

Analisi del comportamento a caldo di una lega 6060 nello stato as-cast e in quello solubilizzato

P. Leo, E. Cerri

Una lega di alluminio della serie 6060 è stata caratterizzata dal punto di vista microstrutturale e meccanico sia nello stato come ricevuto che in quello solubilizzato. In particolare l'effetto del trattamento di solubilizzazione a 587°C in funzione del tempo di mantenimento in temperatura (fino a 25h) è stato analizzato mediante indagine microstrutturale e prove di durezza e conducibilità elettrica. La deformabilità a caldo del materiale è stata studiata mediante prove di trazione a caldo per temperature comprese tra 400 e 490°C e velocità di deformazione tra 10^{-2} e 10^{-5} s⁻¹ su campioni sia nello stato as-cast che in quello solubilizzato (585°C-7h). L'analisi dei dati tramite equazioni costitutive ha permesso di valutare l'energia di attivazione del processo che è risultata conforme a quanto riportato in letteratura. Per entrambi gli stati del materiale il comportamento a caldo è caratterizzato da una duttilità che cresce con la temperatura di prova, da un picco di tensione seguito da un graduale addolcimento alle basse temperature e da un plateau alle più alte temperature. A temperatura fissata invece la duttilità è inversamente proporzionale alla strain rate per il materiale solubilizzato mentre cresce con la velocità di deformazione per il materiale as cast. La microstruttura di quest'ultima è caratterizzata dalla presenza di cavitazione mentre la lega solubilizzata ne è esente.

Parole chiave:

alluminio e leghe, precipitazione, deformazioni plastiche, tratt. termici, prove meccaniche

INTRODUZIONE

Le leghe Al-Mg-Si (serie 6000) esibiscono media resistenza, buona saldabilità e resistenza a corrosione e non sono passibili di stress corrosion cracking. In particolare la lega 6060 (Mg e Si fino allo 0,8% e 1,2%) è facilmente estraibile e può essere raffreddata ad aria all'uscita della matrice di estrusione. Trova impiego particolare in applicazione architettoniche e decorative poiché risponde molto bene all'anodizzazione e/o ad altri trattamenti superficiali [1].

L'omogeneizzazione, ossia la ricottura ad elevata temperatura che precede l'estrusione, è un processo essenziale nella tecnologia di estrusione dell'alluminio e rende le billette idonee ad essere sottoposte a deformazioni rilevanti senza criccate o fusioni locali [2]. La metallurgia del processo di omogeneizzazione è altamente complessa e dipende dalla composizione della lega. Tuttavia le reazioni più importanti che avvengono riguardano la trasformazione dell'intermetallico Al(Fe,Mn)Si, da struttura monoclina e di forma allungata (fase β) a cubica e di forma sferoidale (fase α) (i composti intermetallici contenenti Fe non sono solubili) e la dissoluzione dei composti Mg-Si che ne incrementa il contenuto in soluzione solida [4]. Inoltre durante il raffreddamento dalla temperatura di omogeneizzazione i precipitati a base di atomi di Mg-Si possono riformarsi riducendo il contenuto degli stessi in soluzione solida. La qualità del prodotto

estruso dipende proprio dalla combinazione di questi due aspetti. Deformazioni plastiche rilevanti senza difettosità richiedono una trasformazione quasi completa della fase β e piccoli precipitati che dissolvono durante l'estrusione fornendo atomi di soluto idonei a precipitare dopo il processo rafforzando l'estruso [5,6,7]. L'attitudine alla deformabilità delle billette della lega oggetto di studio omogeneizzate secondo la pratica industriale e temprate in acqua è stata verificata mediante analisi alle equazioni costitutive e confrontata con quella della lega deformata nello stato As-cast.

La lavorazione a caldo dei metalli è spesso accompagnata dalla formazione di cavità interne [8]. Il processo di cavitazione dipende fortemente dalla composizione della lega e dalla microstruttura, nonché dalle condizioni di processo imposte (T, $\dot{\epsilon}$, deformazione) [9-11]. 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 [8].

PARTE SPERIMENTALE

La lega in oggetto, ha la composizione indicata in Tab.1
La microstruttura delle billette as cast (lunghezza=72 cm e dia-

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

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr+Pb+Sn	Ti	Altri	Al
0,44	0,18	0,03	0,02	0,48	0,04	0,008	0,08	0,006	Rem

TAB. 1 **Composizione chimica della lega 6060 (wt%).**

Chemical composition of 6060 alloy (wt%).

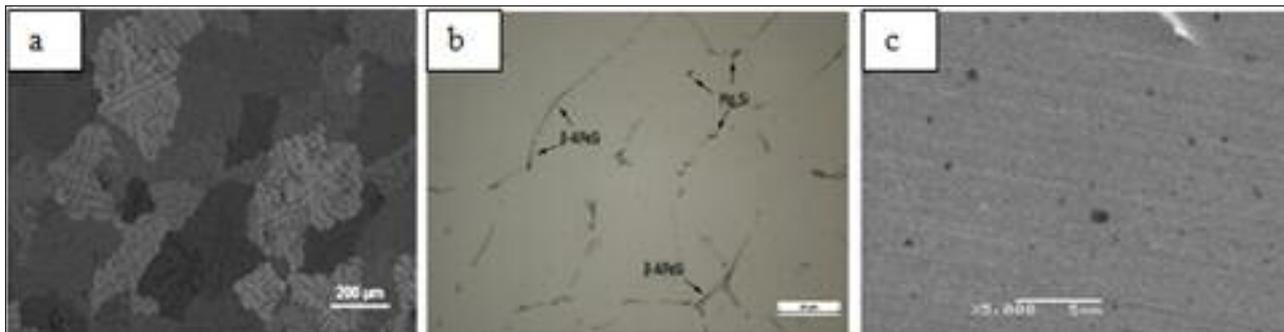


FIG. 1 *Microstruttura dendritica della lega as cast (a), composti intermetallici AlFeSi di tipo β e precipitati Mg_2Si sempre di tipo β date le dimensioni rilevate mediante indagini SEM (c).*

Dendritic microstructure of as-cast alloy (a); β -AlFeSi phase and Mg_2Si particles analyzed from optical (b) and SEM microscopy (c).

