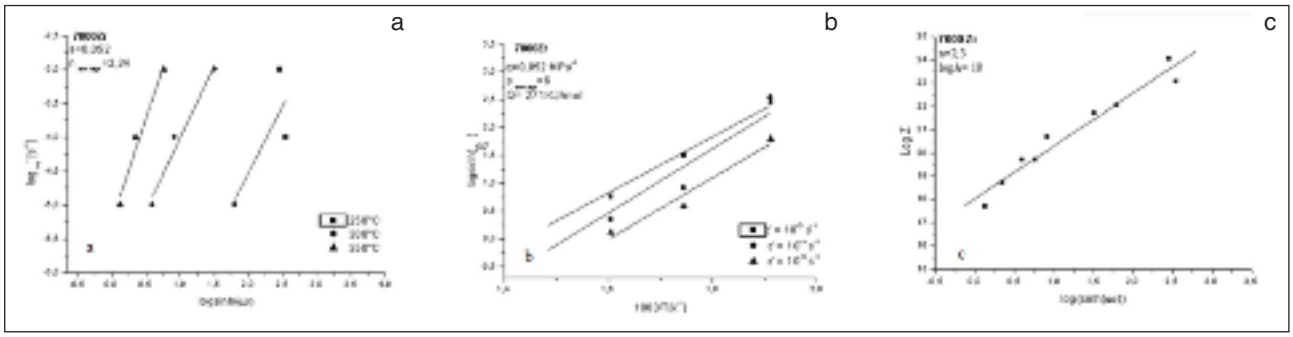
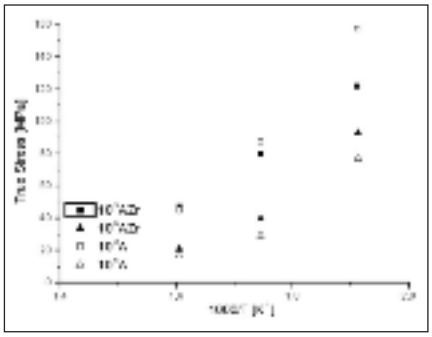


FIG. 6 ***Analisi costitutiva secondo l'equazione del sinh(ασ) (a, b) e grafico del parametro Z vs log sinh (ασ) (c) per la lega AZr.***
Costitutive analysis according to sinh(ασ) equation (a,b) and Z vs log sinh (ασ) plot (c) for AZr alloy.

