

Lega A357 prodotta mediante SLM: studio del comportamento tribologico in condizioni di strisciamento non lubrificato

L. Lorenzetti, L. Tonelli, L. Ceschini, C. Martini

Nel presente lavoro si valuta come la peculiare microstruttura risultante dal processo additivo di *Selective Laser Melting* (SLM), possa influenzare il comportamento ad attrito e usura della lega A357 (AlSi7Mg0.6) allo stato *as-built*, usando come termine di confronto la stessa lega colata in sabbia, successivamente sottoposta a pressatura isostatica a caldo e trattamento T6. Per i campioni prodotti mediante SLM sono state prese in considerazione due diverse combinazioni di parametri di processo volte ad ottimizzare, rispettivamente la produttività (serie P) e la microstruttura (serie M). Lo studio tribologico è stato effettuato mediante prove di strisciamento non lubrificato con geometria pattino-su-cilindro contro acciaio EN 100Cr6 (62 HRC), con carichi applicati nell'intervallo 20-60 N e velocità di strisciamento di 0.3 m/s. I risultati ottenuti hanno dimostrato che l'affinamento microstrutturale indotto dal processo SLM condotto con parametri ottimizzati riduce il tasso di usura della lega A357 rispetto al caso della produzione con tecnologie fusorie convenzionali, anche nelle condizioni *as-built* senza alcun post-trattamento, pur mantenendo coefficienti di attrito confrontabili anche ai carichi più elevati.

PAROLE CHIAVE: ADDITIVE MANUFACTURING, SLM, LPBF, MICROSTRUTTURA, ALSI7MG0.6, ATTRITO, USURA

INTRODUZIONE

La tecnologia di manifattura additiva a letto di polvere *Selective Laser Melting* (SLM), nota anche come *Laser-based Powder Bed Fusion* (LPBF) e basata sulla fusione selettiva di strati successivi di finissime polveri metalliche, è sempre più largamente impiegata per la produzione di componenti in lega di alluminio per applicazioni ingegneristiche in settori industriali come quello automobilistico, aerospaziale e aeronautico. In questi ambiti, le leghe alluminio-silicio vengono diffusamente utilizzate, grazie ai noti vantaggi come l'elevata resistenza a corrosione, la bassa densità e l'alta resistenza specifica, in generale ottenibile dopo opportuno trattamento termico [1].

I processi additivi permettono una libertà di progettazione impossibile da raggiungere con tecnologie convenzionali, unitamente ad una semplificazione del ciclo produttivo e a un notevole risparmio di materie prime. Occorre inoltre sottolineare che la microstruttura delle leghe AlSi prodotte mediante SLM differisce in modo sostanziale da quella dei componenti ottenuti con processi fusori convenzionali. L'elevato gradiente termico e le alte velocità di raffredda-

L. Lorenzetti, L. Tonelli,
L. Ceschini, C. Martini

Dipartimento di Ingegneria Industriale (DIN),
Università di Bologna, Bologna, Italia

mento tipiche del processo, infatti, favoriscono la formazione di una soluzione solida sovrassatura, caratterizzata da una peculiare finezza microstrutturale allo stato *as-built*, che dà luogo a proprietà meccaniche differenti rispetto alle leghe prodotte con tecnologie convenzionali [2]. Mentre sono numerosi i dati di letteratura sul comportamento meccanico, statico e a fatica, di componenti in lega di Al prodotti mediante SLM, il comportamento tribologico in condizioni di strisciamento è ancora in corso di studio e comprensione e gli studi disponibili si focalizzano soprattutto sulla lega AlSi12Mg. Prashanth *et al.* [3] hanno dimostrato che la lega AlSi12 prodotta tramite SLM, in condizioni di strisciamento a secco contro acciaio mostra un minor tasso d'usura (nello stato *as-built*) rispetto al materiale ottenuto con tecnologie fusorie convenzionali e non trattato termicamente, grazie all'affinamento microstrutturale indotto dalle alte velocità di raffreddamento tipiche del processo SLM. L'esecuzione di trattamenti termici di ricottura sulla lega SLM, invece, produce un incremento del tasso di usura al crescere della temperatura di trattamento (da 473 a 723 K per 6 h in atmosfera di Ar), a causa di un ingrossamento microstrutturale. Kang *et al.* [4] hanno verificato che, in condizioni di strisciamento a secco, il tasso di usura della lega AlSi12 prodotta con SLM (nello stato *as-built*) è inferiore a quello misurato per leghe Al-Si-Cu estruse a caldo e dipende dalla potenza della sorgente laser, che influenza il grado di affinamento microstrutturale e la densità della lega prodotta mediante SLM. Liu *et al.* [5] hanno osservato come le proprietà tribologiche della lega AlSi12 SLM siano strettamente correlate alla strategia di

scansione usata; in particolare, utilizzando una strategia di scansione del letto di polvere del tipo *chessboard* si possono ottenere proprietà tribologiche migliori rispetto all'utilizzo di altre metodologie di scansione.

In condizioni di strisciamento a secco contro acciaio, il meccanismo di usura principale per le leghe AlSi prodotte mediante SLM è stato identificato come un insieme di fenomeni abrasivi e tribossidativi, con un aumento dell'incidenza dei fenomeni di adesione al crescere della severità delle condizioni di prova [3, 5-7].

