

ENEA

Agenzia nazionale per le nuove tecnologie,
l'energia e lo sviluppo economico sostenibile



MINISTERO DELLA
TRANSIZIONE ECOLOGICA



Ricerca di Sistema elettrico

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

Carla Martini, Luca Lorenzetti, Alessandro Morri, Angelo Casagrande



ALMA MATER STUDIORUM
UNIVERSITÀ DI BOLOGNA

Report RdS/PTR2021/230

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

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

Dicembre 2021

Report Ricerca di Sistema Elettrico

Accordo di Programma Ministero dello Sviluppo Economico - ENEA

Piano Triennale di Realizzazione 2019-2021 - III 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 3.17 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

Si ringraziano l'Ing. L. Tonelli e l'Ing. I. Boromei del Gruppo Metallurgia (Dip. DIN) per il loro contributo all'attività sperimentale e alla discussione dei risultati, così come il Prof. A. Fortunato, l'Ing. E. Liverani e Ing. G. Valli del Gruppo Laser (Dip. DIN) per la produzione dei campioni in lega A357 mediante LPBF, l'Ing. Daniele Mirabile Gattia (CR Casaccia, ENEA) per la produzione dei campioni in lega Ti6Al4V mediante EBM.

Indice

SOMMARIO	3
1 INTRODUZIONE	4
2 DESCRIZIONE DELLE ATTIVITÀ SVOLTE E RISULTATI	5
2.1 STUDIO DEL COMPORTAMENTO TRIBOLOGICO DELLA LEGA A357 LPBF	5
2.2 STUDIO DEL COMPORTAMENTO TRIBOLOGICO DELLA LEGA TI6AL4V	14
3 CONCLUSIONI	20
4 RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI	20
5 ABBREVIAZIONI ED ACRONIMI	21
CURRICULUM SCIENTIFICO DEL GRUPPO DI LAVORO	22

Sommario

L'attività svolta ha avuto come obiettivo lo studio del comportamento ad attrito e usura sia della lega di alluminio A357 prodotta mediante *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF), che della lega Ti6Al4V prodotta mediante *Electron Beam Melting* (EBM).

L'attività di studio del comportamento tribologico della lega di alluminio A357-LPBF (iniziata in LA 3.16), è proseguita sottoponendo i campioni *as-built* con microstruttura ottimizzata a prove di strisciamento reciprocante non lubrificato (configurazione *ball-on-disk*) contro allumina (Al_2O_3), per valutarne il comportamento ad attrito ed usura sia a temperatura ambiente che a caldo. I risultati ottenuti sui campioni LPBF sono stati confrontati con quelli ottenuti da campioni prodotti con tecnologie convenzionali (colata in sabbia + pressatura isostatica a caldo + trattamento termico T6), valutando l'influenza di due differenti finiture superficiali (superficie *as-built* vs. *polished*). I risultati ottenuti hanno mostrato che i campioni ottenuti con tecnologie additive hanno manifestato un'usura minore rispetto ai campioni prodotti con processi fusori, sia a temperatura ambiente che a caldo, in virtù del superiore affinamento microstrutturale.

Su campioni in lega Ti6Al4V realizzati mediante EBM, presso il CR Casaccia dell'ENEA, sono state eseguite prove di strisciamento non lubrificato a temperatura ambiente contro acciaio 100Cr6 (configurazione *block-on-ring*), al fine di valutare l'effetto della variazione di orientazione microstrutturale, comparando i risultati ottenuti con quelli della lega Ti6Al4V prodotta convenzionalmente mediante laminazione a caldo (*mill-annealed*). I risultati ottenuti hanno evidenziato come, a parità di finitura superficiale, la tecnologia EBM abbia prodotto un miglioramento del comportamento tribologico rispetto al materiale convenzionale, inducendo un incremento della resistenza ad usura in entrambe le orientazioni microstrutturali sottoposte ai test di strisciamento non lubrificato. I risultati ottenuti sono stati attribuiti all'affinamento microstrutturale indotto dal processo EBM, che ha dato luogo a valori di durezza superiori rispetto alla lega Ti6Al4V convenzionalmente prodotta.

1 Introduzione

Come già specificato nell'Introduzione del rapporto relativo alla **LA 3.16**, 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. Risulta quindi di particolare importanza valutare come il comportamento tribologico delle parti prodotte mediante tecnologie additive (*Additive Manufacturing*, 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, permettono di esplorare i possibili vantaggi (in termini di efficienza, durabilità, affidabilità) che i materiali prodotti con questi processi emergenti potranno offrire. 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 3.17 (rendicontata in questa relazione), sono quindi state svolte le seguenti attività:

1. **Studio del comportamento tribologico a caldo (200°C) della lega A357 prodotta mediante LPBF mediante prove di strisciamento non lubrificato in moto reciprocante.** Questa campagna di prove completa l'indagine già eseguita in LA 3.16 in condizioni di strisciamento in moto continuo (che ha permesso di individuare le condizioni di stampa LPBF che producono il miglior comportamento tribologico e di effettuare un primo confronto coi campioni della stessa lega prodotta con tecnologie convenzionali), estendendo lo studio a condizioni di contatto tribologico di ulteriore interesse per le applicazioni di riferimento. Specificamente, a seguito delle prove a caldo sono state condotte le seguenti attività:
 - a) 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);
 - b) valutazione della dipendenza del coefficiente d'attrito e dell'usura dalla finitura superficiale dei campioni (*as-built* vs. *polished*);
 - c) identificazione dei meccanismi di usura agenti (sulla base di indagini microstrutturali, morfologiche, sclerometriche e profilometriche);
 - d) valutazione delle modificazioni del comportamento tribologico indotte dalle modificazioni delle caratteristiche microstrutturali e meccaniche del materiale conseguenti alla permanenza in temperatura;
 impiegando come riferimento campioni della stessa lega, ottenuti mediante tecnologie convenzionali (colata in sabbia + pressatura isostatica a caldo + trattamento termico T6).

2. **Studio del comportamento tribologico della lega Ti6Al4V prodotta con EBM, presso il CR Casaccia dell'ENEA, mediante prove di strisciamento non lubrificato in moto continuo.** Specificamente:
 - a) 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);
 - b) valutazione della dipendenza del coefficiente d'attrito e dell'usura dall'orientazione della direzione di stampa rispetto a quella di strisciamento;
 - c) Identificazione dei meccanismi di usura agenti al variare delle proprietà dei campioni (sulla base di indagini microstrutturali, morfologiche, sclerometriche e profilometriche)
 impiegando come riferimento campioni della stessa lega, ottenuti mediante tecnologie convenzionali (laminazione a caldo, *mill annealing*).

2 Descrizione delle attività svolte e risultati

2.1 studio del comportamento tribologico della lega A357 LPBF

Sulla base delle considerazioni svolte a partire dall'analisi della letteratura (v. report **LA 3.16**), in questa fase dell'attività sono state svolte prove di strisciamento reciprocante non lubrificato in configurazione *ball-on-disk* (ASTM G133) sia in ambiente di laboratorio ($T = 20 \div 25 \text{ }^\circ\text{C}$, umidità relativa $50 \div 60\%$) che alla temperatura di $200 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$.

La **Figura 1** mostra i campioni e la configurazione di prova. Al fine di controllare in maniera accurata la temperatura di prova è stato ricavato un disco di supporto in lega di alluminio (**Fig. 1a**) sul quale assicurare i campioni di A357 sottoposti alle prove tribologiche. Sono stati impiegati settori circolari ricavati da dischi piatti in lega A357 (AlSi7Mg0.6) come dischi stazionari (diametro 54 mm, spessore 5 mm) (**Fig. 1b**), mentre come materiale antagonista sono state utilizzate sfere in Al_2O_3 (**Fig. 1c**; diametro: 6 mm; durezza: 1360 $\text{HV}_{0.1}$; rugosità $R_a = 0.2 \text{ } \mu\text{m}$). Il sistema tribologico nel suo insieme è mostrato in **Figura 1d**.

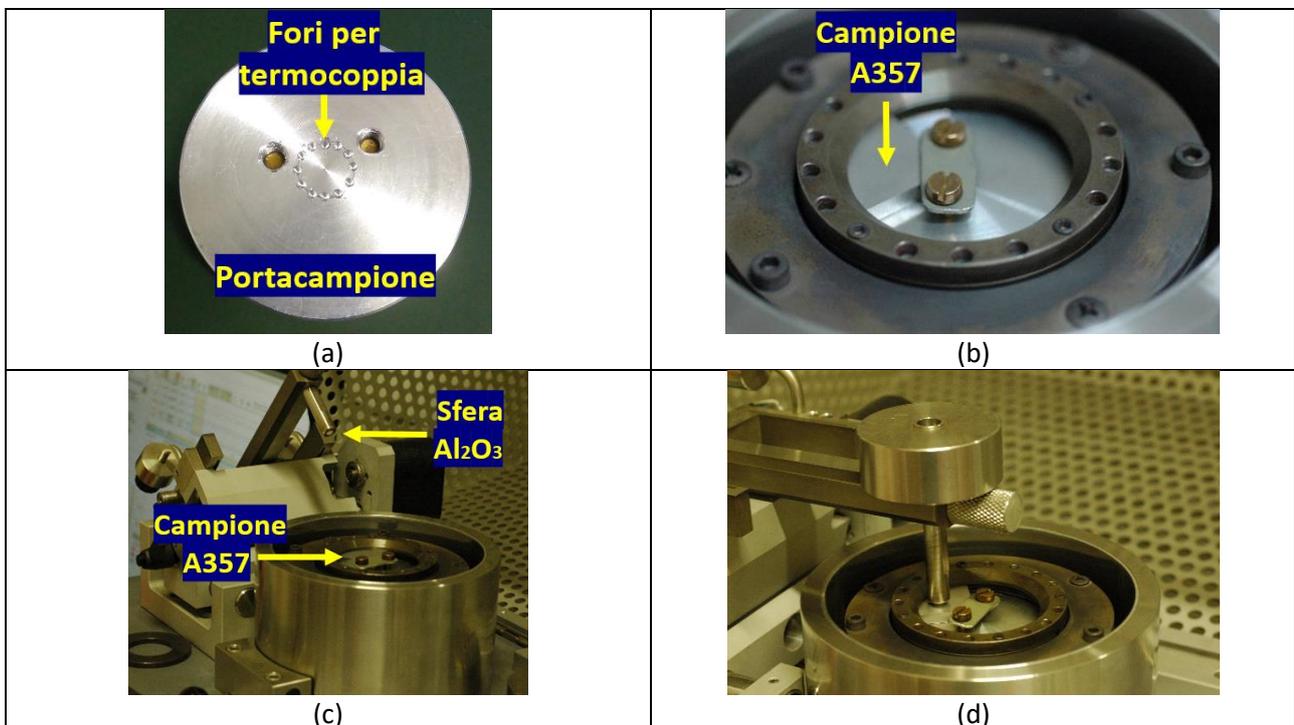


Figura 7: Immagini macroscopiche che mostrano: (a) parte inferiore del portacampione in lega di Al utilizzato per le prove reciprocanti a 200°C ; (b) dettaglio superiore dopo fissaggio del campione di A357 LPBF; (c) set-up pre-prova; (d) set-up durante la prova tribologica.

