

Sviluppo di trattamenti termici specifici per leghe di alluminio prodotte per SLM: effetto su tensioni residue e resistenza a fatica

C.A. Biffi, J. Fiocchi, A. Tridello, C. Colombo, G. Chiandussi, M. Rossetto, D.S. Paolino, L.M. Vergani, A. Tuissi

La produzione di leghe di alluminio tramite fusione laser selettiva (SLM) è diventata negli ultimi anni una realtà industriale consolidata. Risulta quindi di primaria importanza formulare nuovi trattamenti termici, specificamente dedicati ai prodotti ottenuti per manifattura additiva che, essendo caratterizzati da peculiari microstrutture indotte dalla rapida solidificazione, mal si adattano a trattamenti tradizionali. Nella presente memoria vengono quindi proposti alcuni trattamenti termici ad-hoc, formulati sulla base delle proprietà termo-fisiche della lega prodotta per SLM. Si è verificato come, durante i trattamenti, i processi di precipitazione, sferoidizzazione e distensione delle tensioni residue competono nel definire le proprietà della lega. In seguito all'ottimizzazione dei trattamenti, la loro influenza sulle proprietà della lega è stata analizzata sia in termini di proprietà meccaniche statiche, sia dal punto di vista della resistenza a fatica ad altissimo numero di cicli.

KEYWORDS: AlSi10Mg, SELECTIVE LASER MELTING, ADDITIVE MANUFACTURING, TENSIONI RESIDUE, VITA A FATICA, TRATTAMENTI TERMICI.

Introduzione

I processi di additive manufacturing (AM) stanno divenendo interessanti anche in campo industriale, grazie alla rivoluzionaria libertà di progettazione che essi permettono. Un posto di rilievo nella produzione di parti metalliche per via additiva è occupato dal processo selective laser melting (SLM), una tecnica di fabbricazione basata sulla fusione localizzata di un letto di polvere per mezzo di un laser ad alta potenza [1]. Particolare attenzione viene data oggi alla possibilità di produrre attraverso SLM componenti in leghe di alluminio, che sono comunemente utilizzate in campo automobilistico e aerospaziale. Le leghe di alluminio più comunemente utilizzate per SLM sono quelle alluminio-silicio sviluppate per la fonderia, caratterizzate dal basso punto di fusione e dall'elevata fluidità. Tra queste è spesso utilizzata la lega ipoeutettica AlSi10Mg [2-4], il cui contenuto in Mg ne permette l'indurimento per invecchiamento attraverso la precipitazione della fase β (Mg_2Si) [5-8].

Le alte velocità di riscaldamento e raffreddamento imposte dal processo danno origine a microstrutture radicalmente diverse da quelle tipiche di parti prodotte attraverso pro-

C.A. Biffi, J. Fiocchi, A. Tuissi

ICMATE Sede secondaria di Lecco, Lecco.

**A. Tridello, G. Chiandussi, M. Rossetto,
D.S. Paolino**

Politecnico di Torino, Dipartimento di Ingegneria Meccanica e Aerospaziale, Torino.

C. Colombo, L.M. Vergani

Politecnico di Milano, Dipartimento di Ingegneria Meccanica, Milano.

cessi metallurgici convenzionali [9,10]. Inoltre, i ripetuti cicli termici e la strategia di costruzione strato su strato provocano l'accumulo di tensioni residue, le quali possono avere una forte influenza sulle proprietà meccaniche e in particolare sulla resistenza a fatica delle parti prodotte. Per questo è necessario formulare nuovi procedimenti di trattamento termico, che consentano di sfruttare appieno le caratteristiche dell'alluminio prodotto per SLM. Appare infatti possibile formulare dei trattamenti che consentano di ottenere un insieme bilanciato di proprietà meccaniche (resistenza e duttilità). Due diverse strategie sono state principalmente seguite per definire nuovi trattamenti termici dedicati a parti in alluminio prodotte per SLM. Con la prima strategia si è lavorato per adattare i trattamenti T5 (invecchiamento artificiale) e T6 (solubilizzazione seguita da invecchiamento artificiale) alla nuova microstruttura, variando tempi e temperature dei trattamenti per ottenere un rafforzamento della lega mediante precipitazione. Con la seconda strategia, invece, sono stati sperimentati trattamenti a varie temperature, solitamente intermedie tra

quelle di invecchiamento e quelle di solubilizzazione, per rilassare gli sforzi residui e migliorare la duttilità del materiale. Infine, in [11,12], sono stati proposti dei trattamenti ad-hoc basati sui risultati di analisi calorimetriche del materiale in condizione as-built.

