

Effetto dei trattamenti termici sulle proprietà e sui meccanismi di danneggiamento di leghe di alluminio thixocolate

P. Leo, E. Cerri

In questo lavoro si è studiato l'effetto dei trattamenti termici sulla microstruttura, sulle proprietà meccaniche e sui meccanismi di danneggiamento microstrutturale, indotti mediante deformazione plastica, delle leghe di alluminio A356 e 319 thixocolate.

Il processo di thixocolata conferisce ai getti proprietà meccaniche notevolmente superiori a quelli ottenibili secondo i metodi di colata tradizionali poiché riduce le difettosità ed utilizza una materia prima dalla microstruttura globulare fine ed omogenea. Le caratteristiche meccaniche dei getti thixocolati sono suscettibili poi di ulteriore miglioramento mediante comuni trattamenti termici di invecchiamento artificiale (T5) e solubilizzazione ed invecchiamento artificiale (T6).

Caratteristica comune alle leghe basate sul sistema Al-Si è che il decadimento delle proprietà meccaniche in seguito all'applicazione di uno sforzo è imputabile principalmente alla frattura o decoesione delle particelle di silicio (1). E' stata quindi condotta una analisi statistica del danneggiamento delle particelle di silicio fratturate su provini trattati termicamente e trazionati. I risultati ottenuti hanno individuato nel trattamento T5 un'ottima alternativa al T6 quando la duttilità non sia un requisito essenziale per l'utilizzo di getti thixocolati in lega A356 o 319.

Parole chiave: Al-Si, Thixocolata, T5, T6, UTS

INTRODUZIONE

L'interesse rivolto allo studio dell'effetto dei trattamenti termici sulle proprietà meccaniche delle leghe di alluminio basate sul sistema Al-Si e del loro danneggiamento microstrutturale deriva dal crescente impiego delle stesse in campo strutturale, soprattutto nel settore automobilistico ed aeronautico, che ha imposto un approfondimento sulle loro caratteristiche da parte degli utilizzatori (2).

Il crescente utilizzo delle leghe di alluminio per usi strutturali deriva oltre che dalle intrinseche proprietà di alcune leghe, dall'impiego di tecniche di colata in grado di eliminare le principali difettosità nei getti garantendo al prodotto superiori caratteristiche meccaniche.

E' noto ad esempio che le leghe 319 e A356 thixocolate esibiscono proprietà meccaniche notevolmente superiori a quelle che avrebbero se fossero colate in maniera tradizionale. Tale miglioramento è imputabile alla microstruttura globulare, fine ed omogenea della fase primaria, che è alla base del processo di thixocolata (2,3), alla riduzione delle porosità nel getto e alla riduzione dei fenomeni di cricatura a caldo che tale metodo di colata garantisce (4). Si tratta di una tecnologia che consiste nell'iniezione in uno stampo della lega thixotropica allo stato semisolido (la thixotropia è ottenuta mediante agitazione elettromagnetica o meccanica del fuso) con vantaggi anche dal punto di vista del processo quali la riduzione dei fenomeni di deterioramento degli stampi, la riduzione dei consumi energetici, l'ottenimento di prodotti near net shape.

Sulla duttilità delle leghe A356 e 319 thixocolate si può intervenire con trattamenti di solubilizzazione. Essi attivano infatti fenomeni di sferoidizzazione delle particelle di silicio eutettico che perciò assecondano meglio la deformazione della matrice garantendo maggiore allungamento a rottura e una frattura di tipo prevalentemente duttile (5).

Un forte incremento della resistenza a trazione e dell'UTS di queste leghe è ottenibile mediante trattamenti termici di invecchiamento artificiale (2,6).

In questo lavoro si sono studiati e confrontati gli effetti dei trattamenti termici T5 e T6 sulle proprietà meccaniche e sui meccanismi di danneggiamento microstrutturale indotti da deformazione plastica nelle leghe A356 e 319 thixocolate.

L'analisi del danneggiamento è stata condotta per via statistica mediante conteggio al microscopio ottico delle particelle di silicio fratturate su provini deformati plasticamente. Infatti la frattura e/o decoesione delle particelle di silicio sono i fattori maggiormente responsabili del decadimento delle proprietà meccaniche nelle leghe basate sul sistema Al-Si. In particolare è noto che le particelle di forma allungata si fratturano più frequentemente di quelle sferoidali mentre la dimensione non influenza significativamente il danneggiamento (1, 5).

PARTE SPERIMENTALE

Le leghe A356 e 319 di composizione chimica riportata in Tabella 1, sono state fornite dalla Aluminum Pechiney sotto forma di barrette cilindriche thixocolate lunghe 198mm e 18mm di diametro.

