



Ricerca di Sistema elettrico

# Studio del comportamento tribologico di materiali metallici prodotti mediante AM in sostituzione dei prodotti di fonderia per il settore elettrico

C. Martini, L. Lorenzetti, R.Sola, A. Morri, A. Casagrande



ALMA MATER STUDIORUM  
UNIVERSITÀ DI BOLOGNA

Report RdS/PTR2020/282

## STUDIO DEL COMPORTAMENTO TRIBOLOGICO DI MATERIALI METALLICI PRODOTTI MEDIANTE AM IN SOSTITUZIONE DEI PRODOTTI DI FONDERIA PER IL SETTORE ELETTRICO

C. Martini, L. Lorenzetti, R. Sola, A. Morri, A. Casagrande  
Dipartimento di Ingegneria Industriale (DIN), Università di Bologna

Aprile 2021

### Report Ricerca di Sistema Elettrico

Accordo di Programma Ministero dello Sviluppo Economico - ENEA

Piano Triennale di Realizzazione 2019-2021 - II annualità

Obiettivo: TECNOLOGIE: Presidiare e sviluppare tecnologie di prodotto e di processo essenziali per la transizione energetica

Progetto: Materiali di frontiera per usi energetici

Work package: WP3 Sviluppo dei materiali per Additive Manufacturing, per la produzione di componenti metallici in sostituzione dei prodotti di fonderia

Linea di attività: LA 3.16 Studio del comportamento tribologico di materiali metallici prodotti mediante am in sostituzione dei prodotti di fonderia per il settore elettrico

Responsabile del Progetto: Daniele Mirabile Gattia - ENEA

Responsabile del Work Package: Daniele Mirabile Gattia - ENEA

Il presente documento descrive le attività di ricerca svolte all'interno dell'Accordo di collaborazione "*Studio del comportamento tribologico di materiali metallici prodotti mediante Additive Manufacturing, in sostituzione dei prodotti di fonderia, per il settore elettrico*"

Responsabile scientifico ENEA: Dott.ssa Federica Bezzi - ENEA

Responsabile scientifico UNIBO: Prof.ssa Carla Martini

## Indice

SOMMARIO .....	4
1 INTRODUZIONE .....	5
2 DESCRIZIONE DELLE ATTIVITÀ SVOLTE E RISULTATI .....	6
2.1 ANALISI DELLA LETTERATURA .....	6
2.2 DEFINIZIONE DELLA CONFIGURAZIONE DI PROVA .....	8
2.3 VALUTAZIONE DELLA DIPENDENZA DEL COEFFICIENTE D'ATTRITO E DELL'USURA DAI PARAMETRI DI CONTATTO .....	10
2.4 IDENTIFICAZIONE DEI MECCANISMI DI USURA .....	14
3 CONCLUSIONI .....	16
4 RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI .....	17
5 ABBREVIAZIONI ED ACRONIMI .....	19
CURRICULUM SCIENTIFICO DEL GRUPPO DI LAVORO .....	20

## Sommario

In questa prima fase dello studio è stata esaminata la letteratura relativa al comportamento tribologico delle leghe leggere prodotte mediante tecnologie additive e sono state definite le condizioni sperimentali e la configurazione di prova. Sono quindi state eseguite prove di strisciamento non lubrificato a temperatura ambiente contro acciaio 100Cr6 (configurazione *block-on-ring*) sulla lega di alluminio A357 fabbricata tramite SLM, per valutare sia l'influenza dei parametri di contatto (carico applicato) che di due diverse combinazioni di parametri di processo (massima produttività o ottimizzazione della microstruttura). Infine, per tutti i materiali sottoposti a prova, sono stati identificati i meccanismi di usura prevalenti nelle condizioni di prova adottate. In particolare, i risultati ottenuti hanno mostrato che i campioni SLM *as-built* con microstruttura ottimizzata hanno mostrato una resistenza ad usura superiore a quella dei campioni stampati in condizioni di massima produttività, che sono stati penalizzati dalle porosità all'interfaccia *bulk-contour*. Nell'intervallo di carichi esplorato si è instaurato un regime di usura moderata tribo-ossidativo, caratterizzato dalla formazione di strati di trasferimento contenenti ossidi di ferro, che hanno limitato la variazione del coefficiente di attrito col carico normale. L'usura invece risulta leggermente crescente al crescere del carico normale, dato che gli strati di trasferimento esercitano solo un blando ruolo protettivo.

## 1 Introduzione

Nel settore della produzione e gestione dell'energia, sia la riduzione dell'energia dissipata per attrito che la riduzione della dissipazione di materiale per usura svolgono ruoli chiave, permettendo di raggiungere maggiore efficienza, affidabilità e durabilità degli impianti. Si consideri ad esempio che i dati riferiti agli USA (2015) mostrano una dissipazione del 67% dell'energia elettrica prodotta: gran parte di questa dissipazione è dovuta ad inefficienze di tipo termodinamico, ma l'ottimizzazione da un punto di vista tribologico può fornire ulteriori margini di miglioramento [1,2]. Nel caso particolare di componenti innovativi in materiali metallici prodotti mediante *Additive Manufacturing* (AM), ai noti vantaggi di processo e di progetto si accompagnano diverse limitazioni (es. fenomeni di risposta anisotropica alle sollecitazioni, presenza di porosità, evoluzioni microstrutturali complesse [3,4]), che possono influenzare in modo anche significativo il comportamento tribologico, non esclusivamente in modo indesiderato.

Risulta quindi di particolare importanza valutare come il comportamento tribologico delle parti prodotte mediante AM sia influenzato dalla loro peculiare microstruttura gerarchica e dalla topografia fortemente dipendente dalle condizioni di processo, oltre che dalle proprietà meccaniche e micro-meccaniche, tipicamente anisotropiche. I risultati ottenibili in condizioni di prova opportunamente scelte, permetteranno di esplorare i possibili vantaggi (in termini di efficienza, durabilità, affidabilità) che i materiali prodotti con questi processi emergenti potranno offrire quando applicati in impianti per la produzione di energia elettrica ove si instaurino condizioni di danneggiamento di tipo tribologico.

Sulla base di queste considerazioni, l'attività che UNIBO svolge in questo progetto ha il fine di valutare, mediante prove di laboratorio eseguite in condizioni non lubrificate di strisciamento, il comportamento tribologico di campioni metallici prodotti mediante AM.

Nella LA 3.16 (rendicontata in questa relazione), sono quindi state svolte le seguenti attività:

1. Analisi della letteratura tecnico-scientifica relativa a
  - a. comportamento tribologico di materiali metallici prodotti mediante AM
  - b. processi tribologici prevalenti in componenti metallici per applicazioni in ambito Ricerca di Sistema Elettrico (RSE)
2. Definizione delle impostazioni della campagna di prove (geometria dei provini, valori da attribuire ai parametri di contatto, parametri da monitorare in continuo durante le prove e da rilevare a fine prova);
3. Valutazione della dipendenza del coefficiente d'attrito e dell'usura dai parametri di contatto (carico applicato);
4. Identificazione dei meccanismi di usura agenti al variare delle proprietà dei campioni (sulla base di indagini microstrutturali, morfologiche, sclerometriche e profilometriche).

