

Analisi in-situ per lo studio dell'influenza della velocità di solidificazione sul comportamento a fatica a basso numero di cicli di una lega di alluminio $AlSi7Cu3Mg$ trattata termicamente

M. Merlin, D. Maghini, A. Fortini, T. Bogdanoff

Il presente lavoro ha avuto l'obiettivo di indagare come la velocità di solidificazione influenzi l'innesco e la propagazione di cricche in condizioni di fatica oligociclica in una lega $AlSi7Cu3Mg$ da fonderia trattata termicamente. Un processo di solidificazione controllata mediante forno Bridgman ha permesso di ottenere campioni aventi valori di distanza tra i bracci secondari delle dendriti (Secondary Dendrite Arm Spacing - SDAS) appartenenti rispettivamente a due differenti range: 7-10 μm e 20-25 μm . È stato riscontrato che all'aumentare della velocità di solidificazione si verifica una riduzione delle dimensioni medie delle caratteristiche microstrutturali ed un aumento del carico di rottura. Dai test di fatica condotti in-situ è emerso come il percorso bidimensionale della cricca sia sensibile al tasso di solidificazione, mentre l'utilizzo di tecniche di assottigliamento con fascio ionico focalizzato (Focused Ion Beam - FIB) hanno evidenziato come l'aumento della velocità di solidificazione comporti una maggiore tendenza da parte delle particelle intermetalliche a guidare la propagazione della cricca stessa.

PAROLE CHIAVE: LEGA DI ALLUMINIO, VELOCITÀ DI SOLIDIFICAZIONE, TEST DI FATICA IN-SITU, MICROSTRUTTURA;

INTRODUZIONE

Negli ultimi anni, la forte richiesta di riduzione delle emissioni di CO_2 e di transizione verso un sistema di mobilità più sostenibile ha spinto il settore automotive ad un crescente utilizzo di leghe di Al per la realizzazione di componenti strutturali, talvolta critici per la sicurezza del veicolo. Essendo la fatica una delle principali cause del cedimento componenti meccanici, l'approfondimento delle conoscenze relative al ruolo della microstruttura sul comportamento a fatica delle leghe di Al da fonderia risulta fondamentale. Tra le leghe di Al da fonderia, la lega $AlSi7Cu3Mg$ è largamente utilizzata nel settore automobilistico grazie alle buone caratteristiche meccaniche e all'ottima colabilità, quest'ultima garantita dall'elevato contenuto di Si. La presenza contemporanea di Mg e Cu, assieme al Si, rende inoltre tale lega suscettibile all'indurimento per trattamento termico indotto dalla precipitazione controllata di fasi intermetalliche. A tal proposito, è stato dimostrato [1] come un trattamento di invecchiamento naturale precedente a quello artificiale in questo tipo di leghe sia utile al fine di ottenere una microstruttura composta da particelle intermetalliche più fini e disperse.

M. Merlin, D. Maghini, A. Fortini

Department of Engineering (DE), University of Ferrara, Ferrara, Italy

T. Bogdanoff

Department of Materials and Manufacturing,
University of Jönköping, Sweden

Tenuto presente che, nelle leghe di alluminio, il Fe è un elemento indesiderato in quanto promuove la formazione di particelle intermetalliche di tipo β - Al_5FeSi fortemente infragilenti, il Mg è in grado di limitarne gli effetti penalizzanti grazie alla formazione della fase θ - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$. A tal proposito, alcuni studi hanno confermato che gli intermetallici di fase β - Al_5FeSi , oltre a diminuire la duttilità della lega, compromettono anche la resistenza a fatica ad alto numero di cicli [2]. Il Cu è fondamentale per incrementare il carico di rottura, il carico di snervamento e la durezza della lega, a fronte tuttavia di un abbassamento della resistenza a corrosione, dell'allungamento a rottura e quindi della duttilità [3][4]. Il Cu, in tenori nominali del 3 wt. %, in fase di prima solidificazione porta alla formazione delle fasi intermetalliche $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ e θ - Al_2Cu , quest'ultima particolarmente suscettibile al trattamento solubilizzazione così da permettere la formazione di nanoprecipitati indurenti durante il successivo invecchiamento [5]. Tali nanoprecipitati costituiscono un ostacolo al moto delle dislocazioni, incrementando le proprietà meccaniche del materiale. Risulta inoltre usuale, nel corso del trattamento del fuso, aggiungere elementi quali Ti e Sr che rispettivamente consentono l'affinamento del grano e la modifica del Si eutettico, con conseguente aumento della resistenza meccanica e riduzione della fragilità della lega. Numerosi fattori microstrutturali possono condizionare il comportamento a fatica della lega AlSi7Cu3Mg e, tra questi, i difetti di colata sono tra i più penalizzanti per la vita a fatica a causa di una elevata tendenza a fungere da punti di innesco della cricca: le porosità, da gas o interdendritiche, e i bifilm di ossido sono infatti da intendersi come concentratori delle tensioni o cricche pre-esistenti. Per quanto riguarda i bifilm, ad esempio, il carico richiesto per innescare la cricca è generalmente ridotto. Un bifilm si origina infatti dalla formazione di uno strato di ossido sulla superficie del fuso e dal suo successivo ripiegamento, una volta entrato all'interno del liquido per effetto di un movimento del fluido stesso. I due lembi di ossido a contatto, essendo di materiale ceramico, non sono tenuti insieme da alcun legame chimico o interazione, così da poter ritenere il bifilm stesso assimilabile a cricca pre-esistente. Il carico necessario per separare i due lembi è quindi dato dalla sola resistenza a deformazione della matrice metallica nell'intorno del difetto [6]. Non possono essere sottovalutate anche le particelle intermetalliche, nonostante il