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 è stata inoltre valutata al termine di ciascuna prova misurando la profondità delle piste di usura mediante profilometro a stilo (raggio di curvatura della punta: $5 \text{ } \mu\text{m}$).

Le prove di strisciamento sono state effettuate nelle condizioni riportate in **Tabella 1**.

Tabella 1: parametri impiegati per le prove di strisciamento non lubrificato in moto reciprocante.

Velocità massima lineare (ms^{-1})	Carico normale (N)	Lunghezza arco di cerchio percorso (mm)	Frequenza (Hz)	Percorso di strisciamento totale (m)	N° di cicli
0.03	5	13.2	0.72	100	3785

Sono state sottoposte alle prove reciprocanti le seguenti leghe di alluminio, aventi la stessa composizione ma prodotte con diversi processi:

- a) A357 stampata in forma di dischi piatti (diametro 54 mm, spessore 5 mm, Fig. 2a) mediante LPBF usando parametri ottimizzati in base ad attività di ricerca precedenti [1-3], sia con finitura *as-built* che dopo lucidatura; la Figura 2b mostra l'orientazione dei dischi per prove tribologiche rispetto alla direzione di stampa, coincidente con l'asse Z);
- b) 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 [4]).

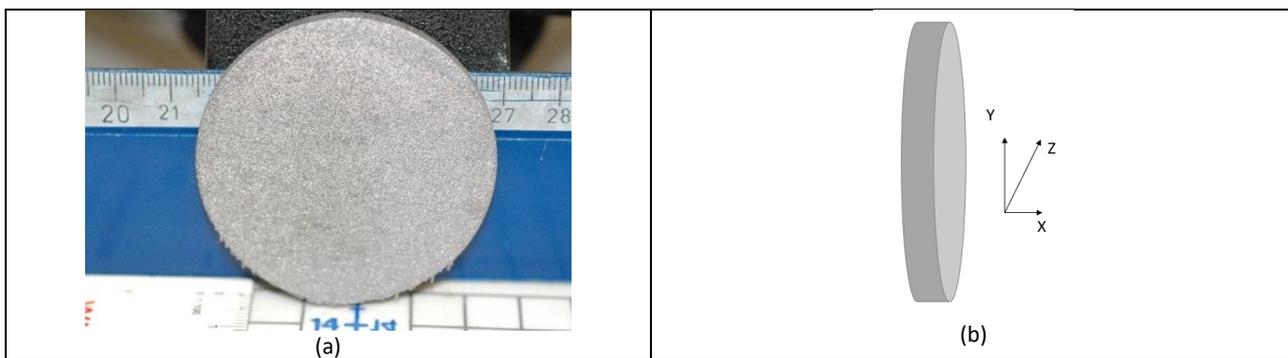


Figura 2: (a) immagine rappresentativa dei dischi in lega di alluminio A357 prodotti tramite LPBF ed utilizzati nelle prove tribologiche di strisciamento reciprocante non lubrificato *ball-on-disk*; (b) schema delle orientazioni microstrutturali prese in esame durante la caratterizzazione pre-prove tribologiche dei dischi stazionari A357 LPBF. La superficie impiegata per le prove tribologiche corrisponde al piano YZ.

In Figura 3 viene mostrato l'output di prova in termini di coefficiente di attrito per 10 cicli di moto reciprocante; ogni ciclo è suddivisibile in fase di andata (riquadro verde) e di ritorno (riquadro arancione).

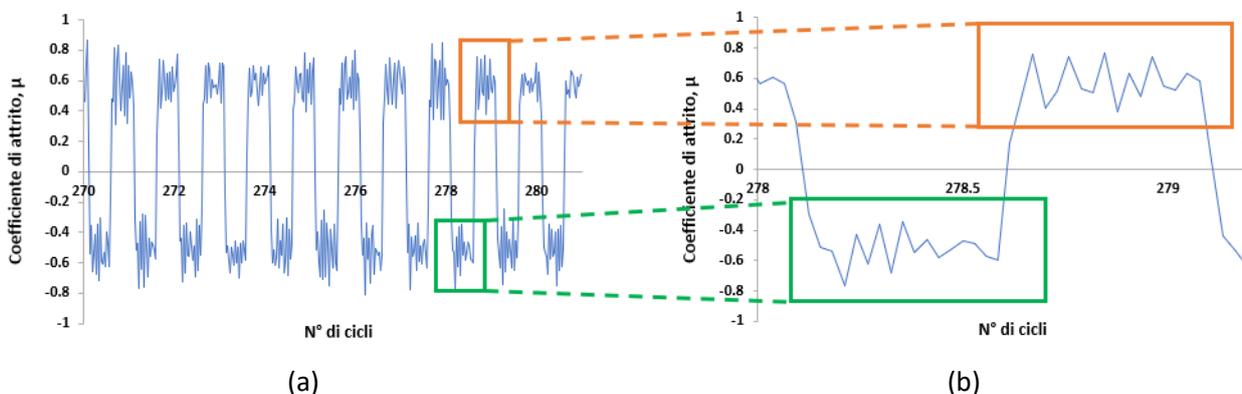


Figura 3: rappresentazione del coefficiente di attrito μ registrato durante la prova per 10 cicli rappresentativi (a), con relativo *inset* per il singolo ciclo (b).

Le curve in **Figura 4** mostrano un esempio dell'andamento del coefficiente di attrito μ in funzione della posizione lineare per 10 cicli sovrapposti. In ogni ciclo, per la determinazione del valore medio, sono stati considerati i valori di coefficiente di attrito acquisiti compresi tra -4 mm e 4 mm.

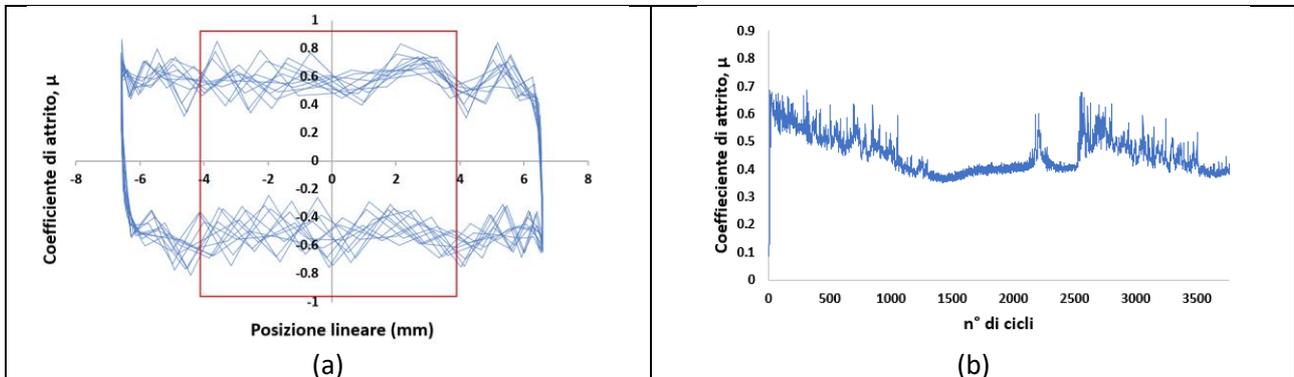


Figura 4: prove ball-on-disk reciprocanti: (a) grafico del coefficiente di attrito μ in funzione della posizione lineare (mm) per 10 cicli rappresentativi di prova; (b) evoluzione del coefficiente di attrito μ in funzione del n° di cicli, ricavato dal valore medio di μ nell'intervallo di posizione lineare ± 4 mm, per ciascun ciclo di prova.

La caratterizzazione **pre-prova** della lega A357 è stata effettuata su campioni preparati con tecniche metallografiche convenzionali ed attaccati chimicamente con il reattivo di Weck, variante 2 (3 g NH_4HF_2 , 4 mL HCl, 100 mL H_2O). Le osservazioni microstrutturali superficiali e trasversali sono state eseguite mediante microscopia ottica (Zeiss Axio Imager) ed elettronica a scansione (FEG-SEM Tescan MIRA 3), considerando le direzioni parallela (XZ), perpendicolare (XY) e trasversale (YZ) al fronte di stampa (asse Z in **Fig. 2b**), mentre la caratterizzazione topografica delle superfici è stata portata a termine mediante microscopia multifocale (Hirox KH7700), elettronica a scansione (FEG-SEM) e profilometria a stilo (raggio di curvatura di 5 μm), in accordo con la normativa ISO 4288-1997. Nel dettaglio, sono state effettuate 4 misure radiali per 24 campioni, utilizzando come lunghezza di valutazione $L_t=12.5$ mm e lunghezza di campionamento $L_c=2.5$ mm.

I dischi in A357 LPBF studiati sono stati prodotti con parametri di processo identici a quelli impiegati per ottenere le barrette A357 LPBF a microstruttura ottimizzata M descritte e discusse in **LA 3.16**. La **Figura 5** mostra la microstruttura dei dischi di A357 studiati considerando 3 differenti orientazioni metallografiche (riferendosi allo schema in **Fig. 2a**).