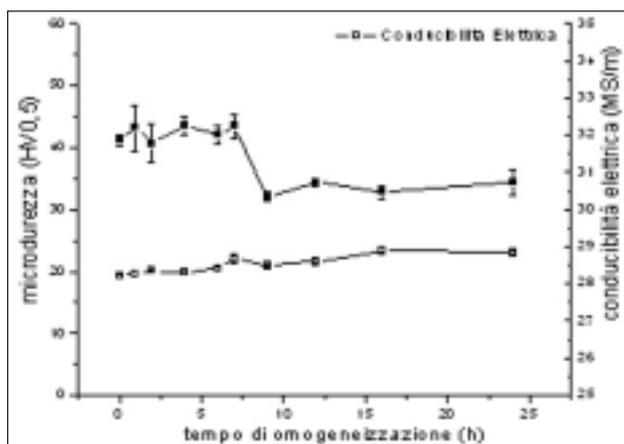


FIG. 2 *Curve di conducibilità e durezza in funzione del tempo di omogeneizzazione.*

Microhardness and electrical conductivity values during homogenization.

metro=18 cm) è stata analizzata in direzione diametrale in termini di microdurezza Vichers (HV 05/15s) su durometro Leica VMHT ed analisi al microscopio ottico metallografico Nikon Epiphot 200 in luce polarizzata incrociata dopo preparativa standard delle superfici, lucidatura elettrolitica (45sec a 20Volts in 78ml di acido perclorico, 120ml di acqua distillata e 800ml di etanolo) ed anodizzazione (180sec a 20Volts in soluzione di 5% di HBF_4 in acqua distillata). Il diametro medio dei grani è stato valutato mediante il software per l'analisi dell'immagine NIS ELEMENT AR 2.30 su una media di 150 misure.

Il ciclo di omogeneizzazione al quale sono sottoposte le billette, rilevato mediante termocoppia interna al forno aziendale (ciclo termico ideale) prevede una rampa di salita di 2,58°C/min da temperatura ambiente fino a (585 °C), ed un mantenimento per 7 ore a tale temperatura. Il ciclo di omogeneizzazione suddetto è stato riprodotto in laboratorio ed è stata inoltre monitorata l'evoluzione microstrutturale indotta dal trattamento per tempi di 1, 2, 4, 6, 7, 9, 12, 16, 24 ore di permanenza a 585°C seguita da raffreddamento in aria forzata mediante analisi al microscopio ottico e a quello elettronico (JEOL JSM-6480 LV, SEM FIB ZEISS 1540, and IXRF System SphinX 130) e misure di microdurezza e conducibilità elettrica.

La lega è stata sottoposta a prove di trazione a caldo sia nello stato as cast che dopo omogeneizzazione per 7h a 585°C. Le prove di trazione a caldo a temperature di 400°C, 430°C, 460°C, 490°C e strain rates di 10^{-5} , 10^{-4} , 10^{-3} , $10^{-2} s^{-1}$, sono state effettuate su provini cilindrici di 5mm di diametro e 12,7 mm di tratto utile ricavati in direzione longitudinale delle billette. La macchina di

trazione utilizzata è la MTS (Materials Test System) 810.

E' stata osservata sia la microstruttura che misurata la microdurezza Vichers (HV 05/15s) dei campioni dopo trazione a caldo sia nello stato As cast che in quello omogeneizzato.

DISCUSSIONE DEI RISULTATI

La microstruttura della lega as cast è riportata in Fig.1. L'analisi al microscopio ottico e al SEM evidenzia la struttura dendritica del materiale caratterizzata da evidenti segregazioni (Fig.1a) e la presenza di composti intermetallici di tipo β e precipitati a base Mg e Si sempre di tipo β date le dimensioni piuttosto grossolane (Fig1b e 1c). E' noto infatti che per la percentuale di Fe contenuto nella lega oggetto di studio e per ampie velocità di solidificazione è stabile la fase allungata degli intermetallici [3]. La microstruttura è uniforme lungo il diametro della billetta [12,13]. Lungo tutto il diametro della billetta as-cast la durezza rimane pressoché stabile su un valore $HV_{0,5}$ pari a 42 [12,13]. La dimensione media dei grani, stimata intorno ai 160 μm , è accettabile per billette as-cast [14].

La Fig. 2 riporta i valori di microdurezza e di conducibilità elettrica in funzione del tempo di trattamento di omogeneizzazione a 585°C. Il trattamento comporta un decadimento della durezza della lega di 10 punti dopo 7 ore rispetto al come ricevuto (da 42 HV a 32HV). La dissoluzione dei precipitati Mg_2Si è già completa a circa 500°C per cui la loro dissoluzione è sufficientemente rapida alla temperatura di 585°C. Il calo di durezza che si nota dopo 7 ore di trattamento è imputabile quindi alla trasformazione di fase da β ad α degli intermetallici che si completa solo dopo 24h di trattamento. La conducibilità elettrica si mantiene stabile per tutta la durata del trattamento, compresa in un intervallo tra 28 e 29 MS/m, mostrando solo una leggera tendenza all'aumento per tempi maggiori di mantenimento. Dal punto di vista microstrutturale si nota invece una progressiva evoluzione della fase allungata β -AlFeSi nella fase tondeggianti α -AlFeSi evidenziata in Fig.3 in cui si riporta la microstruttura della lega prima del trattamento (Fig.3 a), dopo 1h di trattamento (Fig.3 b), dopo 7 ore (Fig.3 c), e dopo 24h (Fig.3 d). In particolare nel campione as-cast è presente esclusivamente la fase β -AlFeSi mentre dopo 1 ora di mantenimento le due fasi sono presenti entrambe, ma con una netta prevalenza di fase β . Dopo 7 ore a 585°C, invece, la presenza della fase α -AlFeSi è predominante, con tracce di fase β , giustificando come le 7 h di trattamento portino ad un adeguato livello di trasformazione. Dopo 24 ore di trattamento la trasformazione di fase può ritenersi completa: dall'analisi microscopica si osserva la presenza della fase α -AlFeSi, con la caratteristica forma sferoidale delle particelle. La riduzione di microdurezza associabile alla dissoluzione dei composti di Mg e Si e la sferoidizzazione delle fase β -AlFeSi migliorano la qualità superficiale e l'estrudibilità del materiale [5].