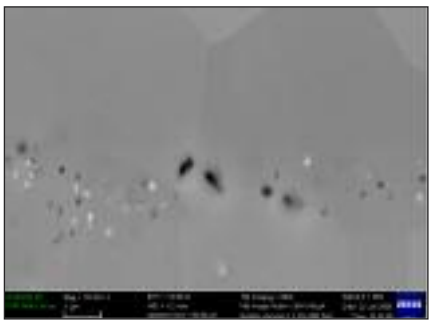
valore dello sforzo di picco che, a tutte le T, è più basso rispetto a quello esibito dalla lega A alle più alte strain rate e più alto alle più basse strain rate come indicato in Fig.7. Questo comportamento aumenta il valore del parametro n come si evince dalle Figg. 5a e 6a.
Il valore del parametro s è invece simile poiché la retta che interpola i punti dei grafici in Fig.5b, 6b è più alta per la lega A alla più alta strain rate e per la lega AZr alla più bassa strain rate, come evidente dal confronto tra gli stress di picco in Fig.7. I valori di Q ricavati sono molto più alti di quello dell'alluminio puro (145KJ/mol) e potrebbero essere imputabili alla presenza di particelle costituenti formatesi in fase di solidificazione o di precipitati indotti da invecchiamento naturale a cui sono soggette le leghe in oggetto che incrementano lo stress a basse temperature e lo riducono a alte temperature poiché coalescono come mostrato in Fig.8 per la lega A trazionata a 350°C-$10^{-4}s^{-1}$.
Il parametro di Zener-Hollomon ($Z= \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT)$) dove R è la costante universale dei Gas e Q l'energia di deformazione), plottato come LogZ vs log[sinh(ασ)] è lineare con la tensione (Fig.5c e Fig.6c) e fornisce logA=13,88 ed n=1.6 per la legaA (Fig.5c) e logA=18 ed n=2,3 per la lega AZr (Fig.6c).
E' interessante osservare che, per ogni temperatura di prova, la deformazione a rottura della lega AZr alla più alta strain rate è superiore a tutte le altre deformazioni a rottura alla più bassa strain rate, incluse quelle della lega A (Fig.9).
Entrambe le leghe esibiscono il fenomeno della cavitazione (Fig. 10). La cavitazione sembra essere correlata alla temperatura poiché cresce con essa probabilmente a causa del maggiore contributo alla deformazione imputabile a scorrimento dei bordi di grano. Per la lega A la cavitazione aumenta con la deformazione della stessa e al ridursi della strain rate creando vuoti allungati [30-31]. Lo stesso comportamento esibiscono leghe di alluminio basate sul sistema Al-Mg [32]. Per entrambe le leghe la cavitazione origina in corrispondenza di particelle localizzate a bordo grano e lungo punti tripli (Fig.11). La minore densità di cavità riscontrate nella lega AZr è probabilmente imputabile proprio alla minor densità di punti tripli dovuti alla differente dimensione del grano dal momento che non è stata riscontrata nessuna differenza nella densità, distribuzione e forma delle particelle dal confronto tra le microstrutture delle due leghe [29]. Le particelle che possono essere responsabili del fenomeno in discussione sono o precipitati a base di Zn e Mg ($MgZn_2$) osservate sia lungo in bordi di grano che all'interno degli stessi oppure sono particelle costituenti del tipo $Al_{(3,6)}Fe$ (Fig.2) che sono state osservate in entrambe le leghe lungo i bordi di grano.
L'effetto delle particelle precipitate sull'innesco della cavitazione è stato confermato dall'analisi microstrutturale di leghe

FIG. 7
Confronto tra i valori di stress di picco alla più bassa e più altastrain rate per la lega A e AZr, diagrammate Vs 1000/T.



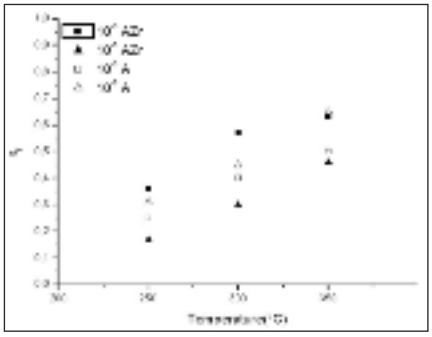
Comparison of peak-stress vs. 1000/T for A and AZr alloys at lower and higher strain rates.

FIG. 8
Micrografia SEM della lega A deformata a 350°C $10^{-5}s^{-1}$ in cui è evidente l'ingrossamento dei precipitati $MgZn_2$.



EM micrograph showing $MgZn_2$ coarsening after deformation at 350°C and 10^{-5} s^{-1} in A alloy.