loro ruolo risulti particolarmente complesso e non ancora ben compreso, tanto da determinare pareri contrastanti in alcuni studi di letteratura [7][8][9]. Si è accertato come le fasi ricche in Fe siano tra i principali punti di innesco delle cricche a causa della loro morfologia, capaci dunque di agire da concentratori delle tensioni e di generare porosità impedendo il passaggio di metallo fuso durante la solidificazione. Anche le particelle di Si eutettico influenzano il comportamento a fatica, che risulta essere determinato dalla forma, dalla dimensione e dalla distanza tra esse. In particolare, si è osservato come l'aumento del tenore di Si comporti una riduzione del carico necessario per la propagazione della cricca a seguito di una riduzione del fenomeno di crack closure [10]. In un precedente lavoro di Bogdanoff et al. [11], l'influenza del tenore di Cu sul comportamento a fatica di una lega AlSi7Mg trattata termicamente e con uno SDAS nel range 7-10 μm è stata studiata al fine di comprendere i meccanismi di interazione tra le caratteristiche microstrutturali e le cricche di fatica. In particolare, i risultati di tale ricerca hanno evidenziato come l'aumento del contenuto di Cu, a parità di SDAS, sia determinante nello spostare l'innesco e la propagazione della cricca dalle dendriti di α -Al alle zone interdendritiche, ovvero nelle zone eutettiche. Analisi eseguite tramite assottigliamento del materiale con fascio ionico focalizzato (FIB) hanno inoltre evidenziato che l'aumento del tenore di Cu determina un incremento della probabilità di innesco della cricca a partire dalle particelle intermetalliche. Il presente lavoro, nato dalla collaborazione tra i gruppi di metallurgia del Department of Materials and Manufacturing dell'Università di Jönköping (SVE) e del Dipartimento di Ingegneria dell'Università di Ferrara, ha avuto l'obiettivo principale di approfondire l'effetto della velocità di solidificazione sul comportamento a fatica della lega AlSi7Cu3Mg trattata termicamente. È stata presa in considerazione la stessa lega al 3 wt. % di Cu, già studiata in [11], adottando due diverse velocità di solidificazione al fine di ottenere campioni con un valore di SDAS compreso nel range 7-10 μm e 20-25 μm . Dal confronto dei risultati ottenuti con quelli già presenti in letteratura, è stato quindi discusso l'effetto della velocità di solidificazione sul comportamento a fatica oligociclica della lega.

MATERIALI E METODI

La lega oggetto di studio, in accordo con la normativa

UNI EN 1706, rientra nella classe EN AC-46300 delle leghe di Al da fonderia con aggiunta rispettivamente di Ti per l'affinamento e Sr per la modifica. Con tale lega sono stati dapprima realizzati dei cilindri di diametro 9 mm e di lunghezza 150 mm mediante processo di colata in stampo permanente. Tramite un forno di tipo Bridgman, questi ultimi sono stati successivamente rifusi e risolidificati a velocità controllata. Il controllo della velocità di una parte mobile del forno consente di far avvenire una solidificazione progressiva del fuso, generando un fronte di solidificazione che procede compatto verso un'unica direzione ed inglobando nell'ultima parte solidificata la maggior parte dei difetti di colata, come porosità ed ossidi. Eliminando mediante taglio l'ultima porzione del cilindro così ottenuto, si rimuovono le principali impurità del materiale, ottenendo una lega a ridotto contenuto di