FIG. 3

Microstruttura della lega as-cast (a) e dei campioni omogeneizzati a 585°C dopo 1h (b), 7h (c) e 24h (d) di trattamento.

Microstructure of as-cast sample (a) and samples homogenized at 585°C for 1h (b), 7h (c) and 24h (d).

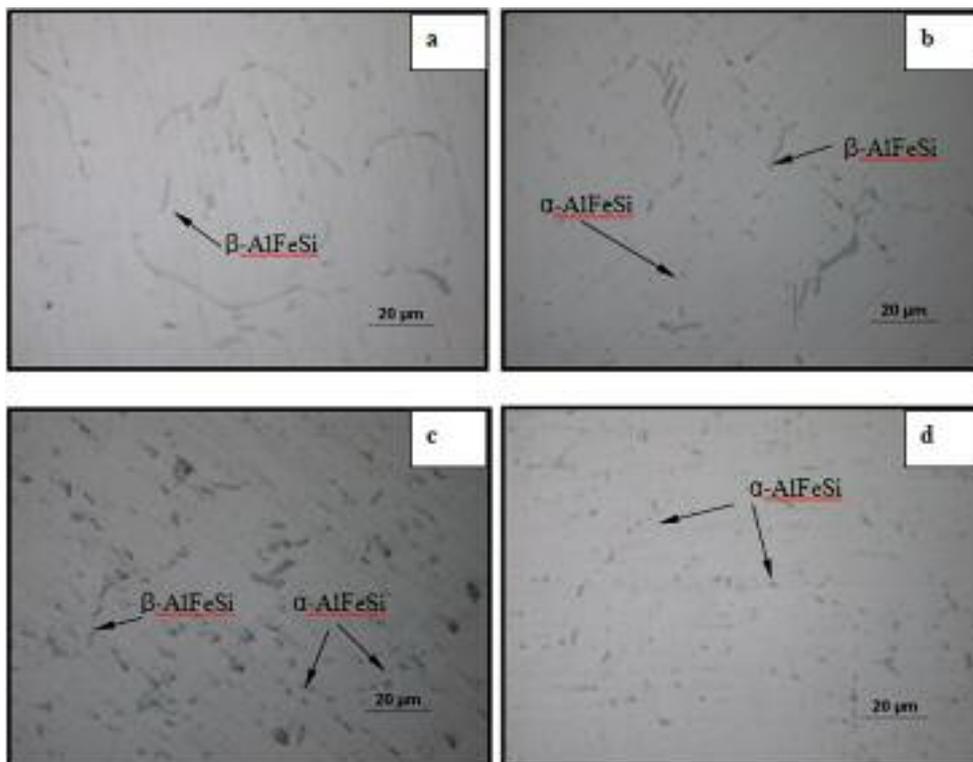
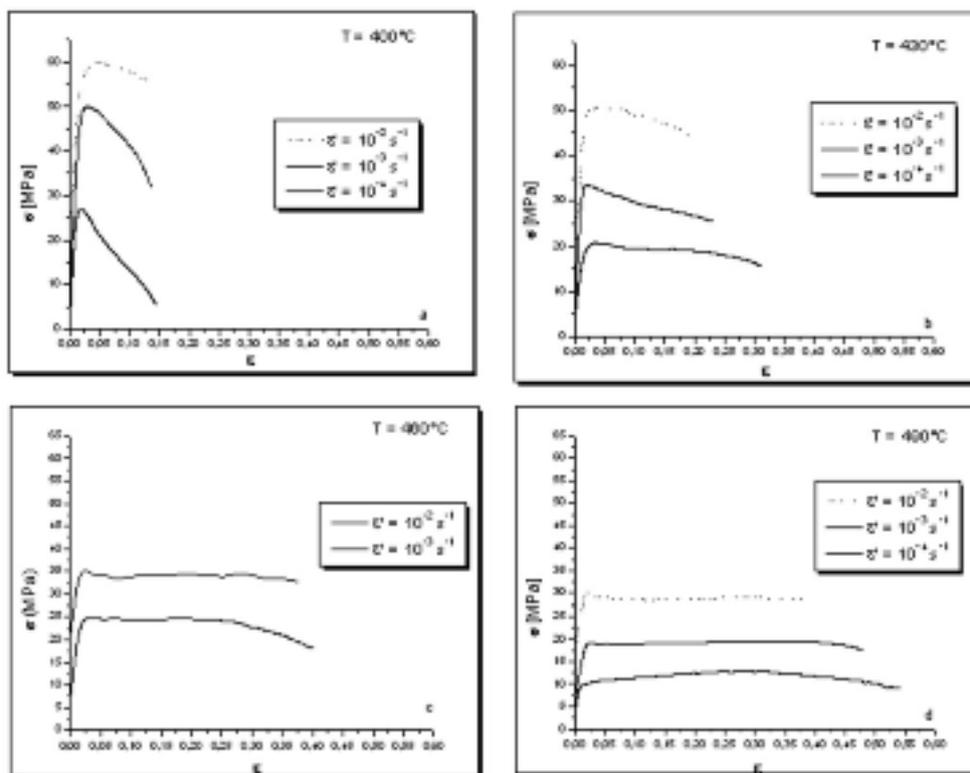


FIG. 4

Curve di trazione true stress-true strain per la lega 6060 nello stato omogeneizzato.