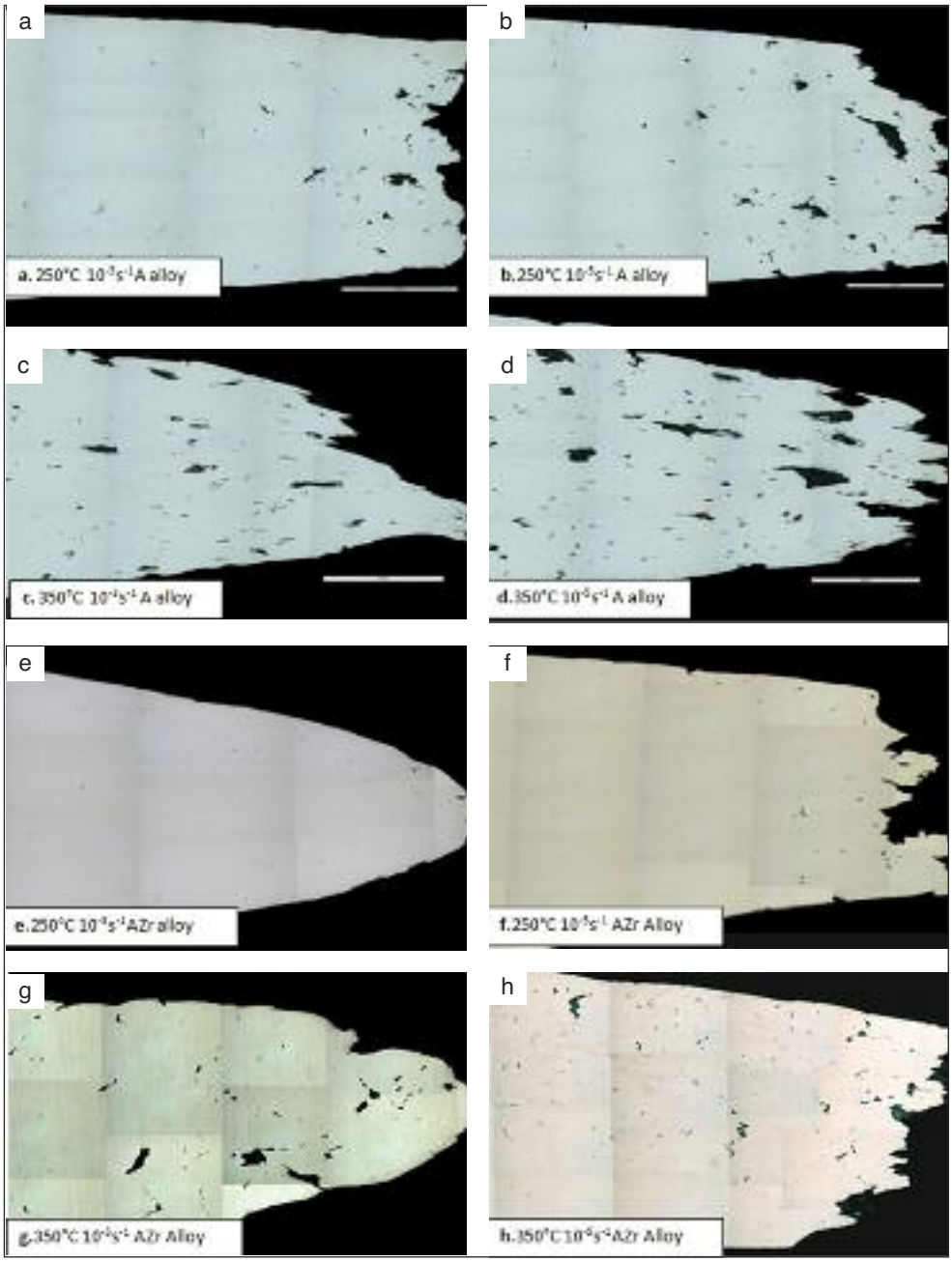
FIG. 9
Elongazione a rottura vs T alla più bassa e più alta strain rate per la lega A ed AZr.
Comparison of true strain vs. T for A and AZr alloys at lower and higher strain rates.



deformate a 350°C e strain rate 10^{-3}-$10^{-5}s^{-1}$ dopo solubilizzazione a 490°C-2h che rileva una forte riduzione del fenomeno (Fig.12) imputabile sicuramente alla completa dissoluzione dei precipitati $MgZn_2$ e, solo in parte, alla dissoluzione parziale delle particelle costituenti [35,36]. E' noto infatti che la cavitazione può originare da grossi precipitati a bordo grano e/o all'interfaccia tra fasi differenti. In parti-

FIG. 10
Micrografie della sezione longitudinale prossima alla testa di frattura dei campioni in lega A (a,b,c,d) e AZr (e,f,g,h,) a differenti T e strain rate da cui si evince che la cavitazione aumenta con la temperatura per entrambe le leghe e con il ridursi della strain rate solo per la lega A.