## 2 Descrizione delle attività svolte e risultati

### 2.1 Analisi della letteratura tecnico-scientifica

L’analisi della letteratura è stata finalizzata all’individuazione delle relazioni fra microstruttura e risposta del sistema studiato in termini di attrito ed usura, concentrando l’attenzione su **leghe di Alluminio e leghe di Titanio**. Nel caso delle leghe di Alluminio, ben note proprietà come l’elevata conduttività termica ed elettrica, la riciclabilità e l’alta resistenza specifica rendono il materiale adatto a numerose applicazioni in ambito energetico [5]. Fra le leghe di Alluminio, si è scelto di focalizzarsi sulle leghe Al-Si, che rappresentano la maggioranza delle leghe di Alluminio prodotte mediante AM [3] e sono adatte a sostituire i classici prodotti da fonderia. Nel caso delle leghe di Titanio, l’alta resistenza specifica alle basse e alte temperature, la capacità di smorzamento delle vibrazioni e l’elevata inerzia chimica [6] rendono il materiale adatto per la realizzazione di componenti per sistemi di generazione energia ad alta efficienza eserciti in condizioni estreme (es. turbine). In questo ambito, si è deciso di concentrarsi sulla lega Ti-6Al-4V, essendo la più frequentemente prodotta mediante AM in virtù della ottimale combinazione di proprietà [3]. In entrambi i casi, in questa trattazione, sono stati considerati come punto di partenza i materiali *as-built*.

In **Tabella 1** e **2** sono riportate le proprietà meccaniche di leghe Al-Si e Ti-6Al-4V rispettivamente, in entrambi i casi depositate mediante tecnologie AM a letto di polveri (PBF), riportando anche dati di riferimento per le stesse leghe prodotte con tecnologie convenzionali [3].

**Tabella 1: proprietà meccaniche della lega AlSi10Mg prodotta mediante tecnologie Powder Bed Fusion (PBF), a confronto con la lega prodotte mediante tecnologia convenzionale (adattata da [3]).**

Legha	Potenza laser (W)	Velocità (mm/s)	Post-trattamento	Orientazione	E (GPa)	R <sub>s</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A%	HV
AlSi10Mg (PBF)	250	500	As-built	L	65-75	250	350	2.5	145
				T	-	240	280	1.2	-
			T6	L	-	285	340	4.5	116
				T	-	290	330	2.2	-
AlSi10Mg convenzionale	High Pressure Die Casting		As-cast	-	71	160-185	300-350	3-5	95-105
			T6	-	71	285-330	330-365	3.5	130-133

**Tabella 2: proprietà meccaniche della lega Ti6Al4V prodotta mediante tecnologie Powder Bed Fusion (PBF) allo stato as-built, a confronto con la lega prodotte mediante tecnologia convenzionale (adattata da [3]).**

Legha	Potenza laser (W)	Velocità (mm/s)	Orientazione	E (GPa)	R <sub>s</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A%	HV
Ti6Al4V laser	157	225	L	115	978	1143	12	-
			T	119	967	1117	9	-
Ti6Al4V electron beam	-	-	L	-	983	1030	12	370
			T	-	984	1033	9	367
Ti6Al4V convenzionale	cast		-	110-	896	1000	8	200
	annealed		-	119	855	930	12	202

L’esame della letteratura si è concentrato sul **comportamento tribologico di materiali metallici prodotti mediante tecnologie AM con processi a letto di polveri (Powder Bed Fusion, PBF)** sia di tipo *laser-based*, come *Selective Laser Melting (SLM)*, frequentemente impiegato quando la qualità dei componenti è il

requisito principale, o a fascio elettronico (*Electron Beam Melting*, EBM) impiegato quando vengono trattati materiali reattivi e/o è richiesta una produttività maggiore rispetto a SLM [7].

Il comportamento tribologico di materiali metallici prodotti mediante AM è in genere fortemente influenzato sia dal grado di porosità del materiale, che dal grado di affinamento strutturale ottenuto. Il tipico affinamento del grano che si realizza nei prodotti AM, infatti, può svolgere un ruolo benefico [8], se il grado di porosità non risulta eccessivamente elevato. La presenza di porosità residua, che da un lato penalizza il materiale riducendone la capacità di supporto del carico durante il contatto tribologico [4], quando opportunamente dimensionata e distribuita, può favorire il trattenimento di detriti protettivi (o di lubrificante) e limitare sia l'attrito che l'usura [9].

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 i dati pubblicati sono sostanzialmente limitati alla **lega AlSi12Mg e, più limitatamente, alla lega AlSi10Mg** [10, 11]. Prashanth *et al.* [12] 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. Questo affinamento è anche responsabile dell'aumento di durezza rispetto al materiale corrispondente prodotto con tecnologie convenzionali (**Tab. 1**), che sicuramente contribuisce al calo del tasso di usura osservato.

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 dell'evoluzione microstrutturale che comporta una perdita di finezza. Kang *et al.* [13] 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.* [14] 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.

Un altro fattore che svolge un ruolo importante nell'influenzare il comportamento tribologico è la densità: anch'essa risente molto della scelta dei percorsi di scansione, poiché le porosità e i difetti possono dare luogo a innesco e propagazione di cricche quindi portare ad usura severa [8,9,14]. Le zone termicamente alterate inoltre possiedono le proprietà meccaniche peggiori, di conseguenza è qui che tende ad avvenire la frattura.

Data la tipica anisotropia microstrutturale dei campioni realizzati mediante SLM, uno studio di Rathod *et al.* [8] evidenzia come l'orientazione dei *melt pool* influenzi la risposta all'usura: poiché i confini delle pozze fuse sono i punti più deboli, la delaminazione è favorita quando le tracce del laser sono parallele alla superficie di strisciamento. In questo caso, infatti, la propagazione di cricche segue questa direzione preferenziale, facilitando il distacco di materiale. Quando invece le linee di scansione sono parallele alla superficie di strisciamento la propagazione è ostacolata, dovendo attraversare il cuore dei *melt pool* più duro e resistente [8].

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 [8, 12, 14].

Per quanto riguarda la **lega Ti6Al4V prodotta con EBM** (caratterizzata da una microstruttura  $\alpha+\beta$ , a differenza della lega prodotta per SLM in cui si riscontra la significativa presenza di martensite  $\alpha'$  per via della maggiore velocità di solidificazione [15]), si osserva in genere una durezza leggermente superiore a quella prodotta con tecnologie convenzionali (**Tab. 2**), in particolare per deformazione plastica [16]; questo aumento di durezza dovrebbe ridurre il numero di asperità a contatto, abbassando l'attrito ed usura adesiva.

Anche la resistenza all'usura risente dell'anisotropia che caratterizza i componenti prodotti con tecnologie additive: infatti, uno studio di Riaz *et al.* [17] riporta che il tasso di usura, dovuto allo strisciamento contro un *pin* in WC, è più elevato nel piano di crescita rispetto al piano parallelo alla piattaforma, ma soprattutto è nettamente superiore quando il moto avviene nella direzione della lunghezza dei grani.

Un analogo studio di Ryu *et al.* [18] conferma quest'ultima considerazione e rileva un'usura maggiore nel Ti6Al4V convenzionale ricotto.

Nel piano parallelo alla piattaforma, invece, non è stata rilevata nessuna variazione di comportamento in direzioni diverse: è chiaro quindi come l'orientazione con cui viene realizzato il componente sia fondamentale nel determinare la microstruttura, quindi le proprietà meccaniche e tribologiche.

Tuttavia sono necessari ulteriori studi per comprendere ed ottimizzare il comportamento tribologico delle leghe di titanio, che sono caratterizzate da una bassa resistenza ad usura adesiva e abrasiva. Potenziali soluzioni a questo problema sono costituite dalla deposizione di rivestimenti, dall'esecuzione di trattamenti superficiali o dall'introduzione di particelle di rinforzo nel letto di polvere per incrementare la resistenza all'usura a temperatura ambiente, condizione in cui l'ossido di titanio è instabile a causa dell'alto rapporto di Pilling-Bedworth che ne causa il distacco, creando un potenziale terzo corpo abrasivo [19].

