UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA
FACOLTÀ DI INGEGNERIA
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA DEI MATERIALI

Tesi di laurea magistrale in Ingegneria dei Materiali

LAVORABILITÁ ALLE MACCHINE UTENSILI DELLA LEGA Ti6Al4V FORMATA MEDIANTE ADDITIVE MANUFACTURING

Relatore: Prof. Stefania Bruschi

Correlatore: Dott. Alberto Bordin

Laureanda: VALENTINA FREDDO

ANNO ACCADEMICO 2013-2014

Indice

INTRODUZIONE.....5
CAP 1: ADDITIVE MANUFACTURING TECHNOLOGY.....7
1.1 Introduzione.....7
1.2 EBM.....8
1.3 DMLS.....10
CAP 2: LA LEGA Ti6Al4V.....12
2.1 Microstruttura.....12
2.2 Proprietà della lega.....15
2.3 Il fenomeno del flow softening.....16
2.4 EBM e SLM.....17
2.5 Richieste per applicazione in campo biomedicale.....20
CAP 3: PROVE DI LAVORABILITÀ e PROCEDURE SPERIMENTALI.....22
3.1 Prove di taglio in tornitura cilindrica.....22
3.1.1 Effetto lubrificazione.....25
3.2 Analisi cristallografica e Microdurezza.....26
3.3 Rugosità e Profilometro.....26
3.4 Usura.....29
3.5 ANOVA.....34
CAP 4: ANALISI RISULTATI.....36
4.1 Analisi cristallografica e microdurezza.....36
4.2 Profilometro e rugosità.....46
4.3 Usura e EDS.....51
4.3.1 Analisi labbro di usura – Vbc.....51
4.3.2 Analisi delle foto degli inserti 54
4.4 SEM e ANOVA.....60
CAP 5: TRATTAMENTO TERMICO.....72
5.1 Trattamento termico 72
5.2 Effetto sulla microstruttura e sulla microdurezza.....74
5.2.1 Ulteriore caso di studio.....85
CONCLUSIONI.....91
BIBLIOGRAFIA.....93

INTRODUZIONE

Negli ultimi decenni l'attenzione della ricerca si è spostata verso nuove tecnologie produttive con lo scopo di ottimizzare la produzione e ridurne i costi. Il vantaggio economico è rappresentato dalla possibilità di ottenere un prodotto semifinito limitando le successive lavorazioni alle macchine utensili. Fra queste tecnologie innovative rientra l'additive manufacturing che comprende l'EBM, Electron Beam Melting, e SLM, Selective Laser Melting, considerate in questo studio. Nell'ambito biomedicale l'interesse verso questi è dettato non solo dai costi ma anche da vantaggi di natura fisiologica. Infatti, le protesi ottenute tramite tecnologia delle polveri consentono una migliore integrazione osseo-tendinea delle protesi prodotte, pur offrendo prestazioni meccaniche paragonabili alle tecniche tradizionali.

L'azienda Eurocoating SPA, leader del mercato nazionale delle protesi ortopediche, ha intrapreso un progetto, denominato NEMO, con lo scopo di creare un Know-How in merito alla lavorazione per asportazione di truciolo delle leghe biomedicali prodotte per additive manufacturing. L'obiettivo viene perseguito ottimizzando i parametri di taglio, le condizioni di lubrificazione e prendendo in considerazione un possibile trattamento termico post-lavorazione.

Il lavoro svolto in questa tesi si colloca nell'ambito della collaborazione del Dipartimento di Ingegneria Industriale dell'Università di Padova con Eurocoating. La lega biomedicale oggetto di studio è la lega Ti6Al4V prodotta per EBM e SLM per la lavorazione delle quali non è ancora approfondita la conoscenza. La tesi si suddivide in due parti: la prima centrata sulla valutazione della lavorabilità della lega in relazione a quella forgiata e la seconda relativa ai possibili vantaggi ottenibili con un trattamento termico. La lavorabilità di un materiale viene definita come l'attitudine di un materiale a essere lavorato, l'usura che crea sull'utensile e la morfologia di truciolo ottenuto. La valutazione dei parametri di taglio viene svolta sulla base di due campagne prove in condizione di lubrificazione assente e piena. L'interesse nella lavorazione in assenza di lubrificazione è diretto a ridurre i costi necessari a cicli di lavaggio successivi e a ridurre le probabilità di contaminazione della protesi. I parametri considerati sono la velocità di taglio e la velocità di avanzamento, entrambe variate da un valore minimo ad uno massimo, mentre la profondità di passata è mantenuta costante. Le prove sono realizzate sulla lega realizzata per forgiatura, per avere un termine di paragone, per EBM e per SLM. L'inserto in carburo di tungsteno utilizzato per le lavorazioni è stato scelto da catalogo e fornito da Sandvik, con un rivestimento in TiAlN adatto per le lavorazioni di superleghe. Gli aspetti scelti per lo studio di lavorabilità sono: l'usura dell'inserto, la rugosità superficiale in termini di Ra calcolato con un

rugosimetro e l'osservazione del profili delle superfici tornite ottenuti al profilometro, analisi microstrutturale delle sezioni in relazione agli andamenti di microdurezza e, infine, la morfologia del truciolo.

Nella seconda parte i campioni della lega EBM tornita nelle otto combinazioni di taglio hanno subito un trattamento termico a tre differenti temperature caratteristiche. Per determinare l'efficienza e l'utilità di quest'ultimo trattamento si è ricorso all'analisi della microstruttura e della microdurezza nell'ottica di rientrare negli standard europei per le protesi biomedicali.

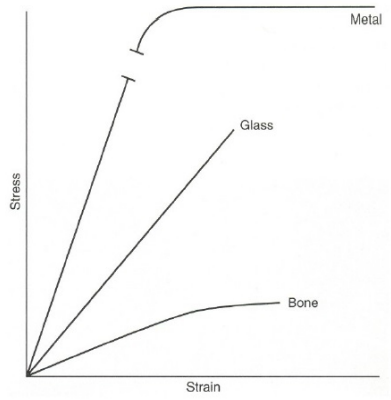
CAP 1: ADDITIVE MANUFACTURING TECHNOLOGY

1.1 Introduzione

Negli ultimi anni sono state sviluppate tecnologie che consentono di ottenere un prodotto con un processo near-net shape a partire da un modello 3D virtuale. Il pezzo che si ottiene a partire dalla polvere è potenzialmente di forma complessa e pienamente denso. Tuttavia, è possibile, qualora sia desiderabile come nelle applicazioni biomedicali, realizzare pezzi con porosità aperta e interconnessa sia in superficie sia all'interno del pezzo.

Fig. 1.1.1 Coppa acetabulare

La porosità è richiesta a causa dell'elevata differenza tra il modulo elastico della protesi in lega e dell'osso umano che comporta una distribuzione disomogenea del carico causando il riassorbimento osseo. Pertanto una struttura trabecolare riduce la rigidezza della protesi preservando il carico sull'osso.



Materiali (prove a trazione)	Sforzo a rottura [MPa]	Allungamento a rottura [%]	Modulo di Young [GPa]
Metalli			
Lega Co-Cr			
Fusa	600	8	220
Forgiata	950	15	220
Acciaio inox	850	10	210
Titanio	900	15	110
Polimeri			
PMMA (cemento per ossa)	20	2 – 4	2.0
Ceramici			
Allumina	300	< 2	350
Biologici			
Osso corticale	100 – 150	1 – 3	10 – 15
Osso trabecolare	8 – 50	2 – 4	0.5
Tendine, legamento	20 – 35	10 – 25	2 - 4

Fig. 1.1.2 Confronto tra diversi materiali

Fra i requisiti di un materiale destinato ad applicazioni biomedicali vi è non solo l'inerzia biologica ma anche la funzionalizzazione della superficie, che contribuisce al successo dell'impianto; infatti, la porosità superficiale favorisce l'adesione delle cellule umane.
In generale, il processo prevede la collocazione di uno strato di polvere sulla base di lavoro, che richiede una disposizione accurata e studiata. Dopodiché, un fascio laser o elettronico passando sullo strato di polvere con velocità costante fonde il materiale che raffredda rapidamente con un elevato grado si sottoraffreddamento. La base di lavoro consiste in un piatto mobile che con il procedere della fusione si abbassa di una distanza costante in modo da permettere il deposito di un nuovo strato di polvere. La focalizzazione del fascio è ottenuta tramite lenti elettromagnetiche per il processo EBM e ottiche per il processo SLM, in modo da ottenere elevata velocità di passaggio e accuratezza.
I processi considerati in questo studio sono il processo EBM, electron beam melting, e SLM, Selective Laser Melting.

1.2 EBM

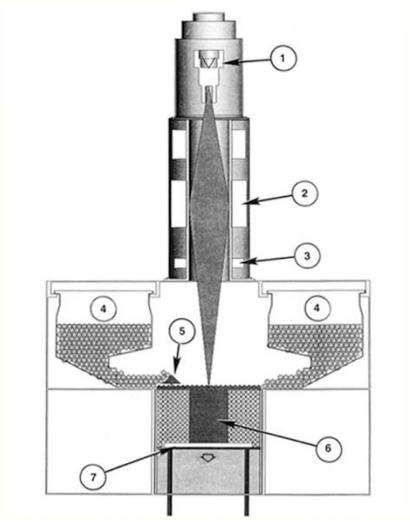


Fig. 1.2.1 Rappresentazione schematica del processo EBM. (1) torcia, (2) lenti di focalizzazione, (3) lenti di deflessione, (4) contenitore di polvere, (5) rastrello per lo strato di polvere, (6) campione, (7) piano di lavoro

Il processo EBM prevede la fusione selettiva della polvere metallica strato per strato attraverso un fascio elettronico con elevata densità di energia. L'EBM richiede il preriscaldo della polvere tramite un fascio di corrente a bassa energia e alta velocità riducendo così il gradiente termico fra gli strati. La temperatura elevata aiuta a ridurre gli stress residui per il gradiente termico tra la pozza fusa e gli strati solidificati. Il preriscaldo, inoltre, comporta una sinterizzazione preventiva parziale e una rifusione degli strati consolidati per evitare parziale solubilità dovuta a eventuali strati di ossido. La sinterizzazione preventiva ottenuta preriscaldando supporta la stratificazione durante il processo di

costruzione della nuova superficie e viene eliminata durante il successivo processo di rettifica che interessa la polvere non fusa. L'EBM avviene in alto vuoto per evitare perdite di efficienza per collisioni tra gli elettroni e molecole di gas e prevenire l'assorbimento di impurità. Il processo avviene sotto vuoto tra 10^{-4} mbar nella camera e 10^{-6} mbar nella torcia. Una torcia elettronica genera un fascio nel vuoto focalizzato tramite un sistema di lenti. Gli elettroni sono emessi da un filamento riscaldato oltre i 2500°C e accelerati attraverso un anodo. La torcia di emissione usa un filamento di tungsteno che produce un fascio di elettroni con potenza massima di 4,8 kW mentre gli spessori interessati oscillano tra 0,07 e 0,25 mm. La potenza del fascio elettronico è controllata variando la corrente. Per eliminare particelle parzialmente sinterizzate può essere necessario un trattamento di finitura superficiale come la sabbiatura. Come sabbia nel processo di finitura viene utilizzata la stessa polvere costituente il materiale per evitare contaminazioni. Sia con la tecnologia EBM sia SLM la polvere è prelegata e non contiene additivi o leganti con il vantaggio di rendere non necessario un trattamento termico per eliminarli. Il fascio elettronico rispetto il laser ha una maggiore densità di energia e quindi richiede minor tempo di produzione e minor costo. L'elevata energia consente di fondere totalmente la polvere metallica ottenendo un pezzo denso con miglior controllo delle proprietà meccaniche. La tecnologia EBM consente di ottenere il pezzo finale eliminando lavorazioni di rettifica della forma. Infatti, consente di produrre pezzi complessi tramite stratificazione 3D della polvere metallica fusa dal fascio elettronico. Di seguito vengono elencati i parametri di processo:

Parametri	**Dimensioni**
volume della camera di costruzione	250x250x200 mm3
dimensione massima della struttura	200x200x200 mm3
accuratezza	±0.4 mm
velocità di fusione	0.3-0.5 m/s
spessore dello strato	50-200 μm
velocità dello scan di EB	>1000 m/s
accuratezza posizionamento di EB	±0.05 mm
rendimento massimo di EB	4 kW
potenza fornita	3x400 V, 32 A, 7 kW
dimensione della macchina	~1800x900x2200 mm3
certificazione CE	

1.3 DMLS

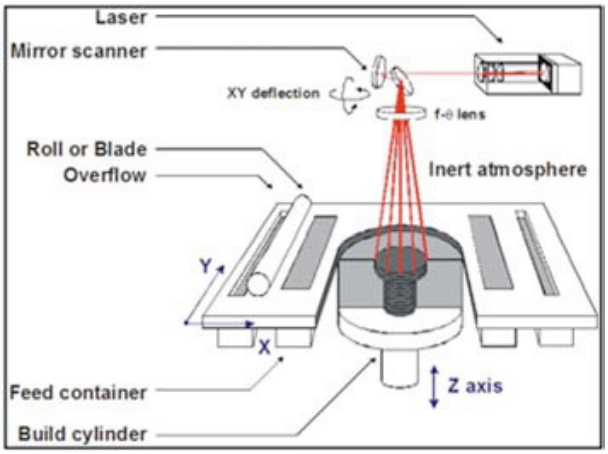


Fig. 1.3.1 Schema dell'impianto SLM

Selective Laser Melting è una tecnica di lavorazione rapida che prevede la fusione completa della polvere metallica che risulta in un materiale denso e ottime proprietà meccaniche. È un processo a basso dispendio energia e che avviene in atmosfera inerte e richiede accurato controllo dei parametri. La temperatura della camera è prossima alla temperatura ambiente. La velocità di solidificazione è alta a causa del gradiente di temperatura e pertanto si ottiene una microstruttura fine. Un gradiente di temperatura è indotto in modo intrinseco nel processo dal laser con conseguenti stress residui che agiscono sulla resistenza del materiale. Gli stress residui sono imputabili a due meccanismi: il meccanismo del gradiente termico e quello relativo alla fase di raffreddamento della superficie fusa. Il primo (TGM) è dovuto all'elevato gradiente termico presente nell'area di azione del laser. Il rapido riscaldamento combinato con la bassa conducibilità termica sono la causa del gradiente termico. L'espansione dello strato superficiale fuso è contrastato del materiale sottostante raffreddato. Questo comporta deformazione di tipo compressivo nello strato superficiale; se lo stress raggiunge il valore di snervamento, la deformazione diviene plastica e al raffreddamento l'area plasticamente deformata si accorcia rispetto il materiale inferiore nella direzione del laser. Inoltre, ulteriore stress tensile è aggiunto della riduzione della pozza fusa durante il raffreddamento sugli strati vicini.

Ulteriori stress interni sono indotti da gradienti termici relativi a differenze geometriche. Questo può essere evitato con attenta progettazione di scansione del laser in modo che il laser si muova secondo vettori paralleli. In tal caso interessa un area ridotta e quindi una piccola pozza fusa e ad alta temperatura con minore dissipazione di calore. Kruth et al. dimostrarono che è preferibile scannerizzare settori quadrati in modo ordinato anziché l'intera superficie, probabilmente perché in

modo ordinato si ha un conseguente preriscaldo e minori gradienti termici.

La potenza e la velocità del laser influenzano la microstruttura a causa della relazione diretta tra quest'ultimo e il livello di densificazione, a sua volta correlato alla resistenza alla deformazione plastica.

