POLITECNICO DI TORINO
Repository ISTITUZIONALE

Studio e ottimizzazione del trattamento termico T6 per la lega 7068

Original
Studio e ottimizzazione del trattamento termico T6 per la lega 7068 / Rosso, M., Peter, I., Castella, C.. - In: LA METALLURGIA ITALIANA. - ISSN 0026-0843. - 107:6(2015), pp. 37-43.

Availability:
This version is available at: 11583/2647894 since: 2016-09-11T18:27:41Z

Publisher:
Associazione Italiana di Metallurgia

Published
DOI:

Terms of use:

This article is made available under terms and conditions as specified in the corresponding bibliographic description in the repository

Publisher copyright

(Article begins on next page)

06 September 2026

Studio e ottimizzazione del trattamento termico T6 per la lega 7068

M. Rosso, I. Peter, C. Castella

La lega 7068 è una lega Al-Zn-Mg-Cu oggigiorno ampiamente utilizzata nei settori aeronautico ed automotive per la produzione di componenti meccanici a cui sono richieste eccellenti proprietà meccaniche. Attualmente questa lega viene impiegata anche per realizzare componenti per materiale ed attrezzature specifiche per le attività di arrampicata sportiva. L'obiettivo di questo lavoro è l'ottimizzazione dei parametri del trattamento termico T6 al fine di ottenere le migliori proprietà meccaniche possibili. Lo studio ha previsto la valutazione dell'effetto di due diversi trattamenti termici T6, le cui differenze risiedono nei parametri di solubilizzazione ed invecchiamento utilizzati. E' stata valutata l'influenza del trattamento termico sia sulla microstruttura che sulle proprietà meccaniche di alcuni campioni ottenuti attraverso un processo di estrusione. I risultati ottenuti sono stati confrontati con quelli di campioni, sempre ottenuti per estrusione, ma sottoposti solamente ad un trattamento di ricottura. Attraverso l'analisi dei risultati ottenuti sono stati individuati i parametri ottimali del trattamento termico T6 adatti per conseguire una eccellente resistenza meccanica.

Parole chiave: Alluminio e Leghe - Trattamenti termici - Estrusione - Caratterizzazione materiali - Microscopia elettronica - Prove meccaniche

INTRODUZIONE

Le leghe della serie 7xxx sono largamente utilizzate nell'industria aerospaziale e nell'industria automobilistica per la produzione di componenti meccanici in virtù delle loro ottime proprietà quali bassa densità, alta resistenza specifica, tenacità , buona resistenza alla fatica, resistenza alla corrosione ed infine lavorabilità a caldo. Inoltre queste leghe possono essere sottoposte a trattamento termico così da poter raggiungere elevate proprietà meccaniche grazie al meccanismo di rafforzamento per precipitazione [1-2]. Il meccanismo di precipitazione di queste leghe è stato ampiamente studiato e la sequenza di precipitazione consiste nelle seguenti fasi [1-3]:
soluzione solida ⟶ zone GP (Guinier-Preston);
coerenti ⟶ precipitati η' (MgZn);
semicoerenti ⟶ precipitati η ($MgZn_2$) incoerenti.
Le zone GP costituiscono i precipitati che si formano durante le prime fasi del trattamento termico e secondo alcuni studi ne esistono due differenti tipi, indicate come GPI e GPII, che differiscono tra loro esclusivamente nella struttura [4]. Queste due tipologie di zone di Guinier-Preston rappresentano i precursori dei precipitati metastabili η', i quali sono semicoerenti con la matrice di alluminio. L'effetto di rafforzamento per le leghe Al-Zn-Mg-Cu è dovuto alla presenza delle zone GP e dei precipitati η' [5, 6, 7].
Una lega della serie 7xxx (Al-Zn-Mg-Cu) estremamente interessante è la lega 7068 che è stata sviluppata a metà degli anni '90 come alternativa alla lega 7075 [8], rispetto alla quale presenta migliori proprietà meccaniche: carico di snervamento superiore di circa il 30%, buona duttilità ed una resistenza alla corrosione simile a quella della lega 7075. Questa lega inoltre mantiene buone proprietà meccaniche anche ad elevate temperature. La richiesta continua, da parte del settore automobilistico ma soprattutto aeronautico ed aerospaziale, di proprietà meccaniche sempre più elevate ha determinato lo studio e lo sviluppo di nuovi trattamenti termici con l'obbiettivo di raggiungere valori sempre più elevati di resistenza meccanica. Tra i vari trattamenti termici studiati, per le leghe della serie 7xxx, vi sono trattamenti T6 a singolo stadio di invecchiamento, trattamenti T7X a due stadi di invecchiamento ed inoltre trattamenti a tre stadi di invecchiamento RRA (retrogression and re-ageing) [2-3-9]. Il trattamento termico T6 avendo una durata media di circa 24 ore, contro le 48 ore richieste generalmente per un trattamento RRA, rappresenta la soluzione economicamente più vantaggiosa. Fondamentali in un trattamento termico sono i parametri adottati, infatti le temperature ed i tempi di solubilizzazione e di invecchiamento sono determinanti nel controllo della solubilizzazione degli elementi in lega e nella succes-

Mario Rosso, Ildiko Peter, Christian Castella
Politecnico di Torino, Dipartimento Scienza Applicata e Tecnologia ALTO – Metallurgy Group ALessandria Campus & Torino
Corso Duca degli Abruzzi, 24, Torino, Italia

COMPOSIZIONE CHIMICA										
Percentuale in peso (%)	Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Si	Cr	Ti	Zr	Altri elementi
Min.	7.3	2.2	1.6						0.05	
Max	8.3	3.0	2.4	0.10	0.15	0.12	0.05	0.10	0.15	0.05

Tab. 1 - Composizione chimica della lega 7068 (% in peso).