Hot tensile curves for homogenized specimen.



Le curve true stress-true strain per la lega omogeneizzata ed as cast sono riportate in Figg. 4 e 5. Alle più basse temperature di prova, tali curve mostrano un graduale addolcimento dopo il raggiungimento di un picco mentre alle alte temperature esibiscono un plateau dovuto all'instaurarsi di una microstruttura di equilibrio.

Per la lega omogeneizzata si osserva che, a parità di velocità di deformazione, la tensione di flusso diminuisce e la duttilità aumenta all'aumentare della temperatura e, a parità di tempera-

tura, al diminuire della strain rate. L'incremento della duttilità all'aumentare della temperatura di prova e al diminuire della velocità di deformazione si spiega col fatto che entrambi questi fattori favoriscono i processi di recupero [15].

Più complesso è il comportamento della lega as cast. In particolare la sua resistenza diminuisce sicuramente all'aumentare della temperatura per ogni strain rate mentre la duttilità aumenta quasi sempre. Inoltre, alla temperatura più alta (460°C) si nota che la duttilità aumenta all'aumentare della strain rate

FIG. 5

Curve di trazione true stress-true strain per la lega 6060 nello As cast.

Hot tensile curves for as-cast specimen.

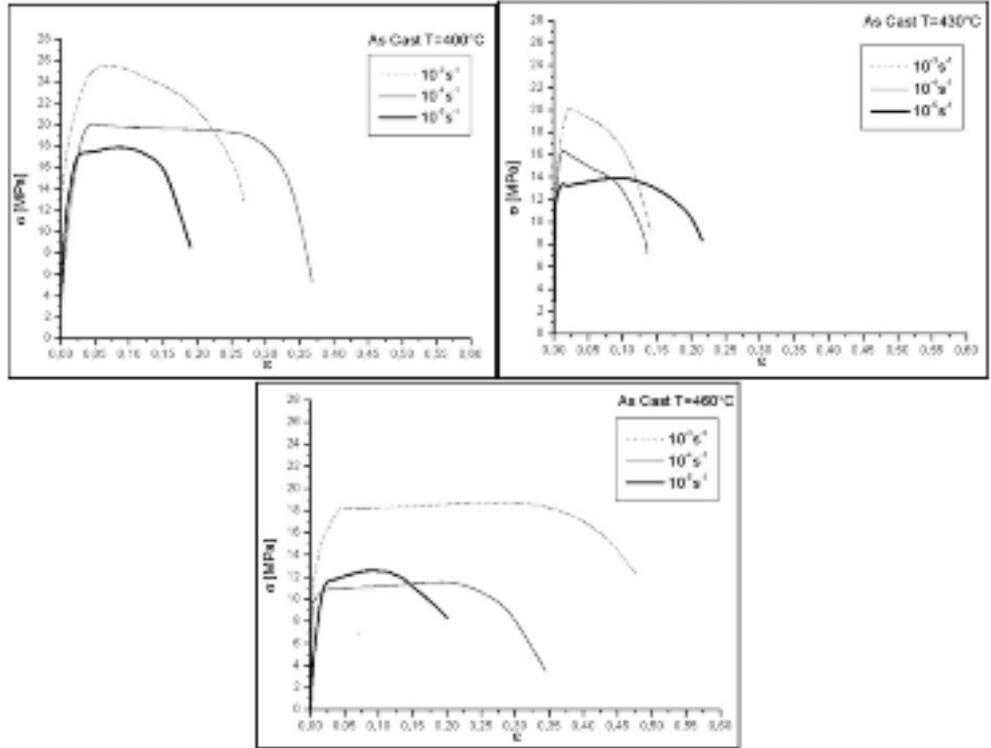
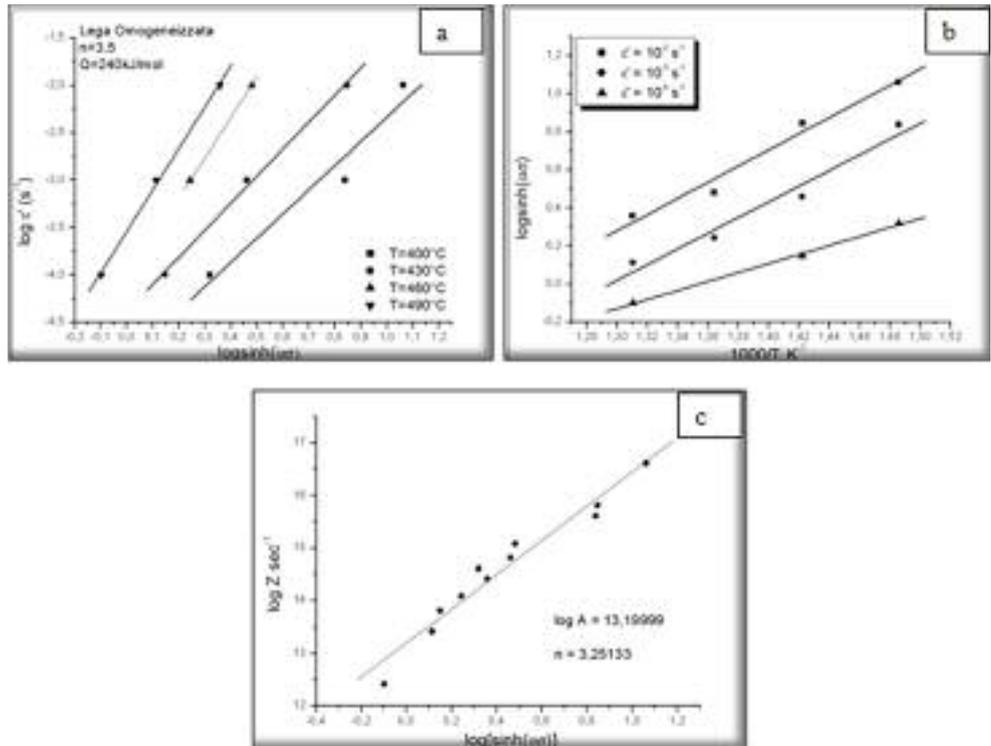