Il presente lavoro ha lo scopo di sistematizzare la definizione di trattamenti specifici per la lega AlSi10Mg prodotta per SLM. I risultati delle analisi calorimetriche e l'evoluzione nel tempo delle proprietà microstrutturali e meccaniche, a seguito di diversi trattamenti termici, sono stati usati per definire temperature e tempi dei diversi trattamenti. Infine, si sono valutate le tensioni residue e il loro effetto sulla vita a fatica dei campioni trattati.

Materiali e metodi

I campioni sono stati prodotti a partire da polveri sferiche di AlSi10Mg ottenute per atomizzazione in gas, caratterizzate da una dimensione media di 45 μm e con composizione chimica riportata in Tabella 1.

Tab.1 - Composizione chimica della polvere di AlSi10Mg (wt. %)

Si	Mg	Cu	Ni	Fe	Mn	Ti	Al
10	0.4	< 0.25	< 0.05	< 0.25	< 0.1	< 0.15	bal.

Per la realizzazione di campioni prismatici e ad osso di cane, è stato utilizzato un sistema SLM Solutions (modello 500 HL quad 4 \times 400 W) con i seguenti parametri di processo: potenza media pari a 350 W; velocità di scansione pari a 1150 m/s; dimensione del fascio laser pari a 80 μm ; spessore del letto di polvere pari a 50 μm ; temperatura della piastra pari a 150 $^{\circ}\text{C}$; spaziatura pari a 170 μm .

L'analisi calorimetrica è stata condotta con lo scopo di identificare i punti di trasformazione di fase allo stato solido, mediante calorimetria a scansione differenziale (DSC, mod. Seiko DSC220C) effettuata nell'intervallo di temperature [0–500 $^{\circ}\text{C}$] con varie velocità di scansione. Successivamente, i campioni sono stati trattati termicamente in un forno a muffola a due valori di temperatura ottenuti dall'analisi delle curve calorimetriche [11], per tempi compresi tra 5 minuti e 7 ore con successivo raffreddamento in aria. L'evoluzione delle proprietà meccaniche è stata seguita misurando la microdurezza Vickers e con prove di trazione (sistema MTS 2/M, con una velocità di deformazione

pari a 0,015 1/min). Infine, i campioni sottoposti a trattamenti ottimizzati sono stati ulteriormente analizzati in termini microstrutturali (SEM, mod. LEO1413). Come termine di confronto, sono stati considerati anche trattamenti termici convenzionali, eseguiti a 170 $^{\circ}\text{C}$ per 90 minuti e a 320 $^{\circ}\text{C}$ per 120 minuti.

Per la misura degli sforzi residui nei campioni prodotti con SLM è stata utilizzata la tecnica della diffrattometria a raggi X e il metodo $\sin^2\psi$ [13]. Lo strumento utilizzato è il diffrattometro AST X-Stress 3000 G2 della Stresstech Oy. Le misure sono state condotte con un collimatore di 3 mm di diametro, tubo al Cr, e 2 detettori; 9 angoli di diffrazione sono stati selezionati con tempo di esposizione di 25 s per ogni punto di misura. Le direzioni locali di misura degli sforzi sono: 1) longitudinale 0 $^{\circ}$, nella direzione della lunghezza del provino, quindi allineata con il fascio laser per i provini verticali z, e allineata alla piastra per i provini orizzontali xy; 2) trasversale 90 $^{\circ}$, nella direzione della larghezza del provino; 3) a 45 $^{\circ}$, intermedia tra le due pre-

cedenti. Le misure nelle singole direzioni sono poi state analizzate con il software Xtronic (Stresstech Oy), per ottenere gli sforzi nelle direzioni locali, ed infine da essi gli sforzi principali. Gli sforzi residui sono stati misurati solo in superficie, dato il ridotto spessore dei provini (1 mm) che verosimilmente induce uno stato di sforzo piano. Le misure sono state condotte nel centro di ogni provino; si sono effettuate ulteriori indagini per analizzare l'andamento delle tensioni residue lungo l'altezza dei provini z, ottenendo dei risultati pressoché costanti [14,15].

La resistenza a fatica è stata studiata in regime VHCF (very-high-cycle fatigue) su campioni Gaussiani, ad elevato volume di rischio, pari a 2300 mm³. A causa della significativa influenza dell'effetto scala in regime VHCF, prove di fatica su un elevato volume di rischio consentono di stimare in modo più affidabile la distribuzione dimensionale dei difetti. Tutti i campioni sono stati lucidati manualmente con carta abrasiva con grana crescente (da 240 a 1000) al fine di evitare la nucleazione delle cricche legate alla finitura superficiale e consentire lo studio dell'influenza dei difetti superficiali e interni sulla risposta VHCF [16]. Sono state effettuate prove di fatica a ultrasuoni (frequenza di carico di 20 kHz) a trazione-compressione alternata simmetrica e ad ampiezza di sollecitazione costante, utilizzando le attrezzature di prova sviluppate presso il Politecnico di Torino. L'ampiezza di sollecitazione applicata è stata mantenuta costante durante le prove attraverso un controllo ad anello chiuso basato sull'ampiezza di sollecitazione misurata da un estensimetro (estensimetro di controllo) applicato al sonotrodo.