Tab. 1 - Chemical composition of 7068 aluminum alloy (wt%).

siva precipitazione dei precipitati di rafforzamento. Tra i precipitati quelli con alta energia interfacciale tendono a precipitare lungo i bordi di grano causando infragilimento del materiale mentre quelli con bassa energia interfacciale sono caratterizzati da una facile nucleazione e presentano una distribuzione omogenea ed una buona resistenza all'ingrossamento alle elevate temperature [10]. Nello specifico la lega 7068 presenta elevati contenuti sia di Zn che di Mg entrambe elementi con una elevata solubilità nell'alluminio, il che consente la formazione dei precipitati η responsabili delle elevate proprietà meccaniche di questa lega. Non solo attraverso i trattamenti termici è possibile aumentare la resistenza meccanica delle leghe, infatti aumentando il contenuto di Cu e di Zr è possibile aumentare le proprietà meccaniche, delle leghe della serie 7xxx, tramite rafforzamento per soluzione solida. Questi elementi possono incrementare la stabilità delle zone di Guinier-Preston e coadiuvare la precipitazione dei precipitati $MgZn_2$ nella matrice di alluminio. Elevati contenuti di Zr possono dare origine alla formazione di precipitati Al_3Zr, coerenti con la matrice di α-Al, i quali stabilizzano la struttura cristallina e prevengono la ricristallizzazione [11-12]. Recentemente per soddisfare la richiesta crescente, da parte soprattutto del settore aeronautico, di leghe di alluminio con proprietà meccaniche sempre più elevate, adatte per realizzare componenti strutturali, nuove tecniche tra cui il mechanical machining (MA) sono state studiate al fine di ottenere leghe di alluminio nanocristalline con una elevata resistenza meccanica[13-6].
L'obbiettivo di questo lavoro di ricerca consiste nell'ottimizzazione dei parametri del trattamento termico T6, ovvero tempi e temperature di solubilizzazione e di invecchiamento, al fine di ottenere per la lega 7068 elevate proprietà meccaniche ed un contenimento dei costi del trattamento termico direttamente correlabile ai costi di produzione.

MATERIALE E METODI

La lega studiata in questo lavoro è la lega di alluminio 7068 la cui composizione chimica è riportata nella tabella 1. Campioni di questa lega, ottenuti tramite un processo di estrusione, sono stati sottoposti a due differenti trattamenti termici T6 di cui in tabella 2 si riportato i parametri adottati. Alcuni campioni sono stati sottoposti esclusivamente ad un trattamento di ricottura, condotto a 410°C per 4 ore, in modo tale da poter confrontare le differenze esistenti sia dal punto di vista microstrutturale sia dal punto di vista meccanico tra campioni semplicemente ricotti e campioni trattati termicamente. Inoltre si è cercato di valutare quale dei due trattamenti T6 consenta di raggiungere le migliori proprietà meccaniche.

Trattamento termico	Solubilizzazione	Tempra	Invecchiamento artificiale
T6-A	475 °C per 30 min	in acqua a T ambiente	135 °C per 15 ore
T6-B	470 °C per 45 min	in acqua a T ambiente	120 °C per 24 ore

Tab. 2 - Parametri dei due trattamenti termici T6 adottati.

Tab. 2 - Parameters of the two adopted T6 heat treatments.

Lega 7068	Trattamento termico
Campioni serie 1	Ricottura
Campioni serie 2	T6-A
Campioni serie 3	T6-B

Tab.3 - Differenti campioni analizzati in questo studio.

Tab.3 - Different samples analyzed in this study.

I campioni analizzati in questo lavoro sono stati indicati così come riportato in tabella 3.
La microstruttura dei campioni inglobati in resina fenolica, preparati attraverso procedure standard di levigatura e lucidatura ed attaccati con reagente Keller per 15 secondi, è stata osservata mediante microscopio ottico (OM, MeF4 Reichart-Jung) ed microscopio elettronico a scansione SEM (SEM, Leo 1450VP), equipaggiato con una sonda EDS (EDS, Oxford microprobe) utilizzata per le analisi composizionali. Questi stessi strumenti sono stati impiegati anche per analizzare le superfici di frattura dei campioni sottoposti a prova di trazione, al fine di individuare difetti la cui presenza ha influito negativamente sulla resistenza meccanica dei campioni.
Le caratteristiche meccaniche dei campioni sono state valutate tramite di prove di trazione, effettuate con una macchina (Dynamometer Zwick Z100 tool) con una cella di carico da 100 KN ed una velocità di deformazione di 10 mm/min ed attraverso prove di microdurezza Vickers (Volpert DU01 tester) condotte utilizzando un carico di 300 gf ed un tempo di applicazione del carico di 15 secondi.