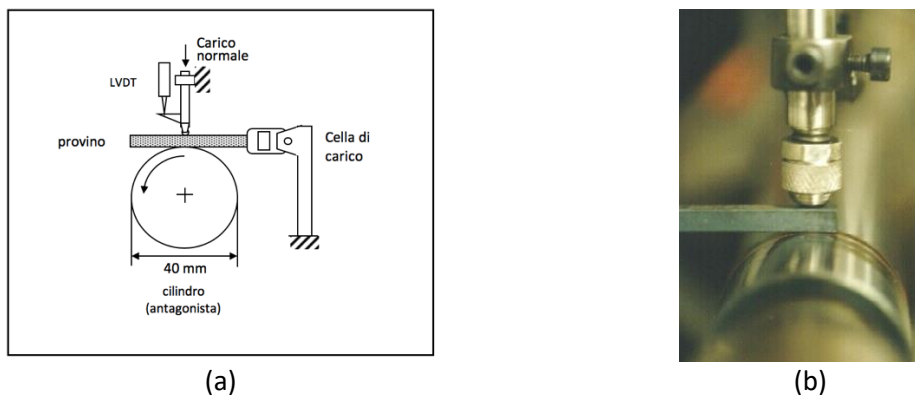
Dopo questa prima rassegna dedicata al comportamento tribologico delle leghe di alluminio e titanio prodotte mediante tecnologie additive, l'analisi della letteratura si è concentrata sulle applicazioni e ha permesso di identificare i **processi tribologici prevalenti in componenti metallici per applicazioni in ambito Ricerca di Sistema Elettrico**. La letteratura esaminata ha infatti mostrato che risulta importante combattere processi di usura come quelli che si realizzano in condizioni di sfregamento (*fretting*), vale a dire in condizioni di moto per strisciamento oscillante con ampiezze limitate, come nel caso di componenti soggetti a vibrazioni [2]. Queste condizioni si realizzano frequentemente e portano a danneggiamenti significativi, ampiamente documentati per componenti come gli scambiatori di calore [20-22]. Più genericamente, processi di strisciamento (in moto sia continuo che oscillante o reciprocante) si possono riscontrare in numerosi componenti per sistemi di generazione dell'energia elettrica [23] oltre che in componenti per veicoli elettrici [24]. Per questo motivo, si è quindi scelto di concentrare l'attività sull'esecuzione di prove di strisciamento, data la loro più ampia rappresentatività.

## 2.2 Definizione della configurazione di prova

Sulla base delle considerazioni svolte a partire dall'analisi della letteratura (sezione 2.1), in questa fase dell'attività si è scelto di eseguire **prove di strisciamento unidirezionale non lubrificato in configurazione block-on-ring** (ASTM G77, **Fig. 1**) in ambiente di laboratorio ( $T = 20\div 25$  °C, umidità relativa  $50\div 60\%$ ).

Il materiale viene sottoposto a prova in forma di pattini (*block*) stazionari (parallelepipedo  $5\times 5\times 70$  mm<sup>3</sup>), impiegando come materiale antagonista l'acciaio da cuscinetti UNI 100Cr6 (durezza:  $62 \pm 1$  HRC, rugosità  $R_a = 0.09 \pm 0.03$   $\mu\text{m}$ ), in forma di cilindro rotante (*ring*) con diametro 40 mm. Questa tipologia di acciaio è di gran lunga la più frequentemente usata come antagonista metallico in prove tribologiche e agevola quindi il raffronto con dati di letteratura. Questa geometria prevede l'impiego di provini con geometrie semplici, che permettono di ripetere agevolmente le prove su una stessa superficie in modo da ottenere risultati robusti dal punto di vista statistico.





**Figura 1: schema del tribometro pattino su cilindro (*block-on-ring*) (a) e immagine della zona di contatto (b).**

Il tribometro scelto permette di registrare in continuo l'andamento del coefficiente di attrito (acquisendo la forza normale e tangenziale con celle di carico) e dell'usura di sistema (posizione del sistema pattino + cilindro + eventuali detriti o strati di trasferimento all'interfaccia, rilevata mediante LVDT) in funzione del percorso di strisciamento. L'usura viene valutata al termine di ciascuna prova misurando la profondità delle piste di usura su entrambi i corpi a contatto mediante profilometro a stilo (raggio di curvatura della punta: 5  $\mu\text{m}$ ).

Le prove di strisciamento sono state effettuate nelle seguenti condizioni:

- velocità: 0.3  $\text{m}^{\text{s}^{-1}}$
- carico normale: 20, 40, 60 N (corrispondente a pressioni di contatto hertziane massime di 61, 86 e 105 MPa rispettivamente)
- percorso di strisciamento: 1000 m.

Sono state sottoposte alle prove le seguenti leghe di alluminio, aventi la stessa composizione (AlSi7Mg0.6, cioè lega A357) ma prodotte con diversi processi (SLM vs convenzionale) o in diverse condizioni (a parità di processo SLM):

- A357 stampata mediante SLM usando i parametri standard che garantiscono massima produttività (SLM-1);
- A357 stampata mediante SLM usando parametri ottimizzati (SLM-2) in base ad attività di ricerca precedenti [25];
- A357 prodotta convenzionalmente mediante colata in sabbia seguita da pressatura isostatica a caldo (HIP) e trattamento T6 (materiale caratterizzato dal punto di vista meccanico e microstrutturale in attività di ricerca precedenti [26], riferimento di confronto con i campioni precedentemente descritti, in modo da evidenziare le differenze fra leghe aventi la stessa composizione ma prodotte con tecnologie convenzionali (AM vs. fonderia).

I campioni SLM sono stati prodotti utilizzando una macchina MYSINT100 RM (SISMA) con sorgente laser da 200 W e diametro dello spot pari a 55  $\mu\text{m}$ . Il processo di fusione è stato effettuato in atmosfera inerte (azoto), con direzione di costruzione verticale rispetto all'asse maggiore dei parallelepipedi (Z), utilizzando supporti conici. È stata adottata una strategia di scansione *checkerboard* (CB) in modalità *skywriting* con rotazione di 67° da un *layer* all'altro. Per ogni *layer* processato, al fine di minimizzare i difetti superficiali, è stata eseguita una procedura di *contouring*. I campioni SLM-1 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 SLM-2 sono stati 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.

La caratterizzazione pre-prova della lega studiata è stata effettuata su campioni preparati con tecniche metallografiche convenzionali ed attaccati chimicamente con il reattivo di Weck, variante 2 (3 g  $\text{NH}_4\text{HF}_2$ , 4 mL HCl, 100 mL  $\text{H}_2\text{O}$ ). Le osservazioni microstrutturali superficiali e trasversali sono state eseguite mediante microscopia ottica (Zeiss Axio Imager), considerando la direzione perpendicolare (XZ) al fronte di stampa (asse Z), corrispondente alla superficie impiegata per le prove tribologiche. La composizione delle polveri di partenza e delle leghe è stata verificata mediante analisi GDOES (*Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy*, Spectruma Analytik GDA 650). La caratterizzazione topografica delle superfici è stata effettuata mediante profilometro a stilo (Hommelwerke T2000 con raggio di curvatura di 5  $\mu\text{m}$ ), 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) applicando il principio di Archimede.