difetti di solidificazione. In particolare, per la realizzazione dei cilindri oggetto di indagine, sono state adottate due diverse velocità di solidificazione, con l'obiettivo di ottenere valori di target di SDAD pari rispettivamente a 7-10 μm e 20- 25 μm , come successivamente confermato da indagini microstrutturali. I cilindri così prodotti sono stati inoltre sottoposti a trattamento termico, che ha previsto una sequenza di solubilizzazione, tempra, invecchiamento naturale per 24 h ed infine invecchiamento artificiale. Successivamente, dai cilindri ottenuti con velocità di solidificazione inferiore, sono stati ricavati mediante elettroerosione a filo n° 4 provini di trazione (T), le cui dimensioni sono riportate in Fig.1, e n° 4 provini di tipo compact tension (CT), secondo le dimensioni riportate in Fig.2. Dai cilindri ottenuti a velocità di solidificazione maggiore sono stati invece ottenuti solo n° 4 provini di tipo T.

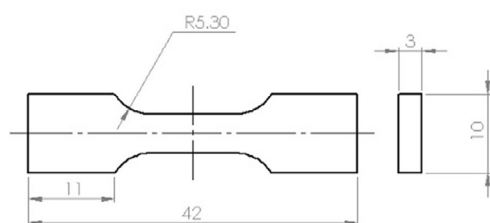


Fig.1 - Geometria dei provini di trazione (T), misure in mm / Geometry of tensile samples (T), measures in mm.

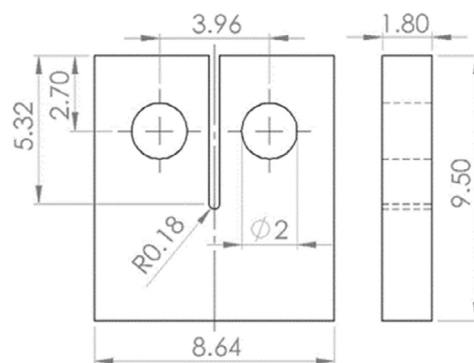


Fig.2 - Geometria dei provini compact tension (CT), misure in mm / Geometry of compact tension samples (CT), measures in mm.

La geometria piatta di entrambe le tipologie di provini ben si è prestata per l'uso del Kammrath Weiss - tensile-compression module, una cui immagine fotografica è riportata in Fig.3, utilizzato in questo lavoro per condurre prove di

fatica in-situ, cioè all'interno della camera del microscopio elettronico a scansione, e prove di trazione preliminari al di fuori di quest'ultima.

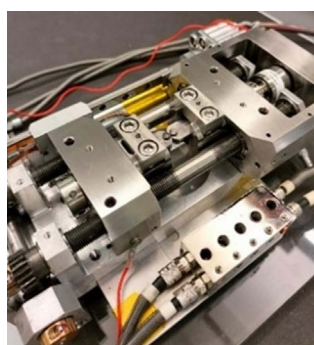


Fig.3 - Kammrath Weiss - tensile-compression module utilizzato per prove di trazione e fatica / Kammrath Weiss - tensile-compression module used for tensile and fatigue tests.

Prima dell'esecuzione delle prove, la totalità dei provini, sia T sia CT, è stata sottoposta ad un processo di lucidatura e lappatura secondo le usuali procedure di preparativa metallografica su uno dei due lati di maggiore area superficiale. I provini CT, sullo stesso lato lucidato, sono stati inoltre sottoposti ad un processo di etching elettrolitico al fine di rimuovere un sottile strato di matrice, funzionale a mettere maggiormente in evidenza le particelle di Si nel corso delle analisi eseguite in-situ. I provini T, ottenuti alle diverse velocità di solidificazione, sono stati invece utilizzati per eseguire test di trazione non in-situ. A valle delle prove di trazione, i provini T fratturati sono stati utilizzati per la caratterizzazione microstrutturale in microscopia ottica mediante microscopio LEICA DMi8 A; le indagini hanno previsto la misura dello SDAS, la valutazione delle porosità interdendritiche e degli intermetallici, nonché l'analisi della distribuzione delle particelle di Si mediante uso del software ImageJ, in linea con l'approccio statistico riportato in [12][13]. Sono state inoltre eseguite prove di microdurezza Vickers (HV 0.005 per 12 s) a livello delle dendriti di α -Al per testare l'effetto rinforzante del trattamento termico sulla matrice alle diverse velocità di solidificazione. Successivamente, n° 2 provini CT sono stati rotti a trazione per la valutazione della forza di rottura (FR) a partire dalla quale sono state calcolate le forze per il dimensionamento del successivo ciclo di fatica. Esso ha previsto l'applicazione di un pre-carico pari all'80 % della FR, seguito da un ciclo avente rapporto di carico R pari a 0.2 e carico massimo pari al 70 % della FR. Sui due restanti provini CT, identificati come CT_20-25_1 e CT_20-25_2, sono stati infine eseguiti due test di fatica, collocando il modulo di Fig. 3 all'interno della camera del microscopio elettronico Tescan Lyra 3 e monitorando l'evoluzione della cricca di fatica nel corso delle prove stesse. Queste prove sono state interrotte