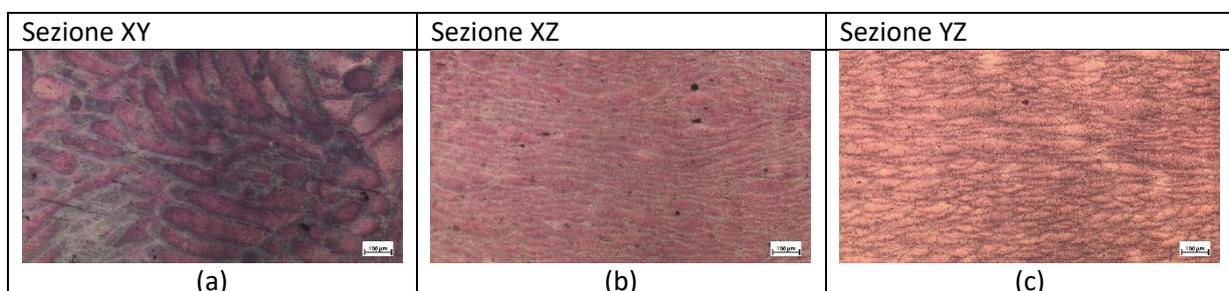


Figura 5: micrografie ottiche della lega A357 LPBF allo stato as-built ottenute con reattivo di Weck 2, nel piano XY (a), XZ (b) e YZ (c); la microstruttura delle superfici sottoposte alle prove tribologiche corrisponde alla sezione YZ (c).

Al fine di evidenziare la notevole differenza nelle microstrutture ottenibili per la lega A357 ottenuta con diversi cicli produttivi, in **Figura 6** vengono riportate le micrografie ottiche delle sezioni corrispondenti alle superfici sottoposte a prove tribologiche *ball-on-disk* di campioni A357 LPBF e cast (campione di

riferimento prodotto mediante processi convenzionali di colata in sabbia e successivamente sottoposto a pressatura isostatica a caldo (*Hot Isostatic Pressing*, HIP) e trattamento termico T6). Vale la pena sottolineare come nei campioni A357 LPBF (Fig. 6a) la microstruttura risulti più fine e anche la dispersione del Si eutettico (aree chiare in Fig. 6c) sia notevolmente più omogenea rispetto alla lega A357 cast di riferimento (Fig. 6 b,d).

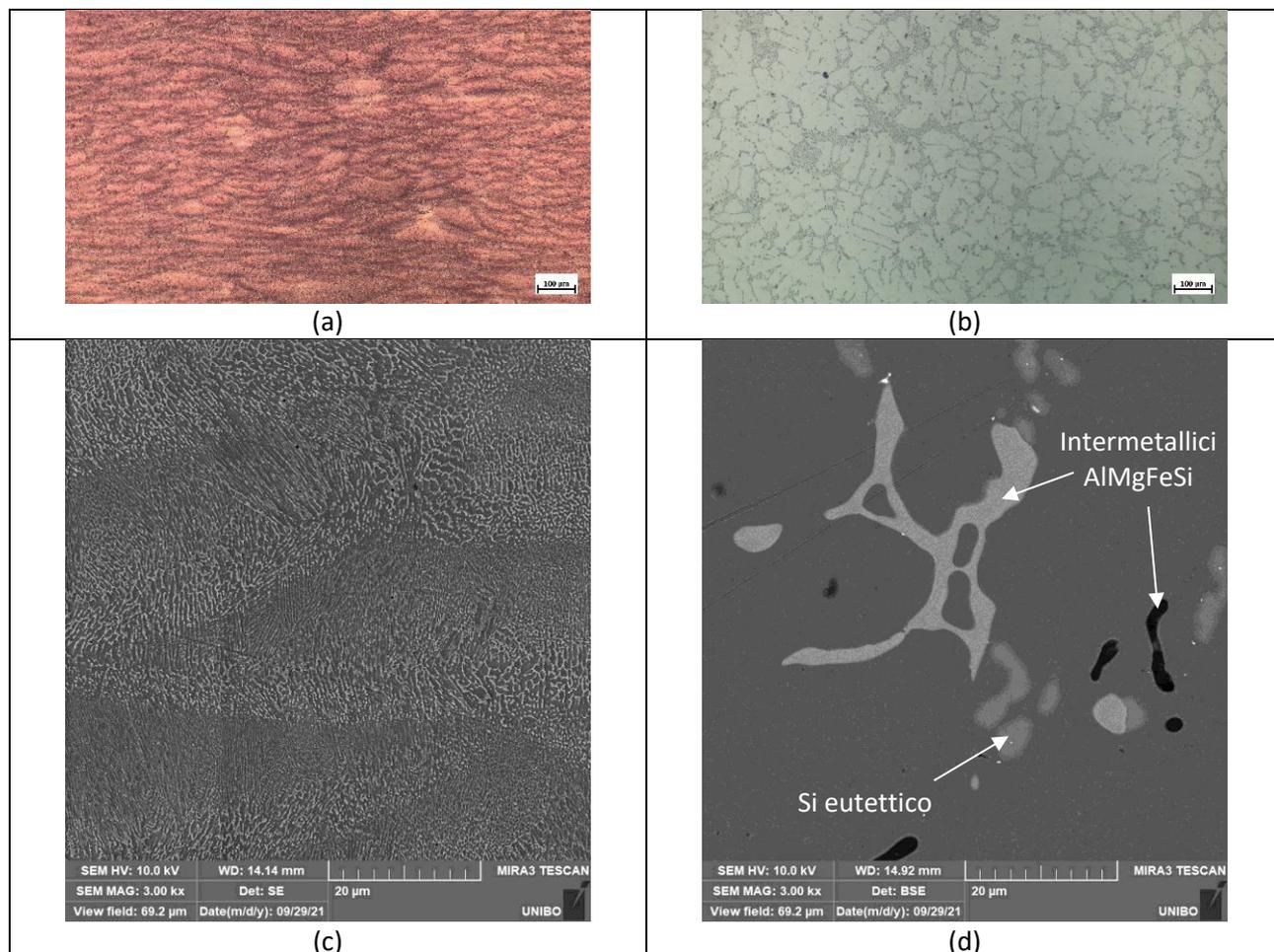


Figura 6: confronto microstrutturale tra leghe A357 ottenute con diversi cicli produttivi, considerando le sezioni YZ sottoposte alle prove tribologiche: lega A357 LPBF, micrografia ottica (a) ed elettronica a scansione (c); lega A357 cast, micrografia ottica (b) ed elettronica a scansione (d).

In Tabella 2 vengono riportati i valori di rugosità caratteristici dei campioni analizzati, confrontando le superfici a diversa finitura superficiale (*as-built* vs *polished*). È possibile osservare come, nei dischetti di A357 prodotti mediante LPBF allo stato *as-built*, le due superfici esterne abbiano presentato anisotropia nei valori di rugosità superficiale.

Tabella 2: valori medi di rugosità superficiale Ra, Rq ed Rz-I.

Campione A357	Finitura superficiale	Superficie	Ra (μm)	Rq (μm)	Rz-I (μm)
Cast	<i>polished</i>	-	0.20 ± 0.01	0.26 ± 0.01	1.0 ± 0.1
LPBF	<i>as-built</i>	fronte	16.6 ± 0.7	23.7 ± 1.4	113.0 ± 3.4
		retro	23.2 ± 3.3	32.8 ± 4.8	146.8 ± 18.9
	<i>polished</i>	-	0.22 ± 0.01	0.29 ± 0.04	1.6 ± 0.5

Le misure di densità effettuate con metodo di Archimede hanno messo in luce come il campione di riferimento *cast* sia quello a maggiore densità relativa (%): nonostante ciò, i campioni LPBF allo stato *as-built*, senza alcun post-trattamento, hanno raggiunto valori di densità relativa del 99.99%.

I valori di durezza $HV_{0.05}$ ricavati sulle superfici lucidate dei campioni A357 sottoposti alle prove tribologiche sono invece mostrati in **Tabella 3**. I risultati ottenuti hanno mostrato come i campioni LPBF manifestino durezza $HV_{0.05}$ confrontabili in tutte le sezioni considerate. Anche per quanto riguarda il confronto con la lega A357 ottenuta con tecnologie convenzionali (*cast*), i campioni LPBF hanno dato luogo a microdurezze $HV_{0.05}$ confrontabili (nonostante i campioni LPBF siano allo stato *as-built* mentre la lega *cast* è stata trattata termicamente).

Tabella 3: durezza $HV_{0.05}$ dei campioni A357 sottoposti alle prove tribologiche reciprocanti *ball-on-disk*.

Campione A357	Sezione			Media complessiva
	XY	XZ	YZ	
<i>Cast (+ HIP +T6)</i>	-			127.6 ± 3.8
LPBF	128.2 ± 3.7	126.5 ± 5.6	125.7 ± 2.6	126.7 ± 3.8

Prima di procedere alle prove a caldo, i dischetti prodotti sono stati sottoposti a prove a temperatura ambiente: la **Figura 7** mostra una rassegna dei valori di coefficiente di attrito (μ) (**Fig. 7a**) e di profondità di usura (**Fig. 7b**) ottenuti in queste condizioni sui campioni ottenuti sia con processi convenzionali che mediante LPBF.

A parità di finitura superficiale (superfici *polished*) si osserva un miglioramento del comportamento ad attrito e usura della lega A357 LPBF rispetto alla lega prodotta con tecnologia convenzionale. La morfologia delle piste d'usura osservate a fine prova su entrambi i corpi a contatto (disco e sfera) mediante microscopia ottica multifocale viene mostrata in **Figura 8**.

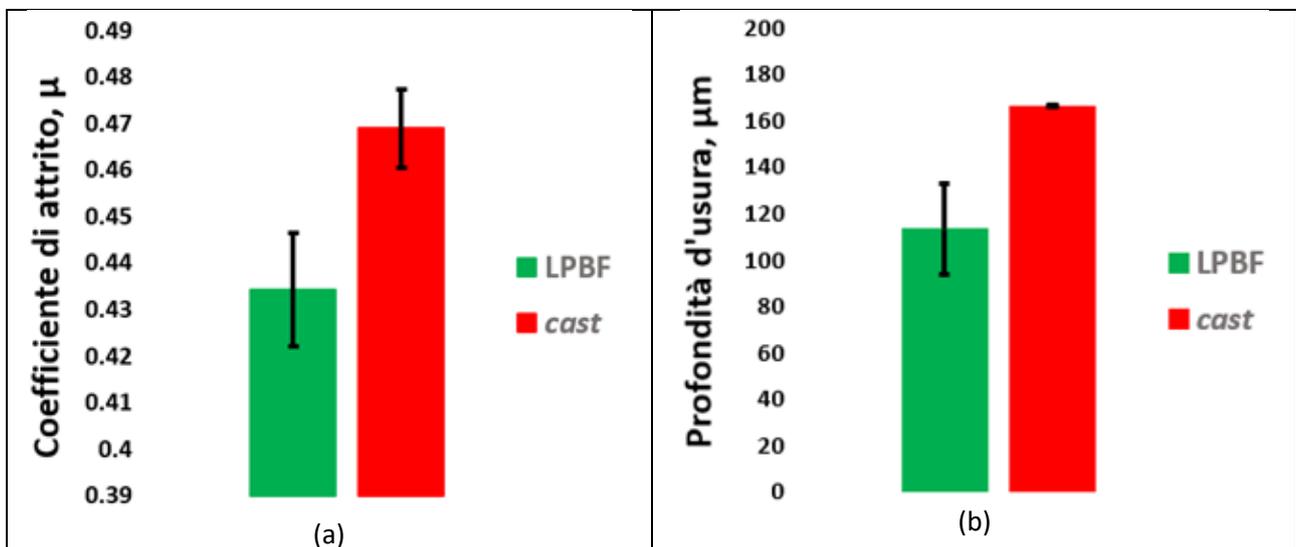


Figura 7: confronto tra il coefficiente di attrito μ (a) e la profondità di usura (b) ottenuti con prove reciprocanti *ball-on-disk* a temperatura ambiente, a parità di rugosità superficiale (superficie *polished*).