Dalle barrette sono stati ricavati provini cilindrici di 10mm di spessore mediante taglio con troncatrice automatica metallografica e provini di trazione sagomati a sezione rettangolare di 5mm di spessore per elettroerosione. I provini del-

P. Leo, E. Cerri

INFM-Dip. Di Ingegneria dell'Innovazione, Università degli Studi di Lecce

Memoria presentata al 19° Convegno Nazionale Trattamenti Termici, Salsomaggiore, 20-22 maggio 2003

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Pb+Sn	Ti	Sr	Altri	Rem
A356	7.5	0.15	0.03	0.03	0.40	0.03	0.05	0.03	0.20	0.05	0.10	Al
319	5.8	0.13	2.9	0.02	0.3				0.02	0.5p.m.		Al

Tabella 1: Composizione chimica della lega A356 e 319 (wt%)

Table 1: Chemical composition of A356 and 319 alloys (wt%)

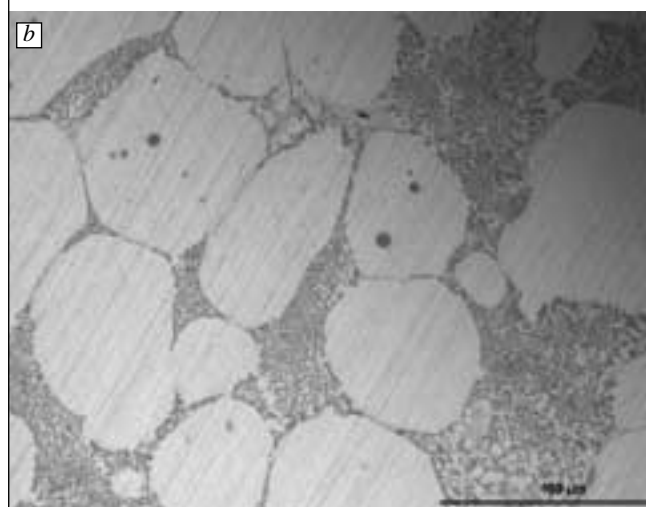
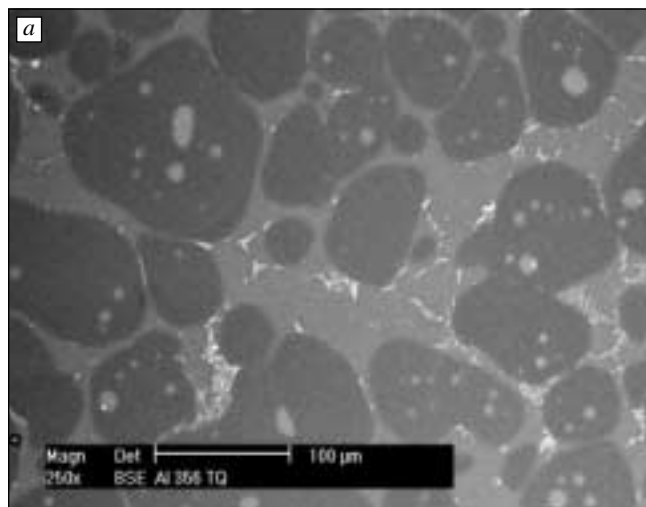


Fig. 1: Microstruttura della lega A356(a) e 319 (b) nello stato as-thixo

Figure 1: Microstructure of as-thixo A356 (a) and A319 (b) alloys

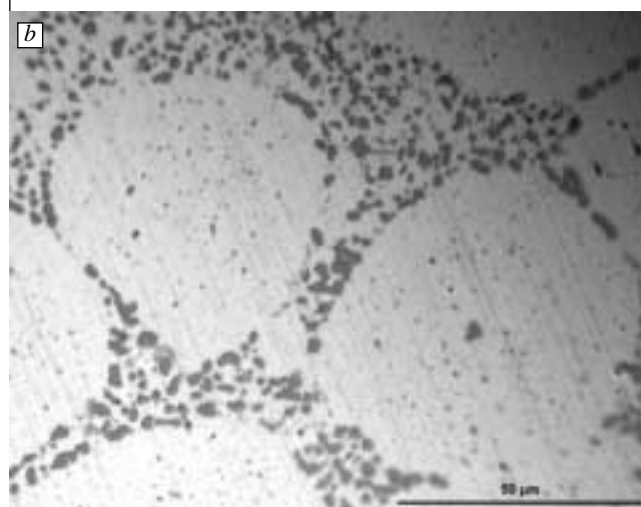
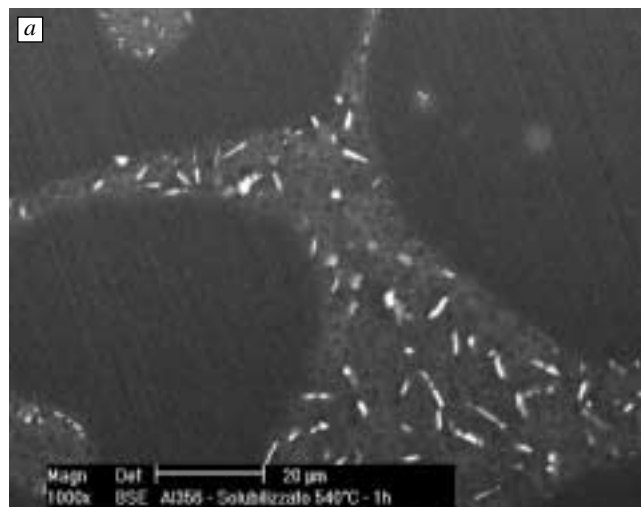


Fig. 2: Microstruttura della lega A356(a) e 319 (b) nello stato solubilizzato rispettivamente a 500°C, 4h e 540°C per 1h.