Durante il processo SLM quando la polvere viene scannerizzata, la piattaforma di supporto si abbassa e la polvere successiva viene posta sopra la precedente tramite un alimentatore. La polvere non fusa viene rimossa e riciclata mentre il pezzo estratto.
Tra i vantaggi del metodo laser vi è una microstruttura affinata e omogenea, minima diluizione, zone ridotte affette termicamente e interfacce diffuse con legami superiori e proprietà meccaniche.
Altri vantaggi sono flessibilità dei parametri, automazione e alta velocità. In un altro studio, si mostra come la tecnologia SLM incrementi la resistenza alla corrosione per pitting. La presenza della fase α aciculare incrementa la resistenza a fatica e la resistenza a corrosione.
I parametri del processo quali la potenza del laser e la velocità di scan influenzano la rugosità, la densità e la microdurezza dei pezzi di Ti6Al4V.
Sviluppi futuri auspicano la possibilità di utilizzare la tecnologia SLM grazie alla sua flessibilità per la produzione net-shape di forme complesse e materiali compositi. Di seguito vengono elencati i parametri di processo:

Parametri	**Dimensioni**
volume effettivo della camera di costruzione	250x250x215 mm3
velocità di costruzione	2-20 mm3/s
spessore dello strato	2-100 µm
tipo di laser	laser fibre-Yb, 200 W
precisione ottica	F-theta-lenti,
velocità di scan	> 7 m/s
diametro focus	100-500 µm
potenza fornita	32 A
massimo consumo di potenza	max. 5.5 kW
aria compressa	7000 hPa; 20 m3/h
dimensione macchina	~2000x1050x1940 mm3
certificazione CE, NFPA	

CAP 2: LA LEGA Ti6Al4V

2.1 Microstruttura

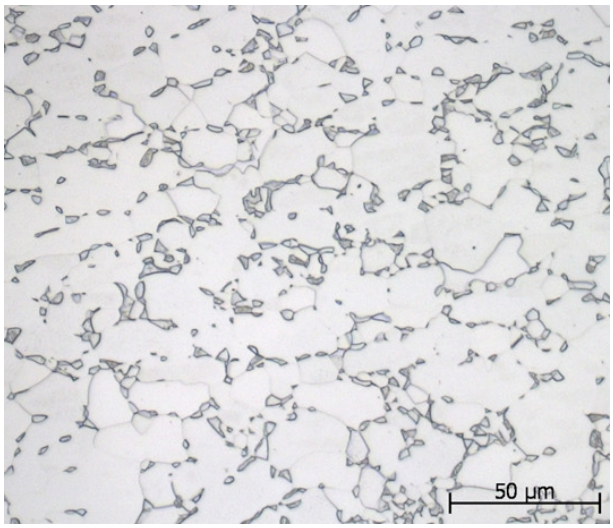


Fig. 2.1.1 Microstruttura della lega Ti6Al4V forgiata

La lega Ti6Al4V è la lega di Ti più utilizzata per le sue proprietà ottimali che ne consentono l'applicazione in settori specializzati. Infatti, le sue eccellenti proprietà meccaniche in relazione ad una bassa densità, la sua inerzia chimica e biologica e la sua resistenza a corrosione la rendono una lega di interesse in applicazioni aerospaziali e biomedicali. Per quanto riguarda quest'ultimo viene utilizzata per produrre protesi d'anca (stelo femorale), viti per impianti dentali e protesi del ginocchio.

Il Ti presenta due fasi stabili a diversa temperatura:

- la fase α con struttura esagonale compatta (hcp) stabile a temperatura ambiente;
- la fase β con struttura cubica a corpo centrato (bcc), quindi più aperta rispetto ad hcp, stabile a temperature superiori.

Gli elementi alliganti modificano i campi di esistenza delle due fasi: si distinguono elementi α stabilizzanti tra i quali Al, Ge, O, N, C e β stabilizzanti tra i quali V, H, Mo, Cr, Ni che possono essere entrambi di tipo interstiziale e costituzionale.

In funzione della tipologia e della quantità di alliganti si individuano tre leghe principali caratterizzate da diverse microstrutture e proprietà.

Le leghe α sono caratterizzate da minor resistenza a corrosione rispetto al titanio puro, ma offrono maggiore resistenza rispetto questo e altre leghe di titanio. Presentano, inoltre, resistenza

all'ossidazione ad alte temperature (300°C - 540°C) maggiore rispetto alle leghe β e α+β, miglior saldabilità e ottima duttilità.
La principale variabile microstrutturale delle leghe α è la dimensione del grano che influenza la resistenza allo snervamento (all'intaglio) e creep.

Le leghe β si formano per la presenza di elementi alliganti che inibiscono la trasformazione da β ad α e presentano una struttura metastabile ottenuta con velocità di raffreddamento appropriate. La fase β bcc ha densità maggiore (4,84 - 5,06 g/cm^3) rispetto alla fase α hcp e quindi, il rapporto resistenza su densità è più basso. La precipitazione di fase α rappresenta un rinforzo per le leghe che acquisiscono in questo modo durezza, lavorabilità a freddo se trattate in soluzione e alta resistenza, se invecchiate. Le leghe sono resistenti al creep a temperature intermedie fino 300°C; fragili alle basse temperature.
Vengono utilizzate per dispositivi di fissaggio e chiodature per le quali non è richiesta saldatura.
Le leghe α+β contengono sia elementi α stabilizzanti sia β stabilizzanti e possono essere rinforzate con trattamento termico o con lavorazioni termo-meccaniche. Rappresentano il 70% del titanio impiegato commercialmente e fra queste la lega Ti6Al4V è il 45% della produzione globale.
Le leghe α-β hanno un'alta resistenza ma sono meno formabili delle leghe α; la saldatura per fusione si ottiene con efficienze del 100%. La microstruttura è costituita da grani α e grani β che possono esistere in forma equiassica, aciculare o entrambe a seconda della temperatura di lavorazione della lega. Nel range α-β ottengo strutture equiassiche; a temperature prossime alla β transus ottengo struttura aciculare (seguiti da rapido raffreddamento). Il rapido raffreddamento dalle alte temperature nel range α-β si traduce nella formazione di strutture primarie di α equiassico e secondarie di β trasformato. Sono trattabili termicamente ma non resistono al creep ad alte temperature. Rispetto alle leghe α sono più formabili, ma meno tenaci e più difficili da saldare.
La lega Ti6Al4V ha un basso tenore di elementi alliganti; tuttavia, il contenuto di alluminio conferisce un'eccellente resistenza ed ottime proprietà ad elevate temperature. Alterando i livelli interstiziali di Ti-6Al-4V si danno nuove proprietà alla lega: la riduzione degli elementi interstiziali produce un'eccellente tenacità, un punto importante nelle applicazioni criogeniche e nelle applicazioni a profonda immersione; con un trattamento termico appropriato, inoltre, la resistenza della lega Ti-6Al-4V aumenta fino al 35% in più di quella in condizioni ricotte.
Presenta un contenuto di Al variabile tra 5,5-6,75% che si comporta da α stabilizzante e di V tra 3,5-5% da β stabilizzante. Il primo agisce aumentando la temperatura di β-transus, mentre, il secondo abbassandola.

La temperatura di transizione da α ad α+β è 970°C e da α+β a β a 1010°C.

È possibile la presenza di una terza struttura martensitica che si forma per rapido raffreddamento a temperatura ambiente dalla fase β o α+β. È una struttura di tipo hcp ma con parametri reticolari diversi rispetto la fase α. Se la velocità di raffreddamento è bassa, la fase α nuclea e cresce nei precedenti grani β dando forma alla morfologia Widmanstätten.

Il processo di produzione della lega è dominato da tre parametri: la temperatura, la velocità di raffreddamento e di deformazione. La temperatura di separazione del campo bifasico dalla fase β prende il nome di β-transus, T_β. A seconda della temperatura a cui si giunge ottengo durante il raffreddamento una struttura diversa. Oltre T_β ottengo una microstruttura lamellare nella quale la fase α nuclea a bordo grano come lamella. Le dimensioni delle lamelle dipendono dalle dimensioni dei grani β oltre le quali non possono crescere. Se la velocità di raffreddamento è bassa si ottiene una struttura lamellare; se è alta, aciculare. Nell'intervallo di temperatura bifasica, sia α sia β sono in equilibrio; a temperatura inferiore la frazione di β è minore ma stabile grazie all'alta concentrazione di V. La microstruttura della lega deformata è equiassica, ossia grani globulari in una matrice lamellare bifase o martensitica in funzione del raffreddamento. In funzione di come la fase β è riarrangiata nella fase α ottengo diverse proprietà.

La temperatura di inizio della martensite Ms dipende dalla composizione chimica della lega; nel campo bifasico in prossimità di α ho un Ms più basso; mentre verso β aumenta. Il meccanismo di formazione della martensite è di tipo diffusivo e coinvolge il moto cooperativo di atomi. Gli elementi alliganti hanno effetti contrastanti: da una parte modificano i parametri elastici, dall'altra inibiscono i piani di movimento diminuendo la velocità di deformazione.

La morfologia della martensite nelle leghe Ti è organizzata in pacchetti di larghe zone (50-100 μm) contenenti fini piastrine parallele ampie 1μm. La morfologia che risulta aumentando la concentrazione è di tipo aciculare non parallela. Quando il coefficiente di diffusione è troppo grande interviene un meccanismo competitivo alla diffusione che dà nucleazione e accrescimento riallineando la microstruttura con la fase β.
La martensite può presentarsi in due strutture: una hcp (α') e una ortorombica (α''); la prima è la più comune, mentre la seconda si forma per determinate composizioni. Se deformato, lo stress indotto induce una trasformazione martensitica. Un aumento della velocità di deformazione corrisponde a un cambiamento della microstruttura da α-globulare ad una lamellare.
In funzione del regime di deformazione più basso la struttura tenderà a sferoidizzare. Tuttavia ad

alte temperature non avviene questa deformazione non uniforme. Ad alte velocità di deformazione darà una struttura lamellare piuttosto che globulare prevenendo la deformazione non uniforme.
Poiché la struttura cubica del titanio β contiene un maggior numero di piani di scorrimento rispetto a quelli presenti nella forma esagonale α, il titanio β è più facilmente deformabile; le leghe nelle regioni β ed α-β sono, perciò, formabili a caldo. Elementi in lega quali molibdeno o vanadio causano la decomposizione eutettoidica della fase β, nel range di temperatura tra 550°C e un massimo di 860°C, in fase α e in un composto intermetallico. Questo processo è usualmente associato ad infragilimento e riduce la stabilità termica; deve, quindi, essere evitato durante la produzione e la lavorazione dato che riduce la deformabilità. Per sistemi che presentano decomposizione eutettoidica della fase β, il processo di lavorazione procede più lentamente a temperatura inferiore. In seguito alla fase di lavorazione, l'indurimento delle leghe di titanio può essere ottenuto in vari modi. Ad esempio, può essere precipitato un composto intermetallico dalla fase α per tempra e ricottura (leghe Ti-Cu); oppure, in leghe con elementi β stabilizzanti, la fase β metastabile può essere formata in aggiunta alla fase α per solubilizzazione, tempra ed ageing. Nell'ageing la lega viene trasformata, attraverso una fase intermedia ω, in fase α e in fase β stabilizzata per arricchimento di elementi in lega. L'addizione di elementi β stabilizzanti favorisce l'indurimento della lega. Entrambi questi processi sono utilizzati nell'industria per migliorare le proprietà meccaniche delle leghe di titanio.

2.2 Proprietà della lega

BULK		EBM		SLM	
E [GPa]	104±2	E [GPa]	118±5	E [GPa]	112±2
Rp0.2 [MPa]	790±17	Rp0.2 [MPa]	830±7	Rp0.2 [MPa]	1005±7
UTS [MPa]	872±7	UTS [MPa]	914±10	UTS [MPa]	1166±3
ε [%]	18,1±0,8	ε [%]	13,1±0,4	ε [%]	8,9±0,2
fat. lim. 50% [MPa]	445±7	fat. lim. 50% [MPa]	391±21	fat. lim. 50% [MPa]	381±27

Fig. 2.2.1 Confronto proprietà della lega Ti prodotta con diverse tecnologie

La lega Ti6Al4V come suddetto viene utilizzata in applicazioni di tipo aerospaziale e biomedicale per le sue proprietà meccaniche, chimiche e termiche.
I moduli di elasticità e la rigidità aumentano con l'incremento del contenuto di Al e con la temperatura di ricottura; tuttavia, entrambi decrescono con l'aumento della temperatura.

I valori di resistenza a trazione, compressione e tenacità a frattura sono inferiori ai migliori acciai

ma superiori a leghe magnesio e alluminio; tuttavia, la densità è circa la metà rispetto gli acciai e pertanto i valori specifici sono competitivi. Il comportamento a fatica è migliorato dalla microstruttura aciculare a grana fine della fase α. La lega viene utilizzata ad alte temperature ma sono necessari trattamenti termici per non avere perdite di efficienza delle proprietà meccaniche.

Per quanto riguarda le proprietà termiche, la lega presenta valori molto bassi di conducibilità termica e questo influisce in tutte le lavorazioni e applicazioni che inducono forti gradienti termici (a temperatura ambiente il valore della conducibilità termica è di 7W/m°K). Infatti, inibisce la trasmissione di calore poiché viene accumulato anziché disperso nell'atmosfera circostante. Il coefficiente lineare di espansione termica a 25°C per le leghe α e α-β è di $9.5x10^{-6}$ K^{-1}.

Un'altra caratteristica di interesse della lega è la resistenza a corrosione dovuta alla formazione di uno strato di ossido di Ti passivante (TiO_2). Questo è possibile grazie all'elevate reattività del metallo verso l'ossigeno anche in ambienti acidi molto aggressivi come l'ambiente marino, acidi di cloro. Ad alte temperatura la resistenza a corrosione decade a causa della dissoluzione dello strato passivante oltre i 400°C sostituito da un multistrato poroso non protettivo.

2.3 Il fenomeno del flow softening

Un processo di asportazione di materiale richiede l'impostazione di parametri quali velocità di taglio e profondità di passata che a seconda di come sono settati impongono al pezzo determinate velocità di deformazione.

La lega Ti6Al4V è caratterizzata dai fenomeni di strain hardening e thermal softening che combinati con la sua bassa conducibilità termica danno la formazione di trucioli a dente di sega durante la lavorazione.

Non esiste una teoria univoca per giustificare il fenomeno, ma viene universalmente attribuito ai due meccanismi relativi alle elevate temperature e deformazioni.

La lega è costituita da due fasi una esagonale compatta stabile a bassa temperatura e una cubica a corpo centrato stabile ad alta temperatura. La seconda fase è caratterizzata da molti piani di scorrimento e quindi da una maggiore mobilità intrinseca che comporta l'instaurarsi di deformazioni localizzate. Questo genera la presenza di shear bands con formazione di trucioli a dente di sega.

La ricristallizzazione dinamica induce la formazione di shear band in determinate condizioni di temperature, deformazione e velocità di deformazione. I valori critici dipendono dalla microstruttura iniziale della lega. Il fenomeno comincia a 350°C temperatura inferiore rispetto la

temperatura prescritta in letteratura per il meccanismo di ricristallizzazione, dovuto probabilmente al fatto che un aumento della velocità di deformazione diminuisce la temperatura critica. Infatti, generalmente la ricristallizzazione avviene intorno a 0,4-0,5 della temperatura di fusione, ossia 499-589°C. Questo incremento di temperatura è sufficiente a produrre ricristallizzazione dei grani nelle shear bands. Il flow softening a basse temperature non ha ancora una spiegazione esauriente.

La ricristallizzazione deriva dalla globularizzazione della fase α secondaria e dal riscaldamento adiabatico. Infatti, la microstruttura consiste di una fase α primaria e una matrice β, il rammollimento è dovuto alla fase α secondaria che globularizza.

La ricristallizzazione dinamica comporta la nucleazione e l'accrescimento di nuovi grani con bassa densità di dislocazioni e quindi i maggiore mobilità dei grani e deformazione. L'aumento della temperatura nella zona di taglio è sufficiente a indurre il fenomeno nella banda di scorrimento primaria.

Per comprendere il meccanismo di formazione del truciolo segmentato esistono diversi studi che sfruttano la simulazione agli elementi finiti della lavorazione della lega.

In uno studio i requisiti per la formazione di shear band vengono riassunti in 4 punti, sono necessari:

1. una velocità di deformazione che dipende dalla deformazione critica;
2. affinamento e amorfizzazione della grana;
3. perdita della capacità di sopportare lo stress correlata a microdifetti;
4. lo sviluppo delle bande e la loro struttura dipendenti dal materiale.

Un altro meccanismo ad alta temperatura è la globularizzazione dovuta alla trasformazione da α a β e allo scorrimento dei bordi di grano. Si differenzia dalla ricristallizzazione perché non dipende dalla temperatura e dalla velocità di deformazione, ma dalla scorrimento delle dislocazioni.

La propagazione delle bande di taglio è considerato uno dei maggiori meccanismi di frattura duttile.

2.4 EBM e SLM

I processi EBM e SLM consentono di ottenere un pezzo di titanio con porosità controllata e richiesta dall'applicazione biomedicale a cui è destinata. La biocompatibilità del titanio e le sue proprietà meccaniche ne fanno un ottimo candidato per le applicazioni mediche e queste tecnologie consentono di produrre direttamente impianti personalizzati. Gli impianti di Ti denso sono all'incirca due volte più pesanti rispetto le ossa equivalenti. Nel capitolo 4 verranno mostrate le micrografie delle microstrutture ottenute nei due processi.

La tecnologia EBM costruisce un pezzo in 3D a partire dal fondo per fusione selettiva di polvere metallica alimentata continuamente sulla base di un modello virtuale 3DCAD, come illustrato nel capitolo 1. La polvere è introdotta lateralmente e distribuita in strati sulla superficie una volta consolidata ogni stratificazione. Il fascio elettronico è focalizzato tramite un sistema di lenti. Una variazione dell'intensità di corrente e della velocità di scansione possono indurre variazioni della microstruttura e delle proprietà finali.