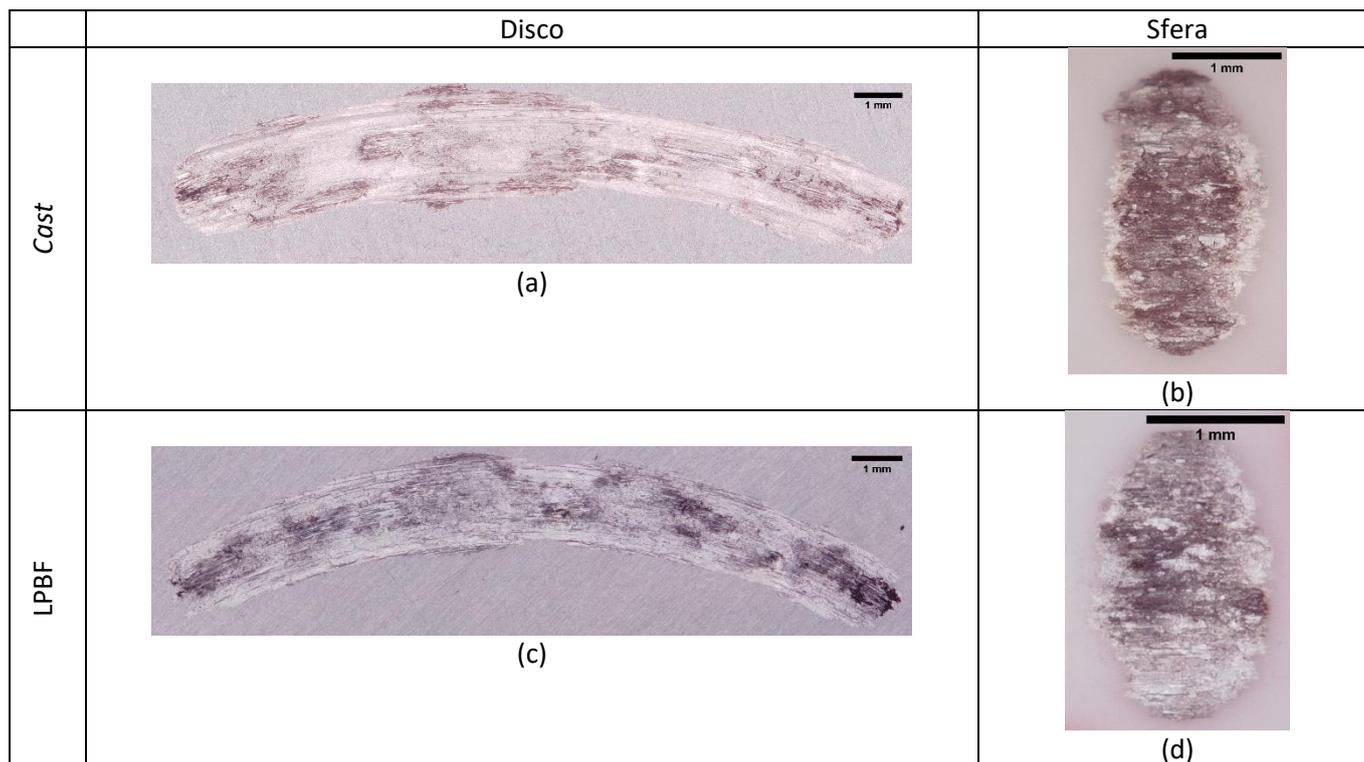


Figura 8: micrografie rappresentative delle piste d'usura al termine delle prove tribologiche reciprocani in configurazione *ball-on-disk* a T ambiente, a parità di rugosità superficiale (superficie *polished*).

La Figura 9 mostra l'influenza della temperatura di prova sui i valori di coefficiente di attrito dinamico, misurato durante la prova al crescere del numero di cicli di moto reciprocante, sia a temperatura ambiente che a caldo per i campioni con finitura *polished*. Il grafico riportato in Figura 9 permette anche di confrontare il comportamento ad attrito dei campioni prodotti mediante LPBF con quelli ottenuti mediante processi convenzionali.

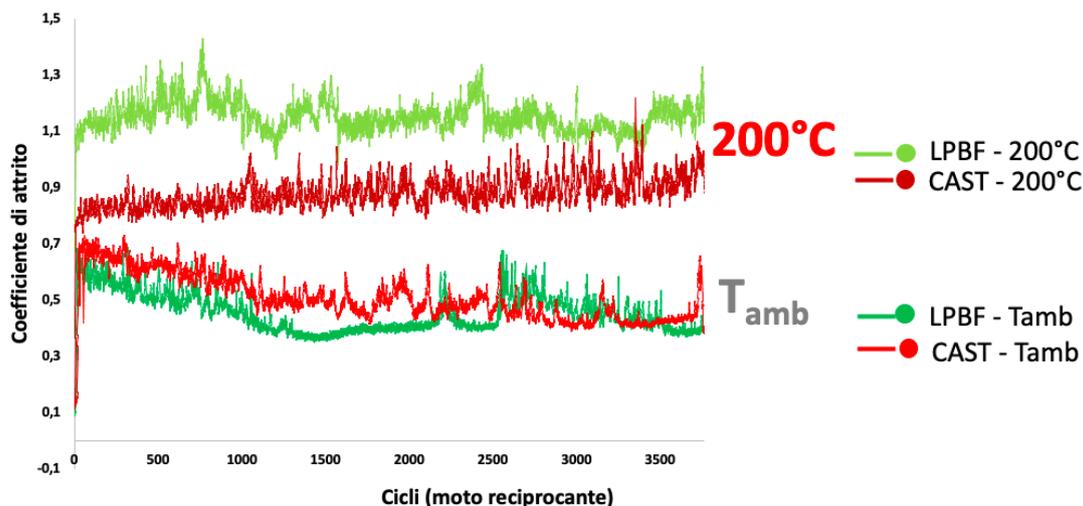


Figura 9: coefficiente di attrito in funzione del numero di cicli misurato durante prove tribologiche in moto reciprocante (*ball-on-disk*) a T ambiente e a 200°C, a parità di rugosità superficiale (superficie *polished*).

In sostanza, si osserva che ad alta temperatura il coefficiente d'attrito subisce un incremento significativo, a causa dell'accentuarsi dei fenomeni di usura adesiva severa, evidenziati anche dalle immagini in

microscopia ottica multifocale che mostrano la morfologia delle piste d'usura osservate a fine prova su entrambi i corpi a contatto (disco e sfera, **Figura 10**).

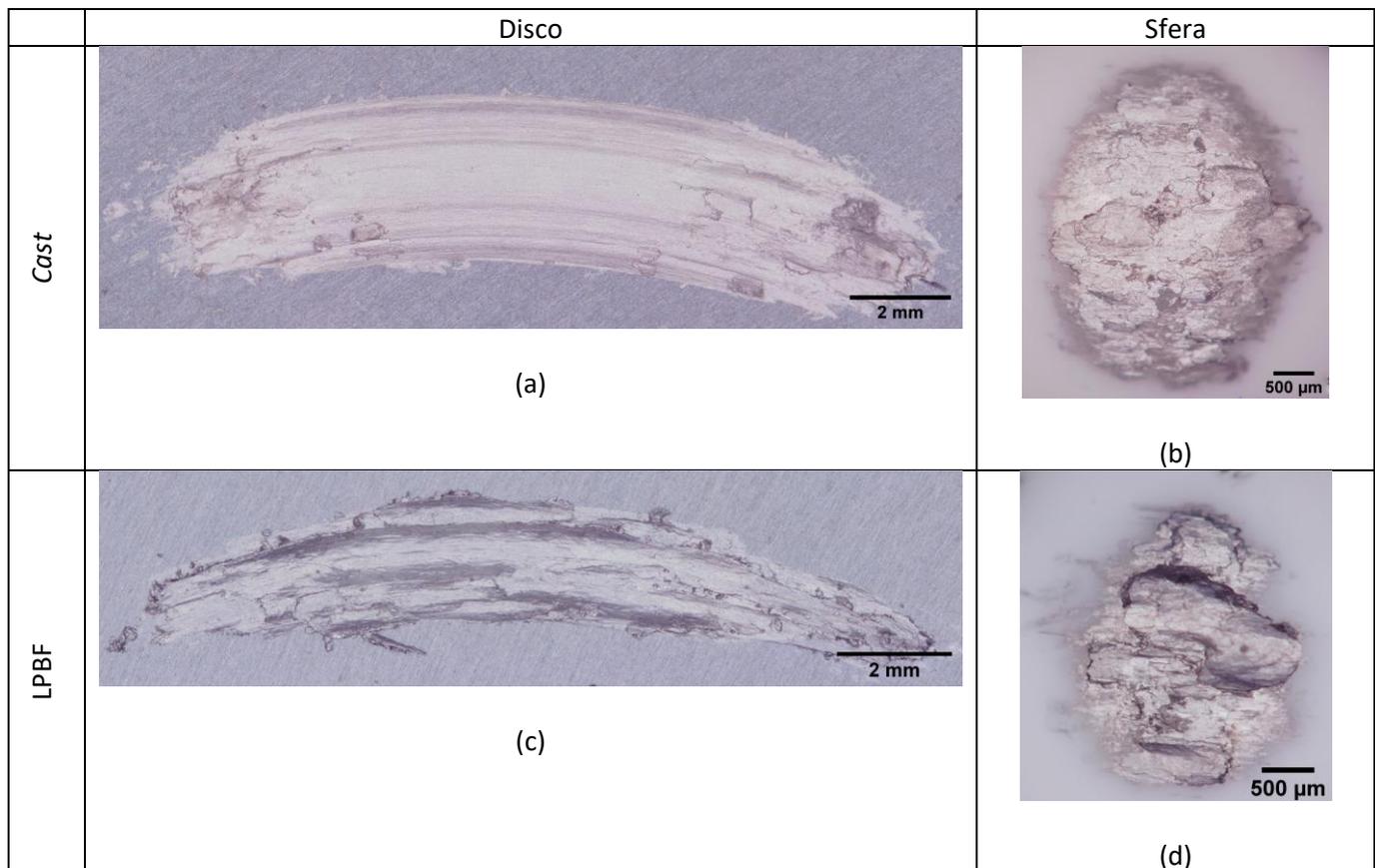


Figura 10: micrografie rappresentative delle piste d'usura al termine delle prove tribologiche reciprocanti in configurazione *ball-on-disk* a 200°C, a parità di rugosità superficiale (superficie *polished*).