L'analisi ai Raggi X, eseguita utilizzando un diffrattometro (PANanalytical con Cu K_α = 1.5418 A^0), è stata usata per individuare le fasi e quindi i precipitati di rafforzamento formatisi nei campioni a seguito dei trattamenti termici T6.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Analisi microstrutturale

Una microstruttura fibrosa e non ricristallizzata consente di ottenere una elevata resistenza meccanica, una buona resistenza alla fatica ed una buona resistenza alla stress corrosion cracking ed è la microstruttura che si cerca di ottenere con i processi di estrusione. Tuttavia in alcuni casi campioni sottoposti ad estrusione sono soggetti ad un fenomeno di ricristallizzazione che da origine a difetti quali il peripheral coarse grain structure (PCG). Questo difetto rappresenta uno dei principali difetti che si possono ottenere in campioni in lega di alluminio sottoposti ad un processo estrusione a caldo e genera nel centro della sezione trasversale, dei campioni estrusi, una microstruttura con grani non ricristallizzati e deformati lungo la direzione di estrusione mentre nella zona prossima alla superficie esterna una struttura completamente ricristallizzata con grani di grandi dimensioni. Il PCG determina un decadimento delle proprietà meccaniche dei campioni estrusi quali resistenza meccanica, tenacità alla frattura e resistenza alla stress corrosion cracking. Questo fenomeno è dovuto alla interazione di vari fattori quali composizione chimica delle lega e condizioni di estrusione (velocità del pistone, temperatura della billetta e condizioni di raffreddamento) [14-15]. Attualmente le possibili soluzioni proposte per prevenire la formazione del PGC sono quelle di utilizzare un contenuto di Zr di circa 0.2%wt insieme, ove necessario, ad un trattamento di omogeneizzazione ottimizzato [16]. Come si può notare dalle micrografie riportate in figura 1, in tutti i campioni analizzati in questo lavoro, è stato individuato il difetto del PCG. Tale difetto presenta uno spessore medio di circa 650 µm nei campioni della serie 1, di circa 600 µm nei campioni serie 3 ed infine di circa 900 µm per quanto riguarda i campioni serie 2.

L'immagine riportata in figura 2 mostra una particella che dall'analisi EDS risulta essere una particella ricca di Cu. Questo tipo di particelle, con una dimensione media di alcuni micron, sono state individuate in tutte e tre le tipologie di campioni analizzati, come si può notare dalle micrografie ottenute al SEM riportate in figura 3. Si è osservato che i campioni della serie 2, sottoposti al trattamento termico T6-A, mostrano un minor quantitativo di queste particelle ricche di Cu rispetto ai campioni delle serie 1 e 3.

Queste particelle di Cu hanno influito negativamente sulle proprietà meccaniche della lega. Da una prima analisi si deduce che queste particelle potrebbero essere eliminate incrementando il tempo della solubilizzazione, con alcuni accorgimenti: infatti è necessario utilizzare una temperatura, per la solubilizzazione, non superiore ai 485°C in modo tale da evitare la fusione incipiente delle fasi ricche di Cu [2]. Questo perché le fusioni incipienti possono dare