Mentre la maggior parte degli studi che riportano dati di carattere tribologico su leghe di alluminio fabbricate con SLM si concentra sulle leghe AlSi10Mg e AlSi12 [2-9], un numero più limitato di studi [10-16], non centrati sul comportamento tribologico, è dedicato alla lega A357 (AlSi7Mg0.6), una delle più utilizzate per la produzione di componenti *automotive* come teste e basamenti motore. A causa dunque della sostanziale mancanza di dati sul comportamento tribologico della lega A357 SLM, in questo lavoro sono state svolte prove di strisciamento a secco su campioni in lega A357 prodotti con SLM a partire dalle stesse polveri ma utilizzando due set di parametri di processo differenti volti, rispettivamente, ad ottimizzare la produttività o la microstruttura. La lega è stata testata allo stato *as-built*. Come riferimento per il confronto è stata utilizzata la lega A357 colata in sabbia, sottoposta a pressatura isostatica a caldo (HIP) e a trattamento termico T6. La caratterizzazione microstrutturale della lega nelle diverse condizioni di processo ha consentito l'interpretazione dei risultati ottenuti.

MATERIALI E METODI

Produzione di campioni SLM

Barrette in lega A357 in forma di parallelepipedo (5x5x70 mm³) sono state prodotte mediante SLM a partire da un unico lotto di polveri atomizzate in gas, fornito da LPW Technology Ltd (attualmente LPW Carpenter Additive, Carpenter Technology Corporation, USA), con la seguente composizione (% in peso): Al 92.1, Si 6.97, Mg 0.55, Fe 0.06, Ti 0.13, Zn 0.08, altri 0.11. Prima del processo SLM, le polveri sono state preriscaldate a 333K per 3 ore per rimuovere l'umidità e prevenire la formazione di Al₂O₃ [16]. L'analisi GDOES (*Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy, Spectruma Analytik GDA 650*) dei campioni SLM prodotti a partire da queste polveri, ha mostrato che la composizione della polvere è stata sostanzialmente preservata a valle del processo. L'analisi GDOES effettuata anche sulla lega A357 colata in sabbia ha evidenziato la piena corrispondenza alla normativa ASTM E179-14, in termini compositivi.

I campioni SLM sono stati prodotti utilizzando una macchina MYSINT100 RM, prodotta da SISMA, dotata di sorgente laser da 200 W con un diametro dello spot di 55μm. Il processo di fusione è stato effettuato in atmosfera di N₂ con un contenuto di ossigeno residuo dello 0.1%, con direzione di costruzione verticale rispetto all'asse maggiore dei parallelepipedi (Z) e utilizzando supporti conici. La strategia di scansione e i parametri di processo sono stati scelti ed impostati secondo due modalità: (i) stampa in condizioni di massima produttività (serie P); (ii) stampa in condizioni di ottimizzazione della microstruttura (serie M) [16]. È stata adottata una strategia di scansione a scacchiera (con l'area delle isole di stampa di 4x4 mm² per i campioni P e 3x3 mm² per i campioni M) in modalità *skywriting*. Per promuovere un'omogenea fusione delle polveri e garantire elevata densità, la strategia di scansione è stata ruotata di 67°. Per ogni

layer processato, al fine di minimizzare i difetti superficiali, è stata eseguita una procedura di contornatura (*contouring*). I campioni P sono stati fabbricati impiegando una potenza di 175 W, una velocità di scansione di 1400 mm/s e una spaziatura fra tracce laser di 0.12 mm. I campioni M sono stati

Caratterizzazione microstrutturale, topografica e durometrica

La caratterizzazione microstrutturale della lega A357 ottenuta con processo fusorio convenzionale e mediante SLM è stata eseguita su campioni preparati con tecniche metallografiche standard ed attaccati chimicamente con il reattivo di Keller (1 mL HF, 1.5 mL HCl, 2.5 mL HNO₃, 95 mL H₂O). Le osservazioni microstrutturali superficiali e trasversali sono state eseguite mediante microscopia ottica convenzionale (Reichert MeF3 A) e multifocale (Hirox HK 7700), considerando le direzioni parallela (XZ) e perpendicolare (XY) al fronte di stampa (asse Z) (schema in Fig.1).

La caratterizzazione topografica delle superfici è stata effettuata mediante profilometro a stilo (Hommelwerke T2000 con raggio di curvatura di 5 μm), utilizzando Lt=12.5 mm

Prove di strisciamento non lubrificato

Le prove di strisciamento a secco sono state eseguite mediante un tribometro con geometria di contatto pattino-su-cilindro (*block-on-ring*, ASTM G-77). In questa configurazione, pattini stazionari di lega A357 (5x5x70 mm³) sono posti in contatto di strisciamento contro un cilindro rotante di diametro 40 mm, in acciaio 100Cr6 (AISI 52100) temprato e disteso a 62 HRC di durezza, e avente una rugosità superficiale di Ra=0.09 ± 0.03 μm. Nel caso dei pattini in lega SLM, le superfici sono state sottoposte a prova tribologica così come stampate (*as-built*), senza alcun post-trattamento termico o di finitura superficiale. Al contrario, i pattini in lega A357 sono stati ricavati da teste motore, colate in sabbia e sottoposte a HIP e T6, e dunque sottoposti alla prova con la finitura indotta dalla lavorazione meccanica necessaria a realizzare i pattini. Ogni prova è stata eseguita in condizioni di umidità e temperatura atmosferiche (umidità relativa compresa tra 50 e 60%), a velocità di strisciamento

RISULTATI E DISCUSSIONE

Caratterizzazione microstrutturale

In Figura 1 vengono mostrate rappresentazioni isometriche della microstruttura, costituite da immagini ottiche, sia per la lega A357 colata in sabbia, quindi sottoposta a HIP e T6 (*cast*, C), che per i campioni SLM *as-built* prodotti, rispet-

stampati utilizzando sempre una potenza di 175 W ma con una velocità di scansione di 500 mm/s e una spaziatura di 0.08 mm. Ogni campione è stato prodotto con uno spessore del layer di 0.02 mm in un'unica piattaforma di costruzione, senza preriscaldamento.