Così come il comportamento ad attrito, anche la resistenza ad usura subisce un peggioramento al crescere della temperatura, per entrambe le tipologie di processi produttivi (LPBF vs. *cast*), come mostrato in **Figura 11**. Ad alta temperatura, il coefficiente d'attrito dei campioni prodotti con tecnologie fusorie risulta inferiore a quello dei campioni prodotti con processi additivi, probabilmente per via di effetti legati alla diversa stabilità degli strati di trasferimento, che richiederanno ulteriori indagini.–Per quanto riguarda l'usura, invece, sebbene per entrambe le tipologie di processo produttivo si osservi un aumento della profondità di usura al crescere della temperatura di prova (anche questo correlabile alle modificazioni microstrutturali indotte dalla permanenza ad alta temperatura), i campioni prodotti mediante LPBF presentano sempre usura inferiore rispetto ai campioni *cast*, probabilmente in virtù della microstruttura più fine con rete di Si sub-micrometrica e continua (**Figura 6c-d**).

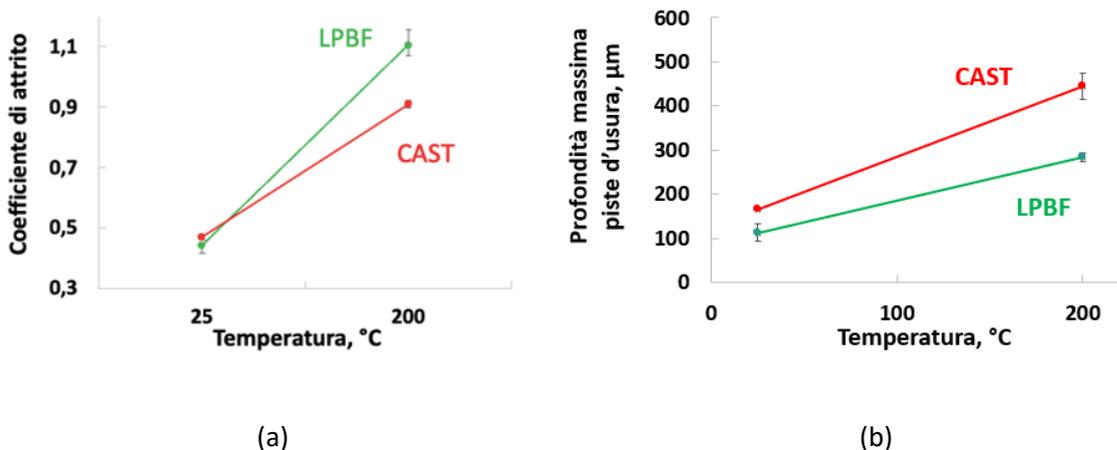


Figura 11: coefficiente di attrito medio (a) e profondità massima di usura (b) da prove tribologiche reciprocanti in configurazione *ball-on-disk* (sia a temperatura ambiente che a 200°C), per campioni prodotti con LPBF o processi convenzionali (CAST), entrambi con superfici *polished*.

A questo proposito, le **modificazioni microstrutturali indotte dalla permanenza a 200°C** durante la prova tribologica sono mostrate dalle micrografie FEG-SEM in **Figura 12**, ricavate sezionando i campioni usurati trasversalmente rispetto alla direzione di strisciamento e preparandoli per l'osservazione microstrutturale.

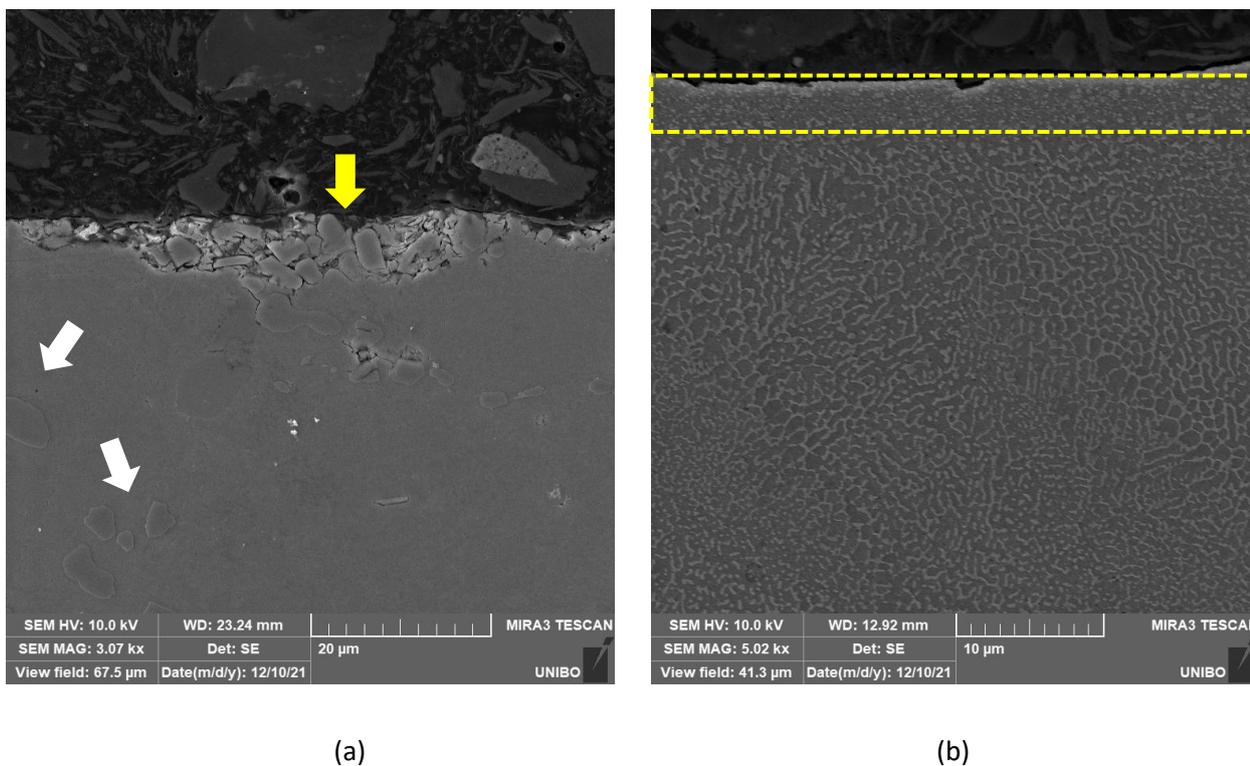


Figura 12: micrografie FEG-SEM delle sezioni trasversali al di sotto delle piste d'usura prodotte da prove di strisciamento reciprocante *ball-on-disk* a 200°C su dischi in A357 prodotto con tecnologie fusorie (*cast*, a) o mediante processi additivi (LPBF, b). Freccie bianche in (a): particelle grossolane ricche in Si all'interno della matrice del campione *cast* (a), avulse e accumulate sulla superficie di contatto (zona indicata dalla freccia gialla). Linea gialla tratteggiata in (b): rete di Si (aree chiare) parzialmente disgregata dalla permanenza ad alta temperatura, zona sottostante la superficie di contatto della lega LPBF.

Ad alta temperatura, le particelle grossolane e dure ricche in Si che si trovano all'interno della matrice del campione prodotto con tecnologie fusorie convenzionali (*cast*) vengono avulse dalla matrice a base di Al e si accumulano sulla superficie di contatto man mano che l'usura procede (zona indicata dalla freccia gialla in Fig. 11a), contribuendo ad aumentare la severità dell'usura. Nel caso della lega A357 prodotta mediante processi additivi (Fig. 11b), l'usura procede in modo più moderato e graduale grazie alla maggiore finezza della rete di Si, che viene solo parzialmente disgregata dalla permanenza ad alta temperatura nella zona sottostante la superficie di contatto (con uno spessore di circa 4 µm, linea gialla tratteggiata in Fig. 11b), senza subire ingrossamento.

Per quanto riguarda l'influenza della finitura superficiale sul comportamento tribologico, la Figura 13 mostra i valori medi del coefficiente di attrito a regime e della profondità di usura sui dischi in A357 prodotti mediante LPBF al variare della temperatura di prova e della rugosità.