Risultati e discussione

Le parti in AlSi10Mg prodotte per SLM sono caratterizzate da diversi fenomeni diffusionali innescati dall'esposizione a temperature relativamente elevate: da una parte, i processi di precipitazione della fase Mg₂Si nelle sue diverse forme β'', β' e β sono tipici della lega in sé, indifferentemente dal metodo di produzione applicato [5]; dall'altra, il gradiente termico e la velocità di solidificazione in processi SLM sono la causa della rottura e sferoidizzazione del network di silicio [17]. Queste trasformazioni sono state riconosciute e studiate in precedenti lavori tramite analisi calorimetriche (schema rappresentativo in Figura 1a). Successivamente, come spiegato in [18], i risultati della stessa sono stati utilizzati per calcolare temperature di trattamento, che fossero basate direttamente sulle proprietà della lega prodotta per SLM. Ciò ha portato alla definizione di due temperature, 244 °C e 290 °C, che potessero indurre rispettivamente la precipitazione di Mg₂Si e la sferoidizzazione del network di Si. Una volta selezionate le temperature, si è proceduto ad individuare le durate dei trattamenti tramite prove di durezza [15,19], come riportato in Figura 1b. Come previsto, entrambe le curve mostrano un calo costante della durezza da quella tipica della condizione as-built (137 HV) fino al raggiungimento di un valore pressoché costante per tempi lunghi. Si è deciso di selezionare come tempi di trattamento quelli corrispondenti alla stabilizzazione della durezza, ossia 90 min per 170 °C, 180 min per 244 °C e 90 min per 290 °C. Il confronto viene condotto anche con un trattamento termico convenzionale, indicato dal datasheet del produttore, di 2 ore a 320 °C.

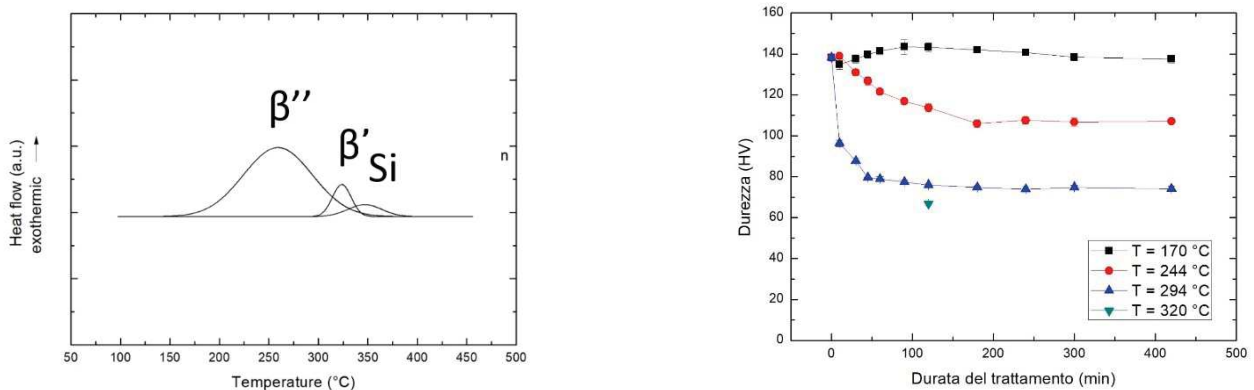


Fig.1 - a) schema rappresentativo dei processi esotermici rilevati tramite DSC nella lega in condizioni as-built; b) evoluzione della durezza in funzione della durata dei trattamenti termici [15].