Figure 2: Microstructure of solutioned A356 (a) and 319 (b) aluminium alloys

la 356 sono stati solubilizzati a 540°C per 1h e a 500°C per 4h quelli della 319, secondo quanto suggerito dalla pratica industriale.

L'invecchiamento è stato eseguito sui provini cilindrici a 160°C e a 200°C per 0.5, 1, 2, 4, 8, 16 e 25 ore mentre quelli di trazione sono stati trattati a 160°C per 1, 4, e 25h.

Le cinetiche di invecchiamento della lega sono state monitorate con misure di durezza (HRF) e di conducibilità elettrica eseguite sulle sezioni delle barrette cilindriche. I valori riportati nei grafici rappresentano la media di dieci misure per ogni condizione ± la deviazione standard.

Le prove di trazione sono state eseguite con una velocità della traversa di 2mm/min su una INSTRON 4507. I provini della 319 sono stati sottoposti sia alla prova di trazione standard che a quella di trazione interrotta a circa il 50% della deformazione a rottura; quelli della 356 sono stati trazionati fino a rottura.

Si è eseguita la preparativa metallografica tradizionale e le osservazioni microstrutturali sono state effettuate al microscopio ottico NIKON EPIPHOT 200 ed al microscopio elet-

tronico a scansione PHILIPS XL 40 dotato di rivelatore EDS.

L'analisi del danneggiamento è stata condotta per via statistica mediante conteggio al microscopio ottico delle particelle di silicio fratturate sui provini deformati plasticamente utilizzando il software LUCIA G per l'analisi dell'immagine. La zona di osservazione considerata ai fini del danneggiamento si estende al tratto utile per i provini sottoposti alla prova di trazione interrotta e ad una delle due parti derivanti dalla prova di trazione standard per gli altri.

La frequenza di danneggiamento per i campioni sottoposti alla prova standard è stata ricavata suddividendo la zona di osservazione in intervalli di cui il primo è prossimo alla superficie di frattura, il secondo ed il terzo sono ottenuti spostandosi di circa 2.5 mm dall'intervallo di osservazione precedente. I successivi intervalli sono stati ricavati da spostamenti di circa 5mm.

Per i campioni sottoposti alla prova interrotta la frequenza di danneggiamento è stata ricavata dividendo la zona di osservazione in intervalli di 5mm ciascuno.

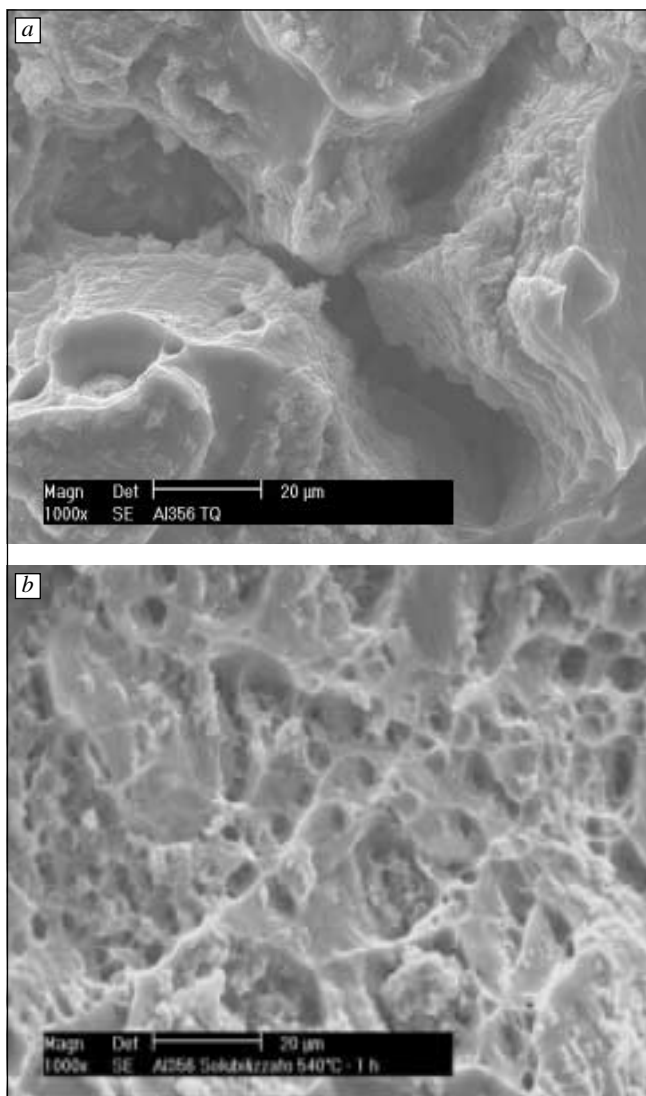


Fig. 3: Confronto tra le superfici di frattura dei campioni A 356 as-thixo (a) e solubilizzato 1h a 540°C (b)

Figure 3: Fracture surfaces of as-thixo(a) and solutioned (b) A356 specimens

In ciascun intervallo sono stati analizzati due frame presi casualmente in modo tale da poter ottenere una stima migliore della frequenza delle particelle danneggiate calcolata come il totale delle particelle danneggiate nei due frame diviso per il totale delle particelle contate (danneggiate e non). Si è utilizzato l'ingrandimento 1000x del microscopio ottico cui corrisponde un'area del frame di 139x101 µm².