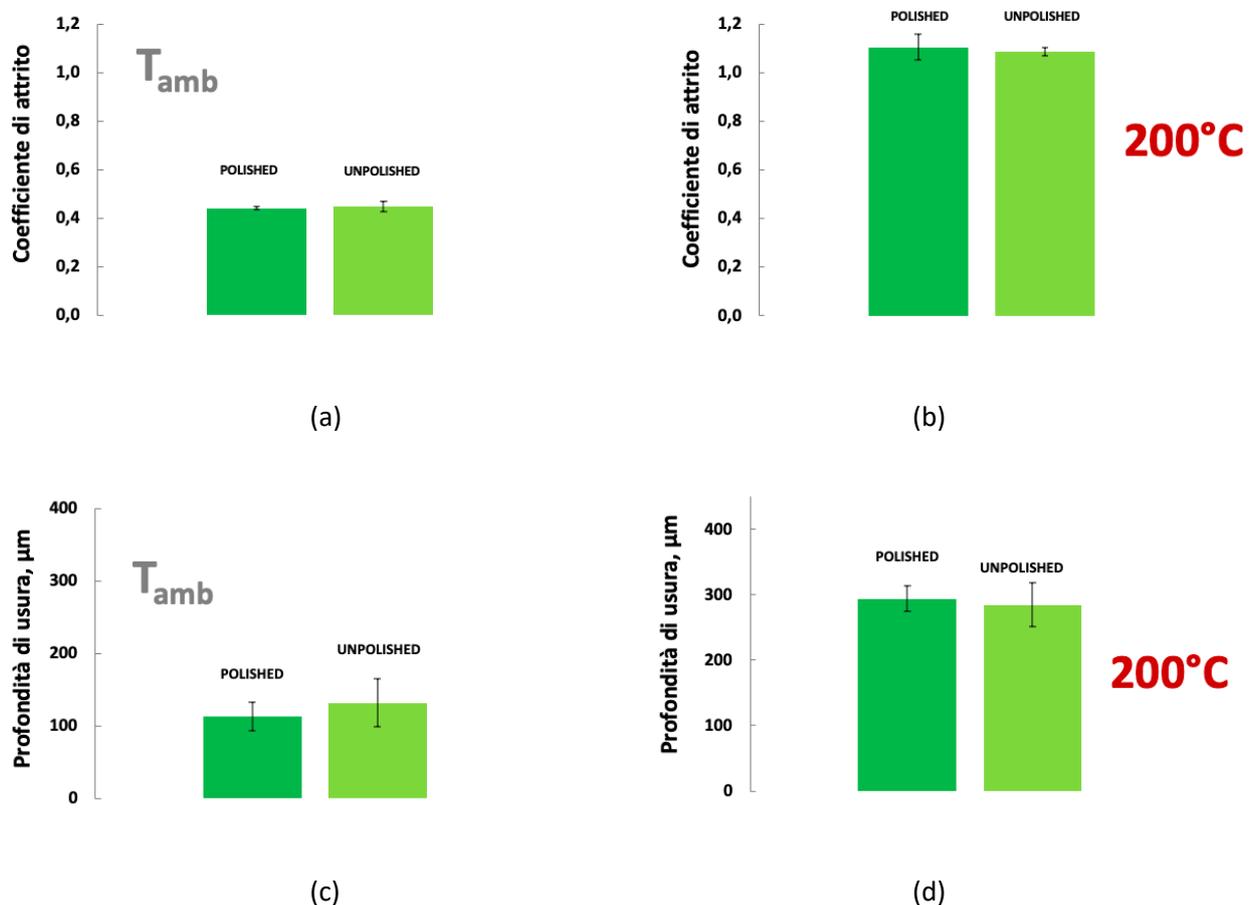


Figura 13: influenza della finitura superficiale (*polished vs. unpolished*) sul coefficiente di attrito medio (a,b) e la profondità massima di usura (c,d) sia a temperatura ambiente (a,c) che a 200°C (b,d), per campioni LPBF.

Non si osservano variazioni significative nel comportamento ad attrito ed usura dei campioni prodotti mediante LPBF al variare della finitura superficiale: il *polishing* effettuato sui campioni *as-built* produce variazioni del coefficiente di attrito e della profondità di usura che sono confrontabili con l'errore sui dati misurati, sia a temperatura ambiente che a 200°C. Probabilmente ciò è dovuto al fatto che, in queste condizioni, le asperità presenti sulle superfici *as-built* (*unpolished* in Fig. 13) vengono modificate dallo strisciamento in modo più marcato rispetto alla procedura di *polishing* stessa.

2.2 studio del comportamento tribologico della lega Ti6Al4V EBM

Nella seconda parte dell'attività è stato valutato il comportamento tribologico della lega Ti6Al4V prodotta con diversi **processi** (tecnologia additiva EBM vs processo convenzionale per laminazione a caldo). A parità di rugosità superficiale (campioni prodotti via EBM con superficie lucidata) è stata inoltre verificata l'influenza dell'**orientazione** microstrutturale indotta dal processo EBM.

I campioni di Ti6Al4V prodotti mediante processo EBM, presso il CR Casaccia dell'ENEA, sono stati forniti sotto forma di barrette a sezione quadrata 5 x 5 mm² con lunghezza 50 mm. La lega è stata studiata così come fabbricata (*as-built*), senza alcun tipo di trattamento termico, in un'ottica di semplificazione del ciclo produttivo e di contenimento dei costi. Per il confronto con le tecnologie convenzionali, è stata utilizzata una barretta della stessa geometria, ricavata da una piastra laminata a caldo (*mill-annealed*), con temperatura delle prime passate in campo β e quelle finali in campo $\alpha+\beta$.

La caratterizzazione **pre-prova** della lega Ti6Al4V è stata effettuata su campioni preparati con tecniche metallografiche convenzionali ed attaccati chimicamente con reattivo di Kroll (2 mL HF, 6 mL HNO₃, 92 mL H₂O) per tamponamento (*swabbing*) di 5 s. Le osservazioni microstrutturali superficiali e trasversali sono state eseguite mediante microscopia ottica (Zeiss Axio Imager) ed elettronica a scansione (FEG-SEM Tescan MIRA 3), considerando la direzione perpendicolare (XZ) al fronte di stampa (asse Z), corrispondente alla superficie impiegata per le prove tribologiche. La composizione delle leghe è stata verificata mediante analisi EDS (Bruker XFlash 630M). La caratterizzazione topografica delle superfici è stata effettuata mediante profilometro a stilo (Hommelwerke T2000 con raggio di curvatura di 5 μ 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. Infine, sono state effettuate prove di microdurezza Vickers HV_{0,1} e HV₁ sulla superficie lucidata mediante un microduremetro Galileo Isoscan. La durezza complessiva è stata determinata dalla media di almeno 5 misure.

Sono state quindi eseguite **prove tribologiche di strisciamento unidirezionale non lubrificato in configurazione block-on-ring** (ASTM G77) in ambiente di laboratorio (T = 20÷25 °C, umidità relativa 50÷60%), impiegando come materiale antagonista l'acciaio da cuscinetti UNI 100Cr6 (durezza: 62 ± 1 HRC, rugosità Ra = 0.09 ± 0.03 μ m), in forma di cilindro rotante (*ring*) con diametro 40 mm. Questa tipologia di acciaio è frequentemente usata come antagonista metallico in prove tribologiche e agevola quindi il raffronto con dati di letteratura. E' stato applicato un carico normale di 10 N, con una velocità di strisciamento pari a 0.3 m s⁻¹ ed una distanza complessiva di strisciamento pari a 1000 m.

La caratterizzazione **post-prova** delle superfici usurate è stata effettuata mediante microscopio ottico multifocale (Hirox KH 7700) ed elettronico a scansione (SEM, Zeiss EVO 50) dotato di microsonda a dispersione di energia (EDS, Oxford Inca Energy), effettuando una prima valutazione morfologica delle piste d'usura e successivamente verificandone la composizione elementare tramite EDS.

In questo caso è stata dapprima valutata la composizione elementare dei campioni in lega di titanio Ti6Al4V, successivamente sottoposti a prove di strisciamento a secco *block-on-ring*, tramite analisi EDS (Tab. 4).

Tabella 4: composizione (% in peso) della lega EBM e convenzionale ottenuta tramite analisi EDS.

	EBM	Convenzionale
Ti	91.08 ± 2.65	91.13 ± 2.64
Al	5.46 ± 0.31	5.44 ± 0.30
V	3.44 ± 0.16	3.43 ± 0.16

Dopodiché, le misure profilometriche delle rugosità superficiali hanno permesso di determinare i valori di rugosità media aritmetica Ra e rugosità quadratica media Rq riportati in **Tabella 5**.

Da questi risultati è possibile notare come la superficie della lega Ti6Al4V prodotta mediante EBM, non sottoposta ad alcun trattamento di finitura superficiale (i.e. *as-built*), presenti valori di rugosità molto più elevati rispetto alle altre.

Tabella 5: rugosità (Ra, Rq) delle diverse superfici dei provini di Ti6Al4V prodotti sia per EBM che con processo convenzionale. XZ è il piano parallelo alla direzione di crescita, XY è il piano normale.

PROCESSO	SUPERFICIE	Ra [μm]	Rq [μm]
EBM	<i>As-built</i> XZ	22.4 ± 6.4	27.7 ± 7.0
	Taglio XZ	1.4 ± 0.1	1.8 ± 0.1
	Lucidata XZ	0.3 ± 0.02	0.4 ± 0.02
	Lucidata XY	0.4 ± 0.1	0.5 ± 0.1
Convenzionale	Lucidato	0.3 ± 0.02	0.33 ± 0.02

Come mostrato in **Figura 14**, questo fenomeno è dovuto all'elevata quantità di polveri parzialmente fuse aderenti alla superficie, oltre che ai fenomeni di *balling* (formazione di sfere indotta dalla differente tensione superficiale del materiale fuso rispetto a quella delle polveri di partenza) e *spattering* (globuli di materiale formati in conseguenza dell'espulsione di gocce di metallo fuso), oltre che alla caratteristica superficie ondulata dovuta alla stratificazione dei *layers* nella direzione di crescita.

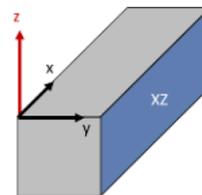
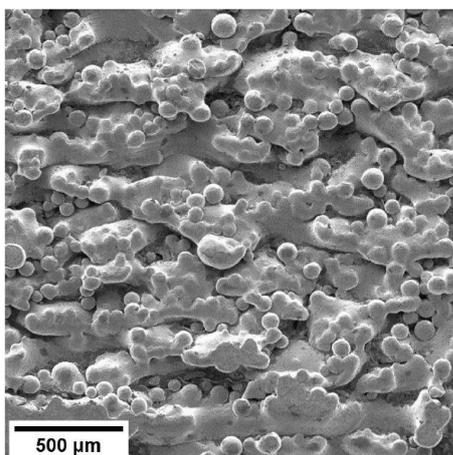


Figura 14: micrografia FEG-SEM della superficie *as-built* di Ti6Al4V EBM; a destra, in blu, la superficie osservata.

Al fine di confrontare l'efficienza del processo EBM con quella del processo convenzionale, è stata misurata la densità dei materiali prodotti. Da questa analisi è emerso che la lega Ti6Al4V prodotta convenzionalmente ha presentato un valore di densità pari a $4.43 \pm 0.0002 \text{ g/cm}^3$, mentre per i campioni prodotti mediante EBM è stata misurata una densità di $4.41 \pm 0.003 \text{ g/cm}^3$, pari quindi al 99.6% del convenzionale.

Dopo opportuno attacco metallografico con reattivo di Kroll, i campioni di Ti6Al4V sono stati osservati al microscopio ottico per poter analizzare e confrontare le microstrutture derivanti dai due diversi processi produttivi.