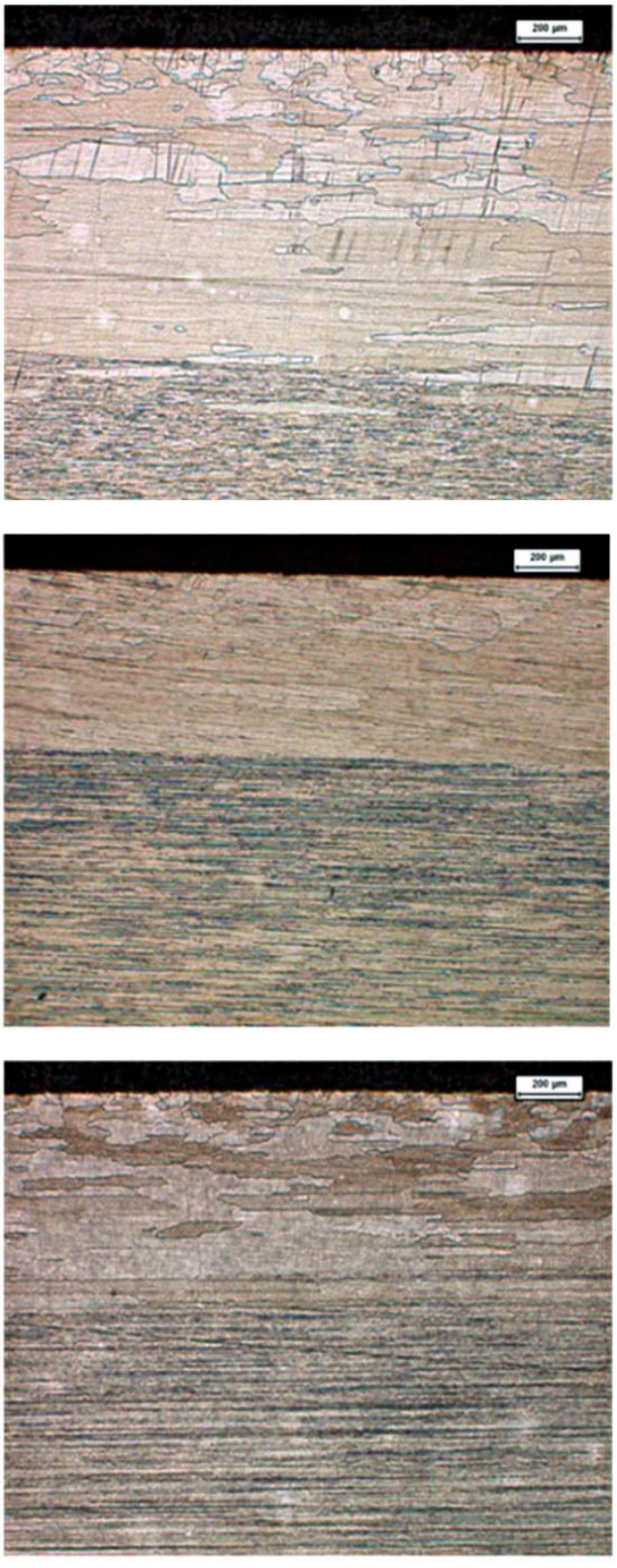

Fig. 1 - Micrografie ottiche della sezione trasversale dei campioni: a) campione serie 1; b) campione serie 2 e c) campione serie 3 (50x).

Fig. 1 - Optical micrographs of the transverse section of samples: a) sample series 1; b) sample series 2 and c) sample series 3 (50x).

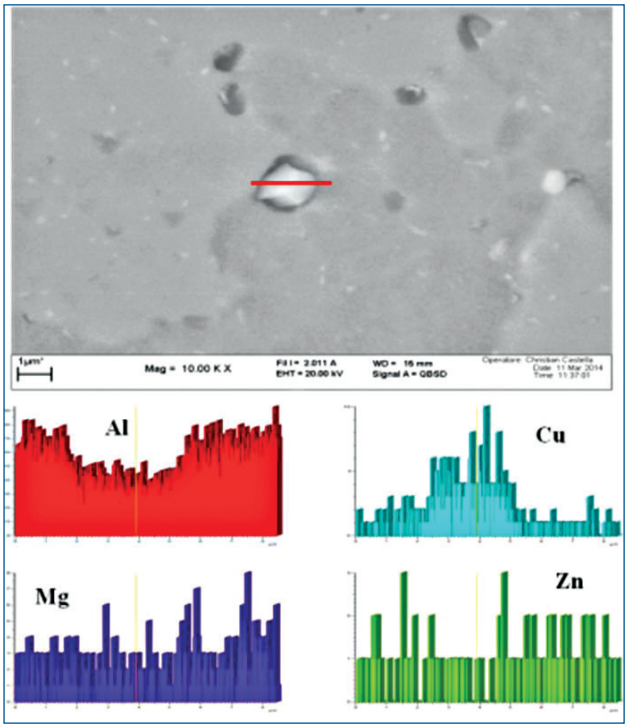

Fig. 2 - Micrografia SEM ed analisi EDS di una particella ricca di Cu individuata in tutte e tre le tipologie di campioni analizzati.

Fig. 2 - SEM micrograph and EDS results of one Cu-rich particle detected in all the samples analyzed.

origine a distorsioni e ridurre la resistenza meccanica della lega. La figura 4 riporta gli spettri di diffrazione ai Raggi X. Si può osservare la presenza del segnale a maggior intensità relativo alla presenza della matrice di α-Al in tutte e tre le tipologie di campioni analizzati ed inoltre nei campioni delle serie 2 e 3, sottoposti ai trattamenti termici T6-A e T6-B rispettivamente, è stato individuato il segnale di diffrazione dovuto alla presenza dei precipitati di rafforzamento $MgZn_2$. L'intensità del segnale, relativo a questi precipitati $MgZn_2$, risulta essere più intenso nei campioni della serie 3 rispetto ai campioni della serie 2, questo perchè l'invecchiamento artificiale è stato condotto per un tempo più lungo.

Proprietà meccaniche

Valori di durezza superiori, come si può osservare nel grafico di figura 5, sono stati ottenuti per i campioni delle serie 2 e 3 rispetto ai campioni della serie 1, questo perchè i campioni sottoposti a trattamento termico contengono i precipitati indurenti $MgZn_2$. I valori di durezza dei campioni della serie 2 e della serie 3 sono del tutto confrontabili tra loro, indicando che condurre l'invecchiamento per tempi lungi, 24 ore a 120°C (T6-A) come nel caso dei campioni della serie 3, contro 15 ore a 135°C di invecchiamento (T6-B) per i campioni della serie 2, non determina nessun miglioramento dei valori di durezza. Questo è dovuto al fatto che per tempi di invecchiamento lunghi i precipitati di rafforzamento sono soggetti ad un fenomeno di ingrossamento delle dimensioni.