La tecnologia SLM a differenza dell'EBM utilizza una polvere più fine con distribuzione asimmetrica che favorisce la fusione da parte del laser. Sia in SLM sia in EBM aggiustamenti del fascio e della velocità di scansione permettono la sinterizzazione della polvere in fase liquida. Lo strumento comprende una camera di processo con sistema di rivestimento, di elevazione, di focalizzazione ottica, di controllo dell'ambiente. Il sistema ottico crea e posiziona il fascio laser che consiste in una fibra ottica, un espansore del fascio, specchi e sistema di focalizzazione. Può essere presente una piattaforma riscaldante che riduce il gradiente di temperatura e quindi eventuali stress interni e induce un legame nel primo strato. Inoltre, rimuove l'umidità dalla polvere e mantiene gli strati a temperatura costante. I gradienti termici associati sono responsabili della struttura nei prodotti SLM. Questi accorgimenti inducono una differenza microstrutturale che può risultare in un incremento delle caratteristiche meccaniche.

I due diversi processi portano ad ottenere microstrutture differenti: il processo EBM raggiunge una maggiore fusione e pertanto temperature più alte rispetto SLM. A livello microstrutturale EBM porta a una struttura α, mentre SLM a una struttura α', che è indotta in leghe Ti contenenti fase β instabile da deformazioni plastica e incrementa le proprietà meccaniche. La metallurgia delle polveri offre svariati vantaggi nella produzione di componenti biomedicali quali microstruttura ridefinita e near-net shape. Tuttavia, richiede particolare attenzione nel riciclo della polvere per evitare contaminazioni e ossidazioni; inoltre, le proprietà della polvere iniziale influiscono sul prodotto finale e possono essere manipolate. La microstruttura e la dimensione degli strati possono essere controllati dalla dimensione della polvere e dalla sua distribuzione dimensionale variando parametri quali: energia del fascio, velocità e direzione di scansione.. in entrambe le tecnologie. Queste variazioni nelle temperature di processo e nei fenomeni termici associati segnano la differenza fra la microstruttura EBM e SLM. Proprietà meccaniche di interesse biomedicale quali il modulo di Young, UTS e la duttilità possono essere adattate alle richieste nella produzione a partire da polveri. Inoltre, impianti porosi, quali possono esser prodotte con le presenti tecnologie, riducono le proprietà in modo da assicurare un abbinamento ottimale con l'osso e ridurre l'effetto di

schermatura dello stress.

La possibilità di produrre strutture porose, rifinite e formate sulla base di un modello virtuale modificando i parametri di lavorazione rappresentano un grande vantaggio per l'additive manufacturing rispetto le tecnologie consuete. Le tecnologie EBM e SLM producono pezzi per impianti biomedicali aventi geometrie semplici con una microstruttura tale da possedere proprietà meccaniche pari o superiori alla lega da fonderia. Il costo superiore rispetto agli impianti prodotti con utensili a controllo numerico è compensato dalla possibilità di riciclare la polvere inutilizzata, dalle proprietà e dalle prestazioni ottenute. Le barre prodotte per SLM, inoltre, rispetto quelle prodotte per EBM hanno subito un trattamento termico ulteriore.

La lega subisce un trattamento di ricottura in campo bifasico seguito da raffreddamento forzato in alto vuoto in modo da ingrossare la grana cristallina.

Infatti, dopo il trattamento termico la morfologia della microstruttura diventa del tipo a trama intrecciata di lamelle di fase α in maggioranza e in piccola percentuale di fase bcc. La struttura diventa, quindi, di tipo bifasico con cristalli di fase α colonnare formati ai bordi della fase martensitica originale e una miscela bifasica.

Pertanto, la microstruttura è diversa dalla microstruttura globulare della lega; infatti, la fase α nuclea e cresce tra le regioni sviluppando l'intreccio. Questo si verifica perchè la microstruttura ha effetto memoria della trasformazione da martensite. Diversamente, nella lega forgiata la fase α nuclea nelle regioni altamente deformate omogeneamente distribuite e cresce simmetricamente.

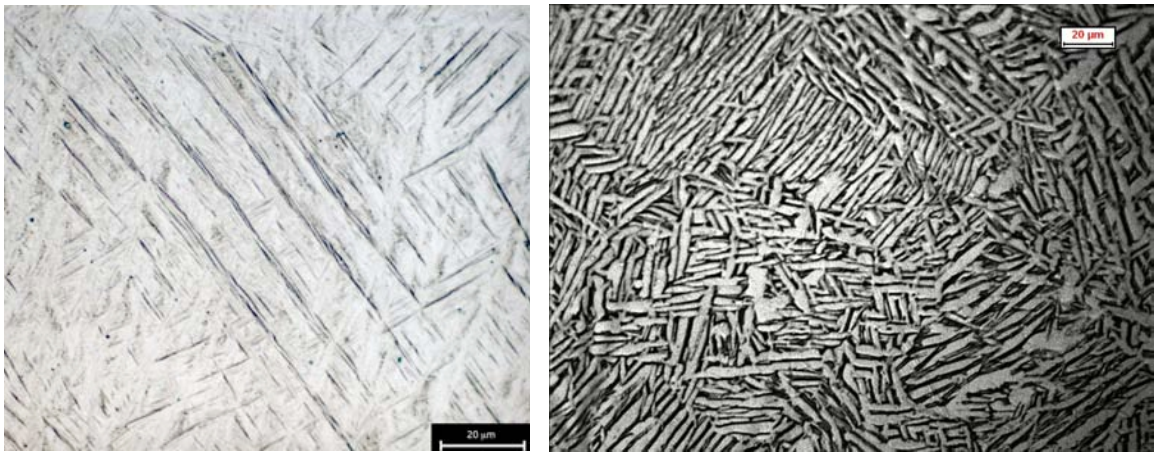


Fig. 2.4.1 Microstruttura delle lega DMLS trattata termicamente e non lavorata

	h.t. SLM	SLM
Elastic Modulus [GPa]	119±4	113±2
Yield stress [MPa]	858±1	1009±10
Ultimate Tensile Strength [MPa]	950±1	1175±15
Elongation [%]	12.2±0.2	8.6±0.4

Fig. 2.4.2 Proprietà meccaniche della lega DMLS prima e dopo il trattamento termico

2.5 Richieste per applicazione in campo biomedicale

La lega Ti6Al4V è resistente a corrosione; viene utilizzata nel settore biomedicale nella produzione di diversi componenti coppe acetabulari e steli femorali. É richiesto un basso peso specifico ma elevata resistenza e resistenza a fatica. Questa lega rappresenta un buon compromesso fra le proprietà richieste, ossia una lega leggera e resistente, caratterizzata da bassa rigidezza rispetto le leghe usate tipicamente come acciai inox e leghe Co. Il basso modulo elastico aiuta una più equilibrata distribuzione delle tensioni tra protesi e osso, evitando riassorbimento osseo e osteolisi.
Per quanto riguarda le applicazioni biomedicali le proprietà di interesse sono la riabilitazione veloce, incremento di durata, miglior funzionalità e riduzione del tempo di operazione chirurgica. La porosità dell'impianto richiede uno studio strategico della dimensione e della forma dei pori con incremento di peso, proprietà meccaniche ed economicità. Le tecnologie di cui sopra consentono di ottenere ciò tramite accurata progettazione del modello.
Esiste a livello internazionale uno standard per l'applicazione di leghe metalliche in campo biomedicale con specifiche relative alla microstruttura e alle proprietà meccaniche. Il campo biomedicale richiede particolari prescrizioni rivolte alla salute umana. Relativamente alla lega Ti6Al4V esistono prescrizioni relative alla microstruttura e alla composizione chimica e biologica su tempi a lungo termine in previsioni di eventuali reazioni con il corpo umano. Lo standard si riferisce alla lega prodotta con tecnologie tradizionali, mentre non esistono prescrizioni per le tecnologie di additive manufacturing. Le restrizioni relative alla composizione chimica sono volte a prevenire la corrosione in ambienti fisiologici e sono rispettate anche dalla lega prodotta per EBM e SLM.

elemento	%
Al	5.50-6.75
V	3.5-4.5
Fe	0.3 max
O	0.2 max
C	0.08 max
N	0.05 max
H	0.015 max

Fig. 2.5.1 Restrizioni percentuali alla composizione prescritte nello standard

Le prescrizioni relative alle proprietà meccaniche sono determinate da un test secondo normativa ISO 6892 per una barra di materiale. Solamente la lega DMLS rappresenta un problema relativo alla proprietà di elongazione richiesta >10% a causa della bassa duttilità che viene risolto tramite trattamento termico.

Infine, esiste una prescrizione relativa alla microstruttura ISO 20160 che fornisce delle micrografie metallografiche di riferimento per la classificazione della microstruttura di una barra in lega Ti bifasica.

Le micrografie rappresentano la sezione trasversale di una barra in seguito ad attacco chimico. Questa specificazione è motivata in relazione a possibili anisotropie dovute al processo di produzione. Sono preferibili microstrutture globulari e accettate quelle lamellari; mentre sono rifiutate morfologie con trama incrociata, quale il caso della lega EBM.

CAP 3: PROVE DI LAVORABILITÀ e PROCEDURE SPERIMENTALI

3.1 Prove di taglio in tornitura cilindrica

La tornitura cilindrica consiste nella riduzione del diametro di un determinato pezzo al valore desiderato.

Il pezzo viene messo in rotazione dal mandrino, tramite il motore e la trasmissione; mentre, l'utensile è fissato nell'apposita sede del portautensili. Mentre il pezzo gira, la punta dell'utensile viene guidata lungo la superficie da lavorare; i due moti combinati generano il moto di lavoro. La dimensione del truciolo dipende dalla profondità di passata e dall'entità dell'avanzamento. Si definiscono:

- velocità di taglio: la velocità con cui il pezzo gira davanti l'utensile;
- velocità di alimentazione o di avanzamento: la velocità di spostamento della punta dell'utensile.

Velocità di taglio:

$$Vc = \frac{(\pi D * n)}{1000\left(\frac{m}{min}\right)}$$

D = diametro della superficie lavorata (mm)

n = velocità angolare del pezzo (giri/m)

L'uso di macchine a controllo numerico consente di lavorare mantenendo costanti i parametri impostati e pertanto di sviluppare un'analisi comparativa della lavorabilità dei materiali di interesse. Nella tesi in oggetto la macchina scelta è un tornio CNC. Il concetto di lavorabilità varia in funzione della lavorazione e delle condizioni cui il materiale è oggetto. Nel presente studio la lavorazione realizzata è asportazione di truciolo al tornio a controllo numerico della lega Ti6Al4V eseguita variando velocità di taglio e di avanzamento, variabili tra un valore massimo e minimo forniti dal produttore degli inserti adottati, e la condizione di lubrificazione.

La sensibilità del materiale viene analizzata modificando un parametro alla volta in modo da considerare l'effetto di ciascuno singolarmente e l'interazione reciproca.

Non esiste una definizione univoca per il termine 'lavorabilità' poiché varia in funzione delle condizioni di lavoro a cui è riferita. In questo studio la lavorazione prevista è una semifinitura realizzata per tornitura cilindrica in condizioni di velocità di taglio, avanzamento, lubrificazione

variabili e profondità di passata costante. La lavorabilità della lega viene definita in relazione al tempo necessario a raggiungere un valore prefissato di Vbc pari a 0,1 mm, nei paragrafi successivi viene giustificata tale scelta. Viene osservato l'effetto della lavorazione sulla microstruttura e quindi sulla microdurezza. Inoltre, è previsto uno studio comparativo dei risultati ottenuti per la lega prodotta con le diverse tecnologie per identificare la migliore dal punto di vista della lavorabilità in due condizioni di lubrificazione.

Per la trattazione teorica si fa riferimento alla condizione bidimensionale del taglio ortogonale, tenendo presente che questa semplificazione viene poi estesa al caso tridimensionale del taglio generico che si verifica nella tornitura cilindrica. Questa semplificazione è, inoltre, utile a spiegare la dinamica di formazione del truciolo.

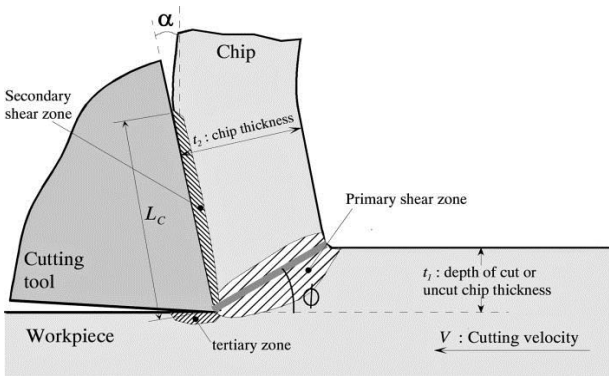


Fig. 3.1.1 Modello di taglio ortogonale

Nel modello di taglio ortogonale, definito così perché il tagliente è ortogonale alla direzione di taglio, l'inserto penetra nel materiale con profondità di passata to mentre l'utensile si muove a velocità di taglio V. Il truciolo si forma per scorrimento continuo del materiale sul piano di scorrimento che forma una angolo di scorrimento con la superficie

del pezzo. L'utensile è caratterizzato da un angolo di spoglia superiore e da un angolo di spoglia inferiore la cui somma con l'angolo di taglio è pari a 90°. Sotto questo piano, il pezzo subisce una piccola deformazione elastica, mentre sopra

tale piano il truciolo si forma e scorre verso il petto dell'utensile.

Lo scorrimento del truciolo sul petto dell'utensile genera attrito e, quindi, l'innalzamento della temperatura nella zona di taglio. Le forze di taglio sono influenzate dal materiale del pezzo e da altri parametri, in particolare la forza di taglio aumenta all'aumentare della profondità di passata, al diminuire dell'angolo di spoglia e della velocità. Diminuendo la velocità di taglio, diminuisce l'angolo di scorrimento e aumenta il coefficiente d'attrito. L'effetto del raggio di raccordo è tale per cui maggiore è, maggiore è la forza di taglio; tuttavia, per spessori di taglio dell'ordine di 5 o più

volte il raggio di raccordo, l'effetto dell'arrotondamento del tagliente diventa trascurabile.

Si distinguono variabili indipendenti e dipendenti

VARIABILI INDIPENDENTI	VARIABILI DIPENDENTI
• tipologia utensile; • forma utensile, finitura superficiale, grado di affilatura; • materiale del pezzo; • temperatura a cui avviene la lavorazione; • parametri di taglio, velocità di taglio, velocità di avanzamento, profondità di passata; • condizione di lubrificazione, tipologia di fluido lubrorefrigerante; • caratteristiche della macchina utensile, rigidezza, smorzamento; • portautensile, attrezzatura di fissaggio;	• tipo di truciolo; • forza richiesta; • energia dissipata nel processo di taglio; • aumento della temperatura del pezzo, truciolo,utensile; • usura,scheggiatura, rottura utensile; • finitura, integrità superficiale del pezzo dopo la lavorazione;

Il modello di taglio ortogonale, può essere implementato operativamente su un tornio, se vengono verificate le seguenti ipotesi:

- larghezza del tagliente maggiore della larghezza del pezzo;
- velocità di taglio costante lungo il tagliente;
- tagliente ortogonale alla velocità di taglio.

Secondo le ipotesi di taglio ortogonale, si verifica la condizione di deformazione piana.

Se vengono rispettate tali ipotesi, per ogni piano parallelo si ha la stessa condizione di taglio, ossia si eguagliano le forze in modulo, direzione e verso. Per cui il truciolo che si forma è uguale in sezione da piano a piano. In tali condizioni è sufficiente considerare un piano solo per conoscere le forze in gioco e la morfologia del truciolo. Operativamente è possibile rispettare le ipotesi di taglio ortogonale, affinché il setting dell'utensile rispetto all'asse del pezzo sia accurata.

Le prove di tornitura cilindrica sono state eseguite mediante un tornio a controllo numerico Mori Seiki NL1500 che consente di mantenere costante la velocità di taglio con la riduzione del diametro durante la lavorazione dovuta a penetrazione radiale dell'inserto. Il tipo di inserto impiegato, scelto fra quelli disponibili per superleghe, è dedicato alle operazioni di troncatura e scanalatura. I parametri sono stati impostati in base ai valori estremi dei range di velocità di taglio e profondità di passata consigliati dal produttore con larghezza del tagliente costante. Ogni inserto dispone di quattro taglienti, ciascuno dei quali è stato utilizzato per un'unica condizione di taglio. In tal modo è

stato possibile confrontare lo stato dell'inserto nei diversi casi. Inoltre, sono stati campionati i trucioli in modo da osservare l'influenza delle variabili sul fenomeno di segmentazione. L'inserto utilizzato è N12362-0300-0002-CM1125 fornito da Sandvik in WC a grana fine con 6% di Co per elevata durezza a caldo e buona resistenza alla deformazione plastica. Il rivestimento è di TiAlN realizzato per PVD e garantisce tenacità, usura sul fianco uniforme e prestazioni elevate. L'angolo di spoglia superiore è di 15°, quello inferiore di 7°.