una volta che le cricche avevano raggiunto dimensioni (mai sopra i 250-300 μm) tali da mostrare i principali punti di innesco ed i siti di propagazione, in accordo con quanto riportato in [11]. Infine, l'utilizzo della tecnica di assottigliamento mediante FIB ha permesso di valutare l'interazione tra il percorso della cricca e le caratteristiche microstrutturali. Ciò è stato reso possibile, una volta interrotti i test di fatica, asportando materiale in prossimità del fronte delle cricche e analizzando quindi la disposizione relativa tra queste ultime e gli intermetallici all'interno del materiale. I risultati emersi dalle prove cicliche sono stati confrontati con quelli ottenuti in [11] per la lega al 3 wt. % di Cu con SDAS compreso nel range 7-10 μm .

RISULTATI E DISCUSSIONE

Una preliminare caratterizzazione microstrutturale della lega, condotta sui cilindri solidificati secondo le due diverse velocità, ha confermato il raggiungimento dei target di SDAS che erano stati prefissati; in particolare, i valori medi di SDAS ottenuti hanno mostrato infatti come la velocità di solidificazione più elevata abbia prodotto uno SDAS compreso tra 7 e 10 μm , mentre quella minore tra 20 e 25 μm . La deviazione standard dei risultati si è attestata in ambedue i casi attorno al 15-20 % del valore massimo dei due range definiti. Per quanto riguarda l'analisi delle porosità, non è stata rilevata la presenza di porosità da gas a conferma della buona riuscita del processo di solidificazione controllata. Tuttavia, come evidente dalle micrografie ottiche riportate in Fig.4, per entrambi i valori di SDAS è stata riscontrata la presenza di porosità da ritiro. Come emerge dal confronto tra Fig.4a (porosità evidenziate dai cerchi rossi) e Fig.4b, una minore velocità di solidificazione ha comportato la presenza di porosità da ritiro di maggiori dimensioni.

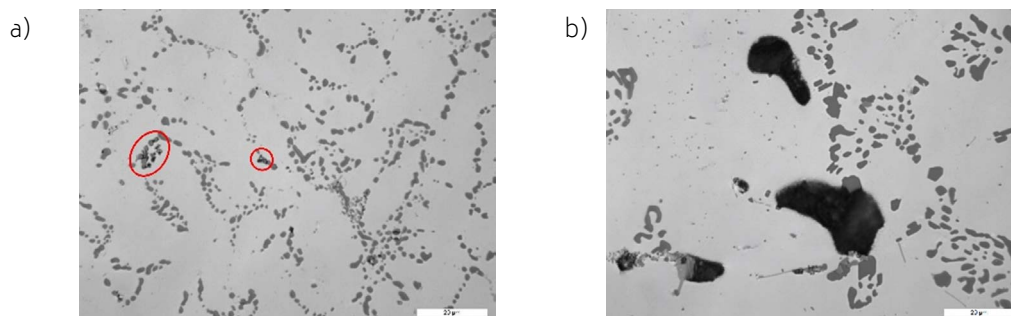


Fig.4 -Porosità interdendritiche per le due diverse velocità di solidificazione: a) 7-10 μm ; b) 20-25 μm - Interdendritic porosity for the two different solidification rates: a) 7-10 μm ; b) 20-25 μm .