Per verificare che i trattamenti termici eseguiti inducessero effettivamente l'evoluzione della microstruttura prevista, sono state preparate e osservate al SEM delle sezioni metallografiche nel piano xy (perpendicolare alla direzione di crescita): le micrografie risultanti sono riportate in Figura 2. Il campione as-built (Figura 2a) è caratterizzato dalla ben nota struttura cellulare eutettica indotta dalla rapida solidificazione [20]. La matrice di alluminio è interpenetrata da un network pressoché continuo di Si. Il trattamento termico a 244 °C (Figura 2b), come del resto anche quello a 170 °C descritto in [15], mantiene intatto il network, garantendo così la conservazione di una discreta resistenza meccanica. Il contemporaneo calo di durezza può quindi essere attribuito ad altri fenomeni, come l'accrescimento di precipitati

presenti fin dalla condizione as-built nella lega o il rilascio delle tensioni residue, come successivamente verificato. Al contrario il trattamento a 290 °C causa una rapida diffusione del Si attraverso la matrice di alluminio portando in breve tempo alla completa sferoidizzazione del network iniziale. Ne risulta una microstruttura ancora molto fine, caratterizzata da una distribuzione omogenea di particelle di Si di dimensioni comprese tra 0,2 µm e 1 µm. Un ulteriore incremento della temperatura di trattamento a 320°C induce un accrescimento della dimensione media delle particelle di Si e una riduzione del loro numero a causa del ben noto fenomeno dell'Ostwald Ripening. Maggiori dettagli al riguardo sono riportati in [18].

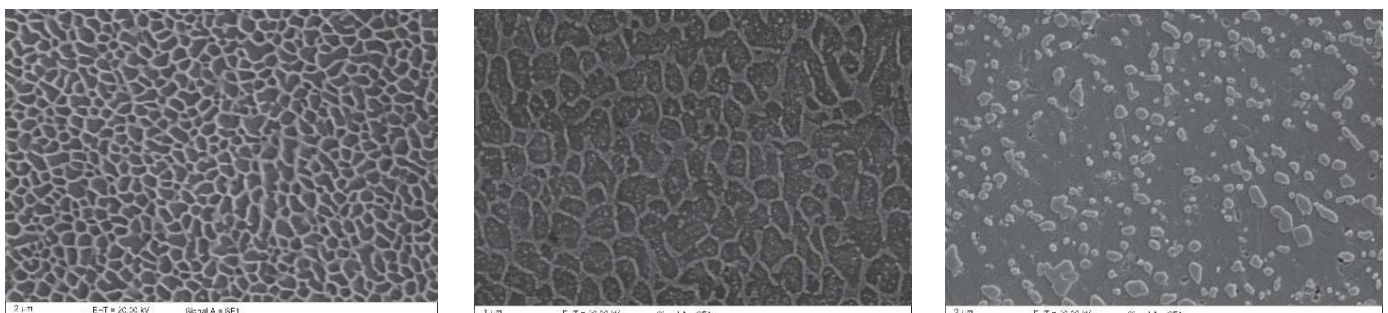


Fig.2 - micrografie SEM di campioni in diverse condizioni di trattamento termico: a) as-built, b) trattato a 244 °C per 180 min, c) trattato a 290 °C per 45 min.

Il comportamento meccanico durante prove di trazione, mostrato in Figura 3, è in accordo con questa evoluzione microstrutturale. Il campione as-built e quello trattato a 244 °C mostrano un comportamento simile: dopo lo snervamento (a 287 MPa e 232 MPa, rispettivamente) la deformazione plastica procede con elevata velocità di incrudimento fino alla frattura (414 MPa per as-built e 343 MPa per campioni trattati a 244 °C), che avviene al 4,12 % per i campioni

as-built e al 4,68 % per quelli trattati a 244 °C. Infine, il trattamento a 290 °C causa un notevole abbassamento dei carichi, sia di snervamento (189 MPa) sia di rottura (332 MPa), che viene però compensato da un miglioramento della duttilità (allungamento a rottura di 5,64 %). Ulteriori incrementi della duttilità sarebbero possibili solo a spese di un netto peggioramento della resistenza meccanica.

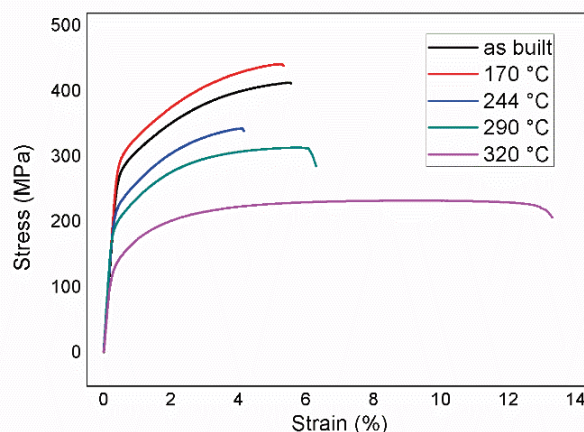


Fig.3 - prove meccaniche in trazione di campioni costruiti parallelamente alla piastra di costruzione (orientazione xy), sottoposti ai diversi trattamenti termici.