Optical micrographs of longitudinal fracture sections in A (a,b,c,d) and AZr (e,f,g,h) samples after different deformation conditions. Cavitation increases with temperature in both alloys but with decreasing strain rate only in A alloy.



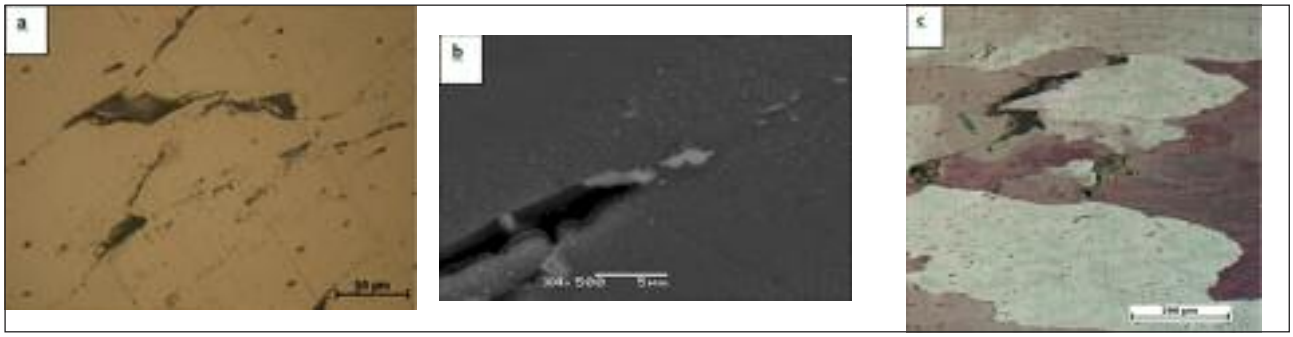


FIG. 11 ***Micrografia ottica (a) e SEM (b) della sezione longitudinale della lega AZr deformata a 350°C-$10^{-4}s^{-1}$ che evidenziano l'innesco delle cavità in corrispondenza di precipitati e particelle costituenti. Micrografia in luce polarizzata (c) in cui si notano cavità originatesi in punti tripli lungo i bordi di grano.***

Fig.11: optical micrograph (a) and SEM picture (b) of AZr longitudinal section after deformation at 350°C and $10^{-4}s^{-1}$ showing cavity initiation in precipitate and constituent particle sites. Polarized light micrograph (c) showing cavities originated in triple point along grain boundaries.

colare particelle precipitate tra 0,1-3 μm come quelle esibite in Fig.2 e Fig.8 sono particolarmente efficaci nel determinare porosita poiché favoriscono sia la concentrazione degli stress che lo scorrimento dei bordi di grano. Nonostante la presenza di cavitazione, dal confronto tra i valori di duttilità della lega as cast e di quella solubilizzata (Fig.13) si ricava che la prima esibisce duttilità superiore e stress inferiore. Ciò si spiega perché nelle leghe di alluminio la duttilità cresce con il grado di recupero che è ridotto in quella solubilizzata dagli atomi in soluzione solida (e/o i precipitati fini) che aumentano la resistenza della matrice (all'interno dei grani) e la possibilità di assecondare deformazioni differenti dei bordi di grano, aumentando anche lo stress necessario all'innesco del GBS.

CONCLUSIONI

Le principali consclusioni derivanti da questo studio sono riassunte di seguito:

1) Per entrambe le leghe lo stress di picco decresce con l'aumento della temperatura a strain rate costante; inoltre, a temperatura fissata decresce con la strain rate. Per quanto riguarda la duttilità, essa cresce con la temperatura mentre a T fissata e quasi indipendente o decresce con la strain rate per la lega A mentre cresce con la velocità di deformazione per la AZr. Questo comportamento è più simile al creep che all'hot working e deve essere chiarito da ulteriori approfondimenti dal momento che potrebbero cambiare le condizioni di processo della lega. Infatti, per ogni temperatura di prova, alla massima strain rate la duttilità della lega AZr è massima, includendo anche le deformazioni a rottura della lega A.
2) Per entrambe le leghe il valore dell'energia di attivazione è elevato probabilmente a causa della presenza di particelle costituenti derivanti dalla solidificazione e di precipitati derivanti da invecchiamento naturale i quali aumentano la resistenza a basse temperature e la riducono in seguito a coalescenza alle alte.
3) Il fenomeno della cavitazione è stato osservato in entrambe le leghe. Esso è sicuramente legato alla temperatura ed aumenta con essa in conseguenza del maggior contributo alla deformazione indotto da GBS. Origina da particelle costituenti e precipitati preferenzialmente lungo i bordi di grano ed ai punti tripli ed è maggiormente presente nella lega a grano fine.
4) Il trattamento di solubilizzazione, dissolvendo i precipitati, elimina quasi totalmente il fenomeno della cavitazione ma poichè gli atomi in soluzione solida (e/o i precipitati fini) aumentano la resistenza della matrice e riducono il recupero anche la duttilità risulta ridotta.

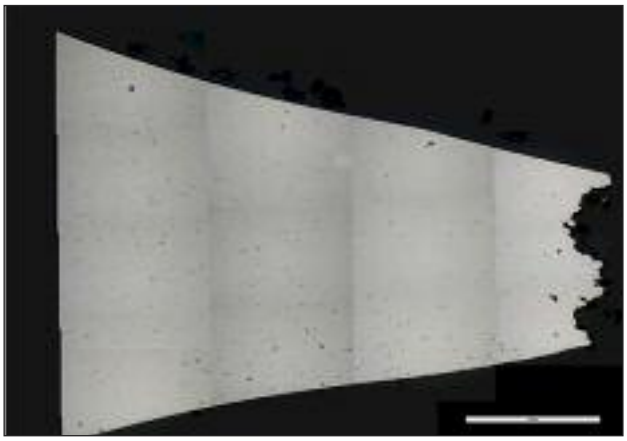


FIG. 12 ***Micrografia ottica della sezione longitudinale del campione in lega A deformato a 350°C-$10^{-5}s^{-1}$ dopo solubilizzazione a 490°C per 2h: è evidente la forte riduzione del fenomeno di cavitazione.***

Optical micrograph of A longitudinal section after solution treatment at 490°C-2h and deformation at 350°C and 10^{-5} s^{-1} showing a reduction in cavity phenomena.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

1. Hatch ed. Aluminum Properties and Physical Metallurgy (Am. Soc. Metals, Metals Park,OH,) 1984 (ICAA11)
2. H.J.McQueen and O.C. Celliers, Canadian Metal. Quart., 36 (1997) 73-86
3. K.Laue and H.Stenger, Estrusion: Process Machinery, Tooling, American Society for Metals, Metals Park, OH, (1981), 1-62; 124-152