Dalle osservazioni al microscopio ottico metallografico è stato inoltre possibile notare come la microstruttura dei campioni 7-10 μm (Fig.5a) sia costituita da una matrice di $\alpha\text{-Al}$ primario con presenza di aree eutettiche negli spazi interdendritici. In prossimità di tali zone è stato inoltre possibile individuare particelle intermetalliche di fase $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ (vd. cerchio rosso in Fig. 5a), non completamente disciolte dal trattamento di solubilizzazione [11], e di fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, non solubili perché aventi temperatura di solidus maggiore rispetto a quella del trattamento termico stesso. Non sono state invece riscontrate particelle intermetalliche di fase $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, segno dell'efficace e completa dissoluzione all'interno della matrice indotto dal trattamento di solubilizzazione [11]. Lo stesso non può essere detto per la microstruttura 20-25 μm che,

nonostante abbia caratteristiche simili alla 7-10 μm , presenta alcune particelle micrometriche di fase $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ non interamente disciolte, a causa probabilmente del fatto che il trattamento termico era stato ottimizzato per la microstruttura più fine. Inoltre, la diminuzione della velocità di solidificazione ha portato ad un aumento considerevole della dimensione sia delle dendriti sia delle particelle intermetalliche. In quest'ultimo caso, infatti, si è passati da lunghezze di pochi μm nella microstruttura 7-10 μm (vd. cerchio rosso in Fig.5a) a dimensioni maggiori di 20 μm nella condizione 20-25 μm (Fig.5b). Come visibile in Fig.5b, inoltre, le particelle di tipo $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ risultano particolarmente sottili ed allungate mentre le fasi $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ si presentano grossolane, spesso collocate in prossimità delle prime.

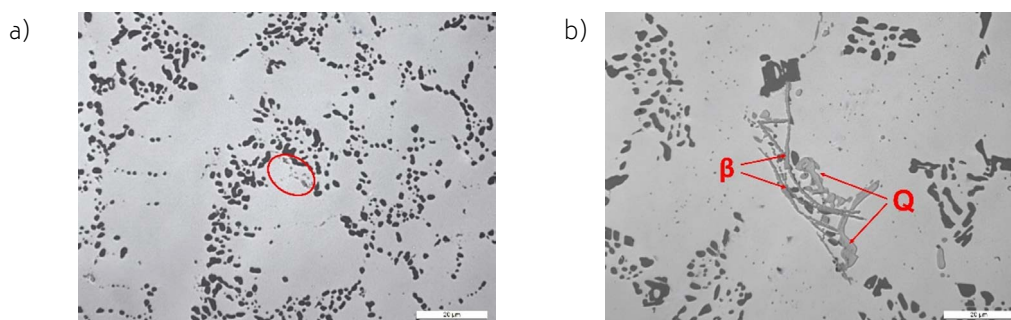


Fig.5 - Fasi intermetalliche per le due diverse velocità di solidificazione: a) 7-10 μm ; b) 20-25 μm / Intermetallic phases for the two different solidification rates: a) 7-10 μm ; b) 20-25 μm .

Per quanto riguarda le particelle di Si, le analisi in microscopia ottica sono state affiancate da indagini quantitative, considerandone il diametro equivalente, la cui formula è riportata in (1). Esso rappresenta il diametro

di una circonferenza avente la stessa area di ogni singola particella presa in esame e segue una distribuzione log-normale a 3 parametri come dimostrato da Tiryakioğlu [12].

$$Deq = \sqrt{\frac{4A}{\pi}} \quad (1)$$

A = Area della particella./ A = Area of the particle

I risultati hanno evidenziato come la diminuzione della velocità di solidificazione porti ad un aumento della dimensione media delle particelle di Si. Rispetto ai valori determinati per la microstruttura 7-10 μm , la moda ha registrato un incremento compreso tra il 6 e 8 % per la 20-25 μm ; la media ha subito invece una crescita di circa

il 30 % mentre la dispersione dei dati è aumentata del 18 %. I risultati delle prove di microdurezza Vickers a livello delle dendriti di $\alpha\text{-Al}$ hanno inoltre messo in luce come il valore di HV 0.005 subisca un calo nella microstruttura 20-25 μm del 15 % rispetto alla 7-10 μm , segno del fatto che il trattamento termico risultava ottimizzato per la

condizione a velocità di solidificazione maggiore.

I risultati dei test di trazione svolti sui provini di tipo T per entrambe le condizioni di SDAS hanno evidenziato come l'aumento della velocità di solidificazione porti ad un sostanziale incremento del carico ultimo unitario a trazione. Rispetto infatti ai risultati ottenuti per la microstruttura 7-10 μm , è stato registrato un calo del carico unitario di rottura di circa il 15 % nella condizione 20-25 μm . Tale calo è senz'altro riconducibile alla microstruttura del materiale: la presenza di particelle intermetalliche di tipo $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ con geometria particolarmente aciculare, unita a porosità interdendritiche di considerevoli dimensioni, ha determinato un peggioramento delle caratteristiche meccaniche del materiale agendo da concentratori delle tensioni [2][14]. D'altra parte, i test di trazione svolti sui provini CT hanno evidenziato il medesimo andamento. Rispetto alla microstruttura 7-10 μm , infatti, la 20-25 μm ha mostrato un calo della forza necessaria per la rottura dei campioni pari a circa il 20 %.