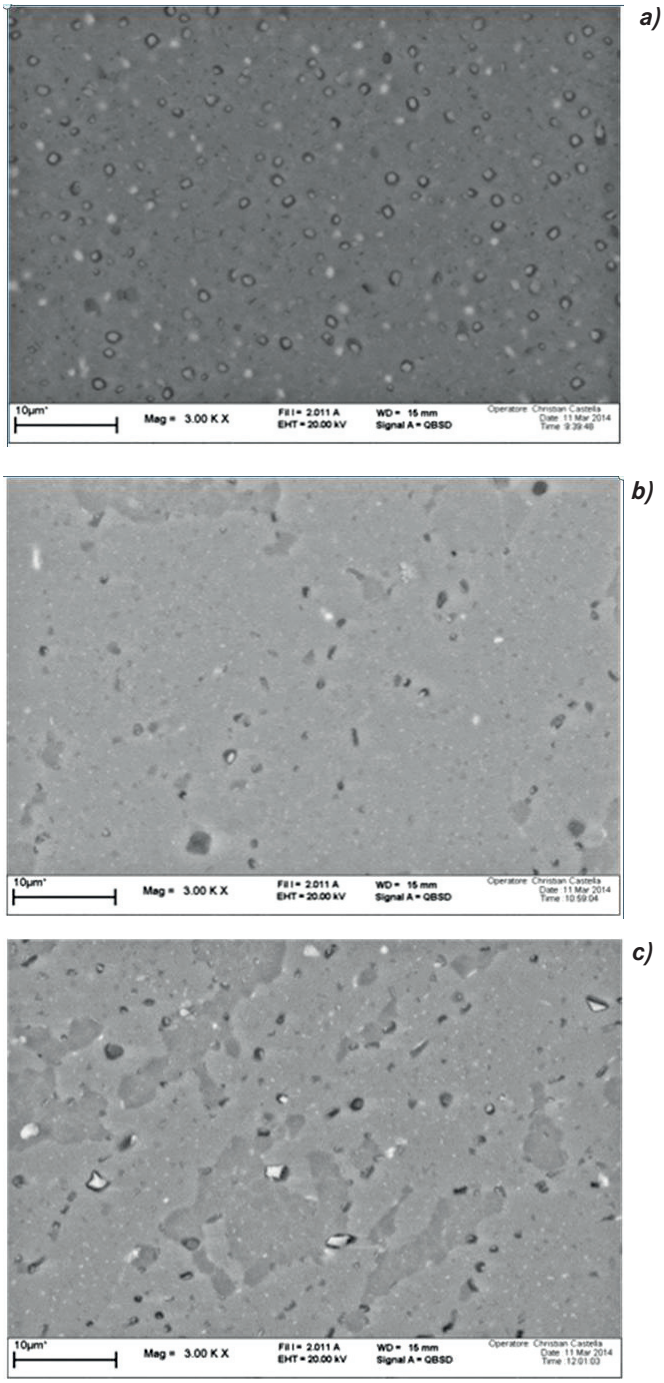

Fig. 3 - Micrografie SEM dei campioni: a) campione serie 1; b) campione serie 2 e c) campione serie 3.

Fig. 3 - SEM micrographs of the samples: a) sample series 1; b) sample series 2 and c) sample series 3.

Questo fenomeno di coalescenza dei precipitati di rafforzamento influisce in maniera deleteria sulle proprietà meccaniche della lega, infatti i campioni della serie 2 presentano, sia valori del carico di snervamento sia del carico di rottura, superiori a 600 MPa mentre i campioni della serie 3 presentano valori inferiori a 600 MPa (vedi tabella 4). Entrambe i trattamenti termici consentono di ottenere una resistenza meccanica di molto superiore a quella dei campioni della serie 1, sottoposti esclusivamente ad una

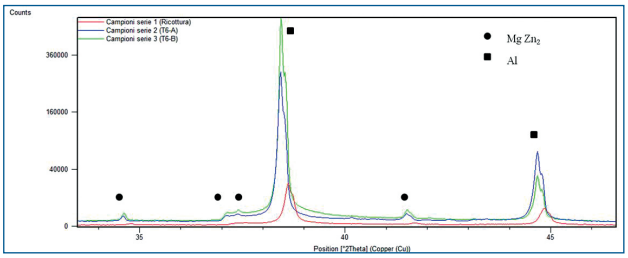

Fig. 4 - Spettri di diffrazione ottenuti ai raggi X.

Fig. 4 - X-Ray diffraction pattern.

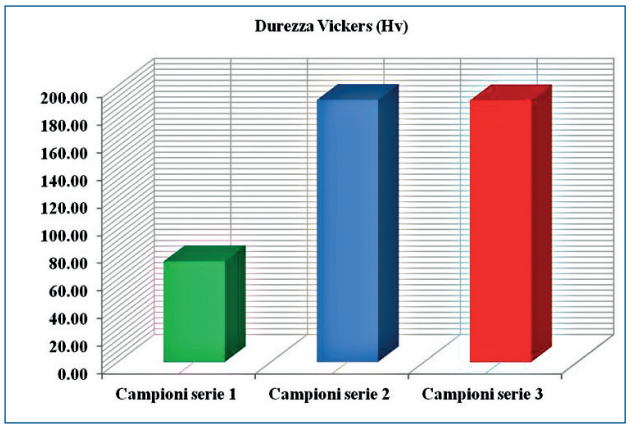

Fig. 5 – Risultati delle misure di microdurezza Vickers.

Fig.5 – Results of the Microhardness Vickers measurements.

ricottura. Questo è attribuibile al fatto che a seguito del trattamento termico precipitano le zone di GP (Guinier-Preston) ed i precipitati η' di dimensioni nanometriche, che costituendo un ostacolo al movimento delle dislocazioni, consentono di incrementare la resistenza meccanica della lega. Il trattamento termico T6-A consente di ottenere proprietà meccaniche di circa il 10% superiori a quelle ottenibili con il trattamento T6-B ed inoltre permette di conseguire una riduzione dei costi grazie ad un invecchiamento di 15 ore contro le 24 ore del trattamento T6-B.