La Figura 4 mostra l'andamento degli sforzi principali misurati attraverso la diffrazione. Sono indicati gli sforzi principali massimi e minimi risultanti dall'elaborazione delle misure nelle 3 direzioni locali. Analizzando lo sforzo principale massimo, si osserva che le tensioni misurate nella condizione as-built, cioè senza trattamenti termici, sono relativamente elevate per i provini xy. Infatti, se confrontate con la resistenza a rottura R_m del materiale, le tensioni principali massime sono tra il 20 e il 25 % dell' R_m . Tali sforzi sono allineati con la direzione del fascio, quindi sono fondamentalmente nella direzione 90° , come dettagliato nel lavoro [3]. Gli sforzi principali minimi sono invece molto vicini allo zero.

Analizzando invece l'effetto dei trattamenti termici, si osserva che gli sforzi residui principali massimi sono parzialmente ridotti dal trattamento a 170°C . Si nota, infatti, un dimezzamento, senza però raggiungere valori prossimi allo zero. Più efficaci risultano invece i trattamenti a 244°C , 290°C e 320°C , che portano le tensioni principali massime a valori quasi nulli e praticamente identici fra loro. Questa discussione è principalmente basata sugli sforzi principali

massimi, che sono sicuramente quelli responsabili della distorsione e della ridotta resistenza a fatica dei componenti stampati additive; tuttavia, è possibile aggiungere anche qualche considerazione sugli sforzi principali minimi. Questi, infatti, restano molto bassi. I risultati ottenuti in termini di riduzione delle tensioni residue sono molto interessanti, perché evidenziano che i trattamenti termici selezionati attraverso la calorimetria sono ottimizzati: hanno infatti un effetto marcato sulle tensioni residue, analogo al trattamento a 320°C per 120 min, che richiede però temperature più alte rispetto ad entrambi, e comunque un tempo maggiore dei soli 45 min del trattamento a 290°C . I trattamenti a 244°C e 290°C sono parimenti efficaci e permetterebbero quindi di ottimizzare a livello industriale energia e tempo. Questo non solo è importante per lo specifico caso dei provini in lega di alluminio analizzati, ma più in generale la metodologia di utilizzo della calorimetria per la determinazione di trattamenti termici specifici per componenti additive può avere un buon utilizzo a livello industriale, perché gli effetti sulle tensioni residue sono evidenti.

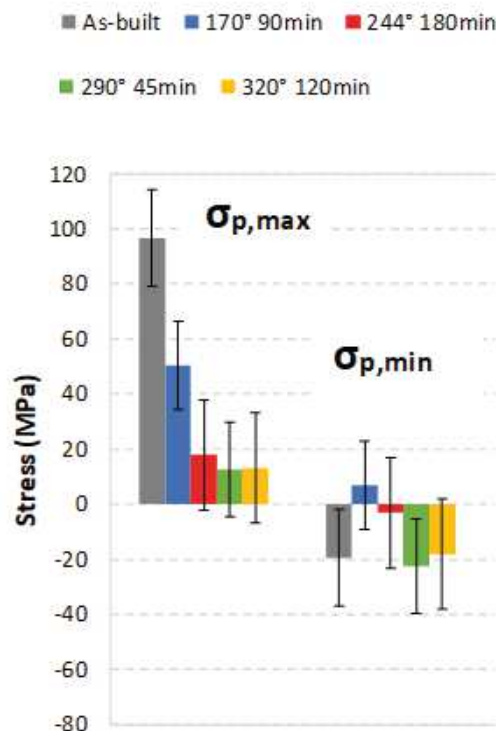


Fig.4 - Andamenti delle tensioni residue principali (massime e minime) nei provini xy, nelle condizioni as-built e dopo i trattamenti termici a 170°C , 244°C , 290°C e 320°C . Tutte le misure sono state effettuate al centro dei provini.

Le prove di fatica sono state infine eseguite su campioni nelle condizioni di maggior interesse. In particolare, sono state scelte la condizione as-built, che è la condizione iniziale del materiale, il trattamento termico a bassa temperatura a 240 °C, e quello convenzionale a 320 °C. Sono state

eseguite prove a ultrasuoni ad ampiezze nominali di sollecitazione, cioè misurate al centro del campione, tra 60 MPa e 95 MPa. I risultati delle prove di fatica sono mostrati in Figura 5.