I test di fatica in-situ svolti su entrambi i provini CT_20-25_1 e CT_20-25_2 hanno consentito di mettere in luce il percorso bidimensionale delle cricche. Come evidente dalle micrografie SEM di Fig.6 (ottenute rispettivamente dopo n° 425 cicli per il provino CT_20-25_1 e n° 200 cicli per il provino CT_20-25_2), l'innesco delle stesse è avvenuto sia in corrispondenza dell'intaglio del campione sia ad una certa distanza da quest'ultimo (vd. frecce rosse). Grazie all'osservazione in-situ, si è potuto notare che nel caso di cricca originata in corrispondenza

dell'intaglio, quest'ultima ha sempre avuto origine dalla matrice; al contrario, in caso di cricche originatesi ad una certa distanza da esso, l'innesco ha avuto origine a partire da particelle di Si, da cricche preesistenti e/o da fasi intermetalliche di tipo $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$. La propagazione ha invece coinvolto sia la matrice, generando deformazione plastica nell'intorno della cricca, sia le particelle eutettiche ed intermetalliche. È stato inoltre possibile rilevare un tasso di propagazione a livello della matrice più elevato rispetto a quello nelle fasi precipitate o nelle zone eutettiche, specialmente nel caso in cui tali particelle non vengano fratturate nonostante le condizioni di carico. Ciò può essere attribuito ad una maggiore resistenza offerta da queste ultime all'avanzamento della cricca stessa, soprattutto alla luce del fatto che le dendriti di $\alpha\text{-Al}$ presentano minori caratteristiche meccaniche rispetto alla microstruttura 7-10 μm . Tale aspetto può essere dovuto al trattamento termico che, risultando ottimizzato per la lega con SDAS 7-10 μm , non ha permesso la completa solubilizzazione delle fasi sensibili allo stesso in quanto più grossolane nella microstruttura 20-25 μm , come dimostrato dai risultati delle prove di durezza precedentemente riportati. Il rinforzo per precipitazione dato dai processi di invecchiamento naturale ed artificiale non è risultato quindi essere efficace quanto quello avvenuto per la condizione di SDAS 7-10 μm , e quindi non ha consentito di sfruttare a pieno il potenziale contenuto in lega degli elementi chimici rinforzanti resi disponibili a valle del processo di solubilizzazione.

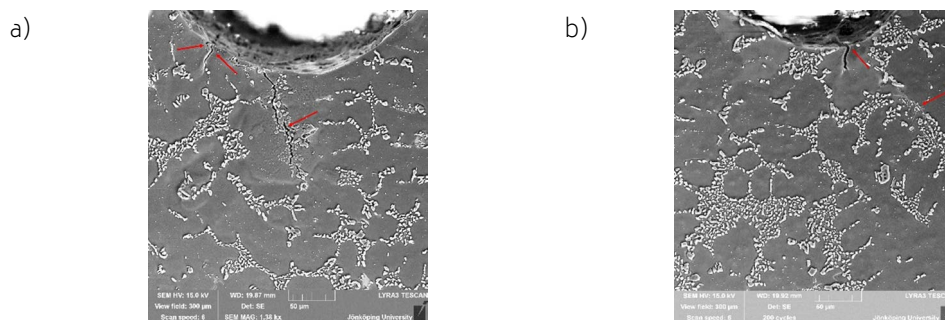


Fig.6 - Evoluzione 2D della cricca di fatica nei campioni di SDAS 20-25 μm : a) CT_20-25_1 – 425 cicli; b) CT_20-25_2 – 200 cicli. I punti di innesco vengono indicati dalle frecce rosse. / 2D evolution of fatigue cracks in samples with SDAS of 20-25 μm : a) CT_20-25_1 – 425 cycles; b) CT_20-25_2 – 200 cycles. Crack initiation points are indicated by red arrows.