FIG. 6

Analisi costitutiva secondo l'equazione del $\sinh(\alpha\sigma)$ (a, b) e grafico del parametro Z vs $\log \sinh(\alpha\sigma)$ (c) per la lega deformata nello stato omogeneizzato.

Fig. 6: Constitutive $\sinh(\alpha\sigma)$ analysis (a,b) and Zener plot (c) for the homogenized alloy.



cioè al ridursi del recupero. Questo comportamento del materiale nello stato as cast potrebbe essere dovuto al fatto che, più lenta è la velocità di prova, più atomi vanno in soluzione solida, riducendo la duttilità e aumentando la resistenza [8]. A conferma di ciò, si noti che a 460°C anche la sigma di picco della prova condotta a velocità più bassa è superiore a quella delle prova a velocità intermedia. Per quanto riguarda poi il confronto tra i valori di resistenza si evidenzia che la sigma del materiale omogeneizzato è sempre superiore a quella dell'as cast secondo quanto atteso [8]. Per ogni T risulta che la duttilità as cast alla

più alta strain rate ($10^{-3}s^{-1}$) è sempre superiore a quella dell'omogeneizzato proprio per il fatto che la solubilizzazione dei composti riduce fortemente il recupero e nelle leghe di alluminio ciò comporta una perdita di duttilità[8,16,17,18].

L'effetto del trattamento di omogeneizzazione sulla deformabilità delle leghe è evidente dall'analisi alle equazioni costitutive che fornisce rispettivamente $Q=240$ kJ/mol e $Q=308$ kJ/mol per la lega omogeneizzata ed As cast (Fig. 6 e 7). Per il calcolo dell'energia di attivazione Q si è fatto uso della equazione costitutiva

$$Q = 2.3 * R * n * s$$

FIG. 7
Analisi costitutiva secondo l'equazione del $\sinh(\alpha\sigma)$ (a, b) e grafico del parametro Z vs $\log \sinh(\alpha\sigma)$ (c) per la lega deformata nello stato as cast.

Fig. 7: Constitutive $\sinh(\alpha\sigma)$ analysis (a,b) and Zener plot (c) for the as-cast alloy.

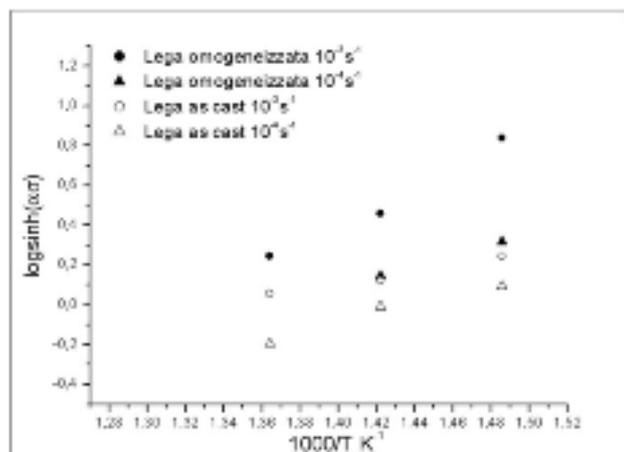
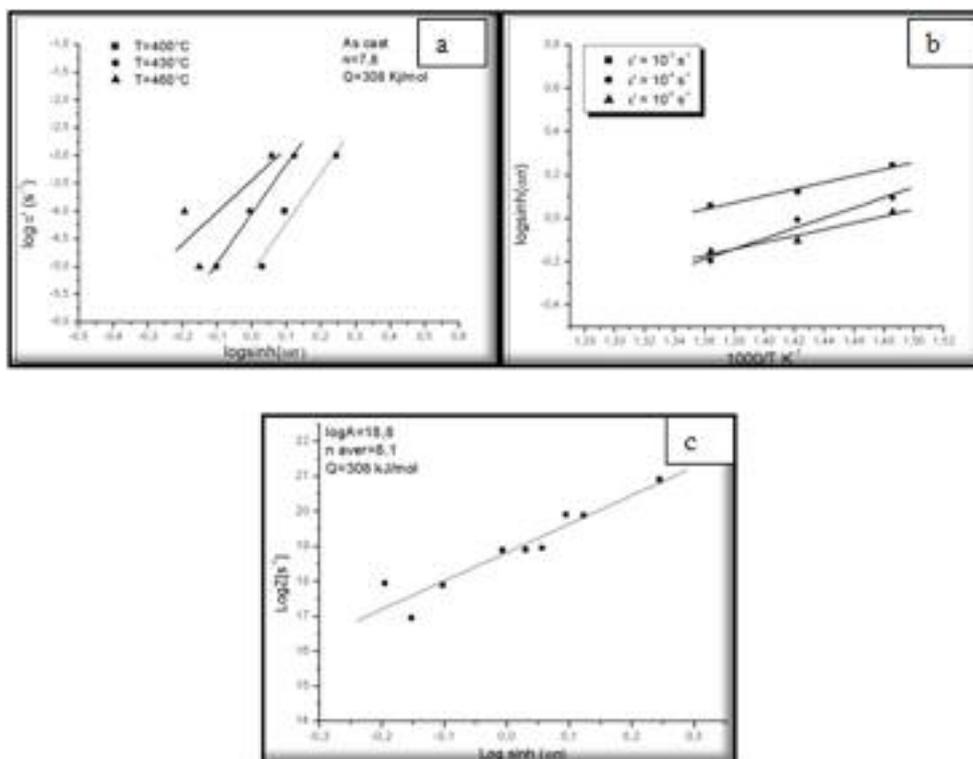