(lunghezza di valutazione) e Lc=2.5 mm (lunghezza di campionamento), in accordo con la normativa ISO 4288-1997. La densità dei campioni è stata misurata con una bilancia analitica (con sensibilità di 0.0001 g), secondo il principio di Archimede. Sono state eseguite prove di durezza Brinell HBS 2.5/62.5/15 al fine di confrontare l'influenza dell'intero processo produttivo sulla durezza finale della lega; per ciascun campione sono state svolte tre misurazioni. Sono inoltre state eseguite misure di microdurezza Vickers HV_{0.1} (microdurometro Isoscan Galileo) sulle sezioni trasversali lucidate, allo scopo di quantificare l'omogeneità microstrutturale dei campioni, effettuando 20 impronte per ciascun campione.

costante (0.3 m s⁻¹) e con carichi normali di 20, 40 e 60 N (per ogni prova sono state eseguite almeno 2 ripetizioni). I carichi normali selezionati hanno portato a pressioni di contatto hertziane massime rispettivamente di 61, 86 e 105 MPa. I valori della forza di attrito sono stati misurati in continuo, durante ogni prova, in funzione della distanza di strisciamento, utilizzando una cella di carico a flessione. I valori del coefficiente di attrito sono stati mediati per ciascuna prova in regime stazionario (200-1000 m). L'entità dell'usura è stata valutata misurando la profondità d'usura al centro e ai lati delle piste prodotte sui pattini (3 misure per ogni carico normale applicato) e utilizzando il software di elaborazione ImageJ. Le superfici usurate sono state caratterizzate tramite microscopio elettronico a scansione Zeiss EVO 50, dotato di microsonda a dispersione di energia (EDS), al fine di identificare i meccanismi di usura dominanti.

tivamente, in condizioni di massima produttività (serie P) e di ottimizzazione della microstruttura (serie M). In Tabella 1 sono invece riportati i valori medi di rugosità superficiale (Ra ed Rq), densità e durezza (HBS e HV_{0.1}) rilevati sui campio-

ni di prova. Le rappresentazioni isometriche illustrano, per ciascun campione, le sezioni trasversali (XY), perpendicolari alla direzione di costruzione Z e le sezioni longitudinali (XZ), parallele alla direzione di costruzione e corrispondenti alle superfici usate per le prove tribologiche. La lega *cast* ha mostrato la tipica microstruttura di solidificazione delle leghe AlSiMg allo stato di getto, caratterizzata da dendriti di α -Al (SDAS pari a circa $51.8 \pm 2.7 \mu\text{m}$) circondate da particelle di silicio eutettico modificato, tondeggianti (dimensioni medie circa $5-10 \mu\text{m}$). Allo stesso ingrandimento, considerando le sezioni XY, i campioni SLM hanno invece mostrato la microstruttura tipicamente indotta dal processo SLM, con tracce di scansione laser ellissoidali sovrapposte che rappresentano ogni singola passata del laser, che dà luogo alla formazione delle tipiche pozze di fusione o *melt pools*. Le sezioni XZ hanno invece mostrato *melt pools* semicilindrici, dovuti alla fusione localizzata del letto di polvere e alla sovrapposizione con lo strato sottostante. Le immagini SEM, a ingrandimento maggiore, dei campioni SLM hanno evidenziato una microstruttura molto fine all'interno dei *melt*

pools, caratterizzata da celle di α -Al di dimensioni sub-micrometriche, circondate da una rete interconnessa di Si eutettico (dimensioni medie circa $0.1-0.2 \mu\text{m}$), come descritto in un precedente lavoro [17]. Queste caratteristiche microstrutturali sono il risultato dell'elevata velocità di raffreddamento e del gradiente termico tipici del processo SLM, che portano alla formazione di una soluzione solida sovrasatura metastabile, caratterizzata da una peculiare finezza microstrutturale [8]. In genere, i bordi dei *melt pools* presentano una microstruttura più grossolana rispetto al centro. Infatti, la possibilità di evidenziare i *melt pools* in immagini ottiche a basso ingrandimento, come quelle in Figura 1, è il risultato del contrasto indotto da questa specifica differenza tra regioni cellulari più fini e più grossolane. Le differenze microstrutturali tra queste due zone vengono generalmente correlate al prodotto $G \times R$, dove G è il gradiente termico e R il tasso di solidificazione [8], nonché alla diversa entità di segregazione e a modificazioni microstrutturali nella zona termicamente alterata, legate ai cicli termici indotti dai successivi passaggi del laser.

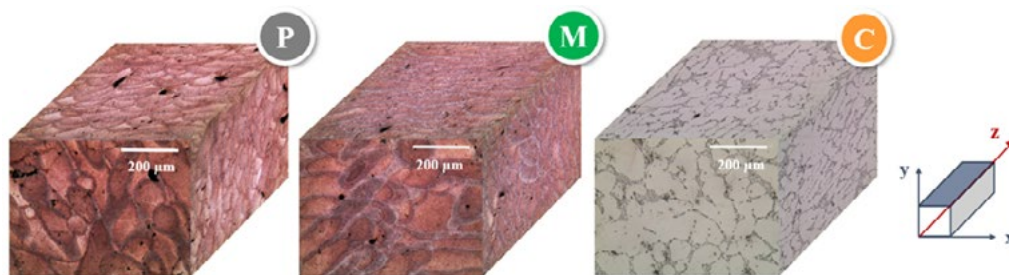


Fig.1 - Rappresentazioni isometriche della microstruttura dei campioni in A357 SLM prodotti in condizioni di: massima produttività (P) o ottimizzazione della microstruttura (M), a confronto con quella della stessa lega colata in sabbia (C); immagini al microscopio ottico in campo chiaro ed attacco con reattivo di Keller. La superficie utilizzata nelle prove tribologiche corrisponde al piano XZ evidenziato nello schema a destra dell'immagine. / Isometric views of the A357 SLM samples microstructure produced under conditions of: maximum productivity (P) or optimization of the microstructure (M) and compared with sand-cast A357, HIP + T6 (C); bright-field optical microscope images (etching: Keller's).