Dal confronto con i risultati ottenuti in [11], e quindi a differenza di una microstruttura in cui lo SDAS medio è nel

range 7-10 μm , è stato possibile notare che la maggiore velocità di solidificazione determina uno spostamento

dei punti di innesco e dei percorsi di propagazione delle cricche di fatica da zone quali matrice, particelle intermetalliche, cricche preesistenti e particelle di Si alle sole aree eutettiche. Al termine delle prove di fatica in-situ, su entrambi i provini è stato effettuato uno slicing mediante tecnica FIB in corrispondenza dell'apice di una delle cricche. I risultati riportati in Fig.7 mostrano come le cricche siano propagate ad una certa distanza dalle particelle intermetalliche, trovandosi in alcuni casi a solo qualche micron di distanza da esse (Fig.7a), in altri casi a distanze

maggiori di quelle considerate dallo slicing medesimo ($> 10\text{-}20\text{ }\mu\text{m}$). In Fig.7b, ad esempio, la cricca si trova in corrispondenza delle particelle di Si, mentre non è stata riscontrata in tal punto la presenza di fasi intermetalliche. Rispetto alla condizione riportata in [11], in cui il tasso di solidificazione era più elevato e le cricche propagavano a ridosso delle particelle intermetalliche, nel caso indagato in questo lavoro è stato pertanto osservato che le cricche di fatica tendono a propagare a maggiore distanza dalle particelle intermetalliche stesse.

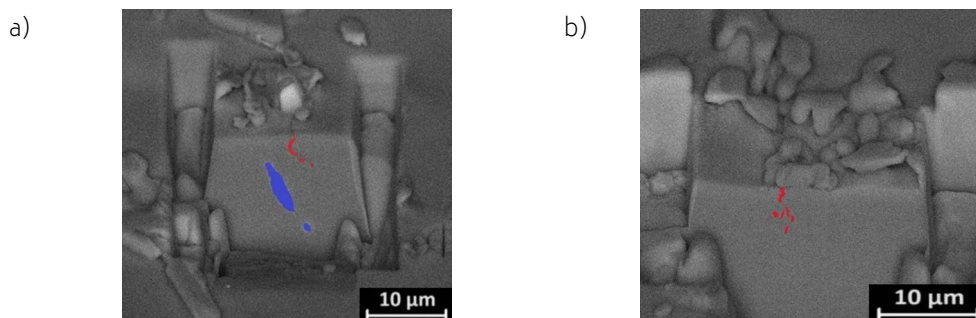


Fig.7 - Slicing sull'apice delle cricche di fatica. In blu: particelle intermetalliche; in rosso: cricche di fatica. a) CT 20-25 μm Nr.1; b) CT 20-25 μm Nr.2. / Slicing at the fatigue crack tips. In blue: intermetallic particles; in red: fatigue cracks. a) CT 20-25 μm No.1; b) CT 20-25 μm No.2.

CONCLUSIONI

Il presente studio ha analizzato come la velocità di solidificazione influenzi il comportamento a fatica oligociclica di una lega AlSi7Cu3Mg trattata termicamente. Alla luce dei risultati ottenuti, è stato possibile trarre le seguenti considerazioni conclusive:

- L'aumento della velocità di solidificazione genera una diminuzione della dimensione media delle caratteristiche microstrutturali della lega, quali dendriti di $\alpha\text{-Al}$, porosità interdendritiche, fasi intermetalliche e particelle di Si eutettico, consentendo un incremento del carico unitario di rottura a trazione;
- I test di fatica in-situ hanno evidenziato come la velocità di solidificazione influenzi l'innesco e la propagazione delle cricche. All'aumentare della velocità di solidificazione, infatti, tali fenomeni si spostano da zone quali matrice, particelle intermetalliche, cricche preesistenti e particelle di Si alle sole aree eutettiche. Il tasso di crescita delle cricche di fatica per la microstruttura con SDAS nel range $20\text{-}25\text{ }\mu\text{m}$, inoltre, risulta essere più elevato in corrispondenza della

matrice rispetto alle altre caratteristiche microstrutturali, quali le particelle intermetalliche e le particelle di Si, a patto che queste siano integre e non vengano fratturate durante la propagazione;

- Dalle analisi FIB è emerso come a più ridotte velocità di solidificazione, come nel caso di SDAS pari a $20\text{-}25\text{ }\mu\text{m}$, le cricche di fatica si formano e propagano a maggiore distanza dalle particelle intermetalliche. Ciò può presumibilmente portare alla conclusione che la presenza degli intermetallici sia più rilevante, ai fini della propagazione, per una microstruttura più fine. In quella grossolana l'evoluzione della cricca risulta maggiormente facilitata in corrispondenza della matrice, a parità di condizione di trattamento termico.