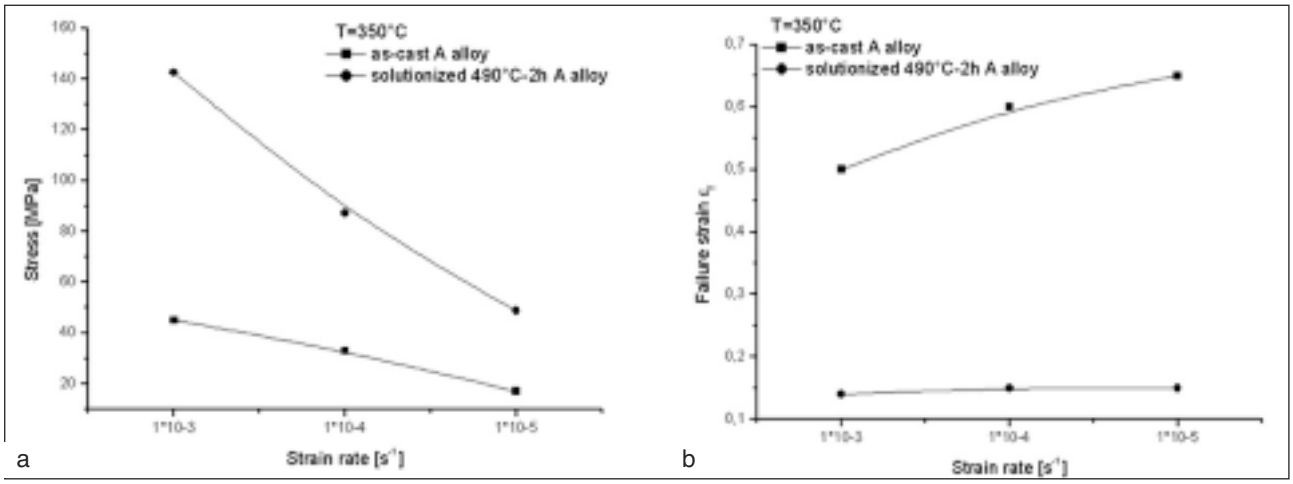


Fig. 13 ***Stress di picco vs strain rate (a) and deformazione a rottura vs strain rate (b) per la lega A nello stato as-cast e solubilizzato (490°C-2h) che evidenzia come la lega As-cast esibisca stress inferiori (a) e duttilità superiore (b) rispetto alla lega solubilizzata.***

Peak-stress vs. strain rate (a) and failure strain vs. strain rate (b) for as-cast and solution treated A alloy. The as-cast alloy shows lower peak-stress and higher ductility compared with the solution treated alloy.