Parametri	**Dimensione**
Lunghezza max. lavorabile:	1200mm
N° giri max:	4000 giri/min
Φ max installabile:	200 mm

Fig. 3.1.2 Tornio CNC del DII dell'Università di Padova

3.1.1 Effetto lubrificazione

Oltre ad un confronto a livello di diversi materiali, l'indagine prevede un confronto a livello di lubrificazione. Infatti, è di interesse nelle applicazioni biomedicali ridurre quanto più possibile la presenza di lubrificante in qualità di contaminante.

Si parla, pertanto, di tornitura in condizioni di lubrificazione piena e a secco. Si prevede nel secondo caso una maggiore deformazione della superficie lavorata che si dovrebbe tradurre in un incremento della microdurezza e in una diminuzione della vita utile dell'utensile.

In quest'ottica i materiali sono stati oggetto di due campagne prova in cui fissata la velocità di taglio, l'avanzamento e la profondità di passata si è variata la condizione di lubrificazione. A livello di usura dell'utensile, l'assenza di lubrificante riduce l'asportazione di calore e favorisce fenomeni diffusivi e di adesione usura inserto e pezzo.

Come confermato dalle immagini rilevate al SEM è possibile evidenziare la presenza di adesione del materiale, che si riscontra anche a livello di usura.
Nel capitolo successivo saranno posti a confronto i risultati delle analisi nelle due diverse condizioni di lubrificazione.

3.2 Analisi cristallografica e Microdurezza

L'analisi al microscopio ottico consente di osservare a livello qualitativo l'affinamento della grana nello spessore superficiale indotto dalla deformazione meccanica.

Per potere fare ciò è necessario preparare i campioni tramite lucidatura e attacco chimico.

t di lucidatura (min)	Carta abrasiva/panno
2,5	Carta Gr. 60
2,5	Carta Gr. 120
2,5	Carta Gr. 320
2,5	Carta Gr. 500
2,5	Carta Gr. 800
2,5	Carta Gr. 800
3	Carta Gr. 1200
3	Carta Gr. 4000
4	Panno + soluzione Silice-acqua ossigenata

attacco Kroll: immersione per 20 s + alternata per 15 s

Fig. 3.2.1 Parametri per la preparazione dei campioni

Le immagini ricavate vengono poi correlate al profilo di durezza misurato a partire dalla superficie; infatti, come confermato dalla relazione di Hall Petch esiste un legame fra l'affinamento della grana e l'incremento di durezza.
Il profilo di microdurezza viene realizzato tramite un microdurometro utilizzando un peso di 0,05 kg impresso per 30 secondi, incidendo il campione in 10 punti:

- da 20 μm a 100 μm con un intervallo di 20 μm;
- da 100 μm a 300 μm con un intervallo di 50 μm;
- a 400 μm.

I punti sono misurati dalla superficie verso il centro della sezione del campione cilindrico in direzione radiale e la durezza ottenuta è di tipo Vickers.
I risultati ottenuti dalle due analisi sono stati confrontati in relazione alla variazione dei parametri di taglio e alle condizioni di lubrificazione.

3.3 Rugosità e Profilometro

Fig. 3.3.1 (a) Rugosimetro portatile Taylor Hobson Surtronic 25, **(b)** Profilometro Sensofar Plu Neox

La rugosità superficiale ottenuta in seguito alla lavorazione di un pezzo è indice della sua lavorabilità. Confrontando la rugosità di due materiali lavorati in uguali condizioni, il materiale con il più basso valore di Ra sarà il più lavorabile. La misura della rugosità viene effettuata su sezioni cilindriche lavorate progressivamente a intervalli di tempo variabili e parametri costanti.

In generale, la rugosità è inferiore per alte velocità di taglio mentre cresce per valori bassi. Inoltre, aumenta con la velocità di avanzamento per l'incremento della frizione all'interfaccia utensile-pezzo con innalzamento della temperatura nella zona di taglio. Il materiale risulta così più duttile e oppone minore resistenza allo scorrimento con conseguente difficoltà del truciolo a distaccarsi dal metallo base.

La rugosità è influenzata dai parametri di taglio, dalla durezza del materiale e dalla geometria dell'utensile. Nel caso della lega Ti6Al4V, caratterizzata da bassa conducibilità termica, il calore sviluppato durante la lavorazione non viene dissipato, ma si concentra in corrispondenza della zona di taglio. Questo fenomeno comporta un indebolimento del tagliente, un aumento dell'ampiezza del labbro di usura del fianco e della rugosità per sfregamento tra utensile e pezzo.

La misura dell'entità della rugosità viene fatta in termini di Ra e Rz conforme a quanto fatto in letteratura in merito alla lavorabilità. Ra rappresenta la media aritmetica delle distanze dei punti dalla linea media di riferimento espressa in μm mentre Rz è la distanza tra due rette parallele alla linea media tracciate a una distanza pari alla media dei 5 picchi più alti, y, e alla media delle 5 valli più basse, y', nell'intervallo della lunghezza di base.

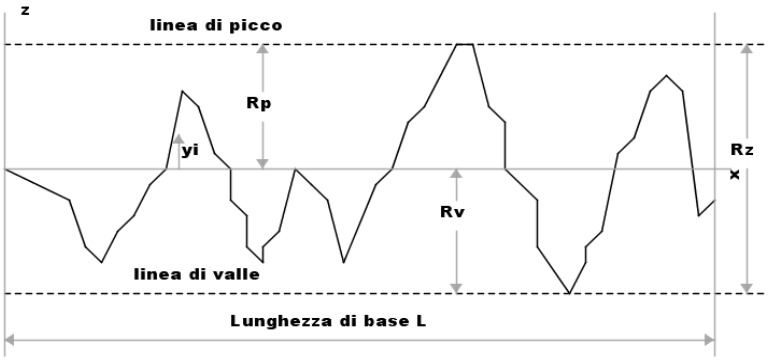


Fig. 3.3.2 Parametri geometrici per caratterizzatere un profilo di rugosità

$$Ra = \frac{1}{L}\int_0^L |y|\,dx$$

$$Rz = \frac{\sum_{i=1}^{5} y_i - \sum_{i'=1}^{5} y_{i'}}{5}$$

Prima di proseguire le misurazioni mediante rugosimetro è necessaria la taratura dello strumento con un campione standard che fornisce un errore sistematico di 5μm che deve essere sottratto ai valori di rugosità rilevati. La scelta della lunghezza di Cut-Off si basa sul valore di Rsm, come indicato dalla norma UNI per profili periodici quali il caso di superfici tornite. Al fine di poter misurare la rugosità, è stato impiegato un rugosimetro portatile calibrato con un valore di cut-off pari a 0,8mm.

Oltre ad un rugosimetro viene utilizzato un profilometro per la scansione della superficie lavorata. È uno strumento di misura per la quantificazione della rugosità di una superficie, costituito da un normale microscopio a trasmissione e da un apparato dedicato a illuminare e rilevare l'immagine di un campione con una scansione puntuale. L'uso di sistemi combinati di misurazione della rugosità e profilometria permettono di determinare la conformazione superficiale di un pezzo di lavorazione e le sue caratteristiche geometriche.

3.4 Usura

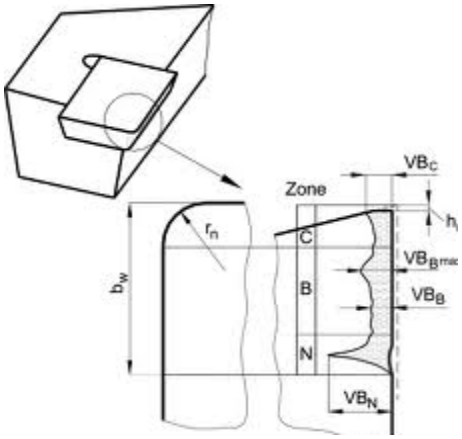


Fig. 3.4.1 Parametri di usura, ISO3685

La norma ISO3685:1993 regola la misura dell'usura del fianco con un utensile puntiforme single point turning tool; essa contiene i parametri da misurare e le modalità di misurazione utilizzando microscopi ottici da officina. Inoltre, correla la soglia dell'ampiezza dell'usura alla durata dell'utensile. In base allo standard i parametri d misurare in un test di lavorabilità sono Vb e Vbmax che rappresentano l'ampiezza media e massima del labbro di usura nel fianco principale dell'utensile. La misura di questi valori avviene al termine di ogni intervallo di lavorazione al microscopio ottico fino a raggiungere i valori soglia prescritti nella ISO 3685, il tempo impiegato a raggiungere il valore di Vb soglia rappresenta la durata dell'utensile. Maggiore è la durata dell'utensile, migliore è la lavorabilità del materiale. Nella curva dell'usura nel tempo generalmente si riconoscono tre andamenti: due a pendenza elevata nel tratto iniziale e finale, un plateau nel tratto centrale.

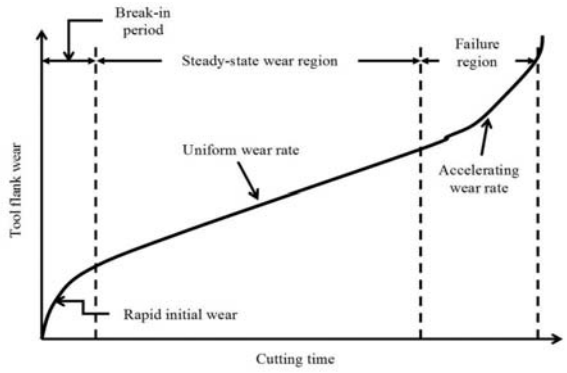


Fig. 3.3.2 Esempio di andamento di usura del fianco nel tempo di lavorazione

Un aumento della velocità di taglio e di avanzamento comporta un aumento della temperatura in corrispondenza del tagliente e quindi un abbassamento della resistenza del materiale dell'utensile

con deformazione plastica. Pertanto, diminuisce la durata di vita dell'utensile; in particolare, l'effetto è più marcato per la velocità di taglio.
Si distinguono diverse tipologie di usura nelle lavorazioni di asportazioni di truciolo:

- Usura adesiva
- Usura abrasiva
- Usura per diffusione
- Fatica termica/meccanica

Le condizioni che determinano la presenza di una o più forme di usura sono svariate; non esistono criteri univoci per determinare il fenomeno in corso. Infatti, è dato da una combinazione di diversi fattori quali: la temperatura nella zona di taglio, la tipologia di materiale lavorato, il rivestimento dell'inserto, la durezza delle superfici, la compatibilità chimica tra utensile e truciolo, la tipologia di inserto e i parametri di taglio.
Si descrivono di seguito i diversi tipi di usura.

USURA ADESIVA

Quando due superfici scorrono l'una sull'altra in assenza o presenza di lubrificante è possibile che picchi o asperità vengano a contatto generando una microsaldatura istantanea promossa dal calore della frizione. Il proseguire dello scivolamento causa la frattura della giuntura saldata rendendo l'asperità più alta da un lato e più bassa dall'altro. Il materiale così asportato può risaldarsi sul lato opposto ed essere fratturato nuovamente. L'usura adesiva ha inizio in una zona limitata e aumenta rapidamente perché l'asportazione di materiale per adesione-frattura avviene ciclicamente. Per quanto riguarda il ruolo del lubrificante, se presente, rappresenta un veicolo per i detriti verso altre zone di contatto. I detriti possono essere costituiti da particelle metalliche libere o particelle più fini che interagiscono con particelle di ossidi molto libere. Il lubrificante è una miscela sensibile alla temperatura e molto influente nel meccanismo di usura adesiva. Il calore che si sviluppa per la frizione è tale da favorire una microsaldatura e da provocare un trattamento termico indesiderato.
L'adesione di materiale lavorato sul petto dell'utensile forma un tagliente di riporto, build up edge, che modifica l'angolo di spoglia superiore e aumenta le forze di taglio.

USURA ABRASIVA

Quando sono presenti particelle dure sospese in un fluido o sporgenze che incidono la superficie opposta, si manifesta il fenomeno dell'usura abrasiva con asportazione di materiale. Perché avvenga

è necessario che un materiale della coppia sia più duro dell'altro o che le particelle di usura del materiale portino a usura a tre corpi per indurimento da ossidazione. Durante la lavorazione è determinata dallo strisciamento sull'inserto del truciolo che ha subito un incrudimento indotto da deformazione plastica e temperature elevate. Per minimizzare l'usura abrasiva è necessario incrementare la durezza delle superfici e i materiali devono essere scelti in modo da essere compatibili tra loro. È necessario un buon livello di lubrificazione per ridurre il coefficiente d'attrito; inoltre, la rugosità superficiale deve essere minore possibile così come il carico tra le superfici. In tal caso la superficie sarà il più possibile priva di asperità ed è necessario un mezzo per asportare le particelle formatesi.

USURA PER DIFFUSIONE

In caso di elevate temperature interfacciali e bassa velocità relativa dei corpi, può esservi diffusione allo stato solido di particelle di materiale. Uno strato di materiale è sottoposto a un forte gradiente di velocità che induce aumento di temperatura. La bassa velocità relativa assicura un tempo di contatto sufficiente alla diffusione lungo la superficie inferiore dello strato. Un fenomeno parallelo all'usura per diffusione è la la decomposizione di un componente costituente la coppia di corpi in moto. Il trasporto per diffusione dipende dall'affinità chimica, dalla struttura dei materiali, dalla temperatura, dal tempo di contatto e dal gradiente di diffusione delle specie che si diffondono.

I meccanismi di usura descritti sopra possono essere presenti in combinazione; a seconda delle condizioni di taglio predominerà uno sugli altri.

I possibili meccanismi di cedimento sono: microfessurazione, frattura catastrofica e deformazione plastica.

A seconda dei meccanismi di usura si manifestano diversi effetti sulle varie zone dell'inserto. In particolare si parla di: labbro di usura, cratere di usura, scheggiatura del tagliente. Quest'ultima a differenza dell'usura è improvvisa e porta rapidamente al cedimento dell'utensile.

L'usura sul fianco prende il nome di labbro di usura e deve le sue cause a:

1. sfregamento dell'utensile sulla superficie lavorata con conseguente usura adesiva o abrasiva in funzione dei materiali coinvolti;
2. aumento della temperatura, che comporta perdita di resistenza del materiale dell'utensile.

Si identifica con una riduzione dell'angolo di spoglia inferiore in corrispondenza del tagliente principale, che comporta

un aumento della resistenza per frizione. Il labbro di usura in genere è un'area soggetta a basso carico con temperatura massima in corrispondenza del tagliente che aumenta con l'ampiezza del labbro.

Una relazione tra la durata dell'utensile, l'usura dell'inserto e i parametri di taglio è data dalla legge di Taylor.

La legge di Taylor, determinata per via sperimentale, nella sua forma semplificata è espressa come:

$$VT^n = C$$

T rappresenta la durata dell'utensile in minuti, necessario affinché l'ampiezza del labbro di usura Vb raggiunga il valore massimo;

V è la velocità di taglio;

n e C sono costanti che dipendono dall'utensile, dal pezzo e dalle condizioni di taglio.

Attraverso la legge di Taylor è possibile definire le curve di durata dell'utensile attraverso un diagramma doppiologaritmico con T in ordinata e V in ascissa. Si ottiene una retta di pendenza negativa e modulo pari ad n; per una fissata coppia di utensile materiale, si ha diminuzione della durata dell'utensile con l'aumentare della velocità di taglio. Per un certo intervallo di V le curve possono essere considerate lineari, tuttavia, raggiunto un valore massimo l'esponente n diventa negativo e si pertanto un cambio di pendenza. Si parla di forma semplificata della legge poiché non si tiene conto dell'effetto della temperatura sul labbro di usura. Volendo tener conto degli altri parametri di taglio come velocità di avanzamento e profondità di passata, la legge si modifica com segue:

$$VT^n f^x d^y = C$$

dove gli esponenti x e y sono determinati sperimentalmente per ogni condizione di taglio.

Si osserva che se l' avanzamento o la profondità di passata vengono aumentati, la velocità di taglio deve essere aumentata e che un aumento della velocità di passata comporta una riduzione dell'avanzamento e della profondità di passata.

Secondo la normativa ISO3685:1993 i parametri per stabilire la vita utile dell'utensile sono l'ampiezza media e massima in corrispondenza del fianco principale collocandosi tra la zona di transizione raggio-fianco e il punto di inizio della profondità di passata. Il parametro Vbc, collocato nella zona corrispondente al naso dell'utensile, pur essendo di notevole interesse, non permette di stabilire la durata dell'utensile. Nelle lavorazioni di finitura la zona del fianco usurata si sposta verso il naso dell'utensile, poiché si utilizzano bassi valori della profondità di passata. In queste condizioni si utilizza Vbc anziché Vb e Vbmax. In questa analisi, avendo utilizzato l'inserto in

condizioni di semifinitura e avendo scelto una profondità di passata inferiore al raggio dell'inserto, si è monitorato l'andamento di Vbc.