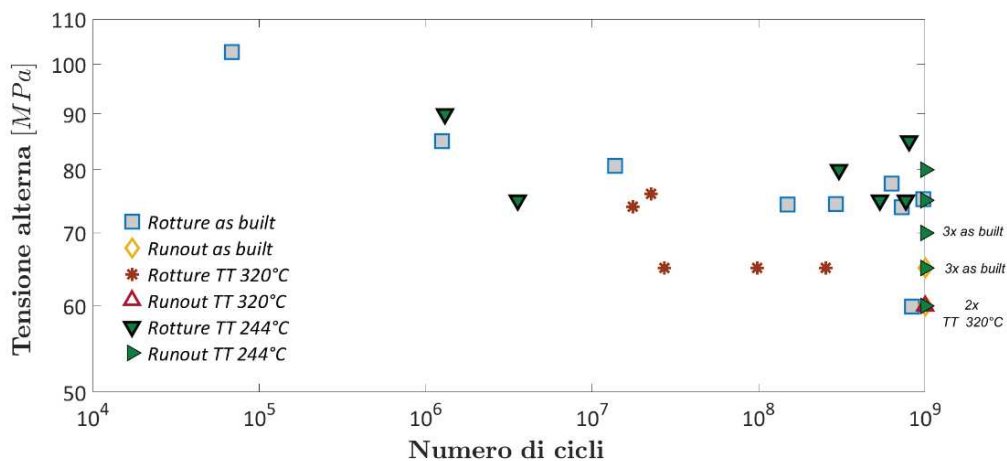


Fig.5 - Andamento dello sforzo in funzione del numero di cicli [22].

I campioni trattati termicamente a 320 °C hanno evidenziato la più bassa resistenza VHCF [21], mentre i campioni sottoposti al trattamento termico eseguito a 244 °C sono caratterizzati dalla maggiore resistenza VHCF [22]. La massima tensione di runout si è verificata a 80 MPa nei campioni trattati a 244°C, a 65 MPa nei campioni as-built e a 60 MPa nei campioni trattati a 320 °C. Si reputa che la riduzione di durezza sia all'origine della più bassa resistenza VHCF nei campioni trattati a 320 °C. Nel caso dei campioni as-built, aventi durezza poco superiore ai campioni trattati a 244 °C, la presenza delle tensioni residue è invece stata, ad opinione degli autori, la principale causa della riduzione di re-

sistenza VHCF rispetto ai campioni trattati a 244 °C. Le superfici di frattura sono state studiate utilizzando un microscopio elettronico a scansione (SEM), per analizzare il difetto critico all'origine del cedimento a fatica. Sono stati identificati tre tipi di difetti critici: pori o grappolo di pori (Figura 6a); difetti superficiali probabilmente originati durante la rimozione delle strutture di supporto (Figura 6b); difetti originati da una fusione incompleta (Figura 6c) [23]. Per i difetti originati da una fusione incompleta, è stata effettuata un'analisi EDX (spettroscopia a raggi X a dispersione di energia) per verificare che non fossero difetti di tipo ossido.

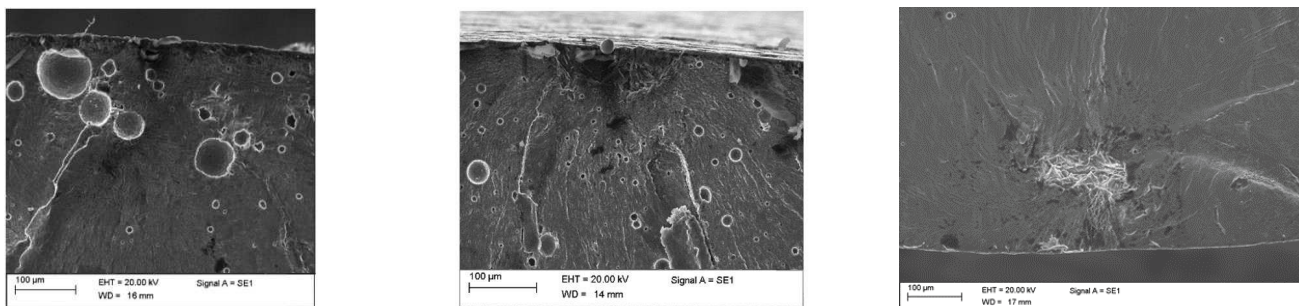


Fig.6 - Tipologia di difetti: a) gruppo di pori (TT a 320 °C); b) difetto originato durante la rimozione delle strutture di supporto (as-built); c) difetto originato da fusione incompleta (TT a 244 °C) [22].

La Figura 7 mostra l'istogramma dei tipi di difetto per tutti i campioni analizzati.