La microstruttura dei campioni prodotti mediante EBM è la tipica struttura di Widmanstätten (*basket-weave*), in cui lamelle aciculari di fase α (aree chiare in **Fig. 15a,b**) sono separate dalla fase β (zone scure in **Fig. 15a,b**), senza alcuna direzione preferenziale di crescita [5].

Tale configurazione alternata di lamelle è risultata essere la medesima in entrambe le sezioni di vista XZ (piano parallelo alla direzione di crescita) e XY (piano perpendicolare alla direzione di crescita).

Confrontando le sezioni metallografiche ottenute con processo EBM con quella del campione prodotto convenzionalmente (**Fig. 15a-c**), è possibile notare il diverso grado di finezza microstrutturale. Questo

fenomeno è correlabile ai diversi cicli termici subiti dalla lega Ti6Al4V durante i due distinti processi produttivi con cui è stata prodotta. Infatti, la lega ottenuta mediante EBM, avendo subito un raffreddamento più rapido, tipico di questa tecnologia, ha dato luogo ad un affinamento microstrutturale più marcato. In **Figura 15a** si osserva inoltre che sul piano parallelo alla direzione di crescita (XZ), i grani assumono morfologia colonnare e si allungano nella direzione di crescita, allargandosi progressivamente man mano che ci si allontana dalla piattaforma di costruzione. I grani risultano invece equiassici quando osservati sul piano perpendicolare alla direzione di crescita e parallelo all'accumulo dei *layers* (XY). Durante il processo EBM il materiale si raffredda a partire dai bordi delle pozze fuse, dove la fase β si trasforma in α : si creano così delle lamelle α , più chiare (al microscopio ottico), lunghe e marcate, che delineano i bordi dei grani, come osservato e discusso in [6].

Al fine di studiare più dettagliatamente la peculiare microstruttura derivante dal processo EBM, le sezioni trasversali di ciascun campione sono state osservate a più alto ingrandimento al FEG-SEM e le relative microstrutture sono riportate in **Figura 15d-f**. Come è possibile osservare, nel campione EBM la fase β (che appare più chiara della matrice α , al contrario dell'osservazione al microscopio ottico) risulta più finemente dispersa, seppur di dimensioni più variabili rispetto al campione convenzionale, in cui si osserva invece una minore alternanza delle due fasi, una concentrazione di fase β ristretta solo ad alcune zone ed una microstruttura più grossolana.

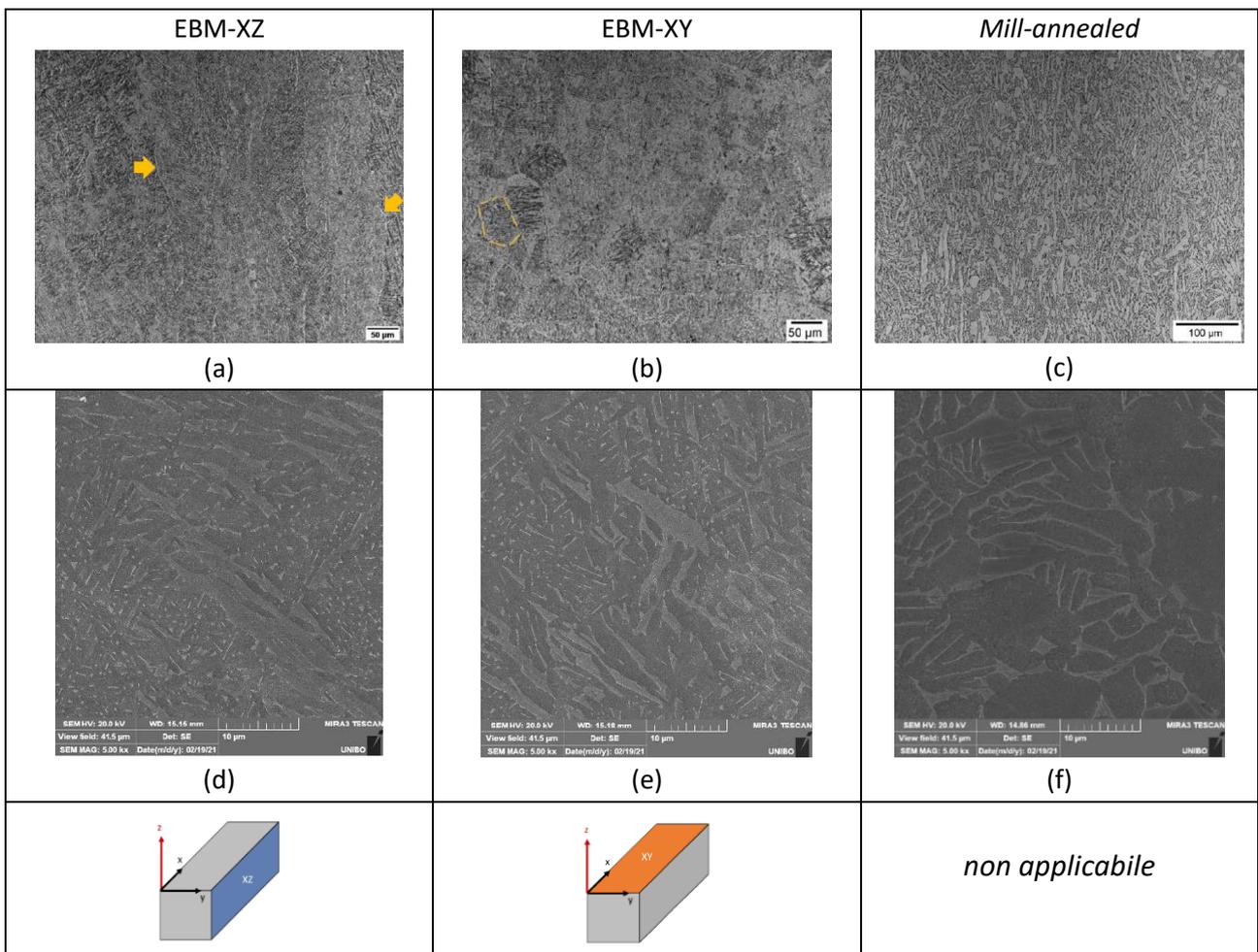


Figura 15: microstruttura dei campioni in lega Ti6Al4V: EBM in sezione trasversale XZ (a, d) ed in sezione di crescita XY (b, e); campione prodotto convenzionalmente tramite *mill-annealing* (c, f). Le frecce in (a) indicano la fase α a bordo grano, mentre la linea tratteggiata in (b) delimita il bordo di un grano costituito dalla fase α . In (a) e in (b) le sezioni si riferiscono allo schema a fondo immagine: in blu, sezione XZ (a); in arancione, sezione XY (b).

Per quanto riguarda i valori di microdurezza $HV_{0.1}$ (Fig. 16), i campioni Ti6Al4V prodotti tramite EBM hanno dato luogo a valori confrontabili in entrambe le sezioni sottoposte alle prove (XY e XZ), maggiori del campione prodotto con tecnologia convenzionale, in ragione di un maggiore affinamento microstrutturale.

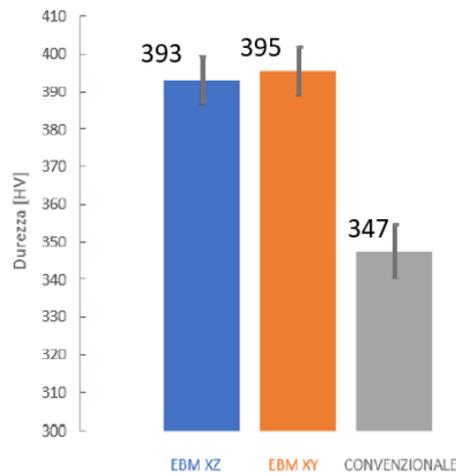


Figura 16: micro-durezza $HV_{0.1}$ a confronto per i campioni EBM (in sezione XZ ed XY) e per la lega convenzionale.

Per quanto riguarda l'influenza del processo produttivo (convenzionale vs. additivo) sul comportamento tribologico, confrontando gli andamenti del coefficiente di attrito in funzione della distanza di strisciamento (Fig. 17), è possibile notare che l'attrito più elevato è stato ottenuto nel caso del materiale convenzionale. In particolare, la minore durezza e quindi la maggiore duttilità delle asperità a contatto con l'antagonista di acciaio 100Cr6, ha plausibilmente dato luogo ad una maggiore incidenza dei fenomeni di adesione e di conseguente delaminazione, evidenziati da un andamento tipico dello *stick-slip*, ovvero da ampie oscillazioni attorno al valore medio dell'attrito. Questa caratteristica è stata osservata in tutte le ripetizioni della prova ed è in accordo con quanto già osservato da Zhang *et al.* [7].

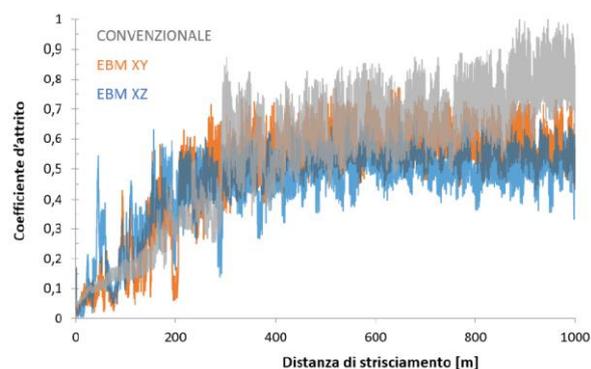


Figura 17: coefficiente di attrito in funzione della distanza di strisciamento per i provini Ti6Al4V EBM XZ, EBM XY e convenzionale con finitura superficiale *polished* (prove di strisciamento *block-on-ring* contro acciaio 100Cr6).

Per quanto riguarda l'attrito dei campioni Ti6Al4V EBM nelle due sezioni studiate (i.e. XZ ed XY), non sono state apprezzate differenze significative.

I valori di profondità delle piste d'usura, mostrati in Figura 18 per campioni con finitura superficiale post-

lucidatura, rispecchiano la tendenza già registrata per l'attrito. Come è possibile osservare, l'usura maggiore è stata mostrata dal campione di Ti6Al4V convenzionale, in virtù della sua minore durezza.