Parallelamente alla formazione del labbro di usura si ha lo sviluppo del cratere di usura sul petto dell'utensile. In questo caso l'effetto principale è dato dalla temperatura e dall'affinità chimica tra utensile e pezzo in lavorazione, poiché il meccanismo di usura principale è la diffusione allo stato solido. Il petto dell'inserto è soggetto a tensioni elevate, a sfregamento del truciolo ad alte velocità e quindi a temperature che possono raggiungere anche 1000°C. Il punto di massima profondità del cratere corrisponde al punto a temperatura più alta e si trova a metà della lunghezza di contatto utensile-truciolo. La temperatura influenza, inoltre, la velocità di crescita del cratere, in particolare oltre un valore soglia. Questo effetto è giustificato dal fatto che il meccanismo predominante è l'usura per diffusione che, come descritto sopra, incrementa la propria velocità al crescere della temperatura, della pressione e del tempo di contatto.

Quando il cratere, è prossimo al tagliente, la temperatura dell'utensile aumenta, come aumenta la velocità di crescita della profondità del cratere.

L'usura per cratere viene monitorata diagrammando la profondità del cratere in funzione del tempo di lavorazione. L'andamento è molto simile alle curve di durata del labbro di usura e può essere descritto con una legge analoga a quella di Taylor. Il criterio di fine vita in questo caso impone che il cratere abbia raggiunto il tagliente con principio di scheggiatura oppure che la profondità raggiunga un valore critico. Nonostante le due velocità di usura siano diverse, i fenomeni sono compensati dalla quantità di materiale, per cui il tempo prescritto per la durata dell'utensile è prossimo in entrambi i casi.

La prova di usura prevede di lavorare il pezzo per intervalli di durata variabile fra i quali viene smontato l'inserto per effettuare le misure degli osservabili. Per misurare l'ampiezza del labbro di usura, è stato utilizzato un microscopio stereoscopico munito di fotocamera digitale collegata al calcolatore, mediante software di acquisizione di immagini sono state eseguite le misurazioni di Vbc. L'intervalli di tempo di prova sono stati scelti in base a test preliminari effettuati in modo da avere dei riferimenti.

Un'indagine ulteriore del tipo di usura viene realizzata tramite l'uso del detentore EDS che consente di verificare puntualmente gli elementi presenti. L'analisi chimica viene realizzata misurando l'energia e la distribuzione delle intensità dei raggi X utilizzando un rivelatore a dispersione di energia. La scansione ha interessato l'inserto utilizzato rivelando la presenza di materiale lavorato sulla superficie e,quindi, la prevalenza del fenomeno di usura adesiva.

3.5 ANOVA

L'analisi della varianza prevede le seguenti assunzioni:

- La variabile deve avere una distribuzione normale in tutte le popolazioni corrispondenti ai gruppi campionati;
- Le varianze in tutte le popolazioni corrispondenti ai gruppi campionati deve essere uguale.

È possibile che queste non siano verificate purché i campioni abbiano circa la stessa numerosità.

L'analisi utilizzata in questo studio è ANOVA univariata multifattoriale, ossia consente di considerare l'effetto di più fattori (la velocità di taglio e avanzamento) su una variabile per volta e l'interazione fra i fattori. Infatti, permette di conoscere l'entità della dipendenza fra i parametri considerati, se presente.

Per poter fare ciò, l'ANOVA considera tre ipotesi nulle:

- Prima ipotesi nulla sul primo fattore equivalente a valori uguali della variabile per i due valori della velocità di taglio;
- Seconda ipotesi nullasul secondo fattore equivalente a valori uguali della variabile per i due valori di avanzamento;
- La terza ipotesi nulla relativa all'assenza di interazione.

L'ultima ipotesi viene verificata graficamente nella rappresentazione di due rette parallele o quasi parallele; se le rette sono intersecanti si ha interazione tra i fattori.

Combinando le due velocità di taglio e i due avanzamenti si è potuto implementare un piano fattoriale a due fattori in ripetibilità tre in cui gli output osservabili sono relativi alla segmentazione del truciolo.

Per definire la morfologia del truciolo si prendono come riferimento tre grandezze: la differenza picco-valle, l'angolo di inclinazione e la frequenza di segmentazione, definita come il numero di denti in 500 μm. I valori sono ricavati da foto del profilo dei trucioli scattate al SEM ad uguali ingrandimenti.

L’analisi della varianza secondo piani fattoriali 2k permette di determinare l’effetto di un fattore su un parametro osservabile. Inoltre, è possibile stabilire l'influenza di una variabile sull'altra ossia la loro interazione.

Per poter identificare l'eventuale interazione tra i due fattori, si considera il P-value, che verifica la significatività statistica di ciascun fattore: se il P-value relativo ad una fattore è minore di 0,05, il fattore ha un effetto statisticamente significativo con un livello di confidenza del 95%. Invece, un

valore di P-value relativo all'interazione maggiore di 0,05 significa che non vi è interazione significativa. Gli effetti principali vengono visualizzati graficamente.

Le variabili studiate sono caratteristiche relative alla morfologia del truciolo; questa scelta è giustificata dal fatto che la tipologia di trucioli prodotti influenza in modo significativo la finitura superficiale e la lavorazione per asportazione.

La morfologia del truciolo dipende essenzialmente sia da parametri di processo sia dalle caratteristiche intrinseche del materiale.

Il truciolo presenta due superfici: una entra in contatto con il petto dell'utensile e a causa dello sfregamento ha un aspetto lucido e l'altra presenta un andamento a gradini dovuto al meccanismo di scorrimento. Le principali tipologie di truciolo sono:

- Truciolo continuo: si forma con velocità di taglio e angolo di spoglia superiore elevati. La deformazione del materiale avviene principalmente lungo una zona di scorrimento, ma acausa dei fenomeni di attrito può presentare bande di scorrimento secondarie. Il truciolo continuo è associato a una buona qualità superficiale, anche se spesso viene considerato un fenomeno negativo poiché tende ad aggrovigliarsi attorno all'utensile. È soggetto a incrudimento indotto dalla lavorazione ed è più duro del materiale di origine.
- Truciolo discontinuo: è costituito da particelle metalliche distaccate tra di loro e si origina da materiali fragili che non sopportano deformazioni elevate, o contenenti inclusioni o impurezze, o quando la velocità di taglio assume valori estremi.
- Truciolo segmentato: presenta una morfologia a dente di sega in cui si alternano zone a deformazione elevata e limitata. Questo truciolo è tipico di metalli con bassa conducibilità termica e con tensione di scorrimento plastico decrescente all'aumentare della temperatura.

La tipologia di truciolo dipende da:

Parametri di processo	**Caratteristiche del materiale**
• Velocità di taglio • Avanzamento • Angolo di spoglia superiore • Fragilità (duttilità)	• Calore specifico • Conducibilità termica • Durezza

La lega Ti6Al4V appartiene a quest'ultima categoria.

poiché la morfologia del truciolo influenza in modo significativo l'integrità superficiale del pezzo lavorato, si è scelto di quantificare a livello qualitativo gli effetti dei parametri di taglio sulla base di misurazione di alcune caratteristiche del truciolo. Le caratteristiche scelte: lo spessore del dente

misurato come differenza fra Tmax e Tmin, l'angolo φ e la frequenza di segmentazione in un intervallo di 500 µm.

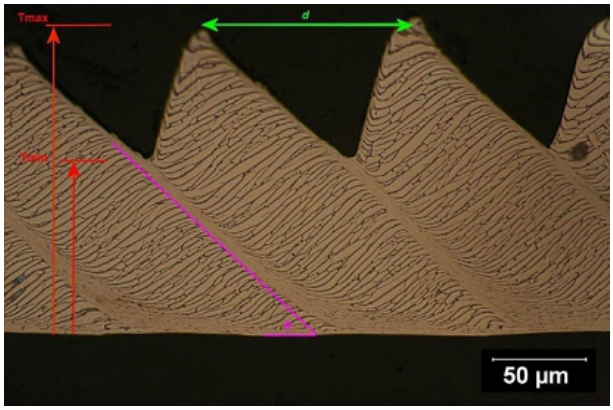


Fig. 3.4.1 Designazione osservabili della morfologia del truciolo

CAP 4: ANALISI RISULTATI

4.1 Analisi cristallografica e microdurezza

Prima di introdurre l'analisi dei risultati è bene indicare la nomenclatura utilizzata per classificare i campioni: il primo termine indica la tecnologia di produzione (BULK, EBM, DMLS o SLM), il primo numero la velocità di taglio espressa in m/min (50, 80) e il secondo numero la velocità di avanzamento in mm/rev (0,1, 0,2).

ANALISI CRISTALLOGRAFICA

Di seguito vengono riportate le immagini della microstruttura ricavate al microscopio ottico abbinato ad un software per l'acquisizione delle immagini, Leica DC 300.

Si affiancano orizzontalmente immagini a parità di avanzamento e verticalmente a parità di velocità di taglio.

Le immagini riportate corrispondono alla condizione di fine lavoro raggiunta per un valore di Vbc pari a 0,01 mm.

Vengono riportate dapprima le immagini della lega forgiata, poi prodotta con tecnologia EBM e infine con SLM. Nei primi due casi si confrontano dapprima in condizione di piena lubrificazione, di seguito a secco.

Successivamente si confrontano le diverse tecnologie nelle condizioni più spinte.

BULK

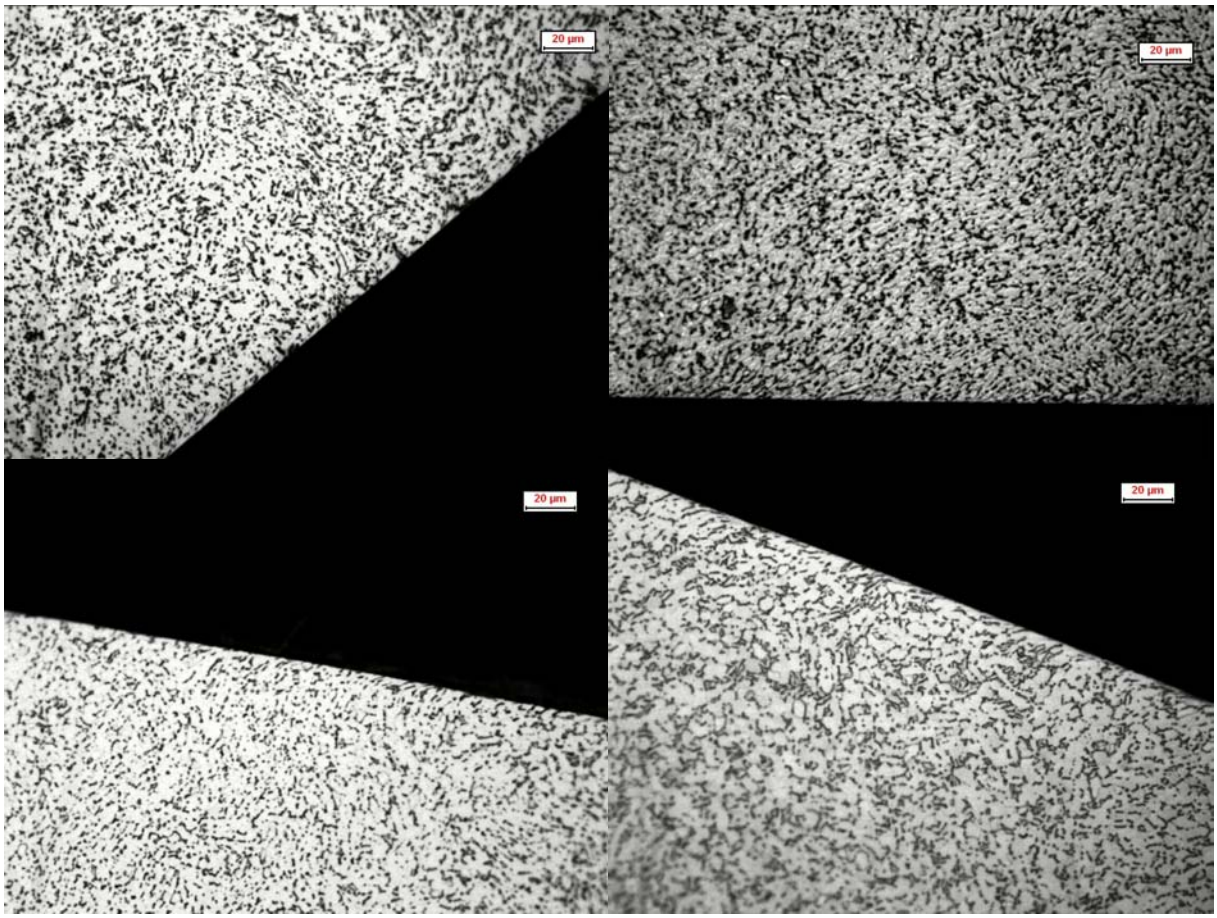


Fig. 4.1.1 Lega Bulk lavorata in condizioni di lubrificazione: (1) 50 0,1, (2) 80 0,1, (3) 50 0,2, (4) 80 0,2

Le immagini mostrano una struttura equiassica in cui grani di fase alfa-globulare primaria sono distribuiti in una matrice lamellare costituita da una fase alfa+beta.

A livello qualitativo si osserva che entro 10 µm si ha un effetto di orientazione della grana lungo la direzione di taglio e che questo effetto è praticamente assente nelle condizioni meno spinte.

Nel caso a velocità di taglio 50 m/min l'aumento dell'avanzamento comporta un'aumento dell'effetto.

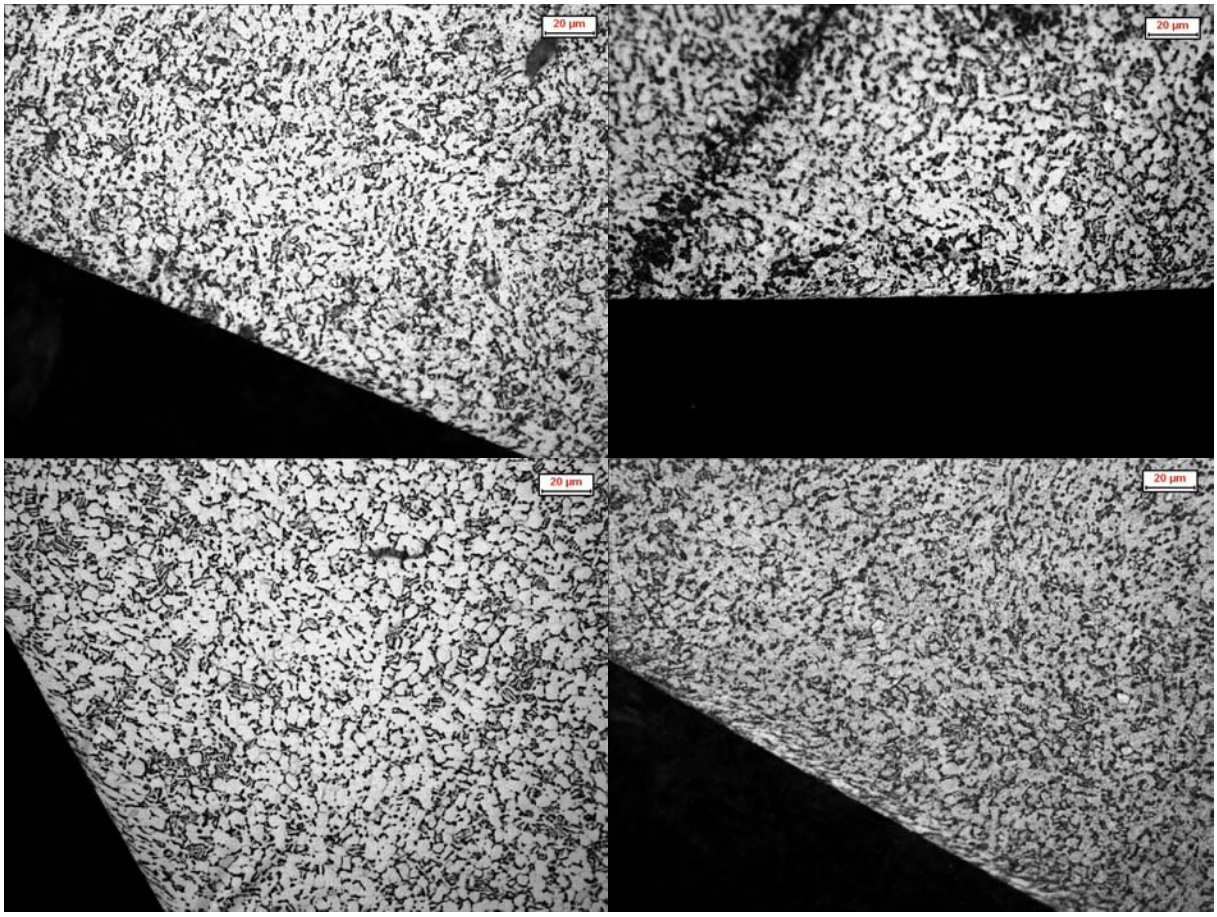


Fig. 4.1.2 Lega Bulk lavorata in condizioni di lubrificazione a secco: (1) 50 0,1, (2) 80 0,1, (3) 50 0,2, (4) 80 0,2

In caso di lubrificazione assente anche nella prima condizione è possibile osservare il fenomeno di orientazione della grana. Inoltre, la zona interessata dal fenomeno è più ampia rispetto al caso lubrificato. Per quanto riguarda la velocità di taglio l'influenza è irrilevante, mentre è evidente nell'incremento dell'avanzamento.