The surface used for tribological tests corresponds to the XZ plane highlighted in the diagram on the left-hand side.

Per quanto riguarda le differenze microstrutturali tra i campioni SLM, osservate in sezione trasversale (XY) alla superficie usata per le prove tribologiche (Fig. 2), i provini della serie M hanno mostrato una microstruttura visibilmente più fine e omogenea, con porosità di dimensioni ridotte e frazione volumetrica inferiore rispetto a quelli della serie P. Ciò è probabilmente dovuto alla minore velocità (circa $1/3$ rispetto a P) e alla ridotta spaziatura di scansione utilizzata

per la strategia di stampa della serie M, che hanno prodotto un valore della fluenza di fusione laser (*energy density*) maggiore nella serie M (218.75 J/mm^3), rispetto alla serie P (52.08 J/mm^3). Inoltre, nel campione P, al confine con lo strato di contornatura, sono state rilevate porosità di grandi dimensioni (Fig. 2-a), non rilevate nel campione M (Fig. 2-b).

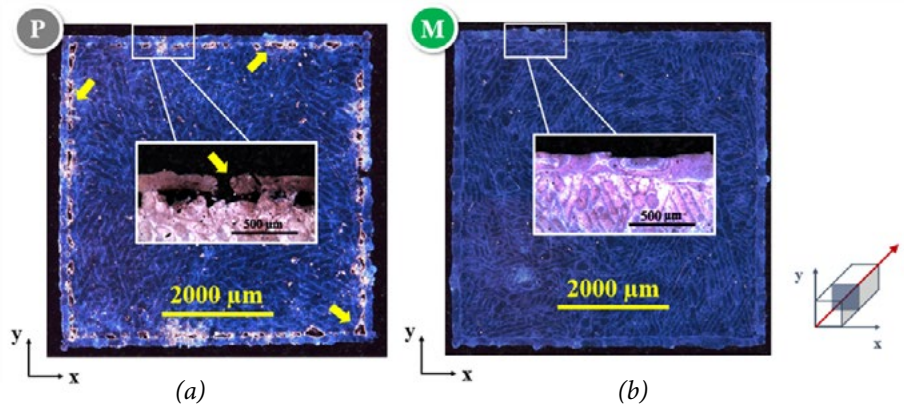


Fig.2 - Micrografie ottiche in sezione trasversale dei campioni SLM: P (a) ed M (b), che mostrano gli effetti della modifica nei parametri di processo e del contouring (attacco: Keller). / Optical cross-sectional micrographs of SLM samples: P (a) and M (b), showing the influence of process and contouring parameters (etching: Keller's).

Su ogni campione sono state effettuate prove di durezza Brinell su diversi piani (Tab. 1): i risultati ottenuti hanno evidenziato nel campione ottenuto con fusione in sabbia, quindi sottoposto a HIP e trattamento termico T6, una durezza di pochi punti Brinell superiore (116 HB) rispetto ai campioni SLM *as-built* (111-113 HB). La maggiore durezza del campione *cast* è ovviamente attribuibile all'effetto di rinforzo indotto dal trattamento termico T6, in combinazione con un ridotto contenuto di porosità conferito dal trattamento di pressatura isostatica a caldo. La durezza comunque significativa dei campioni SLM *as-built* è invece riconducibile all'effetto sinergico di diversi meccanismi di rinforzo attivi:

per soluzione solida, per affinamento microstrutturale e da seconde fasi disperse.

I risultati delle misure $HV_{0.1}$ mostrano come i campioni M abbiano evidenziato la deviazione standard più bassa nel piano XZ (corrispondente alla superficie su cui sono state svolte le prove tribologiche): la maggiore uniformità dei risultati è plausibilmente correlabile ad una microstruttura sostanzialmente più fine ed uniforme, soprattutto in termini di dimensioni e distribuzione del Si eutettico, indotta dall'ottimizzazione dei parametri di processo, come osservato anche in [5].

Tab.1 - Rugosità, durezza e densità dei pattini in A357 impiegati per le prove tribologiche (superficie XZ) / : Surface roughness, hardness and density of A357 bars for tribological tests (XZ surface)

Campione	Rugosità superficiale (μm)		HBS 2.5/62.5/15		HV 0.1	Densità (%)
	Ra	Rq	XY	XZ	XZ	
P-SLM	9.3 ± 1.3	12.5 ± 2.3	113 ± 4	111 ± 1	122 ± 7	97.7 ± 0.01
M-SLM	15.9 ± 3.8	22.9 ± 6.2	112 ± 1	112 ± 2	116 ± 3	99.0 ± 0.01
Cast	0.43 ± 0.05	0.63 ± 0.05	116 ± 2	116 ± 2	129 ± 7	100.0 ± 0.07

La morfologia delle superfici sottoposte a prove di strisciamento è mostrata in Fig. 3. I dati di R_a ed R_q ottenuti tramite profilometria a stilo (Tab. 1) hanno messo in evidenza la minore rugosità superficiale del campione colato in sabbia, mentre le superfici SLM mostrano le tipiche rugosità elevate dovute al processo SLM. La bassa rugosità del campione *cast* è riconducibile alla lavorazione eseguita per ricavare, dai getti, i pattini per le prove tribologiche (come testimoniato dai segni di lavorazione visibili in Fig. 3). Per quanto invece riguarda i campioni SLM, sottoposti

a prova in condizioni *as-built*, la maggiore rugosità rilevata sul campione M è probabilmente riconducibile ai diversi parametri di processo, in particolare al maggiore valore della fluena. Sebbene, infatti, una maggiore fluena promuova tipicamente una migliore finitura superficiale, valori troppo elevati possono portare a un aumento di rugosità conseguente alle elevate tensioni residue di tipo termico e alle velocità di solidificazione non uniformi nella zona corticale [18].