BIBLIOGRAFIA

- [1] C. S. T. Chang, I. Wieler, N. Wanderka, and J. Banhart, "Positive effect of natural pre-ageing on precipitation hardening in Al-0.44 at% Mg-0.38 at% Si alloy," *Ultramicroscopy*, 2009, doi: 10.1016/j.ultramic.2008.12.002.
- [2] J. Z. Yi, Y. X. Gao, P. D. Lee, and T. C. Lindley, "Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum-silicon alloy (A356-T6)," *Mater. Sci. Eng. A*, 2004, doi: 10.1016/j.msea.2004.07.044.
- [3] S. Seifeddine, E. Sjölander, and T. Bogdanoff, "On the Role of Copper and Cooling Rates on the Microstructure, Defect Formations and Mechanical Properties of Al-Si-Mg Alloys," *Mater. Sci. Appl.*, 2013, doi: 10.4236/msa.2013.43020.
- [4] Q. Meng and G. S. Frankel, "Effect of Cu Content on Corrosion Behavior of 7xxx Series Aluminum Alloys," *J. Electrochem. Soc.*, 2004, doi: 10.1149/1.1695385.
- [5] Y. Feng, X. Chen, Y. Hao, and B. Chen, "Ageing evolution process of the θ' -phase in Al-Si-Cu-Mg alloys: Atomic-scale observations and first-principles calculations," *J. Alloys Compd.*, 2023, doi: 10.1016/j.jallcom.2023.171787.
- [6] J. Campbell and M. Tiryakioğlu, "Fatigue Failure in Engineered Components and How It Can Be Eliminated: Case Studies on the Influence of Bifilms," *Metals (Basel)*, 2022, doi: 10.3390/met12081320.
- [7] D. F. L. Nascimento, A. M. B. da Silva-Antunes, M. Paes, and C. A. R. P. Baptista, "Low Cycle Fatigue Behavior of Al-Mg-Si Alloys Extruded Parts," *Mater. Res.*, 2022, doi: 10.1590/1980-5373-MR-2022-0315.
- [8] A. Brueckner-Foit, M. Luetje, M. Wicke, I. Bacaicoa, A. Geisert, and M. Fehlbier, "On the role of internal defects in the fatigue damage process of a cast Al-Si-Cu alloy," *Int. J. Fatigue*, 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.07.012.
- [9] D. N. Miller, L. Lu, and A. K. Dahle, "The role of oxides in the formation of primary iron intermetallics in an Al-11.6Si-0.37Mg alloy," *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.*, 2006, doi: 10.1007/BF02735008.
- [10] D. A. Lados, D. Apelian, P. E. Jones, and J. F. Major, "Microstructural mechanisms controlling fatigue crack growth in Al-Si-Mg cast alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, 2007, doi: 10.1016/j.msea.2006.08.130.
- [11] T. Bogdanoff, L. Lattanzi, M. Merlin, E. Ghassemali, A. E. W. Jarfors, and S. Seifeddine, "The complex interaction between microstructural features and crack evolution during cyclic testing in heat-treated Al-Si-Mg-Cu cast alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.141930.
- [12] M. Tiryakioğlu, "Si particle size and aspect ratio distributions in an Al-7%Si-0.6%Mg alloy during solution treatment," *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.03.044.
- [13] A. Fortini, L. Lattanzi, M. Merlin, and G. L. Garagnani, "Comprehensive Evaluation of Modification Level Assessment in Sr-Modified Aluminium Alloys," *Int. J. Met.*, 2018, doi: 10.1007/s40962-017-0202-3.
- [14] C. Garb, M. Leitner, B. Stauder, D. Schnubel, and F. Grün, "Application of modified Kitagawa-Takahashi diagram for fatigue strength assessment of cast Al-Si-Cu alloys," *Int. J. Fatigue*, 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.01.030.

Influence of solidification rate on the low-cycle fatigue behaviour of a heat-treated AlSi7Cu3Mg aluminium alloy: an in-situ investigation

The present work aimed to investigate how the solidification rate influences the initiation and propagation of cracks under low-cycle fatigue conditions in a heat-treated AlSi7Cu3Mg foundry alloy. A controlled solidification process using a Bridgman furnace produced samples with Secondary Dendrite Arm Spacing (SDAS) values within two different ranges: 7-10 μm and 20-25 μm . It was observed that increasing the solidification rate resulted in a reduction in the average size of microstructural features and an increase in ultimate tensile strength. In-situ fatigue tests revealed that the two-dimensional crack path is sensitive to the solidification rate, while the use of Focused Ion Beam (FIB) thinning techniques highlighted that higher solidification speeds lead to a greater tendency for intermetallic particles to drive the crack propagation.

KEYWORDS: ALUMINIUM ALLOY, SOLIDIFICATION RATE, IN-SITU FATIGUE TESTS, MICROSTRUCTURE;

TORNA ALL'INDICE >