EBM

Per quanto riguarda la lega EBM si osserva una microstruttura fine aciculare costituita principalmente da lamelle di fase α organizzate in una morfologia con trama intrecciata. Si ottiene questa microstruttura dalla rapida solidificazione e successiva ricottura dovuta alla temperatura della zona di lavoro. Si ritiene che inizialmente si formi una fase hcp martensitica poiché l'elevato sottoraffreddamento promuove la formazione di una fase metastabile attraverso un meccanismo non diffusivo. In seguito la permanenza ad una temperatura prossima ai 600°C stabilizza la microstruttura.

Tale teoria è confermata dalla presenza di zone martensitiche residue preesistenti.

Nella matrice hcp è presente una bassa percentuale di fase beta bcc in accordo con il contenuto di elementi alliganti in Ti6Al4V.

Infine, la martensite prodotta inizialmente si trasforma in una struttura bifasica α+β a causa della permanenza alla temperatura di processo.

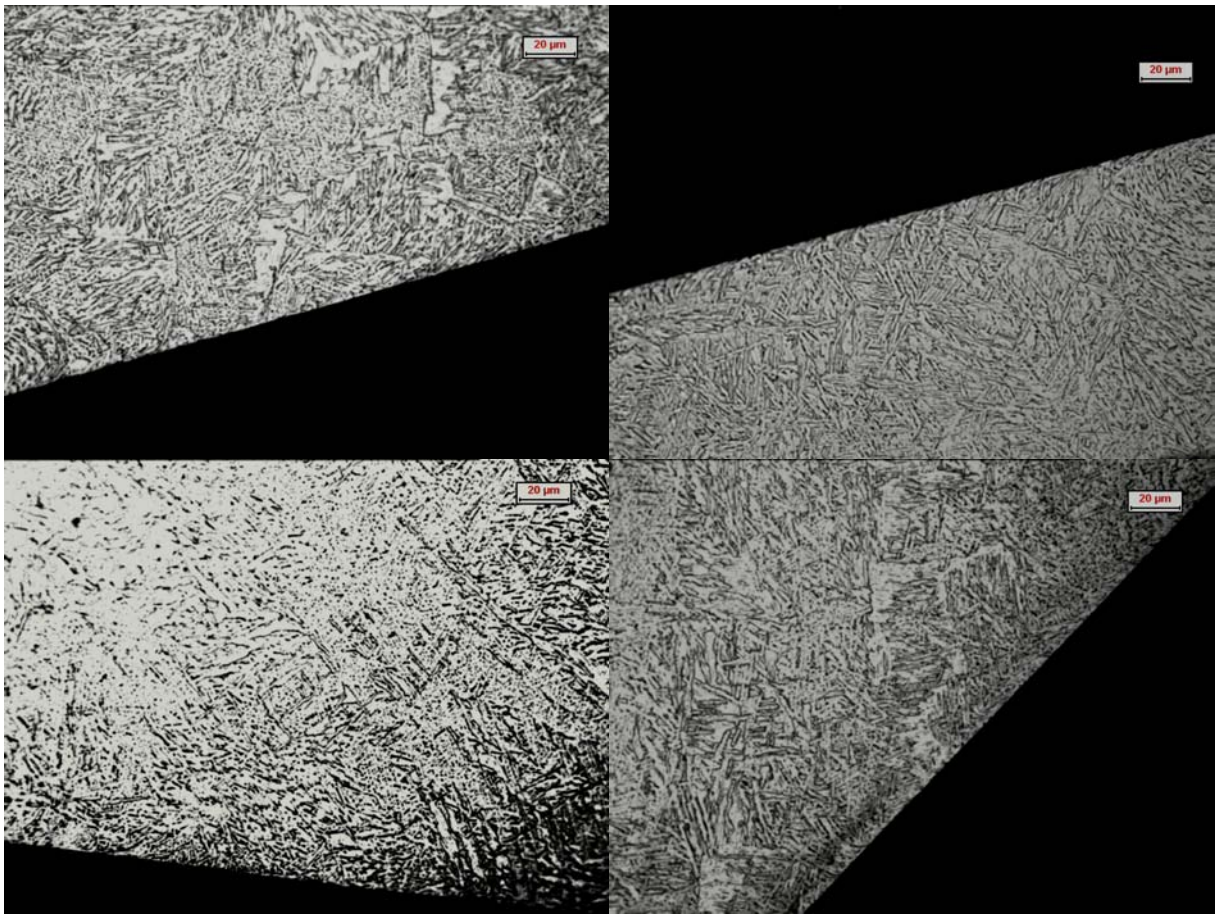


Fig. 4.1.3 Lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione: (1) 50 0,1, (2) 80 0,1, (3) 50 0,2, (4) 80 0,2

In queste condizioni l'affinamento della grana nello spessore superficiale non è apprezzabile

visivamente. È accennato nel caso di avanzamento pari a 0,2 mm/rev. È possibile notare la presenza di zone martensitiche evidenti soprattutto nella prima e nella quarta immagine

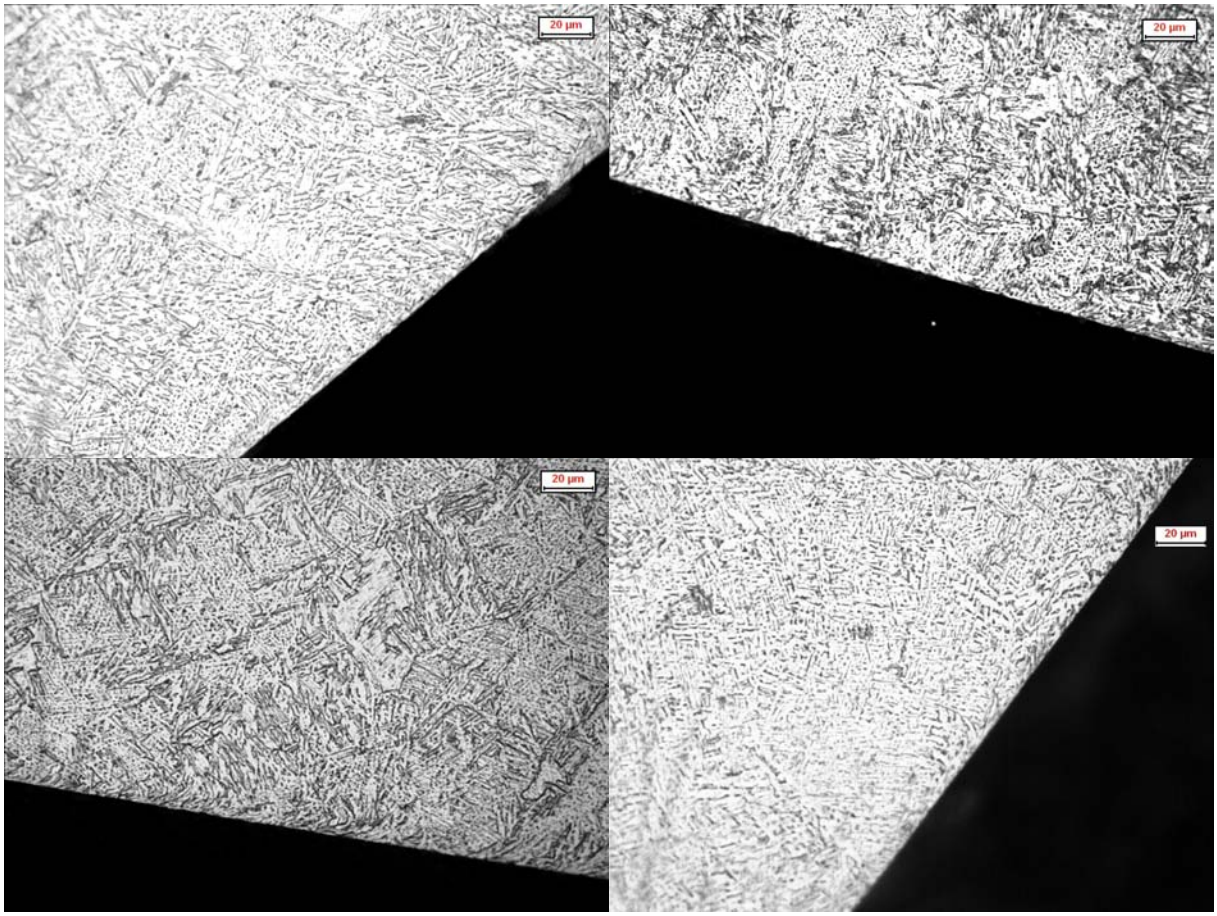


Fig. 4.1.4 Lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a secco: (1) 50 0,1, (2) 80 0,1, (3) 50 0,2, (4) 80 0,2

Nella condizione di lubrificazione assente l'effetto delle deformazione è più visile rispetto al caso di lubrificazione piena, in particolare per avanzamento pari a 0,2 mm/rev, ma pur sempre limitato ad uno spessore ridotto.

DMLS

La microstruttura ottenuta per SLM è più sottile rispetto l'EBM; è costituita da una fase martensitica hcp in assenza di fase beta. L'elevato sottoraffreddamento favorisce una trasformazione martensitica e inibisce la formazione della fase beta.

La lega subisce un trattamento di ricottura in campo bifasico seguito da raffreddamento forzato in alto vuoto in modo da ingrossare la grana cristallina. Il trattamento modifica la microstruttura che si trasforma in bifasica con cristalli di fase α colonnare formati ai bordi della fase martensitica originale e una miscela bifasica.

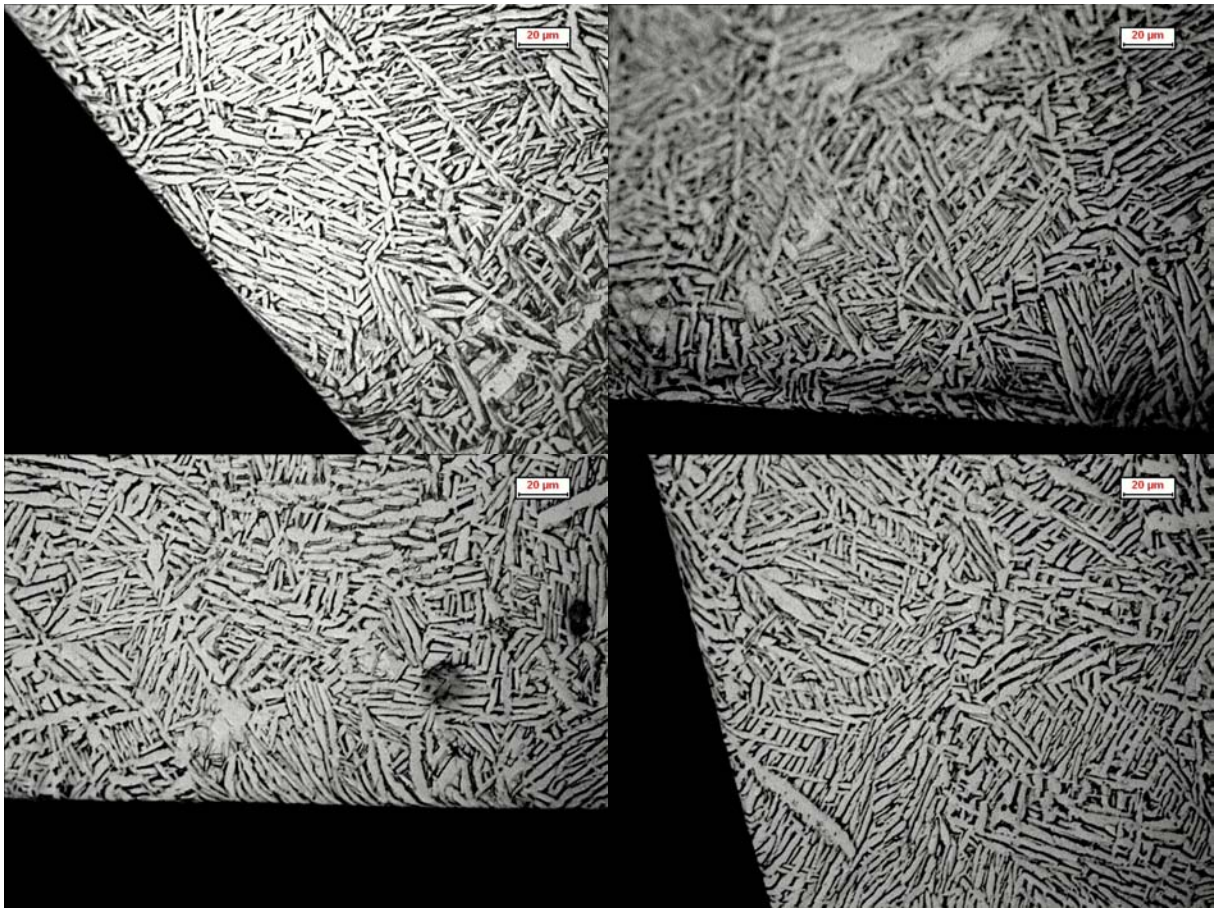


Fig. 4.1.5 Lega DMLS lavorata in condizioni di lubrificazione: (1) 50 0,1, (2) 80 0,1, (3) 50 0,2, (4) 80 0,2

Nelle immagini ottenute per la lega prodotta per SLM, si può osservare un'orientazione della grana, più rilevante per avanzamento maggiore, ma sempre circoscritta a spessori ridotti inferiori ai 20 µm.

MICRODUREZZA

L'effetto mostrato qualitativamente attraverso le immagine ricavate al microscopio elettronico va affiancato all'andamento delle microdurezze.

I grafici mostrano dapprima un confronto per diverse condizioni di taglio, poi per diverse condizioni di lubrificazione a parità di parametri e, infine, per diversa tecnologia produttiva.

Si riportano in ordinata i valori della durezza espressa in Vickers e in ascissa la distanza dell'impronta a partire dalla superficie del campione verso il centro in direzione radiale.

Per non appesantire la visualizzazione del grafico si riportano le bande d'errore determinato sperimentalmente su una sola curva, pur essendo da applicare a tutti i dati.

Si considera come errore il 10% del valore previsto a cuore, ossia 330 HV.