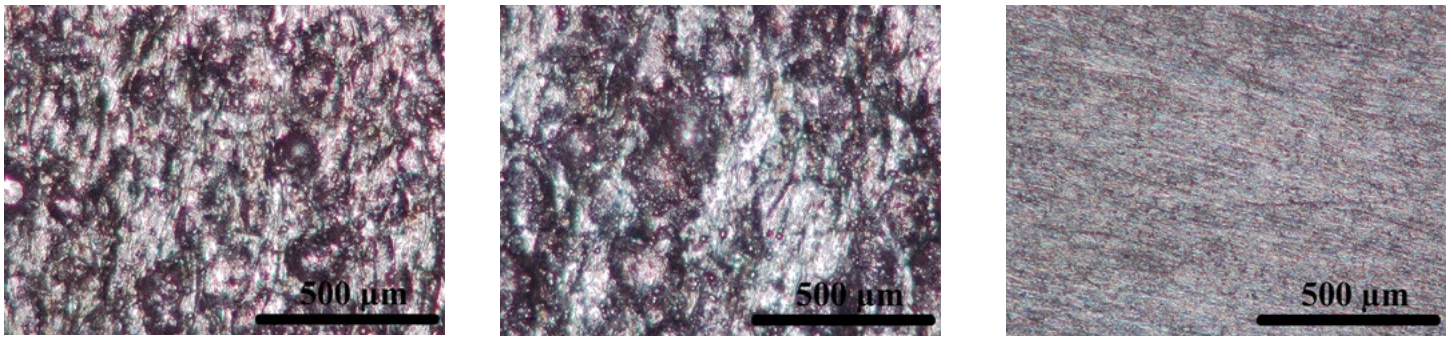


Fig.3 - Immagini in microscopia ottica multifocale che illustrano le morfologie superficiali dei pattini in A357 sottoposti a prove tribologiche pattino su cilindro (P: SLM *as-built* massima produttività; M: SLM *as-built* ottimizzazione della microstruttura; C: colato in sabbia + T6 + HIP). / 3D digital microscopy images showing the surface morphologies of A357 blocks after block-on-ring dry sliding tests (P: as-built SLM, maximum productivity conditions; M: as-built SLM, optimized microstructure conditions; C: sand-cast, HIP + T6).

Prove tribologiche di strisciamento non lubrificato

In Figura 4 sono messi a confronto gli andamenti del coefficiente di attrito in funzione del percorso per i campioni P, M e *cast*, contro 100Cr6. I dati riportati sono relativi a un carico di 20 N e ad una velocità di 0.3 m s^{-1} : tutti i campioni hanno mostrato andamenti simili, caratterizzati da ampie oscilla-

zioni per effetto del fenomeno di *stick-slip*, che si verifica quando l'attrito statico è molto più alto di quello dinamico, per effetto di alto lavoro di adesione (tipico del contatto alluminio-acciaio) e bassa velocità di strisciamento.

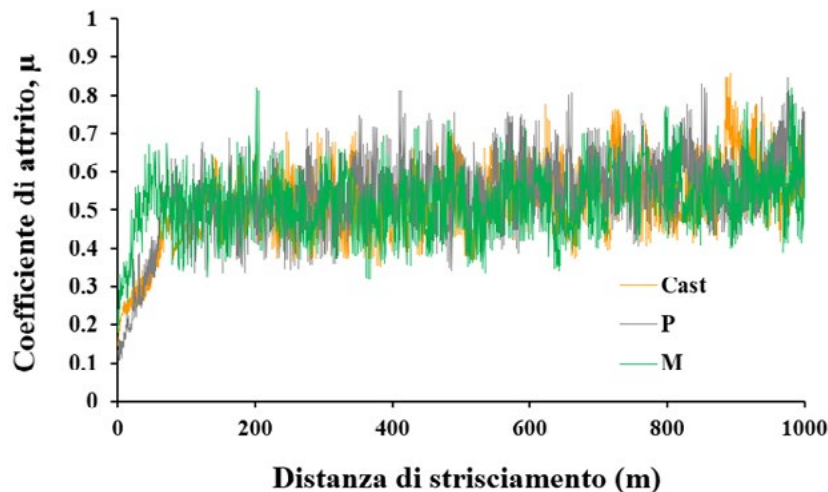


Fig.4 - Coefficiente di attrito in funzione del percorso per i campioni in lega A357 SLM (*as-built*) serie P, M e per la lega stessa lega colata in sabbia e sottoposta a HIP e T6 (carico: 20 N, velocità: 0.3 m s^{-1}). / Coefficient of friction (CoF) as a function of sliding distance for the A357 as-built SLM-P and M samples and for the sand-cast alloy, HIP + T6 (load: 20 N, speed: 0.3 m s^{-1}).

I valori medi del coefficiente di attrito (μ) in regime stazionario e le profondità massime di usura sui pattini sono invece riportati nella Figura 5 in funzione del carico normale applicato. Come si può osservare dal grafico di Fig. 5-a, i campioni hanno mostrato valori di μ sempre compresi tra

0.5 e 0.7 (tipici del contatto alluminio-acciaio [19]) in tutte le condizioni di carico investigate. Non si osserva dunque una significativa dipendenza dal carico applicato, né una differenziazione ascrivibile ai diversi cicli produttivi.