RISULTATI E DISCUSSIONE

In Figura 1 sono riportate le micrografie SEM della A356 e 319 nello stato as-thixo. Si nota per entrambe le leghe la struttura globulare della fase primaria immersa nella fase eutettica.

Per entrambe le leghe il trattamento di solubilizzazione ha determinato (Fig.2) la sferoidizzazione del silicio eutettico a circa (2.5±0.6) µm per la 319 e a (2±1) µm per la 356.

A questo cambiamento microstrutturale è imputabile il forte incremento di duttilità rispetto allo stato as-thixo (4,5,6), rilevabile dai valori di allungamento a rottura ottenuti dalle prove di trazione (Tabella 2). L'analisi della superficie di frattura dei campioni solubilizzati e di quelli as thixo (Fig.3) evidenzia nei campioni solubilizzati di entrambe le leghe l'assenza di ampie zone piatte e lisce e la presenza dei carat-

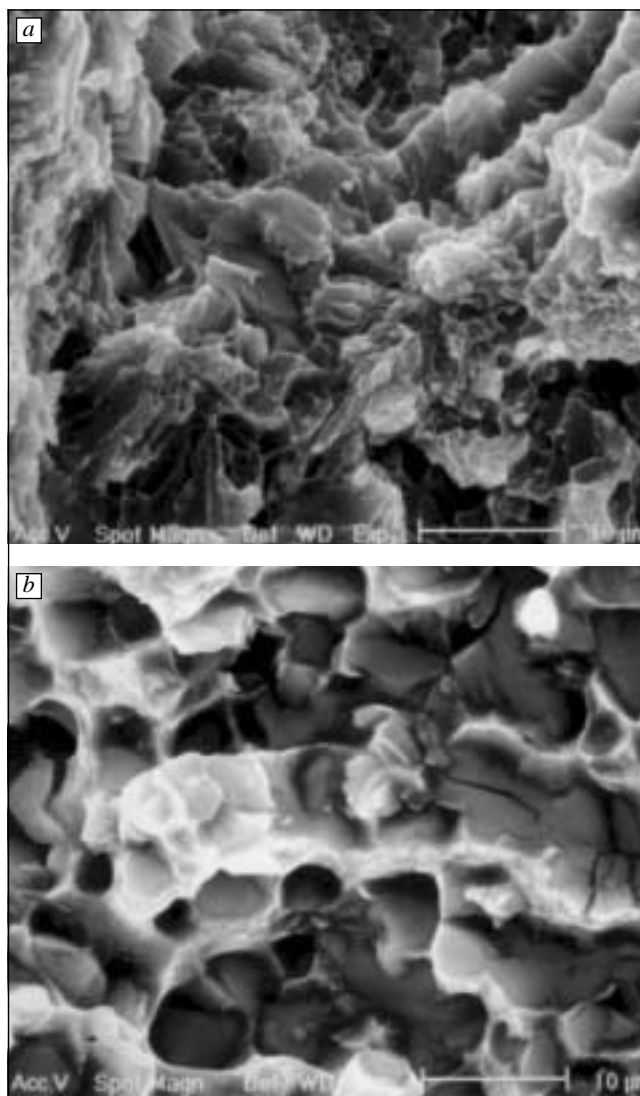


Fig. 4: Confronto tra le superfici di frattura dei campioni 319 nello stato T5 (a) e T6 (b)

Figure 4 : Fracture surfaces of T5 (a) and T6 (b) 319 specimens

teristici dimples, segno che la frattura del solubilizzato è accompagnata da notevole deformazione plastica. Lo stesso vale per le superfici di frattura dei campioni solubilizzati e poi invecchiati artificialmente (T6) rispetto a quelli semplicemente invecchiati (T5) (Fig.4).

In Figura 5 e 6 sono riportate rispettivamente le curve di invecchiamento T6 e T5 per entrambe le leghe.

Occorre notare che alle temperature di invecchiamento più basse (Fig.5a) entrambe le leghe non esibiscono sovrainvecchiamento nell'intervallo di tempi considerati, mentre si ri-

Stato dei provini	Tensione di snervamento (MPa)	Tensione di rottura (MPa)	Elongazione (%)
356 As-Thixo	104	241	12
356 Solubilizzato	106	231	18
319 As-Thixo	141	267	6
319 Solubilizzato	145	260	10

Tabella 2: Risultati delle prove di trazione sui campioni di lega A356 e 319 nello stato as-thixo e solubilizzato