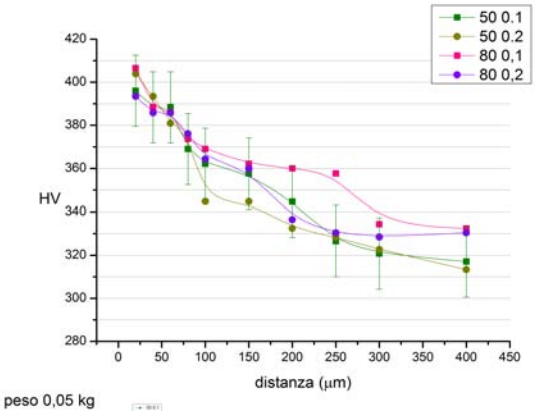


Fig. 4.1.6 Microdurezza di Ti BULK tornito in condizioni di lubrificazione piena

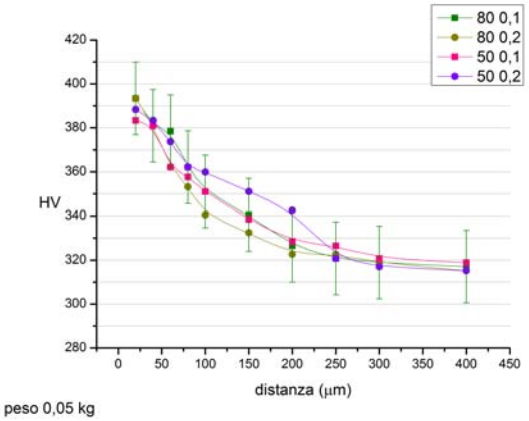


Fig. 4.1.7 Microdurezza di Ti BULK tornito in condizioni di lubrificazione a secco

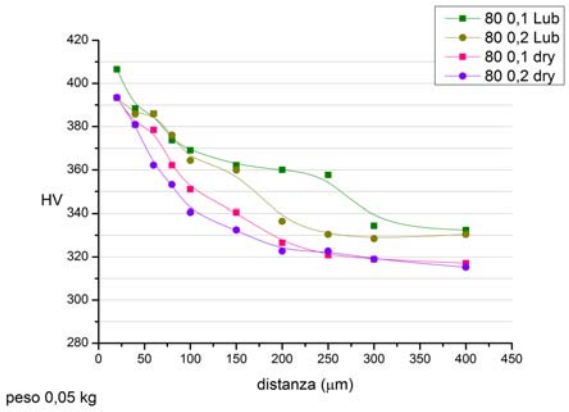


Fig. 4.1.8 Confronto microdurezza di Ti BULK tornito in condizioni di lubrificazione piena e a secco per velocità di taglio 80 m/min e avanzamento 0,1 mm/rev e 0,2 mm/rev

Si osserva una riduzione della durezza con l'allontanarsi dalla superficie verso l'interno della barra. Come anticipato nel capitolo precedente, secondo la legge di Hall-Petch esiste una correlazione tra l'affinamento della grana indotto dalla lavorazione e l'aumento di durezza. I valori riportati in letteratura e confermati dalle misurazioni riportano un valore di HV per il materiale non lavorato prossimo a 330 HV. Tale valore viene raggiunto ad una distanza dalla superficie compresa tra i 300 e i 400 μm. Inoltre, l'incremento percentuale massimo della durezza è del 23% in condizioni di lubrificazione e del 19% in condizioni di lubrificazione a secco rispetto il valore a cuore e, quindi, non ingegneristicamente rilevante. In generale, si prevede un valore più alto per i campioni lavorati con avanzamento più elevato per il maggior calore sviluppato a causa dell'aumento della velocità di deformazione.

Infine, viene riportato il confronto tra lubrificato e secco in condizione di velocità di taglio costante e avanzamento variabile, poiché l'effetto più rilevante è dato da questo parametro.

L'andamento tra i diversi casi è analogo, i valori assoluti sono prossimi con una variazione percentuale inferiore al 3%.

Considerando i grafici a livello qualitativo si nota un andamento analogo nelle varie condizioni di tipo decrescente fino a raggiungere una condizione di plateau una volta raggiunto il valore a cuore.

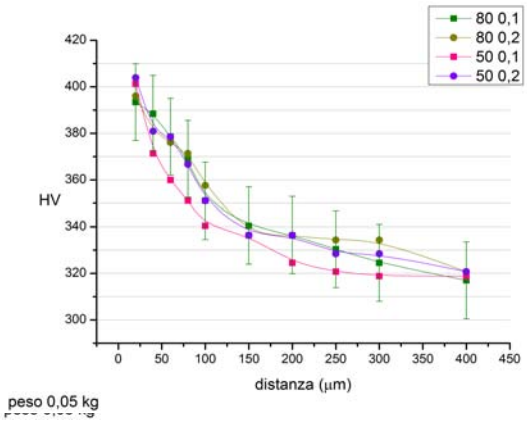


Fig. 4.1.9 Microdurezza di Ti EBM tornito in condizioni di lubrificazione piena

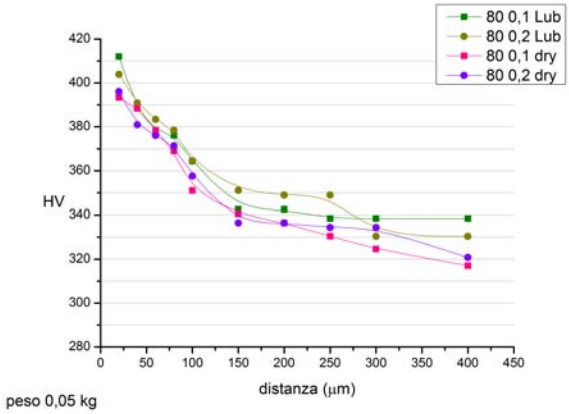


Fig. 4.1.10 Confronto microdurezza di Ti EBM tornito in condizioni di lubrificazione piena e a secco per velocità di taglio 80 m/min e avanzamento 0,1 mm/rev e 0,2 mm/rev

Analogamente a quanto visto sopra, si osserva una riduzione della durezza con l'allontanarsi dalla superficie verso l'interno della barra.

Il valore a cuore viene raggiunto in prossimità dei 400 μm dalla superficie. Inoltre, l'incremento percentuale massimo della durezza è del 25% in condizioni di lubrificazione e del 22,4% in condizioni di lubrificazione a secco rispetto il valore a cuore e, quindi, non ingegneristicamente rilevante.

Infine, viene riportato il confronto tra lubrificato e secco in condizione di velocità di taglio costante e avanzamento variabile, poiché l'effetto più rilevante è dato da questo parametro.

Anche per EBM l'andamento tra i diversi casi è analogo e i valori assoluti sono prossimi con una variazione percentuale inferiore al 5%.

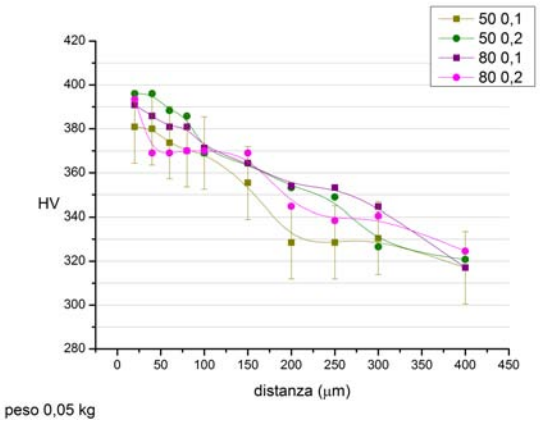


Fig. 4.1.11 Microdurezza di Ti DMLS tornito in condizioni di lubrificazione piena

Come sopra, si osserva una riduzione della durezza con l'allontanarsi dalla superficie verso l'interno della barra.

Tale valore viene raggiunto ad una distanza dalla superficie di 400 μm. Inoltre, l'incremento percentuale massimo della durezza è del 20% in condizioni di lubrificazione rispetto il valore a cuore non ingegneristicamente rilevante.

Considerando un'unica condizione di taglio per la lavorazione con piena lubrificazione si confrontano le diverse tecnologie di produzione nel seguente grafico.

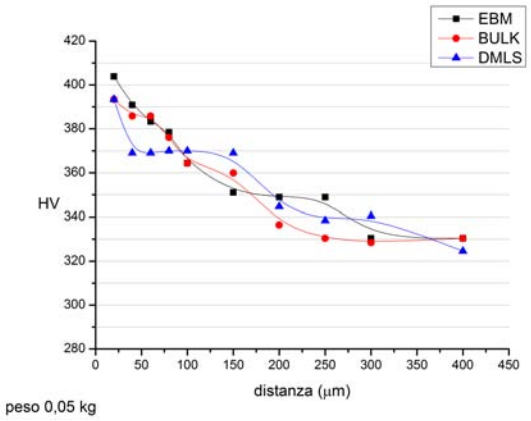


Fig. 4.1.12 Confronto microdurezza Ti BULK, EBM, DMLS per Vc 80 m/min, f 0,2 mm/rev e lubrificazione piena

In una scala più ampia la distanza tra le tre curve si riduce notevolmente, pertanto attraverso la sola deformazione dovuta alla lavorazione non induce un incrudimento soddisfacente.

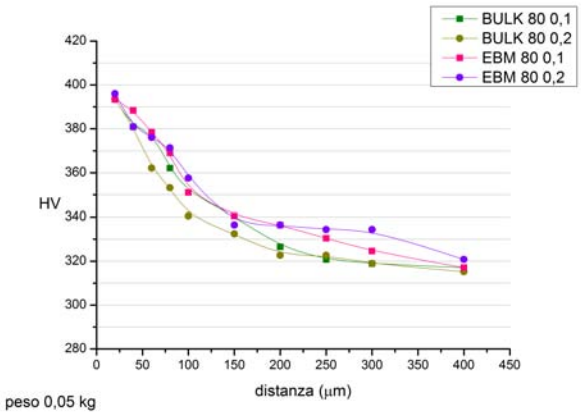


Fig. 4.1.13 Confronto tra Ti BULK e EBM torniti in condizioni di lubrificazione a secco

Come anticipato nei commenti precedenti non si apprezzano variazioni notevoli tra le diverse tecnologie di lavorazione.

4.2 Profilometro e rugosità

La qualità superficiale è un parametro molto importante; infatti, nel caso di componenti usati in applicazioni biomedicali, la presenza di detriti da usura può danneggiare il funzionamento dell'impianto. Inoltre, influenza il comportamento a fatica e le caratteristiche di accoppiamento dei giunti.

Di seguito vengono riportati i grafici prodotti a partire dai valori misurati con il rugosimetro che presentano in ordinata i valori di Ra in µm e in ascissa il tempo di lavorazione.

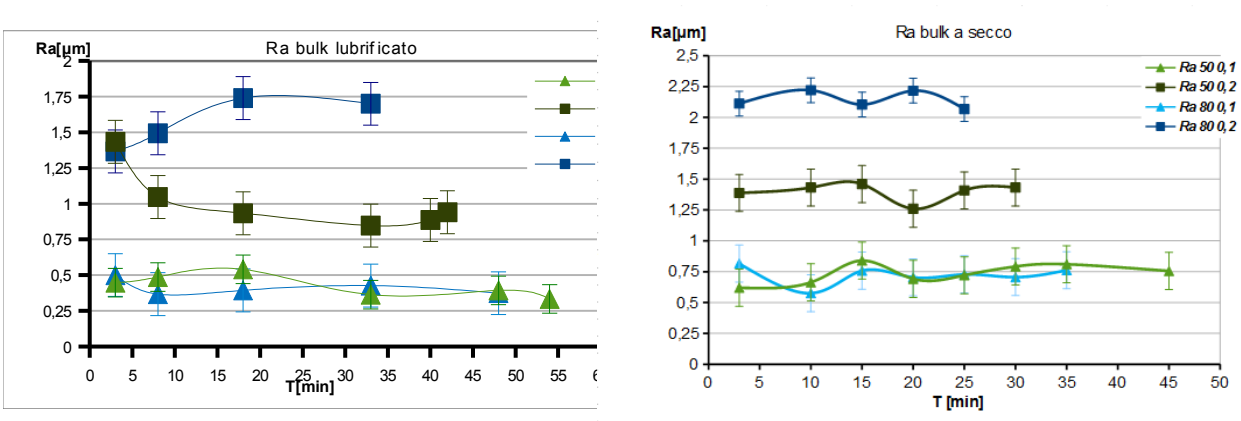


Fig. 4.2.1 Andamento della rugosità per BULK lubrificato e a secco

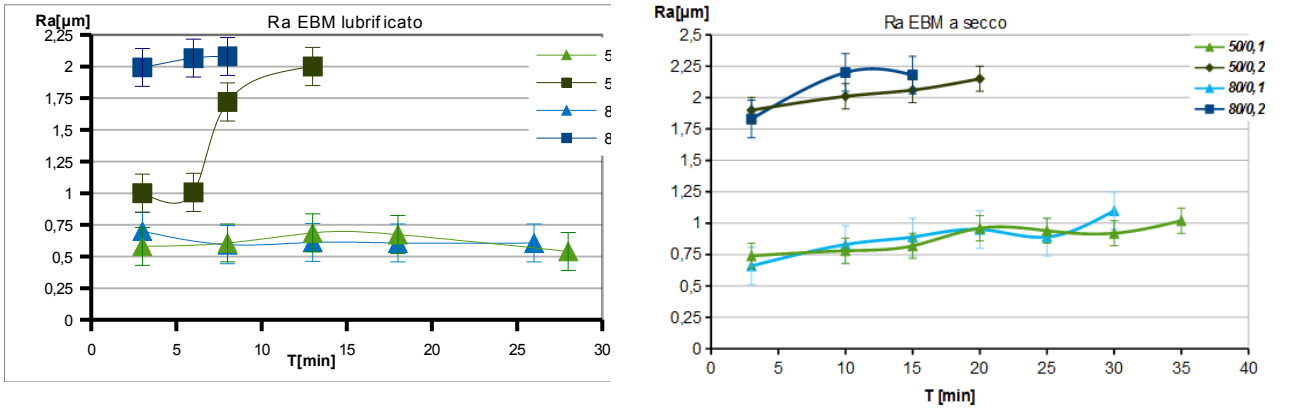


Fig. 4.2.2 Andamento della rugosità per EBM lubrificato

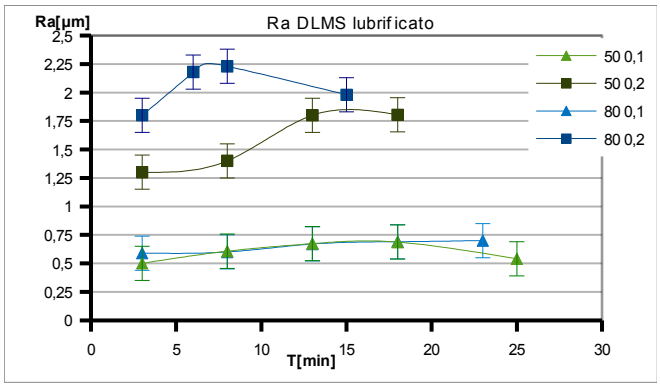


Fig. 4.2.3 Andamento della rugosità per DMLS lubrificato

Si associano le curve per la lega prodotta con la stessa tecnologia di produzione per la quale variano, invece, i parametri di taglio. Vengono associate a diverse tonalità di uno stesso colore le curve riferite ad uguale velocità di taglio, mentre si associano allo stesso simbolo per uguale avanzamento.

Le curve presentano una andamento pressochè costante con il tempo, in analogia con l'aumento della Vbc che a sua volta presenta una sorta di plateau se riferito al limite prescritto di 0,3 mm. Si distinguono tuttavia due gruppi di curve in funzione della velocità di avanzamento, mentre l'influenza della velocità di taglio è trascurabile.

È possibile fare un'osservazione sulla durata delle lavorazioni sia fra le diverse tecnologie sia fra le diverse condizioni. In generale, le lavorazioni con avanzamento più elevato comportano una maggiore rugosità e richiedono un minor tempo per raggiungere il valore di Vbc prefissato. A parità di avanzamento le lavorazioni con maggiore velocità di taglio richiedono tempi leggermente superiori.

Mentre le curve per le condizioni ad avanzamento 0,1 mm/rev tendono a sovrapporsi, le curve a 0,2 mm/rev hanno un andamento diversificato.

Si individuano due casi in cui la rugosità diminuisce nel tempo per BULK con velocità di taglio 50 m/min e avanzamento 0,2 mm/rev e per DMLS con velocità di taglio 80 m/min e pari avanzamento. Questo calo è dovuto alla morfologia dell'inserto che si modifica a causa dell'adesione di materiale che funge da rivestimento protettivo dell'inserto. Di seguito sono mostrate le variazioni dei profili rispetto i tempi iniziali di questi due casi.

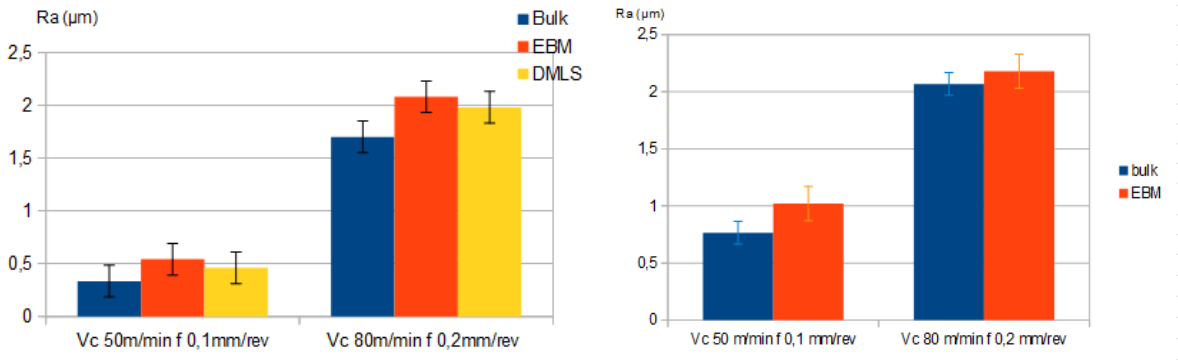


Fig. 4.2.4 Istogramma di confronto tra le differenti tecnologie e condizioni di lubrificazione per coppie di parametri di taglio estreme

Nel confronto tra i materiali si è fatto riferimento all'ultimo valore misurato, corrispondente a Vbc di 0,1 mm. La scelta è giustificata sia perchè in tal modo è possibile considerare il livello di rugosità a parità di usura e quindi indipendentemente da questa. La tecnologia EBM riporta una maggiore rugosità sia in piena lubrificazione sia in lubrificazione a secco. Inoltre, l'inserto lavora per tempi inferiori rispetto a DMLS e bulk, in particolare quest'ultimo lavora per tempi doppi. La lega EBM presenta un valore maggiore della rugosità superficiale attribuito alla minore duttilità del materiale che influnza il meccanismo di formazione del truciolo. L'assenza di lubrificazione comporta valori di rugosità più elevati sia per la lega forgiata sia EBM in ogni condizione di lavorazione. I valori oscillanti della rugosità sono dovuti ad adesione e distacco del materiale dall'inserto col procedere della lavorazione.