Le superfici di frattura dei campioni sottoposti alla prova di trazione sono state analizzate al SEM. I campioni delle tre serie analizzate presentano, come si può osservare dalle immagini riportate in figura 6, una superficie di frattura prevalentemente duttile, caratterizzata dalla presenza di dimples fini, dovuti alla precipitazione di fasi indurenti. Tali dimples mostrano una dimensione media di circa 5 µm nei campioni della serie 1, molto maggiore rispetto alla dimensione media che i dimples stessi hanno nei campioni delle serie 2 e 3, inferiore ad 1µm.

Precipitati Al-Zn-Cu-Fe-Mg sono stati individuati nelle superfici di frattura dei campioni delle serie 2 e 3 come riportato nelle immagine SEM di figura 7.

Alcune bande di slittamento (slip bands), formatesi durante il processo di deformazione plastica, sono state individuate nelle superfici di frattura dei campioni delle serie 2 e 3, come risulta dalla figura 8. Infatti l'elevata resistenza meccanica, dei campioni sottoposti ai due trattamenti termici T6-A e T6-B, è tale da giustificare la presenza di una

Campioni	E [GPa]	$Rp_{0,2}$ [MPa]	Rm [MPa]
Serie 1	71.78	164.69	240.02
Serie 2	72.73	632.12	636.37
Serie 3	76.17	572.76	581.60

Tab. 4 - Proprietà meccaniche dei campioni analizzati.

Tab. 4 - Mechanical properties of the analyzed samples.

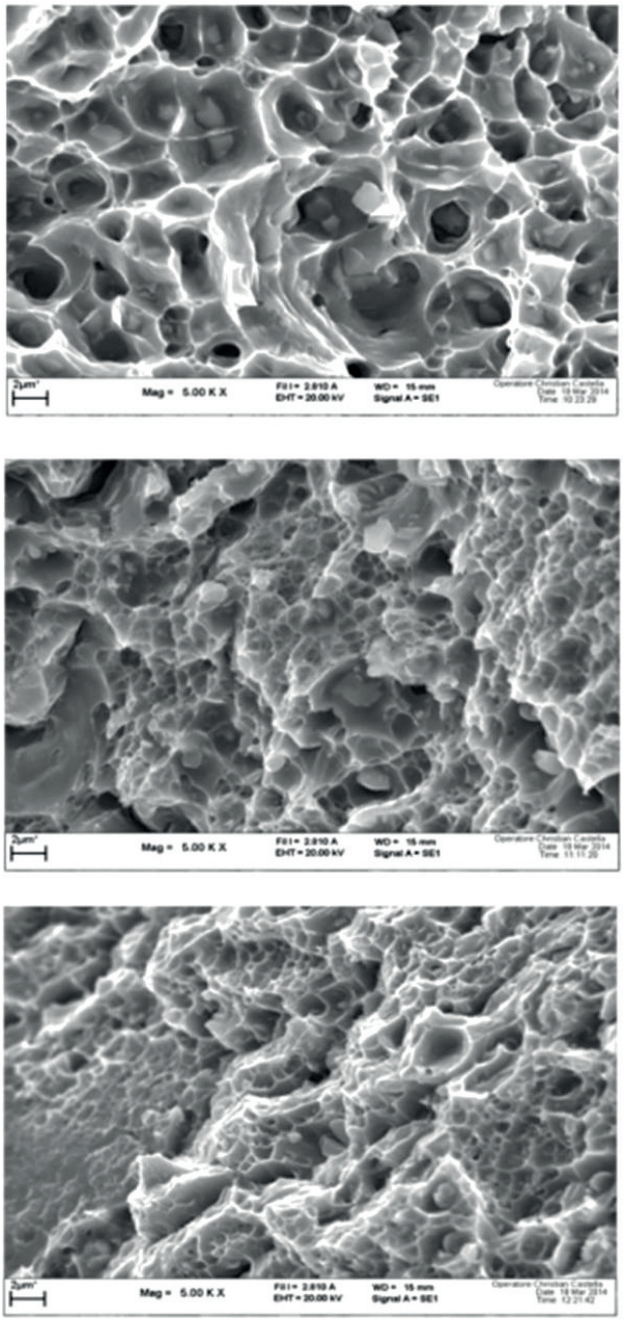

Fig. 6 - Immagini SEM delle superfici di frattura dei campioni : a) campione serie 1; b) campione serie 2 e c) campione serie 3.

Fig. 6 - SEM images of the fracture surfaces of: a) sample series 1; b) sample series 2 and c) sample series 3.