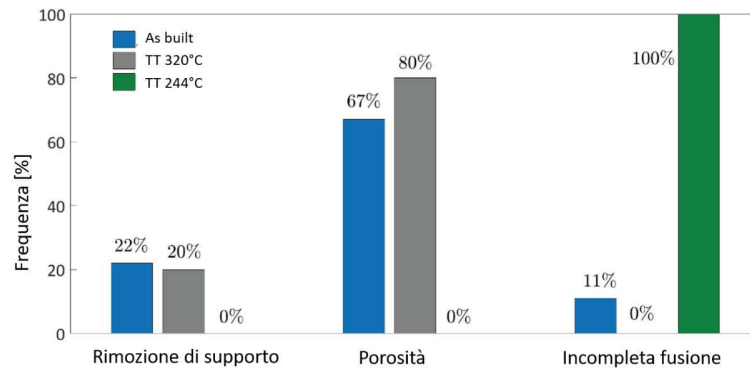


Fig.7 - Istogramma dei tipi di difetto critico [22]

Nei campioni as-built e trattati termicamente a 320 °C, i pori sono in genere i difetti più critici, essendo all'origine del cedimento a fatica rispettivamente nel 67% e 80% dei casi. Circa il 20% dei cedimenti a fatica ha avuto origine da difetti critici originati durante la rimozione delle strutture di supporto nei campioni as-built e nei campioni trattati termicamente a 320°C. I difetti critici dovuti alla fusione incompleta sono stati poco frequenti nei campioni as-built (11%) e totalmente assenti nei campioni trattati termicamente a 320 °C, mentre sono stati all'origine di tutti i cedimenti a fatica nei campioni trattati a 244 °C.

Conclusioni

In questo lavoro, eseguito con un approccio di tipo multidisciplinare, sono stati definiti dei trattamenti termici ad hoc per la lega AlSi10Mg prodotta per Selective Laser Melting (SLM). La microstruttura molto fine, proveniente dalla solidificazione rapida, richiede la definizione di trattamenti termici con condizioni operative significativamente differenti da quelli comunemente utilizzati per la stessa lega prodotta mediante tecniche convenzionali.

Le due temperature di tali trattamenti termici sono state

selezionate mediante misure calorimetriche, ed in particolare sono state messe in relazione ai due picchi di trasformazione (244 °C e 294 °C); le durate dei trattamenti, invece, sono state definite mediante curve di invecchiamento.

Le misure di tensioni residue hanno messo in evidenza come il trattamento termico, eseguito in corrispondenza al primo picco di trasformazione, sia quello più efficace per la distensione del componente dalle tensioni residue, tipiche del processo additivo. Tale risultato è stato confermato e avvalorato da test di fatica ad elevatissimo numero di cicli, che hanno mostrato come il trattamento termico eseguito a 244 °C consenta di aumentare la resistenza a fatica, in quanto in grado di garantire una maggiore resistenza meccanica unita alla rimozione delle tensioni residue. Questo risultato è di notevole importanza, in quanto suggerisce una nuova condizione di trattamento termico da eseguire sulla lega AlSi10Mg prodotta per SLM, che richiede temperature più basse e durate più limitate rispetto alla condizione di trattamento termico convenzionale, solitamente impiegato a livello industriale.