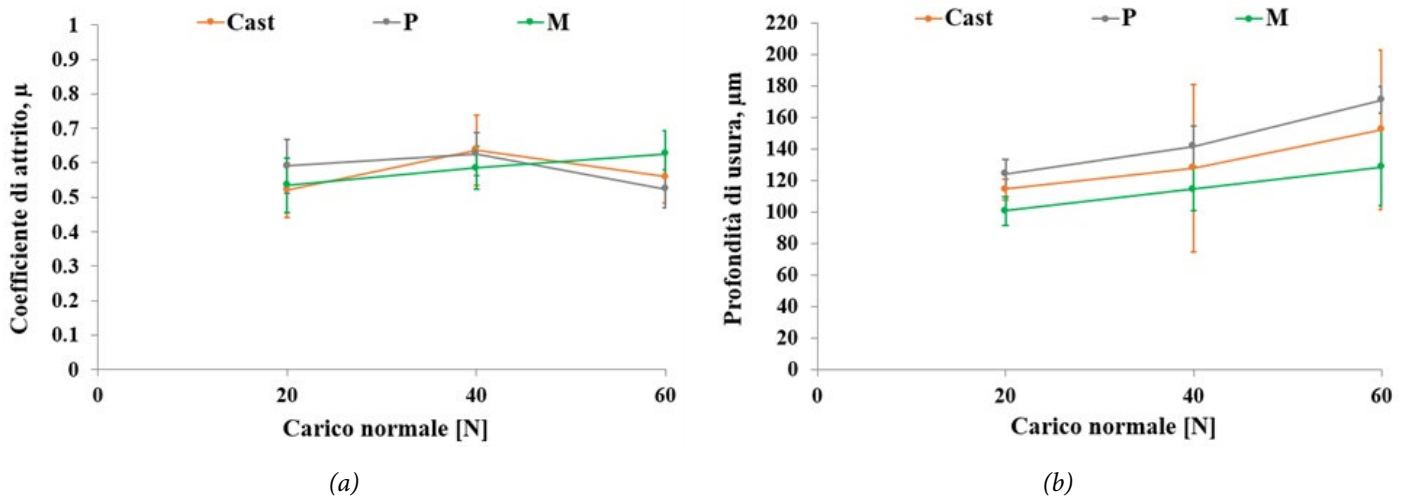


Fig.5 - Coefficiente di attrito (a) e profondità massima delle piste di usura sui pattini in lega A357 (b) in funzione del carico applicato (prove di strisciamento non lubrificato in configurazione pattino-su-cilindro)./ Coefficient of friction (a) and maximum wear depth of the tracks (b) on the A357 alloy blocks as a function of applied load (block-on-ring dry sliding tests).

Per quanto riguarda il comportamento a usura, è interessante anzitutto evidenziare che, in ragione delle contenute differenze di durezza, i campioni SLM allo stato *as-built* hanno mostrato una resistenza ad usura confrontabile rispetto alla lega ottenuta con processo fusorio e successivamente sottoposta a HIP e trattamento T6. Vale inoltre la pena notare come i provini della serie M (con microstruttura ottimizzata) abbiano mostrato addirittura una maggiore resistenza a usura (minore profondità delle piste) rispetto alla lega *cast*+HIP+T6 (Fig. 5b) mentre quelli della serie P (alta produttività) hanno mostrato la resistenza a usura più bassa, di poco inferiore anche alla lega *cast*+HIP+T6. La più bassa resistenza ad usura dei campioni P è probabilmente correlata alla maggiore frazione volumetrica delle porosità e alla presenza di difetti sub-superficiali (indotti sia dal processo, che dalla non efficace procedura di *contouring*, Fig. 2); per contro si ricorda che il trattamento di HIP elimina quasi totalmente gli eventuali pori, da gas e da ritiro, indotti dal processo fusorio convenzionale. Secondo Zhu *et al.* [2], in condizioni di contatto severo, infatti, una bassa densificazione del materiale, connessa alla presenza di difetti, può dar luogo ad una maggiore probabilità di nucleazione e propagazione di cricche, favorendo la delaminazione del materiale e dunque portando a tassi di usura più marcati, anche a quasi parità di durezza, a seguito dell'effetto di intensificazione delle tensioni connesso alla presenza di difetti. L'effetto negativo di pori superficiali sulla resistenza ad usura della lega AlSi10Mg è stato confermato da simulazioni

agli elementi finiti effettuate da Talemì [9]. Sebbene la lega *cast* sia caratterizzata da durezza Brinell e micro-Vickers leggermente più elevata (conseguente all'applicazione di HIP e T6), la minore resistenza ad usura rispetto ai campioni SLM-M può essere invece soprattutto correlabile alla sua microstruttura più grossolana, caratterizzata da particelle di Si eutettico di maggiori dimensioni e meno uniformemente distribuite nella matrice di Al, come evidenziato in precedenza dalla maggiore deviazione standard nelle misure $HV_{0.1}$ in Tabella 1.

Considerando le morfologie delle piste di usura riportate in Fig. 6, è stato possibile osservare come durante il contatto, per ogni campione studiato, si sia formato uno strato di trasferimento a base di detriti ossidati, che ha ricoperto il substrato dei pattini in lega di alluminio, frequentemente osservato anche da altri autori nel caso di strisciamento contro acciaio [5, 7]. Le analisi localizzate mediante EDS (Fig. 7) hanno permesso di evidenziare come il *tribolayer* sia costituito da una miscela di ossidi misti, di Al e Fe, con composizione variabile in base al carico applicato. Più nel dettaglio, è stato verificato come all'interno delle zone in cui lo strato è più soggetto a delaminazione (probabilmente a causa del raggiungimento di uno spessore critico del *tribolayer* [20]) siano presenti prevalentemente ossidi di Fe. Nelle condizioni di prova investigate, quindi, è sempre stato osservato solo l'instaurarsi di usura moderata per tribo-ossidazione, mai di usura severa per delaminazione.