Table 2: Tensile test results for as-thixo and solutioned A356 and 319 alloys

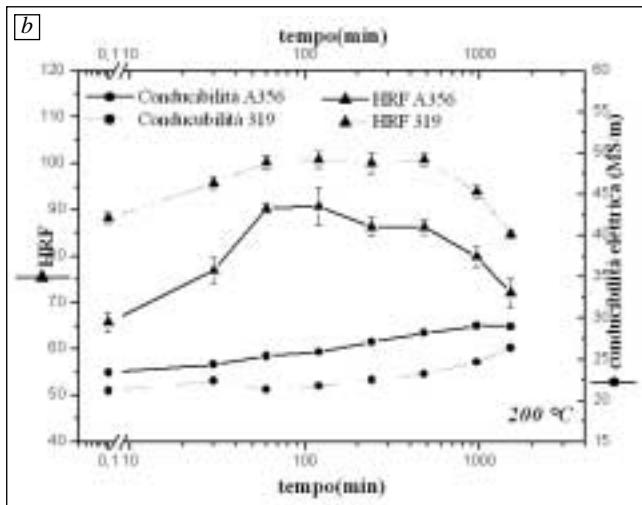
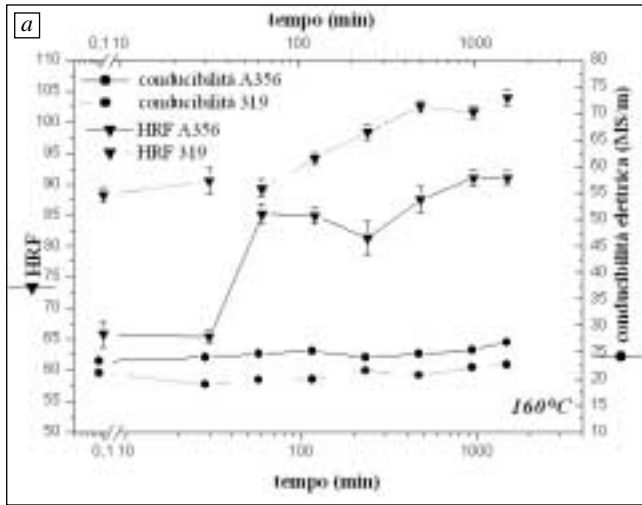


Fig. 5: Curve T6 per le leghe A356 e 319 invecchiate rispettivamente a 160°C (a) e a 200°C (b)

Figure 5: T6 ageing curves at 160°C (a) and 200°C (b) for A356 and 319 alloys

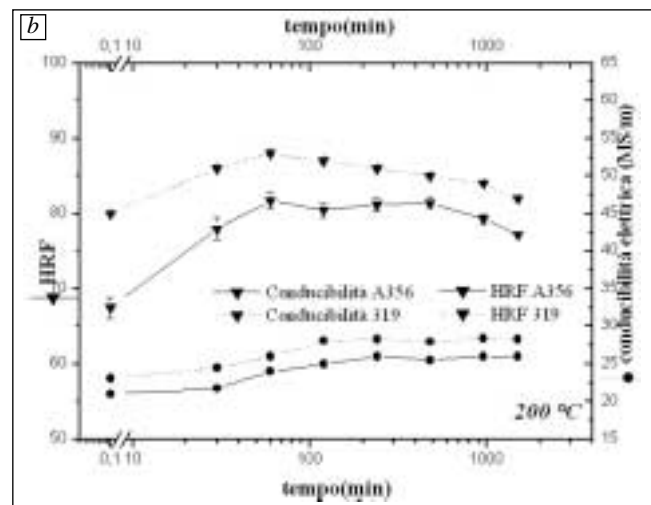
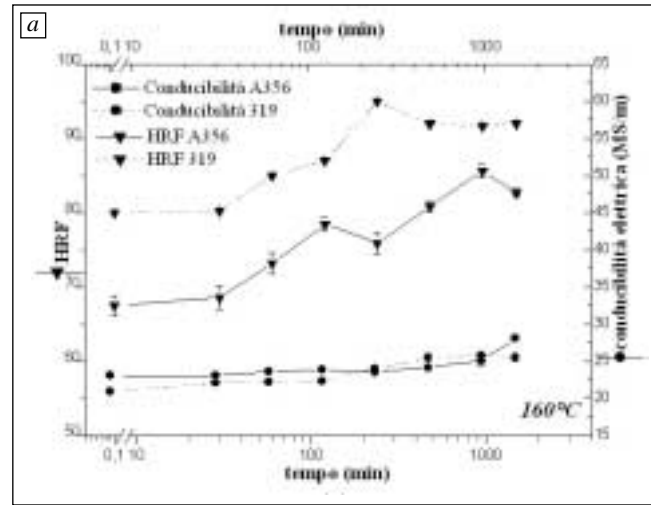


Fig. 6: Curve T5 per le leghe A356 e 319 invecchiate rispettivamente a 160°C (a) e a 200°C (b)

Figure 6: T5 ageing curves at 160°C (a) and 200°C (b) for A356 and 319 alloys

scontra un picco di durezza dopo due ore di trattamento per le massime temperature di invecchiamento (Fig.5b).

Inoltre la lega 319 presenta valori superiori di durezza rispetto alla 356 a parità di condizioni di trattamento termico. Infatti la lega 319 secondo quanto riportato nella composizione chimica, ha una quantità di elementi alliganti superiore alla 356, soprattutto per il contenuto di rame. Questo elemento è uno di quelli che preponderatamente si lega all'alluminio a formare precipitati.

Non bisogna dimenticare che però in questo caso, il Cu lo troviamo legato all'Al già nella fase eutettica sotto forma di Al₂Cu e di composti quaternari del tipo AlSiFeCu (6), per cui l'effetto indurente che si misura con la HRF è da attribuire in parte alla precipitazione, che comunque avviene, in parte a questi composti intermetallici duri che inoltre non sono eliminati con la solubilizzazione.