FIG. 8 **Confronto tra i diagrammi $\log[\sinh(\alpha\sigma)]$ vs. $1000/T$ per la lega as cast e omogeneizzata.**

Log[sinh(ασ)] vs. $1000/T$ for both as-cast and homogenized alloys.

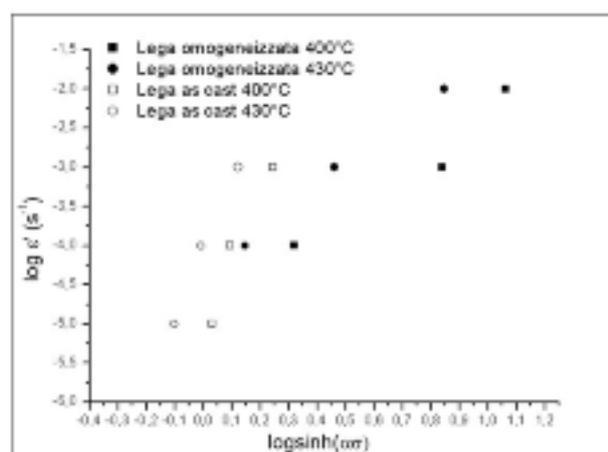


FIG. 9 **Confronto grafici di $\log \dot{\epsilon}$ vs. $\log[\sinh(\alpha\sigma)]$ per la lega as cast e omogeneizzata.**

Log $\dot{\epsilon}$ vs. $\log[\sinh(\alpha\sigma)]$ for both as-cast and homogenized alloys.

Dove R è la costante universale dei gas pari a $8,314 \text{ J/mole K}$ e n ed s sono le medie delle pendenze delle rette dei grafici di $\log \dot{\epsilon}$ vs. $\log[\sinh(\alpha\sigma)]$ a temperatura costante e $\log[\sinh(\alpha\sigma)]$ vs. $1000/T$ a $\dot{\epsilon}$ costante e α è un parametro caratteristico del materiale. Per le leghe di alluminio in letteratura α si assume in genere pari a $0,052 \text{ MPa}^{-1}$ [9,10,11]. Diversi studi riportano un valore di Q per le leghe AlMgSi compreso tra 155 e 321 KJ/mol a seconda dello stato della lega prima della deformazione [19-24]. I valori di energia di attivazione calcolati risultano conformi a quanto riportato in letteratura per le leghe di alluminio della stessa serie di quella investigata [19-24].

Il valore superiore dell'energia di attivazione per la lega as cast può essere spiegato prendendo in considerazione l'effetto della microstruttura sul valore dei parametri n ed s . Per quanto riguarda il parametro s , gli atomi in soluzione solida innalzano lo

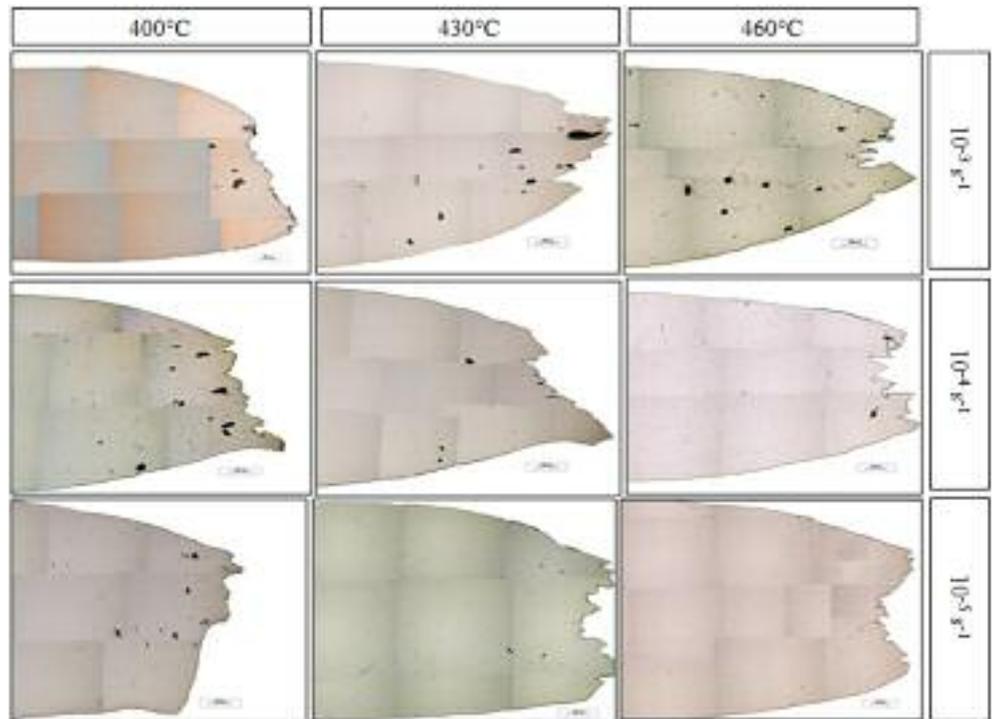
stress a basse T e lo abbassano ad alte T per coalescenza dei precipitati. Per ogni strain rate la resistenza del materiale omogeneizzato è superiore a quella dell' as cast (Fig.8). Il delta si riduce quanto più la prova è lenta, conseguentemente il valore del parametro s dell'omogeneizzato è superiore a quello della lega as cast in ragione di $3,5$ vs $1,9$.