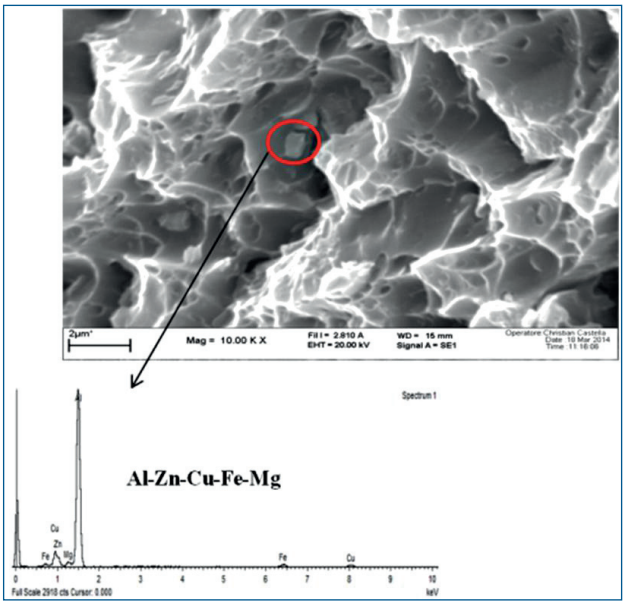

Fig.7 - Immagine SEM della superficie di frattura in cui è visibile un intermetallico Al-Zn-Cu-Fe-Mg.

Fig.7 - SEM image of the fracture surface showing a Al-Zn-Cu-Fe-Mg intermetallic particle.

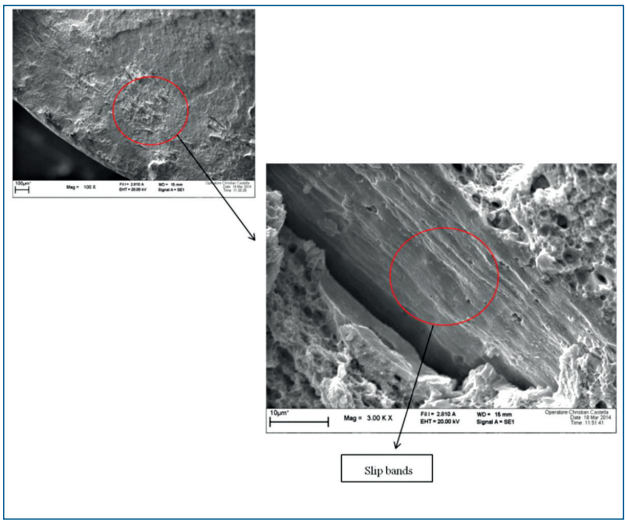

Fig. 8 - Immagini SEM di bande di slittamento individuate nelle superfici di frattura di alcuni campioni delle serie 2 e 3.

Fig.8 - SEM images showing the slip bands detected into the fracture surfaces of some samples of series 2 and 3.

deformazione plastica così severa. Infine si può osservare, nelle immagini SEM di figura 9, che nelle superfici di frattura analizzate di vari campioni delle serie 2 e 3, sono state trovate alcune cricche, probabilmente causate da significativi cambiamenti microstrutturali in seguito alla deformazione.

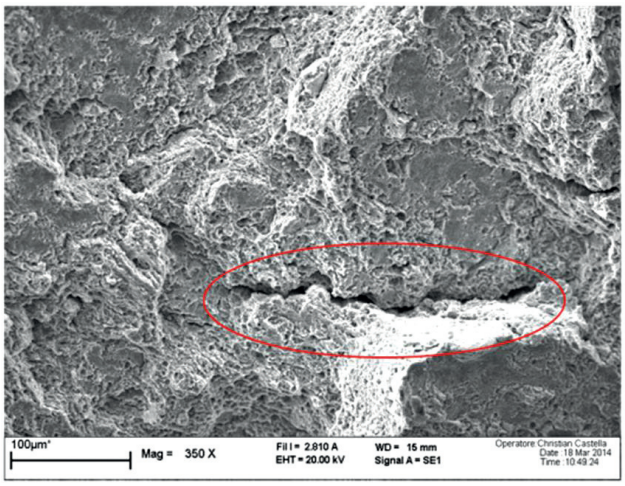

Fig. 9 - Immagine SEM di cricche individuate nelle superfici di frattura di alcuni campioni delle serie 2 e 3.

Fig.9 - SEM images showing the presence of cracks individuated into the fracture surfaces of some samples of series 2 and 3.

CONCLUSIONI

In questo lavoro è stato studiato l'effetto che due diversi trattamenti termici T6, indicati come T6-A e T6-B, hanno avuto sulle caratteristiche microstrutturali e sulle proprietà meccaniche della lega 7068. L'obbiettivo è stato quello di individuare dei parametri ottimali per il trattamento termico, tali da consentire di incrementare la resistenza meccanica della lega e permettere, allo stesso tempo, di ridurre i costi di produzione. Le conclusioni che possono essere tratte dai risultati fino ad ora ottenuti in questo studio sono:

1) In tutti i campioni analizzati è stato individuato il difetto del peripheral coarse grain structure; tale difetto potrebbe essere ridotto modificando la composizione chimica della lega attraverso l'aggiunta di Zr ed attraverso l'applicazione di un trattamento di omogeneizzazione ottimizzato;
2) Particelle ricche di Cu, che hanno influito negativamente sulle proprietà meccaniche dei campioni, sono state rilevate nelle tre serie di campioni analizzati. Queste particelle potrebbero essere eliminate incrementando i tempi della solubilizzazione dei due trattamenti termici T6 applicati (T6-A e T6-B);
3) I campioni sottoposti ai trattamenti termici T6-A e T6-B presentano i precipitati indurenti ($MgZn_2$) assenti nei campioni della serie 1 sottoposti solo a ricottura;
4) Il trattamento termico T6-A consente di ottenere valori di durezza simili a quelli raggiunti grazie al trattamento T6-B ma proprietà meccaniche superiori di circa il 10%. Questo poichè a causa di un tempo di invecchiamento superiore (24 ore contro le 15 del T6-A), i precipitati di rafforzamento a seguito del T6-B sono soggetti ad un fenomeno di coalescenza il che è dannoso per la resistenza meccanica;
5) Tutti i campioni analizzati presentano una superficie

di frattura prevalentemente duttile caratterizzata dalla presenza di dimples fini, dovuti alla precipitazione di fasi indurenti;