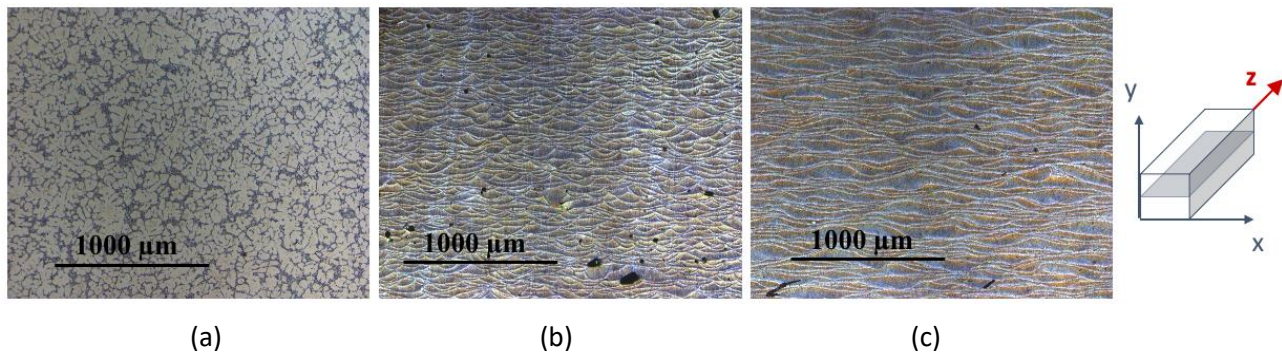
Sono state eseguite prove di durezza Brinell con sfera in acciaio (HBS 2.5/62.5/15) al fine di confrontare l'influenza dell'intero processo produttivo sulla durezza finale della lega, svolgendo almeno 3 misurazioni per ciascun campione. Sono inoltre state eseguite misure di microdurezza Vickers  $\text{HV}_{0.1}$  (microduremetro Ioscan Galileo) sulle sezioni trasversali lucidate, allo scopo di quantificare l'omogeneità microstrutturale dei campioni, acquisendo 20 impronte per ciascun campione.

La caratterizzazione post-prova delle superfici usurate è stata effettuata mediante microscopio ottico stereoscopico (SM) e microscopio elettronico a scansione (SEM, Zeiss EVO 50) dotato di microsonda a dispersione di energia (EDS, Oxford Inca Energy).

### 2.3 Valutazione della dipendenza del coefficiente d'attrito e dell'usura dai parametri di contatto

La caratterizzazione microstrutturale pre-prova (Fig. 2) ha permesso di confrontare la microstruttura dei campioni in A357 SLM *as-built* (ottenuti in condizioni di massima produttività (SLM-1) e di ottimizzazione della microstruttura (SLM-2)) con quella della lega A357 colata in sabbia, quindi sottoposta a HIP e T6.

In particolare, le micrografie ottiche di Fig. 2 mostrano sezioni longitudinali (XZ), parallele alla direzione di costruzione e corrispondenti alle superfici usate per le prove tribologiche. I campioni SLM hanno mostrato la tipica microstruttura con tracce di scansione laser ellissoidali sovrapposte e formazione delle tipiche pozze di fusione o *melt pools*; nelle sezioni XZ (Fig. 2) si osservano *melt pools* semicilindrici, dovuti alla fusione localizzata del letto di polvere e alla sovrapposizione con lo strato sottostante. Immagini SEM a maggiore ingrandimento dei campioni SLM hanno evidenziato una microstruttura molto fine all'interno dei *melt pools*, caratterizzata da celle di  $\alpha\text{-Al}$  di dimensioni sub-micrometriche, circondate da una rete interconnessa di Si eutettico. I provini SLM-2 (microstruttura ottimizzata) hanno mostrato una microstruttura più fine e omogenea, con porosità di dimensioni ridotte e frazione volumetrica inferiore rispetto a quelli della serie SLM-1. Ciò è probabilmente dovuto alla minore velocità di scansione laser (circa 1/3 rispetto a P) e alla ridotta spaziatura utilizzata per la strategia di stampa di questi campioni, che hanno prodotto un valore della fluensa laser maggiore. Inoltre, nei campioni a produttività ottimizzata (SLM-1), al confine con lo strato di contornatura, sono state rilevate porosità di dimensioni micrometriche. La lega prodotta convenzionalmente ha invece mostrato la tipica microstruttura di solidificazione delle leghe AlSiMg allo stato di getto, con dendriti di  $\alpha\text{-Al}$  (SDAS circa  $51.8 \pm 2.7 \mu\text{m}$ ) circondate da particelle tondeggianti di Si eutettico modificato (dimensioni medie circa 5-10  $\mu\text{m}$ ).



**Figura 2:** micrografie ottiche della lega A357 ottenute nel piano XZ (superficie impiegata per le prove tribologiche): (a) campione prodotto con tecnologie convenzionali (colata in sabbia seguita da pressatura isostatica a caldo e trattamento T6), (b) campione SLM ottenuto in condizioni di massima produttività (SLM-1); (c) campione SLM con microstruttura ottimizzata (SLM-2), entrambi allo stato *as-built* (reattivo di attacco metallografico: Weck 2).

In **Tab. 3** sono riportati i valori medi di rugosità superficiale ( $R_a$ ,  $R_q$ ,  $R_z$ ) e densità relativa (riferita al valore teorico) rilevati sui campioni, mentre in **Tab. 4** sono riportati i valori di durezza (macro e micro).

**Tabella 3:** rugosità superficiale (misurata mediante profilometria a stilo) e densità relativa della lega A357-SLM allo stato *as-built*, a confronto con la lega prodotta mediante tecnologie convenzionali (colata in sabbia seguita da pressatura isostatica a caldo e trattamento T6).

	Rugosità ( $\mu\text{m}$ )			Densità relativa (%)
	$R_a$	$R_q$	$R_z$ -ISO	
A357 SLM-1 (massima produttività)	$9.3 \pm 1.3$	$12.5 \pm 2.3$	$68.1 \pm 13.1$	$97.7 \pm 0.01$
A357 SLM-2 (microstruttura ottimizzata)	$15.9 \pm 3.8$	$22.9 \pm 6.2$	$106.2 \pm 23.4$	$99.0 \pm 0.01$
A357 prodotta con tecnologie convenzionali	$0.43 \pm 0.05$	$0.63 \pm 0.05$	$1.58 \pm 0.25$	$100.0 \pm 0.07$

I dati ottenuti tramite profilometria a stilo (**Tab. 3**) hanno messo in evidenza le tipiche rugosità elevate dovute al processo SLM, mentre la bassa rugosità del campione prodotto convenzionalmente è dovuta alla lavorazione meccanica impiegata per preparare i provini (estratti da un carter per moto da competizione). Per quanto riguarda i campioni SLM, la maggiore rugosità rilevata sui campioni SLM-2 (microstruttura ottimizzata ed alta densità) è verosimilmente dovuto al maggiore valore di fluenza impiegato [3].

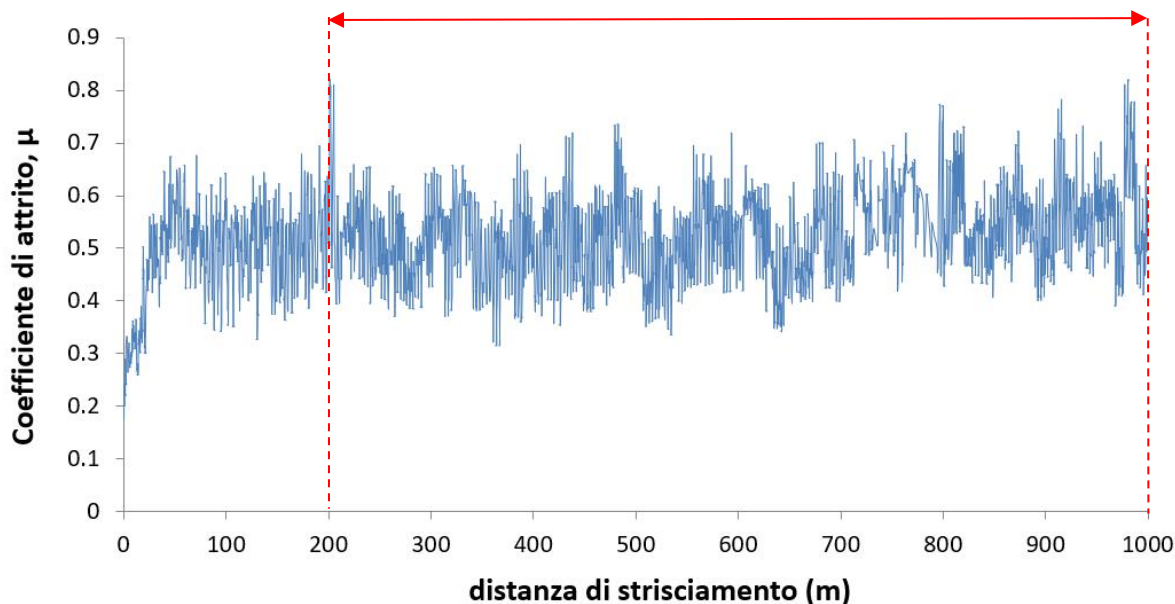
**Tabella 4:** durezza Brinell (HBS 2.5/62.5/15) e microdurezza Vickers ( $HV_{0.1}$ ) della lega A357-SLM allo stato *as-built*, a confronto con la lega prodotte mediante tecnologie convenzionali (colata in sabbia seguita da pressatura isostatica a caldo e trattamento T6). Misure effettuate sul piano impiegato per le prove tribologiche (XZ).