4. Y. Baba and H. Yoshido, Proc. 2nd Intnl. Al. Extrusio Tech. Sem. Aluminum Association, Washington (1977), vol.1, 301-306
5. T. Sheppard and D.Raybould, J.Inst. Met., 101 (1973) 33-34, 73-78
6. D.Raybould and T. Sheppard, J.Inst. Met., 101 (1973) 45-52, 65-72
7. J. Shen et Al, Mat. Sci. Forum, 426-432 (2003), 3843-3848
8. F.J. Humphreys and P. Kalu , Acta Metal, 35 (1987), 2815-2829 .
9. H.J. McQueen and W. Blum. Aluminium Alloys, Phisical and Mechanical Properties ICAA6,T.Sato, ed Japan Inst. Metals (1998), pp. 99-112.
10. R.D.Doherty et Al. Mat. Sci. Eng. A 238, 2 (1997) 219-274
11. M. El Mehtedi, S. Spigarelli, E Evangelista, La metallurgia italiana, (September 2007) pp.21-28
12. H.J. McQueen, in Y.P. Chung (Ed), Advanced Materials for 21 st Century, J.R. Weertman Symp, TMS-AIME, Warrendale, PA, (1999), pp. 159-168.
13. H.J. McQueen, J.J. Jonas, Metal Forming: Interrelation Between Theory and Practice (AIME Symposium, 1970) Plenum Press, New York, (1971), pp. 393-428.
14. S. Fulop , K.C. Cadien, M.J. Luton, H.J. McQueen, J. Test Eval. 5 (1977) 419-426.
15. N.D. Ryan, H.J. McQueen, J. Mech. Working Tech. 12 (1986) 279-296, 323-349.
16. C.M. Sellars, W.J. McG. Tegart, Int. Metall. Rev. 17 (1972) 1-24.
17. H.J. McQueen in T.G. Langdon, H.D.Merchant, J.G.Morris and M.A.Zaidi (Eds), Hot deformation of Aluminum alloys, Warrendale, PA, 1990, pp. 31-54.
18. H.J. McQueen and J.J. Jonas in C.Q. Chen et Al (eds) ., Aluminum alloys 90 (Icaa2) Beijing, 1990, pp.727-742
19. H.J. McQueen and K.Conrod in E.H. Chia and H.J. McQueen (Eds), Microstructural control in Aluminum alloys, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1986, pp.197-219
20. H.J. McQueen, E. Evangelista, J. Bowles and G. Crawford, Met Sci. 18, (1984), 395
21. E. Evangelista, H.J. Mcqueen and E. Sonetti in J.B. Bildensoren et Al (eds), Deformation of Multi-phase and particles containing Materials, Riso National Laboratory, Roskilde, 1983, pp.243-250
22. H.J. McQueen in T.G. Langdon, H.D.Merchant, J.G.Morris and M.A.Zaidi (eds), Hot deformation of Aluminum alloys, Warrendale, PA, 1990, pp. 105-120.
23. E.Evangelista, A.Forcellese, F. Gabrielli and P.Mengucci in T.G. Langdon, H.D.Merchant, J.G.Morris and M.A.Zaidi (eds), Hot deformation of Aluminum alloys, Warrendale, PA, 1990, pp. 121-139.
24. B. Verlinden, P.Wouters, H.J. McQueen, E. Aernoudt, L.Delaey and S. Cauwemberg, Mat.Sci.Eng.A, 123 (1990) pp.229
25. P.Wouters, B. Verlinden, H.J. McQueen and E. Aernoudt, Mat.Sci.Eng.A, 123 (1990) pp.239
26. E. Evangelista, E. Di Russo, H.J. McQueen and P. Mengucci in H.D. Merchant, J. Crane and E.H. Chia (eds.), Homogenization and Annealing of Al and Cu Alloys, TMS-AIME Warrendale, PA, 1988, p. 209
27. H.J. McQueen, E. Evangelista, A.Forcellese, I.C. Smith and E. Di Russo, in T.C. Lowe, A.D. Rollet, P.S. Follanbee and G.S. Daehn (eds.), Modelling the deformation of Cristalline Solids, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1991, p.281
28. H.J. McQueen, N.D. Ryan, Mat. Sci. Eng. A 322, (2002), pp. 43-63
29. H.J. McQueen, Materials Science Forum.Vols. 604-605 (2009) 285-320
30. P.D. Nicolau, S.L. Semiantin, Scripta Mat. 48, (2003) 345-349
31. P.D. Nicolau, S.L. Semiantin, Acta Mat. 51, (2003) 613-623
32. P.A.Friedman and W.B. Copple, Z.Jin A. Beaudoin, T.A. Bieler B. Radhakrishnan (eds), Hot deformation of Aluminum alloys III, 2003, 211-219
33. J. Polmear Light alloys –Metallurgy of light metals, Butterworth Heinemann 1995, 115-118
34. Bjorn Ronning, Thesis " Constitutive relationships for AlZnMg, AlZnMgCr and AlZnMgZr alloys" October 1998, University of Trondeim, Norway
35. R. Ambat, A.J.Davenport, G.M. Scamans, A. Afset, Corrosion Science 48, (2006), 3455-3471
36. A.V. Benedetti, P.L. Cabot, J.A. Garridoand A.H. Moreira, J. applied Elettrochemistry 31, (2001), 293-300

Abstract

Microstructure evolution and hot deformation behaviour of Al-5.5Zn-1.2Mg experimental alloys

Keywords:

In this study, hot tensile behaviour of Al-5,5Zn-1,2Mg and Al-5,5Zn-1,2Mg-0,16Zr alloys deformed in the as-cast state has been analyzed. Tensile tests have been performed in the range 250°C-350°C and 10-5s-1 to 10-3s-1. At the lowest test temperature, the stress-strain curves shows a gradual softening after a peak stress while at the other temperatures a plateau is attained which is lower as temperature T rises and strain rates decrease. For each fixed temperature T, the ductility is almost independent of strain rate for Al-5,5Zn-1,2Mg whereas, for the Zr modified alloy, it slightly decreases with . The constitutive analyses by the sinh equation gives values of activation energy quite high (218 and 271 kJ/mol for unmodified and Zr modified alloy respectively) and similar to those of 7000 alloys containing Cu. The microstructures of all tensioned samples are characterized by cavitation phenomena much more evident in the alloy without Zr and strongly reduced only if the alloy is solutionized before tensile testing.