Considerando l'**influenza dell'orientazione** sull'usura dei campioni EBM lucidati (*polished*), è stato osservato che la superficie XY ha dato luogo ad un'usura più marcata rispetto a quella XZ. Questa differenza di usura al variare dell'orientazione, a fronte di una durezza pressoché equivalente, può trovare una possibile spiegazione considerando la direzionalità tipica della microstruttura dei componenti AM, già discussa anche a livello microstrutturale. Infatti, nella sezione XZ, le interfacce dovute all'orientazione preferenziale dei grani columnari (illustrati in **Figura 15a**), sfavoriscono l'avanzare delle cricche opponendosi allo sforzo di taglio, diminuendo quindi l'incidenza dei fenomeni di delaminazione e micro-frammentazione e riducendo l'usura complessiva.

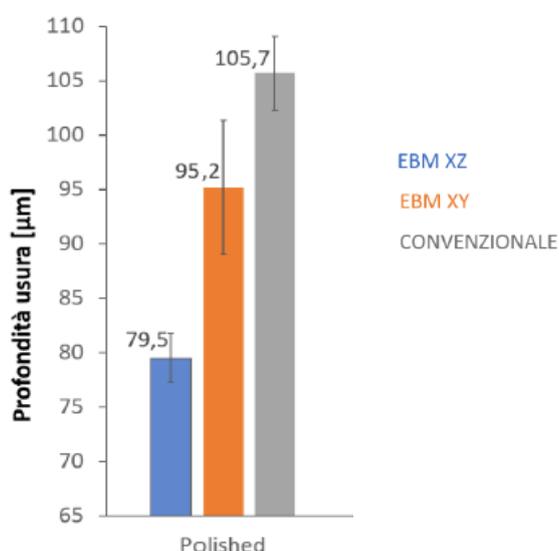


Figura 18: profondità massima di usura misurata a fine prova di strisciamento *block-on-ring* su provini Ti6Al4V EBM XZ, EBM XY e convenzionale, con finitura superficiale *polished*.

Analizzando le morfologie delle piste d'usura riportate in **Figura 19a-c**, è stato possibile osservare come durante il contatto, per ogni campione studiato, si sia formato uno strato di trasferimento a base di detriti ossidati (*tribolayer*) che appaiono rossastri in queste immagini ottiche. Inoltre, le analisi localizzate mediante EDS (**Tab. 8**) hanno permesso di evidenziare come su tutte le superfici usurate siano stati rilevati Fe e O, seppur in tracce, per effetto del trasferimento di materiale dal cilindro antagonista in acciaio 100Cr6, provocato dai tipici fenomeni di tribo-ossidazione che caratterizzano questo tipo di materiale. Le immagini SEM acquisite a centro pista (**Fig. 19d-f**), hanno permesso di osservare più dettagliatamente la morfologia delle piste di usura ad alto ingrandimento, facilitando il rilevamento di segni di solcatura del *tribolayer* a base di ossidi di ferro e la presenza di placchette di detriti, generate dalla ripetuta delaminazione dello strato ossidato. I meccanismi di usura osservati corrispondono quindi ad usura moderata per tribo-ossidazione dell'antagonista, con fenomeni di delaminazione adesiva ed abrasione della lega Ti6Al4V.

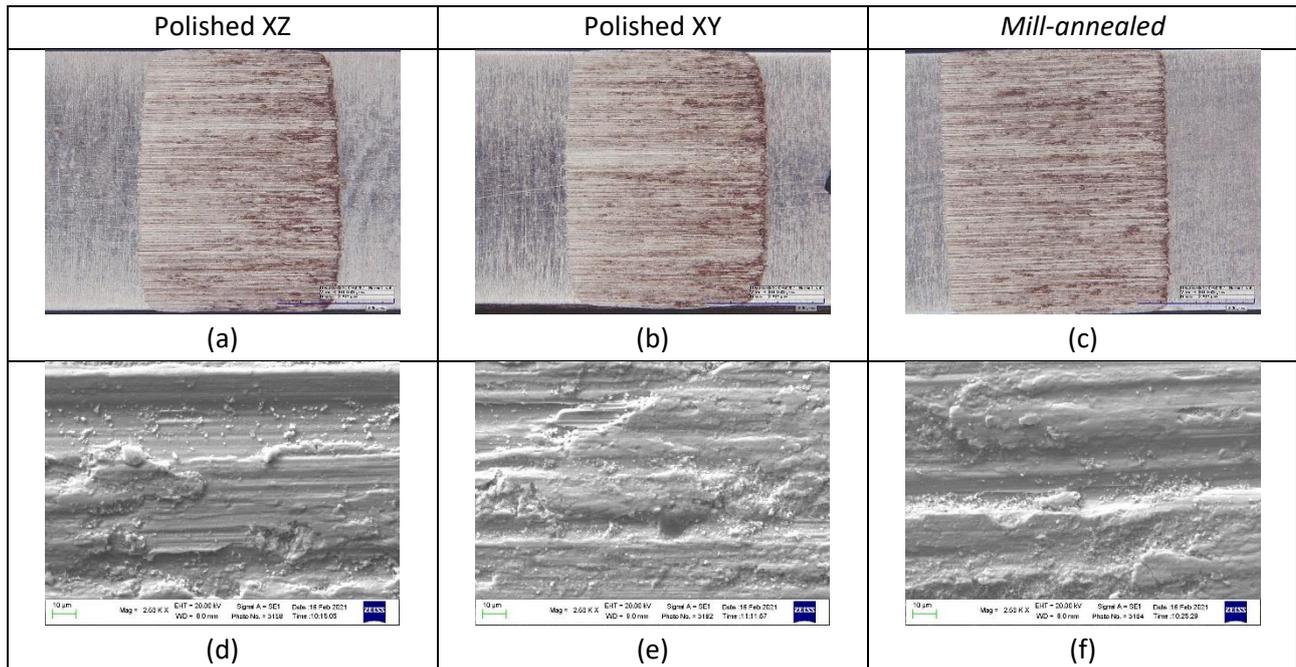


Figura 19: immagini delle piste di usura su Ti6Al4V al microscopio ottico multifocale: EBM sul piano XZ (a), XY (d) e campione prodotto con tecnologia convenzionale (e); micrografie SEM delle stesse piste, dettaglio del centro pista, rispettivamente su (d) Ti6Al4V EBM XZ, (e) Ti6Al4V EBM XY, (f) campione convenzionale.

Tabella 6: analisi EDS (% in peso) delle piste di usura su Ti6Al4V EBM XZ, EBM XY e convenzionale.

% in peso	C	O	Al	Ti	V	Fe
<i>Polished XZ</i>	3,35	14,74	4,60	72,98	2,50	1,84
<i>Polished XY</i>	6,06	18,44	4,24	65,92	2,51	2,83
<i>Polished Convenzionale</i>	6,40	21,05	3,23	62,10	2,05	5,17

3 Conclusioni

Nella seconda fase dell'attività sono state eseguite prove di strisciamento non lubrificato sia sulla lega di alluminio A357 fabbricata tramite LPBF che sulla lega Ti6Al4V fabbricata mediante EBM. Nel primo caso, si è adottata una configurazione di prova *ball-on-disk* con moto reciprocante, per estendere ad una più ampia gamma di condizioni lo studio già condotto nella prima fase in moto continuo ed estenderlo ad una temperatura di esercizio maggiore (200°C). Le principali conclusioni tratte sulla base del lavoro svolto sono le seguenti:

I. Lega A357 (LPBF):

- A temperatura ambiente, anche nelle condizioni più gravose adottate in questa fase, i campioni LPBF *as-built* con microstruttura ottimizzata in base a quanto osservato nella prima fase di attività, hanno mostrato una resistenza ad usura superiore alla lega prodotta con tecnologie fusorie convenzionali, come già osservato nelle condizioni di prova della fase precedente.
- Al crescere della temperatura, l'usura cresce (sia per i campioni LPBF che convenzionali), per via di una maggiore severità dell'usura che si sviluppa con un meccanismo prevalentemente adesivo. Tuttavia, anche ad alta temperatura il comportamento tribologico della lega LPBF risulta superiore a quello della lega convenzionale, in virtù di una maggiore finezza microstrutturale, che subisce solo limitati fenomeni di degrado a caldo durante la prova.

II. Lega Ti6Al4V (EBM):

- A parità di finitura superficiale, la lega EBM ha mostrato una maggiore resistenza all'usura rispetto al materiale convenzionale in entrambe le sezioni sottoposte ai test di strisciamento a secco, grazie alla microstruttura più fine (e quindi alla maggiore durezza) rispetto alla lega prodotta convenzionalmente.
- Sono stati sempre riscontrati meccanismi di usura moderata per tribo-ossidazione del materiale antagonista (acciaio 100Cr6), con fenomeni di delaminazione adesiva ed abrasione a carico delle superfici in Ti6Al4V, in genere moderati.

4 Riferimenti bibliografici

1. 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", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 106 (2020) pp. 371-383.
2. C. Martini, L. Lorenzetti, R. Sola, A. Morri, A. Casagrande, "Studio del comportamento tribologico di materiali metallici prodotti mediante AM in sostituzione dei prodotti di fonderia per il settore elettrico", *Report Ricerca di Sistema Elettrico, Accordo di Programma Ministero dello Sviluppo Economico - ENEA Piano Triennale di Realizzazione 2019-2021 - II annualità (Dicembre 2020)* pp. 1-21.
3. L. Lorenzetti, L. Tonelli, L. Ceschini, C. Martini, "Lega A357 prodotta mediante SLM: studio del comportamento tribologico in condizioni di strisciamento non lubrificato", *La Metallurgia Italiana*, 5 (2021) pp. 22-31.
4. 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", *Materials and Design*, 30 (2009)

pp. 4525-4531.

5. 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.

6. A.A. Antonysamy, J. Meyer, P.B. Prangnell, "Effect of build geometry on the β -grain structure and texture in additive manufacture of Ti-6Al-4V by selective electron beam melting", *Materials Characterization*, 84 (2013) pp. 153-168.

7. W. Zhang, P. Qin, Z. Wang, G., C. Yang, L. Kollo, D. Grzesiak, K. G. Prashant, "Superior Wear Resistance in EBM-Processed TC4 Alloy Compared with SLM and Forged Samples", *Materials*, 12 (5) (2019) pp. 1-11.

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*

FEG = *Field Emission Gun*

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.

Luca Lorenzetti: Laurea Magistrale in Chimica Industriale presso l'Università di Bologna nel 2019; 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), dall'1/11/2021 è iscritto al 37° ciclo del Dottorato Interdipartimentale in Scienze e Tecnologie della Salute dell'Università di Bologna (Tutor: Prof.ssa Carla Martini e Prof. Vittorio Sambri) dedicato allo sviluppo di superfici metalliche con proprietà antimicrobiche, finanziato dalla ditta Pietro Galliani SpA.