In Figura 7 sono riportati i risultati delle prove di trazione relativi alle leghe in oggetto, da cui si evince che a parità di trattamento termico la lega 319 presenta caratteristiche superiori a quelle della 356 ed allungamento a rottura inferiore mentre, nell'ambito della stessa lega, i valori di UTS e snervamento sono simili per i due trattamenti T5 e T6.

Le migliori performances meccaniche della lega 319 rispetto alla lega A356 a parità di trattamento termico sono imputabili alla differente composizione delle leghe in particolare si deve alla presenza di rame il maggiore effetto indurente in seguito a TT.

In Figura 8 è riportata una micrografia SEM della superficie longitudinale di un campione di lega 319 solubilizzato e trazione da cui si evince la presenza di particelle di silicio fratturate.

L'osservazione al microscopio ottico delle superfici longitudinali dei campioni in lega A356 e 319 trazionati ha condotto alle seguenti considerazioni:

- a) la dimensione delle particelle non è un fattore significativo per giustificarne la frattura mentre la forma lo è in quanto le particelle allungate si danneggiano più frequentemente di quelle sferoidali;
- b) i piani di frattura delle particelle sono perpendicolari all'asse di trazione;
- c) le particelle di silicio possono presentare fratture multiple e lo scollamento tra matrice e particella è un meccanismo di danneggiamento non significativo.

I risultati dell'analisi statistica del danneggiamento delle particelle di silicio effettuata sui provini sottoposti alla prova di trazione standard sono riportati in Figura 9 per i campioni in lega A356 e 319 invecchiati a 160°C come frequenza di particelle danneggiate vs distanza relativa dalla superficie di frattura. Questa statistica consente di affermare che la massima entità del danneggiamento si ha in corrispondenza della sezione di frattura a conferma del fatto che la rottura delle particelle di silicio è il meccanismo principale che governa il processo di frattura di tali leghe.

Si nota anche che l'entità del danneggiamento si riduce sem-

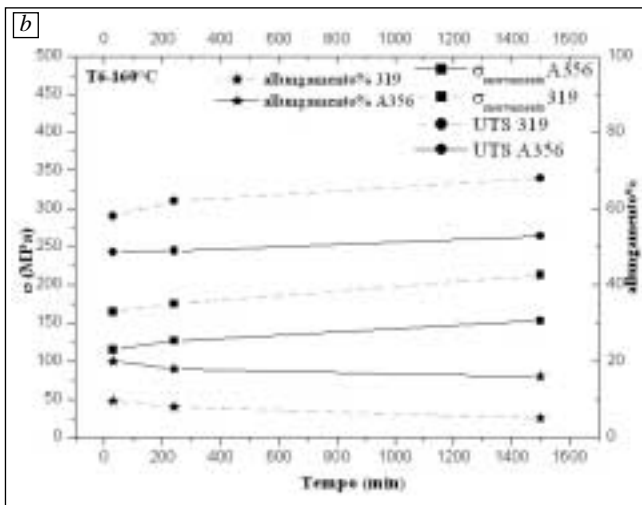
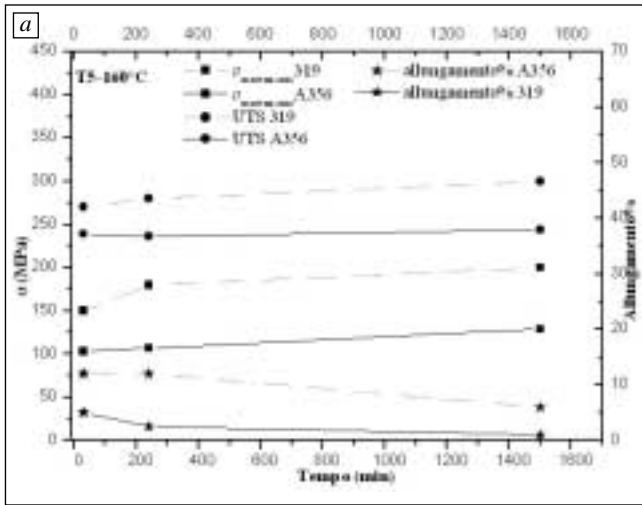


Fig. 7: Confronto tra le proprietà a trazione della A356 e 319 trattate T5 (a) e T6 (b) in funzione del tempo di trattamento

Figure 7: Tensile results for heat treated T5 (a) and T6 (b) specimens

pre all'aumentare del tempo di invecchiamento e quindi all'aumentare della durezza delle leghe. Quest'ultima considerazione dimostra che il più probabile meccanismo di frattura delle particelle di silicio sia quello per accumulo di dislocazioni.

E' chiaro che i campioni sottoinvecchiati sono più duttili rispetto a quelli invecchiati al picco della curva di durezza e presentano un grado di danneggiamento più elevato. Infatti, quando il grado di costrizione della matrice è elevato, come nei campioni al picco, la frattura diventa molto critica nel senso che nel momento in cui qualche particella comincia a fratturarsi, il danno si propaga velocemente attraverso la struttura. Da qui ne risulta una quantità limitata di danno in tutta la struttura. Nello stato sottoinvecchiato, il rilassamento delle tensioni avviene più facilmente, lo sviluppo del danno è più graduale con la deformazione e una quantità di danno maggiore si osserva prima che avvenga una frattura macroscopica; ne risulta inoltre una duttilità maggiore.