	HB	$HV_{0.1}$
A357 SLM-1 (massima produttività)	$111 \pm 1$	$122 \pm 7$
A357 SLM-2 (microstruttura ottimizzata)	$112 \pm 2$	$116 \pm 3$
A357 prodotta con tecnologie convenzionali	$116 \pm 2$	$129 \pm 7$

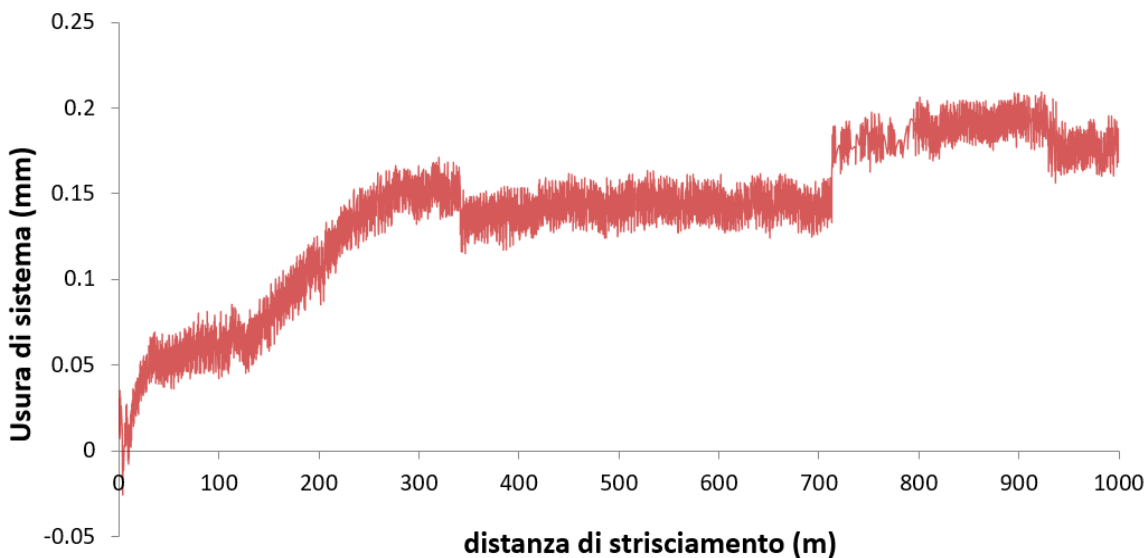
Per quanto riguarda i valori di durezza in **Tab. 4**, è interessante notare come i campioni SLM allo stato *as-built* presentino una durezza solo leggermente inferiore a quella della lega prodotta con tecnologie convenzionali, quindi sottoposta a HIP e trattamento termico T6. Questo è dovuto ai diversi meccanismi di rinforzo agenti nelle leghe prodotte via SLM: per affinamento microstrutturale, per soluzione solida e da seconde fasi disperse.

Le misure di microdurezza Vickers mostrano che i campioni SLM-2 (microstruttura ottimizzata) hanno la deviazione standard più bassa nel piano XZ (corrispondente alla superficie su cui sono state svolte le prove tribologiche): l'uniformità dei risultati è plausibilmente correlabile ad una microstruttura più fine ed uniforme, soprattutto in termini di dimensioni e distribuzione del Si eutettico, indotta dall'ottimizzazione dei parametri di processo.

In **Figura 3** e **4** sono riportati a titolo di esempio i grafici prodotti per ciascuna prova di strisciamento, riportando i valori del coefficiente di attrito acquisiti mediante cella di carico a flessione e l'usura di sistema acquisita mediante trasduttore di spostamento LVDT in funzione della distanza di strisciamento.



**Figura 3:** grafico rappresentativo dell'andamento del coefficiente di attrito (COF) in funzione della distanza di strisciamento per la lega SLM-2 (strisciamento non lubrificato pattino su cilindro contro acciaio 100Cr6: 20 N, 1000 m, 0.3 m s<sup>-1</sup>). Il tratto a regime (*steady-state*), sul quale viene mediato il COF di ciascuna prova, è indicato dalla freccia rossa (200-1000 m).



**Figura 4: grafico rappresentativo dell'andamento dell'usura di sistema (pattino + cilindro) in funzione della distanza di strisciamento per la lega SLM-2 (strisciamento non lubrificato pattino su cilindro contro acciaio 100Cr6: 20 N, 1000 m, 0.3 m s<sup>-1</sup>).**

Grafici come quello in **Fig. 4** permettono di rivelare eventuali transizioni nel meccanismo di usura durante l'evoluzione di ciascuna prova, consentendo anche di verificare eventuali corrispondenze fra transizioni di attrito (rivelate da grafici come quello riportato in **Fig. 3**) e di usura.

I dati in **Fig. 4** infatti sono acquisiti dal sensore LVDT solidale col pattino, che rileva spostamenti della coppia pattino-cilindro durante la prova: quando i dati rappresentati hanno un andamento crescente si sta verificando consumo di materiale (usura), mentre se l'andamento è calante si sta realizzando la formazione di uno strato di trasferimento all'interfaccia pattino-cilindro.

La profondità effettiva delle piste di usura su pattino e cilindro viene valutata separatamente in modo "statico" a fine prova su entrambi i corpi a contatto mediante misure profilometriche a contatto, non a partire dai dati "dinamici" rappresentati in grafici come quelli di **Fig. 4**.

In **Tab. 5** sono riassunti i dati (mediati su tutte le prove ripetute per ciascuna condizione) sia in termini di coefficiente di attrito a regime che di profondità massima delle piste di usura per tutte le tipologie di lega A357 prodotta mediante SLM, a confronto con la lega prodotta convenzionalmente, al variare del carico normale.