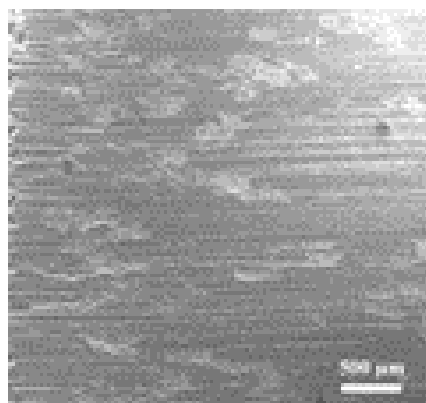
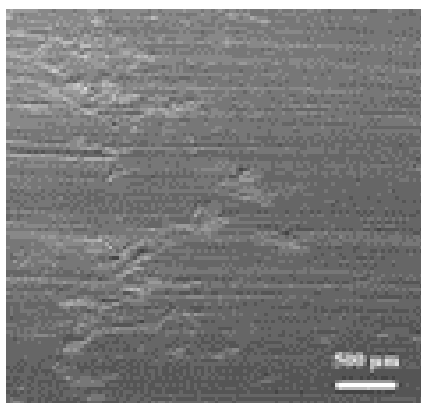
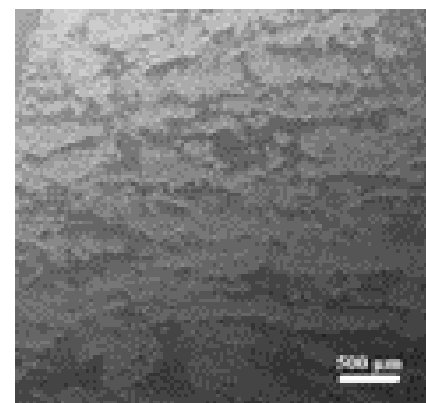
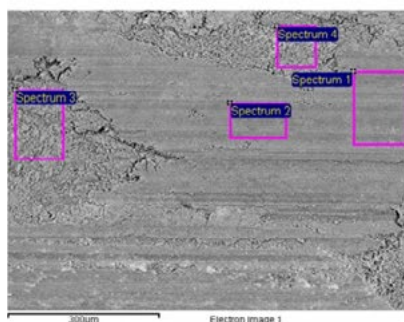
P*M**Cast*

Fig.6 - Micrografie SEM che mostrano le piste d'usura sui pattini stazionari in lega A357 sottoposti a prove di strisciamento pattino-su-cilindro contro 100Cr6 a carico di 40 N e velocità di 0.3 m s^{-1} . / SEM micrographs showing the wear tracks on stationary A357 alloy blocks after block-on-ring dry sliding tests against 100Cr6 steel, 40 N and 0.3 m s^{-1} .

*M - 40 N*

% w/w	C	O	Mg	Al	Si	Cr	Fe
1		29.70	0.28	57.81	4.10		8.11
2		28.70		59.52	4.16		7.62
3	1.88	39.64		40.07	2.69	0.26	15.46
4	1.61	38.73		40.61	2.75	0.27	16.02

Fig.7 - Immagine SEM dello strato di trasferimento sulla pista di usura del campione M (carico 40 N) con relativi risultati della microanalisi localizzata EDS. / SEM image of the transfer layer on the wear track of A357 as-built SLM-M sample (40 N) with corresponding results of localized EDS microanalysis.

CONCLUSIONI

La caratterizzazione microstrutturale della lega di alluminio A357 fabbricata tramite SLM è stata effettuata per valutare l'influenza di due diverse combinazioni di parametri di processo (massima produttività, P o ottimizzazione della microstruttura, M) sul comportamento ad attrito ed usura. La lega A357 colata in sabbia, e successivamente sottoposta a pressatura isostatica a caldo e trattamento termico T6, è stata utilizzata come riferimento per il confronto.

Da questo studio si possono trarre le seguenti conclusioni:

- I campioni SLM hanno mostrato una microstruttura più fine e omogenea rispetto alla lega A357 prodotta convenzionalmente, con celle di α -Al primario sub-micrometriche, circondate da una rete interconnessa di Si eutettico. Inoltre, entrambe le tipologie di campioni SLM *as-built* hanno manifestato valori di durezza Brinell confrontabili a quelli ottenuti dal campione prodotto tramite tecnologie fusorie convenzionali (*cast*), nonostante il trattamento termico T6 e la pressatura isostatica a caldo siano stati effettuati solamente sui campioni A357 *cast*.
- Le condizioni di processo SLM permettono di ottimizzare la microstruttura in termini di ridotta porosità e maggior finezza microstrutturale nei *melt pools*, che si traduce in una maggiore uniformità nei valori di microdurezza $HV_{0.1}$.
- È interessante evidenziare come nelle prove di strisciamento non lubrificato i campioni SLM *as-built* della serie M abbiano mostrato una resistenza ad usura superiore alla lega colata in sabbia, e quindi sottoposta a HIP e T6, in ragione della maggiore finezza microstrutturale. Il miglior comportamento dei campioni SLM della serie M rispetto a quelli della serie P è stato invece correlato al minor contenuto di porosità, ottenuto con l'ottimizzazione dei parametri di stampa.

- In tutte le condizioni di prova si sono comunque osservati comportamenti tribologici simili, sia per quanto riguarda i coefficienti d'attrito che i meccanismi di usura, probabilmente a causa dei valori molto simili di durezza. Si è sempre, infatti, instaurato un regime di usura moderata tribo-ossidativo, caratterizzato dalla formazione, sui pattini in lega A357, di strati compatti di trasferimento contenenti ossidi di ferro, a prescindere dal processo produttivo.

RINGRAZIAMENTI

Gli autori desiderano ringraziare la Dott.ssa Erica Liverani e l'Ing. Giuseppe Valli del Gruppo Laser del Dipartimento di Ingegneria Industriale dell'Università di Bologna, guidato dal Prof. Fortunato, per il prezioso supporto nella realizzazione dei campioni oggetto del presente studio.

Questa attività di ricerca è stata svolta nell'ambito della linea di attività 3.16 del progetto "1.3 Materiali di frontiera per usi energetici", all'interno del Piano Triennale di Realizzazione 2019-2021 della Ricerca di Sistema Elettrico Nazionale, finanziato dal Ministero dello Sviluppo Economico (MISE).