Quanto al valore di n average (Fig. 9), per ogni T la lega omogeneizzata comporta una resistenza superiore all'as cast. La differenza si riduce a basse velocità di deformazione. Risulta dunque che l'omogeneizzato presenta un n average inferiore in ragione di $3,5$ vs $8,1$. Complessivamente quindi, poiché l'incremento di n atteso nell'as cast è superiore, rispetto allo stato omogeneizzato, del decremento di s atteso si ritrovano i valori ricavati per Q . Dal punto di vista micro strutturale, i campioni sottoposti alla prova di trazione nello stato as cast evidenziano il fenomeno

FIG. 10

Micrografie delle sezioni longitudinali prossime alla testa di frattura dei campioni deformati nello stato As cast: è evidente che la cavitazione è favorita da basse temperature e strain rate elevate.

Microstructure of as cast samples after hot tensile test showing cavitation above all at low temperatures and high strain rate.



della cavitazione (Fig.10) che invece non esibisce la lega omogeneizzata. Tale fenomeno a parità di velocità di deformazione è favorito da T di trazione basse cioè da un basso grado di recupero ed è imputabile a concentrazione di stress su precipitati o composti intermetallici. Inoltre per tutte le temperature considerate la cavitazione è favorita da velocità di deformazione elevate. All'aumentare della T e al diminuire della strain rate è infatti favorita la dissoluzione dei precipitati e conseguentemente è ridotto il loro effetto sulla cavitazione, che così diminuisce [8].

CONCLUSIONI

Le principali conclusioni di questo studio sono riassunte di seguito:

- La microstruttura della lega as-cast è caratterizzata dalla presenza di segregazione interdendritica, intermetallici Al-Fe-Si di tipo β e precipitati Mg_2Si anch'essi di tipo β . Il trattamento di omogeneizzazione a 585°C per 7 ore secondo la pratica industriale comporta una completa dissoluzione dei precipitati Mg_2Si , una conversione quasi totale della fase intermetallica Al-Fe-Si da β ad α ed una riduzione della durezza del 25%.
- Le prove di trazione a caldo evidenziano che la resistenza della lega omogeneizzata è sempre superiore a quella del materiale nello stato as cast e, per ogni T, poi la duttilità as cast alla più alta strain rate ($10^{-3}s^{-1}$) è sempre superiore a quella dell'omogeneizzato proprio per il fatto che la solubilizzazione dei composti riduce fortemente il recupero: nelle leghe di alluminio ciò comporta una perdita di duttilità e un incremento di resistenza.
- L'analisi alle equazioni costitutive fornisce $Q=240$ kJ/mol e $Q=308$ kJ/mol rispettivamente per la lega omogeneizzata ed as cast. Infatti gli atomi in soluzione solida aumentano lo stress a basse T e lo abbassano ad alte T in seguito alla coalescenza dei precipitati ciò comporta per il materiale omogeneizzato un forte decremento del parametro n atteso e un leggero incremento di s atteso rispetto all'as cast: conseguentemente il valore dell'energia di attivazione risulta inferiore.
- La deformazione a caldo produce il fenomeno della cavitazione solo per la lega as cast. Esso è favorito da basse temperature

e da elevate velocità di deformazione: entrambi questi aspetti infatti limitano sia il recupero che la dissoluzione dei precipitati Mg_2Si di tipo β (i quali favoriscono sia la concentrazione di stress che lo scorrimento dei bordi di grano) incrementando così la porosità.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- [1] I. J. POLMEAR "Light alloys - Metallurgy of light metals" 3a edizione. Edward Arnold. Londra (1981)
- [2] J. VAN LANGKRUIS, W.H. KOOL, C.M. SELLARS, M.R. VAN DER WINDEN, S. VAN DER ZWAAG, J. Mater. Science A 299, 105-115
- [3] H.TANIHATA, T. SUGAWARA, K. MATSUDA, S. IKENO, J. Mater. Science 34, (1999), 1205
- [4] O. REISO, O.SIOHUM, U. TUNDAL, J.E.HAFSAS in: R.I. Werner (Ed), Proceedings of the Sixth International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Chicago, Vol.I, April 1996, Aluminum Extruders Council, Flagstaff, 1996, 1
- [5] BRUCEL BIROL, Journal of Materials Processing Technology. Volume 148, Issue 2 (2004). 250-258
- [6] D.H. BRATLAND, O. GRONG, H. SHERCLIFF, O.R. MYHR, S. TJOTTA, Acta Mat. 45 (1997), 1
- [7] S.ZAJAC, B. BEMGTSSON, A.JOHANSSON, L.O. GULLMAN, Mater. Sci. Forum 397 (1996), 217-222
- [8] H.J. MCQUEEN, Mater. Sci. Forum 604-605 (2009) 285-320
- [9] P.D. NICOLAU, S.L. SEMIANTIN, Scripta Mat. 48, (2003) 345-349
- [10] P.D. NICOLAU, S.L. SEMIANTIN, Acta Mat. 51, (2003) 613-623
- [11] P.A.FRIEDMAN AND W.B. COPPLE, Z.J in A. Beaudoin, T.A. Bieler B. Radhakrishnan (EDS), Hot deformation of Aluminum alloys III, 2003, 211-219
- [12] P. LEO, E. CERRI, 'Atti del 32° Convegno AIM Ferrara 24-26 settembre 2008, CD Rom mem. 88 Editore: Associazione Italiana di Metallurgia AIM 2008 ISBN 8885298672
- [13] P. LEO, E. CERRI, Atti del 32° Convegno AIM Ferrara 24-26 settembre 2008, CD Rom mem 89, Editore: Associazione Italiana di Metallurgia AIM 2008 ISBN 8885298672
- [14] Y HUANG, C XU, M FURUKAWA, Z HORITA, "Hot Deformation of Aluminum Alloys III". Z. Jin, A. Beaudoin, TA Bieler and B. Radhakrishnan, Editors.
- [15] GEORGE E.DIETER "Mechanical metallurgy". 3a edizione McGraw-Hill. Capitoli 9,15.
- [16] 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.
- [17] H.J. McQUEEN AND J.J. JONAS in C.Q. Chen et Al (eds) , Aluminum alloys 90 (Icaa2) Beijing, 1990, pp.727-742
- [18] 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
- [19] H.J.McQUEEN, N.D. RYAN, Mat. Science and Eng. A322(2002) 43-63
- [20] E.M. HERBA, H.J. McQUEEN. Materials Science and Engineering A 372 (2004), 1-14
- [21] H.J.McQUEEN, M.J. LEE, Light Metals 2000: J. Kazadi et al.(Eds), Met. Soc.CIM, Montreal (2000) 529-538
- [22] S. GOURDET, C. CHOVEL, H.J. McQUEEN, Aluminum Trans.3 (2001),59-68
- [23] B. VERLINDEN, A. SUHADI, L. DELAEY, Ser. Met. Mat 28 (1993), 144-146
- [24] P. SAKARIS, H.J. McQUEEN in : L.Arnberg, E. Nes, O. Lohne, N. Ryum (Eds.), Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties- Proceedings ICAA3, Vol.2, NHT-Sinteff, Trondheim, Norway, 1992, 276-281