**Tabella 5: coefficiente di attrito medio a regime e profondità massima di usura in funzione del carico applicato, per la lega A357-SLM allo stato *as-built*, a confronto con la lega prodotte mediante tecnologie convenzionali (colata in sabbia seguita da pressatura isostatica a caldo e trattamento T6). Prove condotte in condizioni di strisciamento non lubrificato pattino su cilindro contro acciaio 100Cr6 (1000 m, 0.3 m s<sup>-1</sup>).**

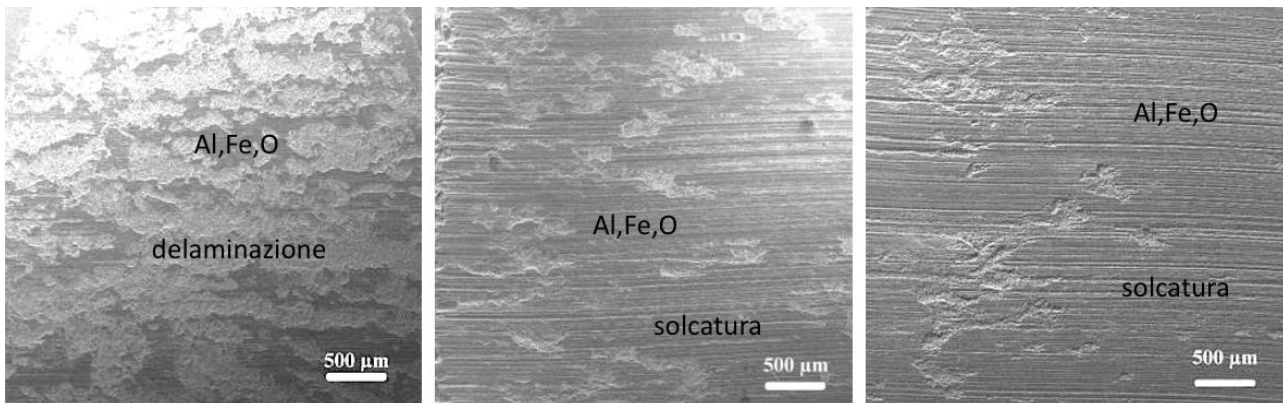
	Coefficiente d'attrito ( <i>steady-state</i> )			Profondità massima delle piste di usura (μm)		
	20 N	40 N	60 N	20 N	40 N	60 N
A357 SLM-1 (massima produttività)	0.59 ± 0.08	0.62 ± 0.06	0.52 ± 0.06	124 ± 9	142 ± 13	171 ± 8
A357 SLM-2 (microstruttura ottimizzata)	0.53 ± 0.08	0.58 ± 0.06	0.62 ± 0.07	101 ± 9	114 ± 14	129 ± 25
A357 prodotta con tecnologie convenzionali	0.52 ± 0.08	0.58 ± 0.10	0.54 ± 0.07	114 ± 6	135 ± 25	157 ± 30

In base ai dati in **Tab. 5**, tutte le tipologie di lega analizzate hanno mostrato valori del coefficiente di attrito compresi tra 0.5 e 0.7 (tipici del contatto alluminio-acciaio [27]) in tutte le condizioni di carico investigate. Non si osserva una significativa dipendenza dal carico applicato, né una differenziazione ascrivibile ai diversi metodi di produzione: questo è ascrivibile alla formazione di uno strato di trasferimento a base di ossidi di ferro (dovuti all'usura tribo-ossidativa dell'antagonista in acciaio) e di alluminio, che verrà discusso nel prossimo paragrafo.

Per quanto riguarda il comportamento a usura, è interessante evidenziare che, in ragione delle contenute differenze di durezza, i campioni SLM allo stato *as-built* hanno mostrato una resistenza ad usura non eccessivamente diversa rispetto alla lega prodotta convenzionalmente. Vale inoltre la pena notare che i campioni SLM-2 (con microstruttura ottimizzata) hanno mostrato una resistenza a usura leggermente maggiore (minore profondità delle piste) rispetto alla lega convenzionale, mentre i campioni SLM-1 (alta produttività) hanno mostrato la resistenza a usura più bassa, di poco inferiore anche alla lega convenzionale. La più bassa resistenza ad usura dei campioni SLM-1 è probabilmente correlata alla maggiore porosità e alla presenza di difetti sub-superficiali. Benché la lega convenzionale sia caratterizzata da durezza Brinell e micro-Vickers leggermente più elevata, la minore resistenza ad usura rispetto ai campioni SLM-2 può essere 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 dalla maggiore deviazione standard nelle misure  $HV_{0.1}$  in **Tab. 4** e dalle micrografie in **Fig. 2**.

## 2.4 Identificazione dei meccanismi di usura

Le morfologie delle piste di usura sono descritte in modo esemplificativo dalle immagini SEM in elettroni secondari (SE) in **Fig. 5**. Durante il contatto, per ogni campione studiato, si è formato uno strato di trasferimento a base di detriti ossidati, che ha ricoperto i pattini in lega di alluminio, frequentemente osservato anche da altri autori nel caso di strisciamento contro acciaio [8,14,28]. Questo strato risulta uniformemente solcato nella direzione di strisciamento per effetto delle asperità e delle particelle dure all'interfaccia di contatto. Microanalisi localizzate mediante EDS hanno permesso di evidenziare come il *tribolayer* sia costituito da una miscela di ossidi di Al e di Fe, con composizione e stabilità variabile in base al carico applicato. Specificamente, all'interno delle zone in cui lo strato è più soggetto a delaminazione (probabilmente a causa del raggiungimento di uno spessore critico del *tribolayer* [29]) sono 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. Si nota inoltre come lo strato di trasferimento a base di ossidi risulti più stabile sulla superficie dei provini prodotti mediante SLM (**Fig. 5b, c**) grazie alla loro elevata rugosità, in accordo con quanto riportato in letteratura, rispetto al caso della lega prodotta convenzionalmente (**Fig. 5a**), dove si riscontrano con maggiore frequenza morfologie da delaminazione dello strato di trasferimento.



(a)

(b)

(c)

**Figura 5: morfologia delle piste di usura (immagini SEM) sui pattini stazionari in lega A357 sottoposti a prove di strisciamento pattino su cilindro contro acciaio 100Cr6 (40 N,  $0.3 \text{ m s}^{-1}$ ): (a) campione prodotto con tecnologie convenzionali, (b) campione SLM ottenuto in condizioni di massima produttività (SLM-1); (c) campione SLM con microstruttura ottimizzata (SLM-2).**

### 3 Conclusioni

In questa prima fase dello studio è stata esaminata la letteratura relativa al comportamento tribologico delle leghe leggere prodotte mediante tecnologie additive, dopodiché sono state definite le condizioni sperimentali e la configurazione di prova. Sono quindi state eseguite prove di strisciamento non lubrificato a temperatura ambiente contro acciaio 100Cr6 (configurazione *block-on-ring*) sulla lega di alluminio A357 fabbricata tramite SLM, per valutare sia l'influenza dei parametri di contatto (carico applicato) che di due diverse combinazioni di parametri di processo (massima produttività o ottimizzazione della microstruttura). La lega A357 colata in sabbia e successivamente sottoposta a pressatura isostatica a caldo (HIP) e trattamento termico T6 è stata utilizzata come riferimento per il confronto. Infine, per tutti i materiali sottoposti a prova, sono stati identificati i meccanismi di usura prevalenti nelle condizioni di prova adottate.

Le principali conclusioni tratte sulla base del lavoro svolto sono le seguenti:

- l'ottimizzazione delle condizioni di processo SLM ha permesso di affinare la microstruttura della lega e ridurre l'incidenza delle porosità, dando luogo anche ad una maggiore uniformità dei valori di microdurezza;
- i campioni SLM hanno mostrato una microstruttura più fine e omogenea rispetto alla lega A357 prodotta convenzionalmente, con celle di  $\alpha$ -Al primario sub-micrometriche, circondate da una rete interconnessa di Si eutettico. 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, nonostante il trattamento termico T6 e la pressatura isostatica a caldo (HIP) siano stati effettuati solamente su questi ultimi;
- nelle prove di strisciamento non lubrificato i campioni SLM *as-built* della serie SLM-2 (microstruttura ottimizzata) hanno mostrato una resistenza ad usura superiore alla lega colata in sabbia e sottoposta a HIP + T6, in ragione della maggiore finezza microstrutturale. I campioni stampati in condizioni di massima produttività (SLM-1) invece sono risultati particolarmente penalizzati dalle porosità all'interfaccia *bulk-contour*. 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. Nell'intervallo di carichi esplorato, infatti, si è instaurato un regime di usura moderata tribo-ossidativo, caratterizzato dalla formazione, sui pattini in lega A357, di strati di trasferimento contenenti ossidi di ferro, a prescindere dal processo produttivo.