BIBLIOGRAFIA

- [1] N. T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, R. Hague. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting, *Prog Mater Sci*, 2019, 106, 1-45.
- [2] Y. Zhu, J. Zou, H. Yang. Wear performance of metal parts fabricated by selective laser melting: a literature review, *Appl Phys & Eng*, 2018, 19 (2), 95-110.
- [3] K.G. Prashanth, B. Debalina, Z. Wang, P. F. Gostin, A. Gebert, M. Calin, U. Kühn, M. Kamaraj, S. Scudino, J. Eckert. Tribological and corrosion properties of Al-12Si produced by selective laser melting, *Mater Res*, 2014, 29 (17), 2044-2054.
- [4] N. Kang, P. Coddet, H. Liao, T. Baur, C. Coddet. Wear behaviour and microstructure of hypereutectic Al-Si alloys prepared by selective laser melting, *Appl Surf Sci*, 2016, 378, 142-149.
- [5] J. Liu, Y. Zhou, Y. Fan, X. Chen. Effect of laser hatch style on densification behavior, microstructure, and tribological performance of aluminum alloys by selective laser melting, *J Mater Res*, 2018, 33 (12), 1713-1722.
- [6] H. J. Rathod, T. Nagaraju, K. G. Prashanth, U. Ramamurty. Tribological properties of selective laser melted Al-12Si alloy, *Tribol Int*, 2019, 137, 94-101.
- [7] D. Gu, J. Jue, D. Dai, K. Lin, W. Chen. Effects of dry sliding conditions on wear properties of Al-matrix composites produced by selective laser melting, *J Tribol*, 2018, 140, 1-12.
- [8] X. Liu, C. Zhao, X. Zhou, Z. Shen, W. Liu. Microstructure of selective laser melted Al10SiMg alloy, *Mater Des*, 2019, 168, 1-9.
- [9] R. Talemi, A numerical study of randomly distributed subsurface hydrogen pores on fretting fatigue behavior of aluminium AlSi10Mg, *Tribol Int*, 2020, 142, 1-11.
- [10] J. H. Rao, Y. Zang, K. Zang, X. Wu, A. Huang. Selective Laser Melted Al-7Si-0.6Mg alloy with in situ precipitation via platform heating for residual strain removal, *Mater Des*, 2019, 182, 1-11.
- [11] J. T. Oliveira De Menezes, E. M. Castrodeza, R. Casati. Effect of build orientation on fracture and tensile behavior of A357 Al alloy processed by Selective Laser Melting, *Mater Sci Eng A*, 2019, 766, 1-8.
- [12] R. Casati, M. Vedani. Aging response of an A357 Al alloy processed by Selective Laser Melting, *Adv Eng Mater*, 2019, 21 (4), 1-7.
- [13] K. V. Yang, P. Rometsch, C. H. J. Davies, A. Huang, X. Wu. Effects of heat treatments on the microstructure and anisotropy in mechanical properties of A357 alloy produced by selective laser melting, *Mater Des*, 2018, 154, 275-290.
- [14] H. Rao, S. Giet, K. Yang, X. Wu, C. H. J. Davies. The influence of processing parameters on aluminium alloy A357 manufactured by Selective Laser Melting, *Mater Des*, 2016, 109, 334-346.

- [15] M. Lorusso, S. Trevisan, F. Calignano, M. Lombardi, D. Manfredi. A357 Alloy by LPBF for Industry Applications, *Mater*, 2020, 13, 1-12.
- [16] L. Tonelli, E. Liverani, G. Valli, A. Fortunato, L. Ceschini. Effects of powders and process parameters on density and hardness of A357 aluminum alloy fabricated by selective laser melting, *Int J Adv Manuf Technol* 2020, 106, 371-383.
- [17] L. Ceschini, L. Lorenzetti, C. Martini, P. Shashkov, L. Tonelli, S. Usov. Dry sliding behaviour of the A357 aluminium alloy processed by Selective Laser Melting and anodized by Electrochemical Oxidation (ECO), 7^o Workshop AIT "Tribologia & Industria", 04 giugno 2020, Pisa.
- [18] T. DebRoy, H. L. Wey, J. S. Zuback, T. Mukherjee, J. W. Elmer, J. O. Milewsky, A. M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang. Additive manufacturing of metallic components - Process, structure and properties, *Prog Mater Sci*, 2018, 92, 112-224. [19] K. Holmberg, A. Matthews, *Coatings Tribology. Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering*, second ed., Elsevier, Amsterdam, 2009. [20] T. F. J. Quinn. Oxidational wear modelling: I, *Wear*, 1992, 153, 179-200.

SLM-fabricated A357 Aluminium alloy: dry sliding behaviour

This work investigates how the microstructure resulting from Selective Laser Melting (SLM) influences the friction and wear behaviour of the as-built A357 (AlSi7Mg0.6) alloy, considering sand-cast A357 (hot isostatically pressed and heat treated in the T6 condition) as the benchmark.

Two sets of parameters were taken into account for SLM processing: maximum productivity (P) or optimised microstructure (M).

Tribological tests were carried out in dry sliding conditions, by using a block-on-ring tribometer. The bearing steel EN 100Cr6 (62 HRC) was used as counterfacing material. Normal load ranged from 20 to 60 N, whilst sliding speed was set at 0.3 ms⁻¹. The results showed that microstructural refinement induced by SLM processing in optimised conditions (M) decreases the wear rate of A357 by comparison to the corresponding cast alloy, already in the as-built condition. Conversely, the coefficient of friction was not significantly affected by the manufacturing process.

KEYWORDS: ADDITIVE MANUFACTURING, SLM, LPBF, MICROSTRUCTURE, ALSI7MG0.6, FRICTION, WEAR