6) Nelle superfici di frattura dei campioni delle serie 2 e 3 sono stati individuati precipitati Al-Zn-Cu-Fe-Mg ed alcune bande di slittamento, la cui presenza è giustificata dall'elevata resistenza meccanica raggiunta dai campioni sottoposti a trattamenti termici T6-A e T6-B;
7) Alcune cricche dovute a cambiamenti significativi della microstruttura sono state individuate nelle superfici di frattura dei campioni delle serie 2 e 3;
8) Il trattamento termico T6-A consente di raggiungere le migliori proprietà meccaniche, mantenendo bassi i costi di produzione attraverso la riduzione del tempo di invecchiamento.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

[1] ZANG JIN-XIN, ZHANG KUN, DAI SHENG-LONG, Trans. Nonferrous Met. Soc. China 22(2012) 2638–2644.
[2] M.F. IBRAHIM, A.M. SAMUEL, F.H. SAMUEL, Materials and Design 57 (2014) 342–350.
[3] TANG JIAN-GUO, CHEN HUI, ZHANG XIN-MING, LIU SHENG-DAN, LIU WEN-JUN, OUYANG HUI, LI HONG-PING, Trans. Nonferrous Met. Soc. China 22(2012) 1255-1263.
[4] BERG L K, GJONNES J, HANSEN V, LI X Z, KNUTSON-WEDEL M, WATERLOO G, SCHRYVERS D, WALLEBERG L R, J. Acta Mater,2001, 49: 3443–3451.
[5] CHINH N Q, LENDVAI J, PING D H, HONO K, J Alloys and Compounds, 2004, 318(1–2): 52–60.
[6] I. PETER, B. VARGA, M. ROSSO, Metalurgia International, pp. 5-9 (2011), Vol. XVI No.4, ISSN 1582-2214.
[7] IULIANA LICHIOIU, I.PETER, BELA VARGA, MARIO ROSSO, J. Mater. Sci. Technol., 2014, 30(4), pp. 394-400,
[8] AMIN AZIMI, ALI SHOKUHFAR, ASHKAN ZOLRIASATEIN, Materials Science&EngineeringA595(2014)124–130.
[9] YAN LIU, DAMING JIANG, BINGQING LI, WENSHU YANG, JIE HU, Materials and Design 57 (2014) 79–86.
[10] I.J. POLMEAR, Aluminium Alloys – A Century of Age Hardening, Materials Forum Volume 28 - Published 2004 Edited by J.F. Nie, A.J. Morton and B.C. Muddle © Institute of Materials Engineering Australasia Ltd.
[11] J.D. ROBSON, P.B.PRANGNELL, Acta Mater. 49(2001) 599–613.
[12] L. LITYŃSKA-DOBRZYŃSKA, J.DUTKIEWICZ, W. MAZIARZ, A. GÓRAL, J. Alloys Compd. 509 (2001)304–308.
[13] S.BERA, S.G. CHOWDHURY, Y. ESTRIN, I. MANNA, J. Alloys Compd. 548 (2013) 257-265.
[14] N. PARSON, C. JOWETT, Proc. 3rd Australian-Pacific Extrusion conference, (2005) 71-80.
[15] N. PARSON, S. BARKER, A. SHALANSKI, C. JOWETT, Proc. 8th Int. Aluminum Extrusion Technology Seminar, vol. 1 (2004) 11-22.
[16] ALI REZA EIVANI, PhD thesis Proefschrift ter verkrijging van de graad van doctor aan de Technische Universiteit Delft, op gezag van de Rector Magnificus prof. ir. K.C.A.M. Luyben, voorzitter van het College voor Promoties, in het openbaar te verdedigen op dinsdag 22 juni 2010 om 12.30 uur.

Study and optimization of the T6 thermal heat treatment for the 7068 aluminum alloy

Keywords: Aluminum and alloys - Thermal treatment - Estrusion - Materials characterization - Electron microscopy - Mechanical tests

7068 aluminum alloy, belonging to the Al-Zn-Mg-Cu system, is currently widely used to produce high performance mechanical components, especially in aeronautical and automotive industries. Equipment for climbing activities requires similar safety standards, and represents another important sector where such alloys find their use.
The goal of this research is to optimize the T6 thermal heat treatment parameters, with the purpose of achieving the highest possible mechanical properties for the considered alloy. To be precise, two T6 thermal heat treatments have been employed with different solution heat treatment and artificial ageing parameters. Specifically, the effect of heat treatment on both the microstructure and the mechanical properties of samples obtained by an extrusion process has been investigated, and the results have been compared to those characterizing samples obtained by extrusion, but only subjected to an annealing treatment. The comparison between the experimental data has allow individuating the most suitable T6 heat treatment parameters that guarantee tracking down excellent mechanical strength.