Per completare lo studio del comportamento tribologico della lega A357 prodotta mediante SLM, nelle prossime fasi della ricerca si prevede di effettuare prove di strisciamento non lubrificato a temperatura superiore a quella ambientale, per poter valutare quali modificazioni del comportamento tribologico siano indotte dalle modificazioni delle caratteristiche microstrutturali e meccaniche del materiale conseguenti alla permanenza in temperatura.



## 4 Riferimenti bibliografici

- [1] "Tribology opportunities for enhancing America's energy efficiency", ARPA-E report, US Department of Energy, 2017
- [2] G. Straffellini, "Friction and Wear" (2015) Springer International Publishing, Switzerland.
- [3] T. DebRoy *et al.*, "Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties", Prog. Mater. Sci. 92 (2018) 112-224.
- [4] E.O. Olakanmi, R.F. Cochrane, K.W. Dalgarno, "A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties", Prog. Mater. Sci. 74 (2015) 401-477.
- [5] I.J. Polmear, "Light alloys: metallurgy of the light metals" (1995) 3rd ed., Arnold, London (UK).
- [6] M.J. Donachie, "Titanium: A Technical Guide" (2000) 2nd ed., ASM International, Materials Park (OH-USA).
- [7] Shunyu Liu, Yung C. Shin, "Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review", Materials and Design 164 (2019) 107552
- [8] H. J. Rathod, T. Nagaraju, K.G. Prashanth, U. Ramamurty, "Tribological properties of selective laser melted Al12Si alloy", Tribol. Int. 137 (2019) 94-101.
- [9] Yi Zhu, Jun Zou, Hua-Yong Yang, "Wear performance of metal parts fabricated by selective laser melting: a literature review", J. Zhejiang Univ. Sci. A (Appl. Phys. & Eng.) 19(2) (2018) 95-110.
- [10] X. Liu, C. Zhao, X. Zhou, Z. Shen, W. Liu, "Microstructure of selective laser melted Al10SiMg alloy, Mater. Des. 168 (2019) 1-9.
- [11] R. Talemi, "A numerical study of randomly distributed subsurface hydrogen pores on fretting fatigue behavior of aluminium AlSi10Mg", Tribol. Int. 142 (2020) 1-11.
- [12] K.G. Prashanth *et al.*, "Tribological and corrosion properties of Al–12Si produced by selective laser melting", Mater. Res. 29 (17) (2014) 2044-2054.
- [13] 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. 378 (2016) 142-149.
- [14] 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. 33 (12) (2018) 1713-1722.
- [15] Shunyu Liu Yung C. Shin, "Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review", Materials and Design 164 (2019) 107552.
- [16] E. Cerri, T. Rimoldi, R. Gabrini, L. Righi, "Investigation of microstructure and mechanical performance of Ti6Al4V-ELI components produced by DMLS and EBM additive technologies in different geometries", Metallurgia Italiana 111 (2019) 32-42.
- [17] M.Q. Riaz, M. Caputo, M.M. Ferraro, J.J. Ryu, "Influence of Process-Induced Anisotropy and Synovial Environment on Wear of EBM Built Ti6Al4V Joint Implants", J. Materials Engineering and Performance 27 (2018) 3460–3471.
- [18] J. J. Ryu, S. Shrestha, G. Manogharan, J. K Jung, "Sliding Contact Wear Damage of EBM built Ti6Al4V: Influence of Process Induced Anisotropic Microstructure", Metals 8 (131) (2018) 1-16.
- [19] S. Alvi, M. Neikter, M. Antti, F. Akhtar, "Tribological performance of Ti6Al4V at elevated temperatures fabricated by electron beam powder bed fusion", Tribology International 153 (2021) 106658.
- [20] P.L. Ko, "Heat Exchanger Tube Fretting Wear: Review and Application to Design", J. Tribology 107 (1985) 149-156.
- [21] U. Klein, A. Zunkel, A. Eberle, "Breakdown of heat exchangers due to erosion corrosion and fretting caused by inappropriate operating conditions", Eng. Failure Anal. 43 (2014) 271-280.
- [22] Z.D. Fan *et al.*, Internal leakage of plate heat exchangers caused by cooperation of pitting, crevice corrosion and fretting, Eng. Failure Anal. 96 (2019) 340-347.
- [23] Bharat Bhushan (Ed.), "Modern Tribology Handbook" Vol. 1 (2001) CRC Press, Boca Raton, Florida (USA).
- [24] L. I. Farfan-Cabrera, "Tribology of electric vehicles: A review of critical components, current state and future improvement trends", Tribol. Int. 138 (2019) 473-486.
- [25] 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.* 106 (2020) 371

[26] L. Ceschini, A. Morri, A. Morri, A. Gamberini, S. Messieri, Correlation between ultimate tensile strength and solidification microstructure for the sand cast A357 aluminium alloy, *Mater. Des.* 30 (2009)

[27] K. Holmberg, A. Matthews, "Coatings Tribology. Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering", 2nd ed. (2009) Elsevier, Amsterdam.

[28] 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.* 140 (2018) 1-12.

[29] T.F.J. Quinn, "Oxidational wear modelling: I", *Wear* 153 (1992) 179-200.

## 5 Acronimi

AM = *Additive Manufacturing*  
BSE = *Backscattered Electron*  
CAD = *Computer Aided Design*  
CB = *CheckerBoard*  
COF = *Coefficient of Friction*  
EBM = *Electron Beam Melting*  
EDS = *Energy Dispersive Spectroscopy*  
GDOES = *Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy*  
HAZ = *Heat Affected Zone*  
HB = *Brinell Hardness*  
HIP = *Hot Isostatic Pressing*  
HPDC = *High Pressure Die Casting*  
HV = *Vickers Hardness*  
LBM = *Laser Beam Melting*  
LMD = *Laser Melting Deposition*  
LPBF = *Laser Powder Bed Fusion*  
LVDT = *Linear Variable Displacement Transducer*  
MP = *Melt Pool*  
MPB = *Melt Pool Border*  
PBF = *Powder Bed Fusion*  
RSE = *Ricerca di Sistema Elettrico*  
SEM = *Scanning Electron Microscope*  
SE = *Secondary Electron*  
SLM = *Selective Laser Melting*

## **Curriculum scientifico del gruppo di lavoro**

**Carla Martini**, responsabile scientifico per UNIBO in questo progetto, ha conseguito la Laurea quinquennale in Chimica Industriale, presso l'Università di Bologna nel 1993 ed il Dottorato in Ingegneria Metallurgica presso l'Università di Padova nel 1996. Ricopre dal 2014 il ruolo di Professoressa Associata presso il Dipartimento di Ingegneria Industriale (DIN) dell'Università di Bologna e svolge attività di didattica e ricerca nell'ambito della Metallurgia (<https://www.unibo.it/sitoweb/carla.martini/>). In precedenza, ha collaborato con il CR Enea Brasimone come borsista post-doc dell'Università di Bologna (1997-99), per poi essere inquadrata come Ricercatrice nel settore ING-IND/21 (Metallurgia) a partire dal 2000. La sua attività di ricerca si focalizza sulla tribologia e le modificazioni superficiali dei materiali metallici in funzione anti-atrito ed anti-usura, oltre che sulla conservazione dei materiali metallici di interesse storico-artistico, ed è testimoniata da oltre 95 articoli censiti su Scopus con un h-index di 25 e più di 1900 citazioni totali. Le sue pubblicazioni sono reperibili in base ai seguenti identificativi: ORCID iD: 0000-0001-9281-6469; Scopus Author ID: 7101640380; WOS ResearcherID: R-3924-2016.