BIBLIOGRAFIA

- [1] W.E. Frazier, Metal additive manufacturing: A review, *J. Mater. Eng. Perform.* 23 (2014) 1917–1928. doi:10.1007/s11665-014-0958-z.
- [2] L.P. Lam, D.Q. Zhang, Z.H. Liu, C.K. Chua, Phase analysis and microstructure characterisation of AlSi10Mg parts produced by Selective Laser Melting, *Virtual Phys. Prototyp.* 2759 (2015). doi:10.1080/17452759.2015.1110868.
- [3] L. Thijs, K. Kempen, J. Kruth, J. Van Humbeeck, Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder, *Acta Mater.* 61 (2013) 1809–1819. doi:10.1016/j.actamat.2012.11.052.
- [4] E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger, D. Buchbinder, Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior, *J. Mater.* 34 (2012) 159–169. doi:10.1016/j.matdes.2011.07.067.
- [5] I.J. Polmear, *Light alloys: metallurgy of the light metals*, John Wiley & Sons Australia, 1995.
- [6] X. Larráyoiz Izcarra, A. Guirao Blank, F. Pyczak, P. Staron, S. Schumann, N. Huber, X.L. Izcarra, A.G. Blank, F. Pyczak, P. Staron, S. Schumann, N. Huber, Characterization and modeling of the influence of artificial aging on the microstructural evolution of age-hardenable AlSi10Mg(Cu) aluminum alloys, *Mater. Sci. Eng. A.* 610 (2014) 46–53. doi:10.1016/j.msea.2014.04.031.
- [7] M. Voncina, S. Kores, P. Mrvar, J. Medved, Effect of Ce on solidification and mechanical properties of A360 alloy, *J. Alloys Compd.* 509 (2011) 7349–7355. doi:10.1016/j.jallcom.2011.04.059.
- [8] R.X. Li, R.D. Li, Y.H. Zhao, L.Z. He, C.X. Li, H.R. Guan, Z.Q. Hu, Age-hardening behavior of cast Al–Si base alloy, *Mater. Lett.* 58 (2004) 2096–2101. doi:10.1016/j.matlet.2003.12.027.
- [9] C.A. Biffi, A. Tuissi, Stato dell'arte sulle tecniche di produzione additiva per metalli, *Metall. Ital.* 1 (2017) 5–10.
- [10] H. Zhang, H. Zhu, T. Qi, Z. Hu, X. Zeng, Selective laser melting of high strength Al–Cu–Mg alloys: Processing, microstructure and mechanical properties, *Mater. Sci. Eng. A.* 656 (2016) 47–54. doi:10.1016/j.msea.2015.12.101.
- [11] J. Fiocchi, A. Tuissi, P. Bassani, C.A. Biffi, Low temperature annealing dedicated to AlSi10Mg selective laser melting products, *J. Alloys Compd.* 695 (2017) 3402–3409. doi:10.1016/j.jallcom.2016.12.019.
- [12] P. Yang, M.A. Rodriguez, L.A. Deibler, B.H. Jared, J. Griego, A. Kilgo, A. Allen, D.K. Stefan, Effect of thermal annealing on microstructure evolution and mechanical behavior of an additive manufactured AlSi10Mg part, (2018). doi:10.1557/jmr.2018.82.
- [13] I.C. Noyan, J.B. Cohen, *Residual stress measurement by diffraction and interpretation*, Springer, New York, 1987.
- [14] C. Colombo, C.A. Biffi, J. Fiocchi, A. Tuissi, L.M. Vergani, Effect of optimized heat treatments on the tensile behavior and residual stresses of selective laser melted AlSi10Mg samples, *Key Eng. Mater.* 813 KEM (2019) 364–369. doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.813.364.
- [15] J. Fiocchi, C.A. Biffi, C. Colombo, L.M. Vergani, A. Tuissi, Ad Hoc Heat Treatments for Selective Laser Melted AlSi10mg Alloy Aimed at Stress-Relieving and Enhancing Mechanical Performances, *J. Mater.* (2020). doi:10.1007/s11837-019-03973-z.
- [16] C.A. Biffi, J. Fiocchi, P. Bassani, D.S. Paolino, A. Tridello, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, Microstructure and preliminary fatigue analysis on AlSi10Mg samples manufactured by SLM, *Procedia Struct. Integr.* 7 (2017) 50–57. doi:10.1016/j.prostr.2017.11.060.
- [17] S. Marola, D. Manfredi, G. Fiore, M.G. Poletti, M. Lombardi, P. Fino, L. Battezzati, A comparison of Selective Laser Melting with bulk rapid solidification of AlSi10Mg alloy, *J. Alloys Compd.* 742 (2018) 271–279. doi:10.1016/j.jallcom.2018.01.309.
- [18] J. Fiocchi, A. Tuissi, P. Bassani, C.A. Biffi, Low temperature annealing dedicated to AlSi10Mg selective laser melting products, *J. Alloys Compd.* 695 (2017) 3402–3409. doi:10.1016/j.jallcom.2016.12.019.
- [19] J. Fiocchi, C.A. Biffi, P. Bassani, Euro PM2017-Microstructure and Properties of AM Materials Tailored thermal treatment for SLM built aluminum alloy product, n.d.
- [20] K.G. Prashanth, S. Scudino, H.J. Klauß, K.B. Surreddi, L. Löber, Z. Wang, A.K. Chaubey, U. Kühn, J. Eckert, L. L??ber, Z. Wang, A.K. Chaubey, U. K??hn, J. Eckert, Microstructure and mechanical properties of Al-12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment, *Mater. Sci. Eng. A.* 590 (2014) 153–160. doi:10.1016/j.msea.2013.10.023.
- [21] A. Tridello, J. Fiocchi, C.A. Biffi, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, D.S. Paolino, VHCF response of Gaussian SLM AlSi10Mg specimens: Effect of a stress relief heat treatment, *Int. J. Fatigue.* 124 (2019) 435–443. doi:10.1016/j.ijfatigue.2019.02.020.
- [22] A. Tridello, J. Fiocchi, C.A. Biffi, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, D.S. Paolino, Influence of the annealing and defects on the VHCF behavior of an SLM AlSi10Mg alloy, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 42 (2019) 2794–2807. doi:10.1111/ffe.13123.
- [23] A. Tridello, C.A. Biffi, J. Fiocchi, P. Bassani, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, D.S. Paolino, VHCF response of as-built SLM Al-Si10Mg specimens with large loaded volume, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* (2018). doi:10.1111/ffe.12830.