Abstract

Hot tensile behaviour of a 6060 alloy in the as-cast and heat treated state

Keywords: aluminum alloy, hot deformation, heat treatment, tensile test

In the present study a 6060 alloy has been investigated from microstructural and mechanical point of view. Particularly the microstructure of the alloy has been analyzed in the as-cast state and after homogenization treatment.

The microstructures of the as received alloy exhibit interdendritic segregation and very large grain size. Intermetallic particles type β -Al-Fe-Si type and particles Mg_2Si β -phase too have been detected by optical and SEM with IXRF analysis. In fact the contents of Fe in the alloy together with of solidification rate give β -Al-Fe-Si elongated intermetallic. The average microhardness value in the as-cast state exhibit the same value of about 42 HV_{0.5} along the billet diameter. Electrical conductivity value of 28,21 ± 0,04 [MS/m] is constant too.

The homogenization treatment lead to a lower microhardness of 10 points after 7 hours with respect to the as-cast (from 42 HV to 32HV). The dissolution of Mg_2Si particles should be completed at 500°C and therefore their dissolution is quite quick at 585°C. The decreasing of hardness after 7 hours is therefore due above all to the phase transformation of intermetallic Al-Fe-Si from β (monoclin, elongated) to α (cubic, spheroidal) phase. The lower microhardness improves extrudability and surface quality. Electrical conductivity is constant during heat treatment (28 : 29 MS/m). Comparing the microstructures of the alloy in the as-received state, after 1h, 7 h and 24h of homogenization, there is evident evolution of β -AlFeSi phase towards α -AlFeSi phase; even after 7 h at 585°C the evolution is almost complete.

Hot tensile tests have been performed 400, 430,460 and 490°C and strain rates 10^{-4} , 10^{-3} , 10^{-2} s⁻¹ on homogenized samples (7h at 585°C) and 400°C, 430°C,460°C and strain rates 10^{-5} , 10^{-4} , 10^{-3} s⁻¹ on as-cast samples. At the lowest test temperature the stress-strain curves of homogenized samples show a gradual softening to fracture after a peak of stress. The peak is due to dynamic precipitation (DPN) that harden the alloy during deformation and the softening to coalescence of precipitated particles. At 400°C DPN increase the strength of alloy leading to high stress and low ductility. At the other temperatures a plateau is attained that is lower as temperature T rises and strain rates $\dot{\epsilon}$ falls due to dynamic recovery (DRV) that develops a subgrain structure inside elongated grains.

The ductility of homogenized and as cast alloys rises as T increases. The increment is less evident for the as-cast alloy because the improvement due to rising T is balanced by increasing solute. For each fixed T, ductilities of homogenized alloy change relatively little with $\dot{\epsilon}$ while for as cast the lowest value of ductility is obtained at the lowest strain rate; this is due to the better dissolution of Mg_2Si particle that increase the content of solute. The effect of increasing of solute atoms on ductility is much more evident at high T. Both high T and low $\dot{\epsilon}$ cause more efficient solutionizing that increases the strength of the alloy; therefore the stress peak at the highest temperature (460°C) is higher at 10^{-5} s⁻¹ than at 10^{-4} s⁻¹.

The microstructure of the solutionized sample after hot tensile test do not show evident cavitation phenomena because of higher stress (low ductility) and low particles contents. Cavitation has instead been observed in the as cast samples. Cavitation is favoured by low T that lead to low DRV and is due to stress concentration on intermetallic Al-Fe-Si compounds and large precipitated particle especially on grain boundaries (GB). Moreover for each test T, cavitation increases with strain rate and therefore with ductility. In fact as T increases and strain rate decreases the dissolution of precipitated particles improves and as a consequence their deleterious effect on starting cavitation decreases

The value of activation energy, resulting from constitutive analysis study, agree with historical data on similar alloys. The lower value of activation energy showed from homogenized alloy is due to the role of dissolved atom that increase the stress at low T and reduce the same at high T for coarsening of precipitated particles reducing n average respect to as- cast alloy and therefore the value of activation energy.