Ha partecipato a numerosi progetti competitivi sia su scala nazionale (ad es. "Rivestimenti Multi-funzionali e multi-scala, per componenti MEccanici in acciaio e Leghe di alluminio fabbricati con additive manufacturing, RIMMEL" (2019-21, bando POR-FESR 2018, azione 1.2.2), PRIN 2009 (2011-13), PRIN 2008) che internazionale (ad es. COLLAPSE (FP5, contratto EVK4-CT-2002-00088, 2003-06), B-IMPACT (bando M-ERA.NET 2013, 2015-17)), PROCRAFT (bando JPIC 2019), anche svolgendo il ruolo di Responsabile Scientifico (COLLAPSE, PRIN 2009).

E' inoltre Responsabile scientifico della proposta "Trattamenti superficiali e rivestimenti per componenti in lega di alluminio prodotti mediante Additive Manufacturing" recentemente approvata e finanziata dalla Regione Emilia-Romagna nell'ambito del Bando Alte Competenze 2019 (Rif. 2019-11458/RER). E' Responsabile scientifico per numerosi contratti di collaborazione industriali dedicati a problematiche tribologiche (fra i più recenti si possono citare quelli stipulati con IMA SpA (4 contratti dal 2014 al 2019) e Marposs Spa (2017-18)).

Per quanto riguarda l'attività didattica, attualmente è titolare dei corsi di Metallurgia (corso di Laurea Triennale in Ingegneria Energetica), Laboratorio di Scienza dei Metalli e Tecnologia dei Materiali (corso di Laurea Triennale in Chimica e Tecnologie per l'Ambiente e per i Materiali) e di Trattamenti Superficiali e Rivestimenti per Materiali Metallici (corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Energetica).

E' inoltre coinvolta come docente su tematiche legate alla modificazione superficiale di materiali metallici nel piano di attività di Alta Formazione 2019-20 nell'ambito dell'accordo fra Università di Bologna e Gruppo GD-COESIA. Ha svolto e svolge il ruolo di Tutor per numerosi assegni di ricerca autofinanziati o finanziati su fondi di progetto, oltre che per tesi di Dottorato e di Laurea sia magistrale che triennale (>80).

E' socia dell'Associazione Italiana di Metallurgia (AIM) e componente del Comitato Tecnico AIM e "Rivestimenti e Tribologia". E' Socia dell'Associazione Italiana di Tribologia (AIT) e afferisce al Centro Interdipartimentale per la Ricerca Industriale dell'Università di Bologna che opera nei settori della Meccanica Avanzata e dei Materiali (CIRI-MAM), Rete dei Tecnopoli per l'Alta Tecnologia in Emilia-Romagna.

Svolge attività come *Reviewer* per numerose riviste scientifiche, fra cui *Wear*, *Tribology International*, *Surface and Coatings Technology*, *Journal of Alloys and Compounds*, *Journal of Thermal Spray Technology*. Ha partecipato all'organizzazione della World Tribology Conference 2021 (Lyon (France)) e 2013 (Turin (Italy)), Topic "Dry Friction and Wear" e Chairperson WE3:FW8 "Mechanisms of Wear 2". Ha recentemente organizzato la 3a giornata del corso AIM "Tribologia Industriale" (Bologna, 17 gennaio 2018) ed il Corso AIM "Tecniche di analisi superficiale" (Bologna, 1-2 febbraio 2018). Ha partecipato inoltre all'organizzazione del 37° Convegno Nazionale AIM (Bologna, 12-14 settembre 2018) e dell'European Conference on Heat Treatment and Surface Engineering for Automotive (ECHT 2019) (Bardolino, 5-7 giugno 2019), sessioni "Coatings I-II". Partecipa inoltre alle attività del CoCoAM (Gruppo di Lavoro Intersettoriale Italiano nell'Additive Manufacturing).

Del gruppo di lavoro coinvolto in questo progetto per UNIBO fanno parte anche:

**Alessandro Morri**: Laurea quinquennale in Ingegneria Meccanica presso l'Università di Bologna nel 2000 e Dottorato in Ingegneria Metallurgica presso l'Università di Padova nel 2004. Ricopre dal 2019 il ruolo di Professore Associato presso il Dipartimento di Ingegneria Industriale (DIN) dell'Università di Bologna e svolge attività di didattica e ricerca nell'ambito della Metallurgia (<https://www.unibo.it/sitoweb/alessandro.morri4/>). E' Responsabile scientifico di progetti competitivi sia su scala nazionale (RIMMEL "Rivestimenti Multi-funzionali e multi-scala, per componenti MEccanici in acciaio e Leghe di alluminio fabbricati con additive manufacturing", 2019-21, bando POR-FESR 2018, azione 1.2.2) che internazionale (NEWMAN, "Nickel frEe poWders for high perforMance compoNents", EIT KIC Raw Materials, KAVA 6 - Upscaling projects 2020, 2020-21) oltre che di contratti di collaborazione industriali dedicati a

tematiche metallurgiche su leghe leggere e leghe ferrose. E' autore di oltre 95 articoli censiti su Scopus con un h-index di 19 e più di 1300 citazioni totali. E' membro dei Comitati Tecnici "Metalli Leggeri" e "Metalli e Tecnologie Applicative" dell'Associazione Italiana di Metallurgia. Partecipa inoltre alle attività del CoCoAM (Gruppo di Lavoro Intersettoriale Italiano nell'Additive Manufacturing) e ha contribuito all'organizzazione della Metallurgy Winter School on Additive Manufacturing (Trento, January 2020).

**Angelo Casagrande:** Laurea quinquennale in Chimica Industriale presso l'Università di Bologna nel 1977, ricercatore dal 2000 e Professore Associato presso il Dipartimento di Ingegneria Industriale (DIN) dell'Università di Bologna dal 2006, svolge attività di didattica e ricerca nell'ambito della Metallurgia. E' responsabile scientifico di contratti di collaborazione industriali dedicati a tematiche metallurgiche. E' autore di oltre 50 articoli censiti su Scopus con un h-index di 16 e più di 550 citazioni totali.

**Ramona Sola:** Laurea Specialistica in Progettazione e Sviluppo nuovi Materiali, presso l'Università degli Studi di Modena e Reggio Emilia nel 2007 e Dottorato "High Mechanics and Automotive Design and Technology", indirizzo Progettazione di Materiali ad Alte prestazioni, presso l'Università degli Studi di Modena e Reggio Emilia nel 2010. Collabora con il CIRI MAM dell'Università di Bologna da luglio 2019 per attività sia di ricerca che di didattica nell'ambito della metallurgia, partecipando anche al progetto RIMMEL su tematiche di Additive Manufacturing precedentemente citato. E' autrice di oltre 31 articoli censiti su Scopus con un h-index di 7 e più di 150 citazioni totali.

**Luca Lorenzetti:** ha conseguito la Laurea Magistrale in Chimica Industriale presso l'Università di Bologna a marzo 2019 e svolge attività di ricerca come assegnista presso il Dipartimento di Ingegneria Industriale (DIN) dell'Università di Bologna dall'1 dicembre 2019 (Assegno di ricerca annuale Alte Competenze per la Ricerca e il Trasferimento Tecnologico Bandi Alte Competenze - POR FSE Regione Emilia Romagna bando 2019, Tutor: Prof.ssa Carla Martini, "Trattamenti superficiali e rivestimenti per componenti in lega di alluminio prodotti mediante Additive Manufacturing"). Vincitore dell'Assegno di ricerca finanziato su questo progetto (dall'1/12/2020).