Si nota ancora che l'entità del danneggiamento della 319 è, a parità di trattamento termico, superiore a quello della 356. In Figura 10 è invece riportato un confronto tra il danneggiamento rilevato sui provini in lega 319 sottoposti alla prova di trazione interrotta e quelli sottoposti alla prova standard. In tutti i grafici il danneggiamento è espresso come frazione di particelle danneggiate vs distanza dal raccordo. Dall'analisi del grafico di Figura 10 è evidente che il massimo danneggiamento delle particelle si verifica per stati ten-

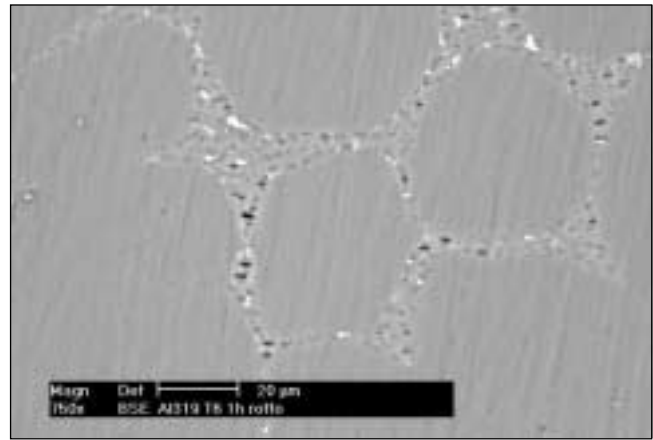


Fig.8 : Micrografia SEM della superficie longitudinale di un provino in lega 319 solubilizzato e trazonato

Figure 8: Longitudinal surface SEM micrography of a solutioned and broken 319 tensile specimen

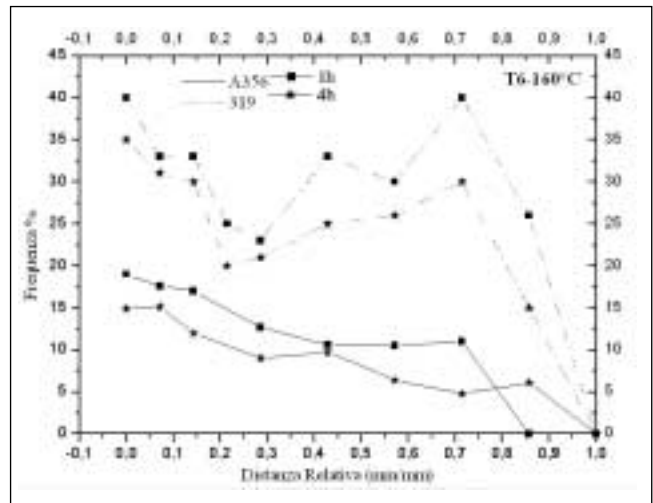


Fig. 9: Frequenza di danneggiamento in funzione della distanza relativa dalla superficie di frattura per i campioni in lega A356 e 319 trattati T6 a 160°C

Figure 9: Damage of silicon particles vs relative distance from fracture surface for A 356 and 319 T6 specimens, aged at 160°C

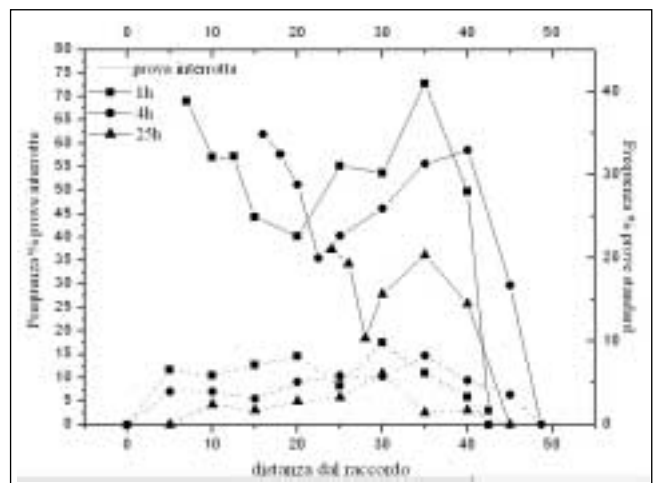


Fig. 10: Confronto tra la frequenza di danneggiamento per i campioni T6 in lega 319 sottoposti alla prova standard e a quella di trazione interrotta

Figure 10: Damage of silicon particles vs distance of A319 T6 tensile specimen tested after aging at 160°C.

sionali superiori allo snervamento. Anche questo risultato conferma che il meccanismo di danneggiamento più probabile sia quello per impilamento di dislocazioni.

CONCLUSIONI

Il presente lavoro ha evidenziato la risposta in termini di proprietà meccaniche della leghe 319 e A356 thixocolate sottoposte ai medesimi trattamenti termici e l'effetto di questi ultimi sui meccanismi di danneggiamento per deformazione plastica delle particelle di Silicio. La sperimentazione condotta ha consentito di trarre le seguenti conclusioni:

1. Il trattamento di solubilizzazione aumenta notevolmente la duttilità delle leghe senza comprometterne i valori di resistenza a snervamento e UTS.
2. Le resistenze a snervamento e l'UTS della lega 319 sono risultate sempre superiori a quelle della A356 e la duttilità sempre inferiore sia nello stato trattato che as-thixo.
3. Per entrambe le leghe il trattamento T5 consente di raggiungere valori di resistenza molto prossimi a quelli del T6 (anche se l'allungamento a rottura risulta ridotto) per cui quest'ultimo può essere sostituito dal più veloce T5
4. I risultati ottenuti dimostrano che l'entità del danneggiamento delle leghe si riduce all'aumentare del tempo di invecchiamento che attiva la precipitazione di composti idonei ad ancorare le dislocazioni limitandone la possibilità di interazione delle stesse con le particelle di Silicio. Inoltre il danneggiamento ricavato sui provini sottoposti alle prove di trazione interrotta è molto inferiore a quello ricavato dall'analisi dei provini portati a rottura a conferma del fatto che il

meccanismo di danneggiamento è più efficiente oltre lo snervamento. A parità di trattamento termico il danneggiamento della lega 319 è molto superiore a quello della A356.

RIFERIMENTI

- [1] J.W. YEH, W.P. LIU: "The cracking Mechanism of Silicon Particles in an A357 Aluminum Alloy", Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 27A, November 1996, pag. 3558-3568.
- [2] D. H. KIRKWOOD: "Semisolid processing", International Materials Reviews, Vol.39, 1994, pag. 173-179
- [3] D. G. ALTENPOHL: "Aluminum: technology, applications, and environment", TMS editor, 1999, pag 101-103
- [4] C.H. CACERES, B.I. SELLING: "Casting defects and tensile properties of an Al-Si-Mg alloy", Materials Science and Engineering A220 (1996) pag.109-116.
- [5] E.CERRI, P.LEO: "Studio del danneggiamento di una lega di alluminio A356 thixocolata", Atti del 29° convegno Nazionale AIM, 2002, pag.132.
- [6] E. CERRI, E.EVANGELISTA, S.SPIGARELLI, P.CAVALIERE; F.DE RICCARDIS: "Effects of thermal treatments on microstructure and mechanical properties in a thixocast 319 aluminum alloy", Material Science and Engineering, A284, 2000, pag. 254-260
- [7] E.CERRI, P.LEO, "Effetto dei trattamenti termici sul comportamento a frattura della lega di alluminio A356 Thixocolata", Atti del 19° Convegno Nazionale AIM sui Trattamenti Termici, Salsomaggiore, 20-22 maggio 2000

A B S T R A C T

EFFECT OF HEAT TREATMENTS ON MECHANICAL PROPERTIES AND DAMAGE EVOLUTION OF THIXOCASTED ALUMINIUM ALLOYS

KEYWORDS:
Al-Si, thixocasting, T5, T6, UTS

The effects of T5 and T6 heat treatments on mechanical properties, microstructure evolution and particle damage in the 356 and 319 thixocasted aluminium alloys are discussed.

Thixocasting process is a semisolid casting process suitable for realizing components characterized by very good mechanical properties, low porosity content and fine and homogeneous microstructure.

A356 and 319 alloys are characterized by a wide range of semisolid temperatures, good castability and weldability and very similar damage behaviour. In fact fracture and/or decohesion of silicon particles are, in both alloys, the meaning factor influencing alloy damage by stress application.

The materials under investigation have the composition reported in Table 1.

A356 and 319 alloys have been solution treated for different time at 540°C and 500°C respectively and T5, T6 aged at 160°C and 200°C. Specimens for tensile tests have been heat treated in the same conditions.

The aging effects have been analyzed by hardness (HRF) and electrical conductivity measurements (Figs.5, 6). Scanning electron microscopy observations have been performed on fracture surfaces to evaluate the fracture mechanism and on Si broken particles to study the damage (Figs.3, 4, 8).

The alloy damage analysis has involved the calculations of

broken Si particles on the longitudinal surface of tensile specimens. In particular, the damaged region has been divided in intervals, the first of which is close to the fracture surface.

The solution treatment effects have been evaluated by silicon particles diameter variation with solution time.

On both the alloys, solution treatment has involved coarsening and spheroidizing of eutectic silicon particles (Fig.2) and dissolutions of intermetallic compounds. Spheroidization of silicon particles is responsible for increasing ductility as confirmed by tensile tests results (Tab.2 and Fig. 7) and fracture surface analysis of both solutioned and T6 samples (Figs. 3, 4). Moreover 319 alloy exhibits some precipitation process of intermetallic compounds during solutioning.

Tensile tests have shown that, on each alloy, T5 treatment allows to obtain the same strength of T6 one but with a lower ductility (Fig. 7), as confirmed by SEM fracture surface (Fig.4). Higher mechanical properties of T5 and T6 heat treated A319 alloy respect to the A356 one have been observed, probably due to higher precipitation contents in A319 alloy (Figs. 5, 6, 7).

The damage analysis has confirmed that silicon particles fracture is the meaning factor influencing alloy damage during tensile stress application and that the most probable mechanism involved in alloy damage is dislocations-silicon particle interaction. In fact the silicon particles damage levels decrease as ageing time increase since other precipitated compounds become more effective to pin up dislocations during alloy plastic deformation (Figs.9, 10).