Analogamente a quanto fatto per la rugosità, si considerano i profili dei campioni ottenuti ad una Vbc di 0,1 mm.

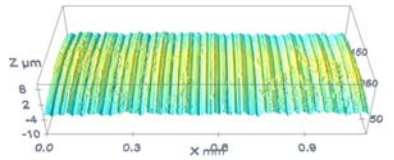
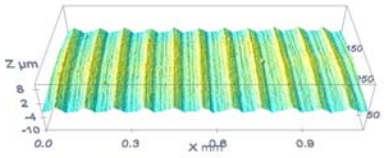
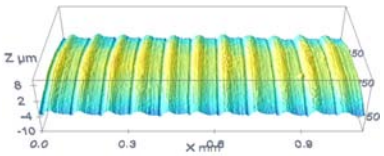
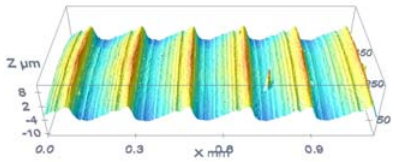
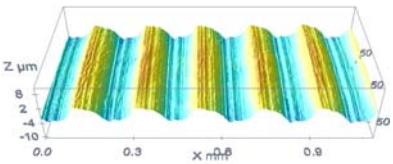
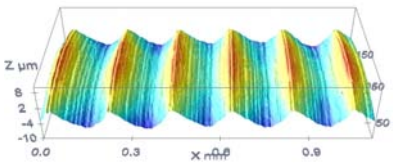
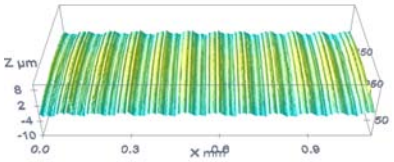
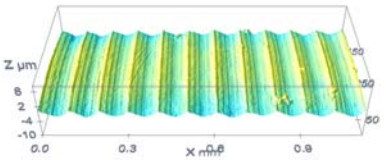
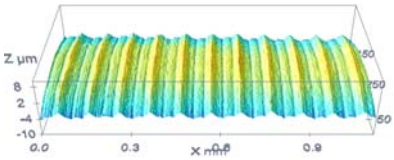
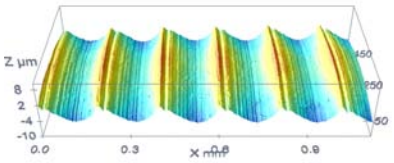
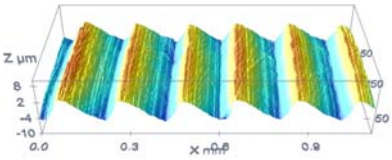
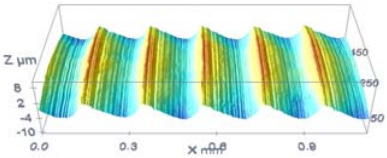
	BULK	EBM	DMLS
50 0,1			
50 0,2			
80 0,1			
80 0,2			

Fig. 4.2.5 Profili in condizione di lubrificazione

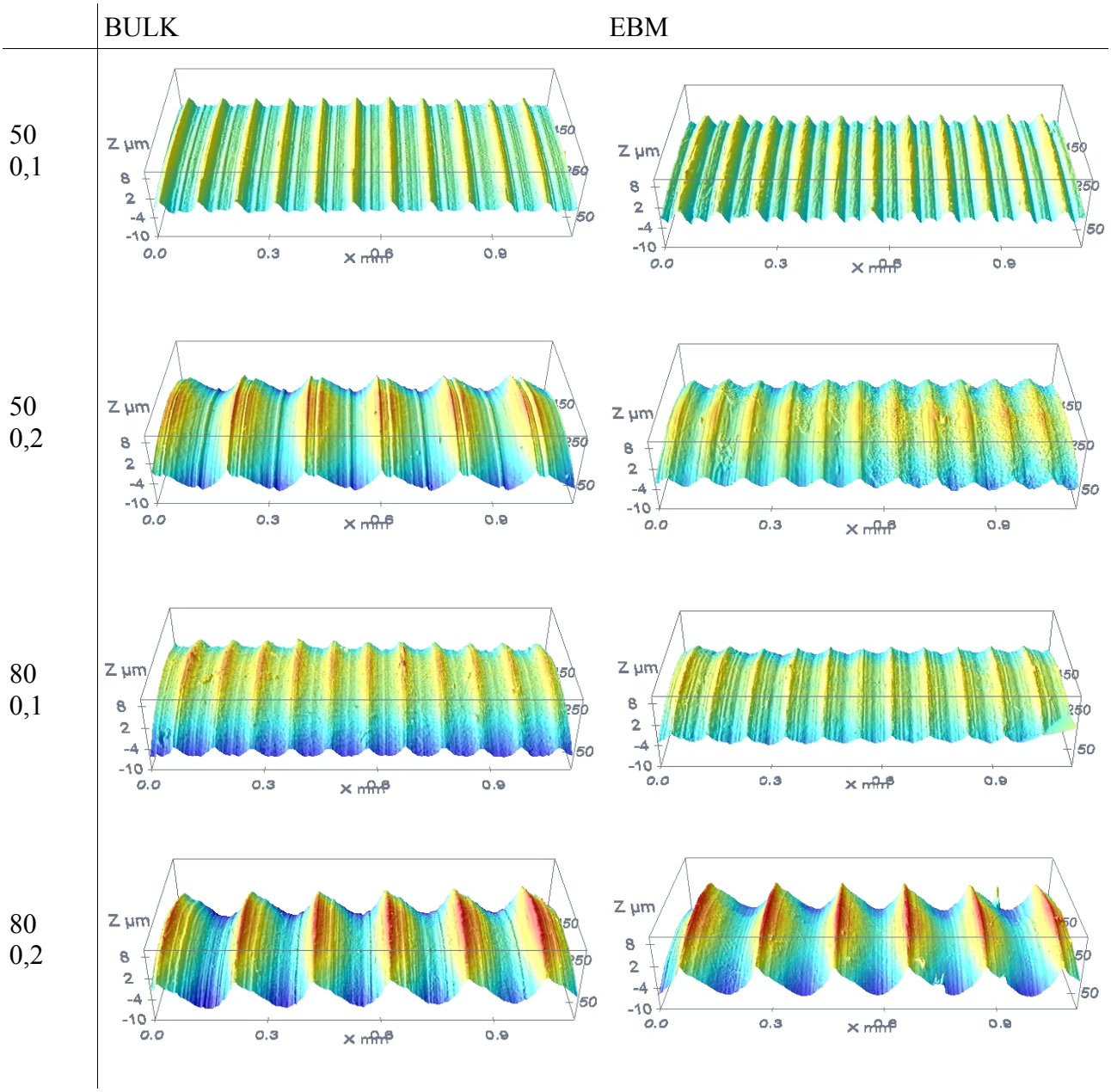


Fig. 4.2.6 Profili in condizione di lubrificazione a secco

È possibile apprezzare visivamente l'impatto significativo dell'avanzamento sulla lavorazione rispetto all'effetto meno marcato che produce invece un aumento di velocità di taglio.

La condizione di finitura superficiale e quindi la rugosità dipende dal tipo di impianto realizzato, o meglio se il contatto da realizzare interessa la protesi e i tessuti o l'aggancio tra protesi. Infatti, può essere richiesta una certa rugosità superficiale quando si desidera realizzare osteointegrazione della protesi fornendo agganci per la ricrescita dell'osso. Generalmente, infatti, le protesi in lega Ti6Al4V vengono sottoposte a trattamento di sabbiatura o pallinatura, poiché in tal modo aumenta la superficie disponibile al contatto osseo e le forze interfacciali. Si parla di rugofilia per definire la

predisposizione di cellule umane alle superfici rugose. Mentre, nel caso di contatto tra protesi quale quello che si realizza in uno stelo femorale è richiesta bassa Ra e ottima finitura per ridurre usura e fenomeni di tribocorrosione. Lo studio in oggetto rientra in quest'ultimo caso.

Si riportano i profili dei due casi anomali dall'inizio lavorazione alla fine:

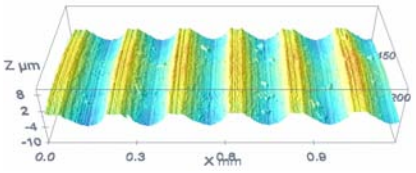
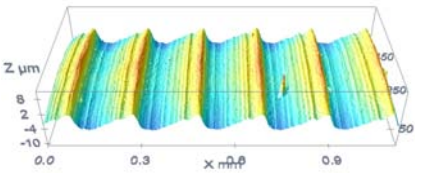
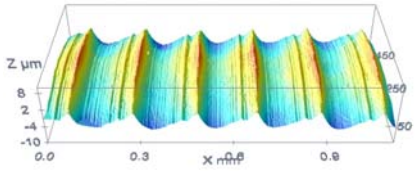
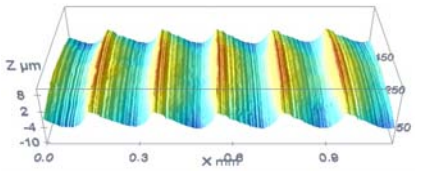
	INIZIO	FINE
BULK 50 0,2		
DMLS 80 0,2		

Fig. 4.2.7 Profili corrispondenti ai due andamenti di rugosità anomali

4.3 Usura e EDS

4.3.1 Analisi labbro di usura – Vbc

Le prove sono state eseguite sia nella condizione di piena lubrificazione sia di lubrificazione a secco in modo da poter analizzare l'effetto della lubrificazione sugli osservabili.

I parametri che influenzano l'usura dell'inserto sono molteplici; tra i quali le condizioni di taglio, la geometria e il materiale dell'inserto e le proprietà del materiale lavorato. L'analisi qualitativa dell'inserto tramite microscopio elettronico consente di valutare l'effetto dei parametri di taglio variabili, ossia velocità di taglio, avanzamento e condizione di lubrificazione. Poiché per i parametri scelti il materiale presenta una buona lavorabilità senza comportare un'eccessiva usura dell'inserto si è determinata come criterio di durata un valore di Vbc pari a 0,1 mm.

La condizione di lavorazione di semifinitura implica che il raggio dell'utensile sia maggiore della profondità di taglio adottata e in questo modo l'usura sul fianco è concentrata sotto la punta dell'inserto, indicata come zona C nella normativa (vedi immagine Capitolo 3).

Si riportano i grafici che rappresentano l'andamento di Vbc in funzione del tempo di lavorazione per le diverse condizioni taglio e successivamente di lubrificazione per ciascuna tecnologia.

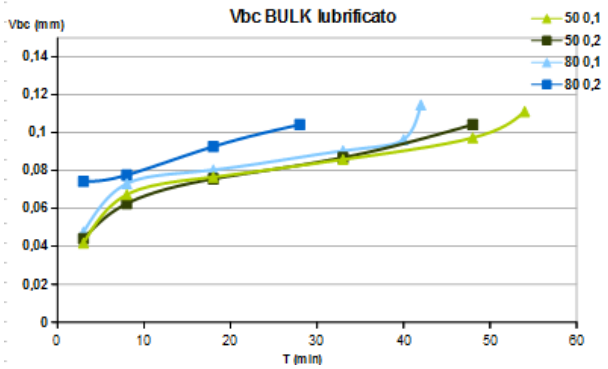


Fig. 4.3.1 Andamento del labbro di usura in funzione del tempo di lavorazione per BULK, lubrificato

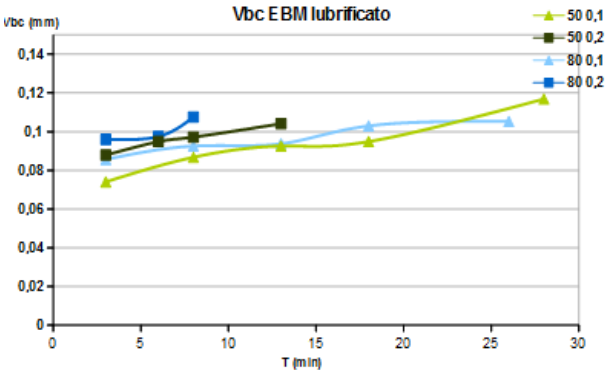


Fig. 4.3.2 Andamento del labbro di usura in funzione del tempo di lavorazione per EBM, lubrificato

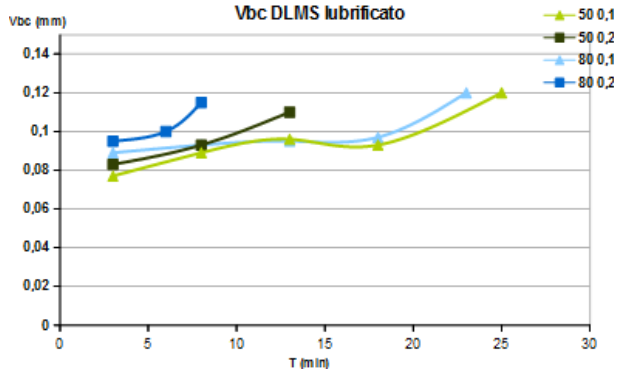


Fig. 4.3.3 Andamento del labbro di usura in funzione del tempo di lavorazione per DMLS, lubrificato

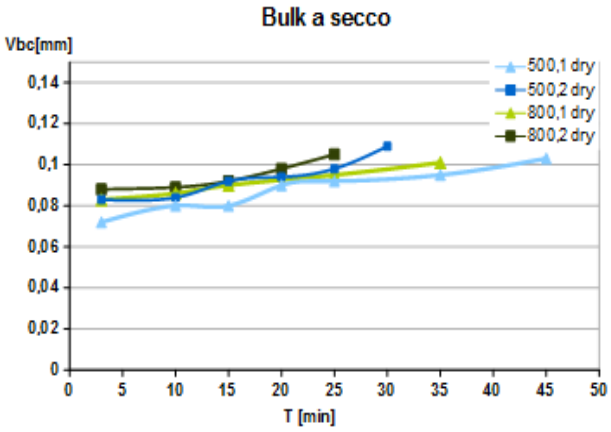


Fig. 4.3.4 Andamento del labbro di usura in funzione del tempo di lavorazione per BULK, a secco

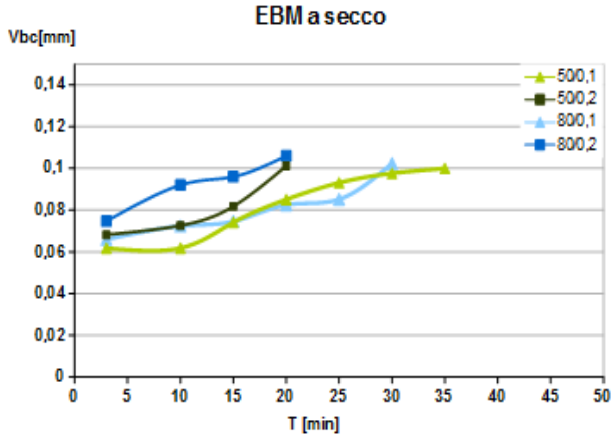


Fig. 4.3.5 Andamento del labbro di usura in funzione del tempo di lavorazione per EBM, a secco

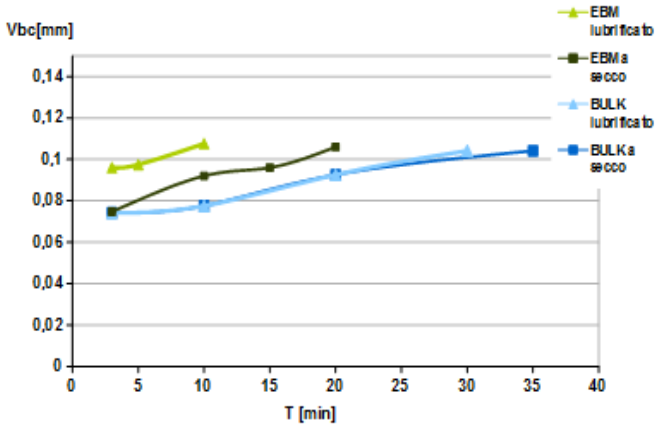


Fig. 4.3.6 Andamento del labbro di usura in funzione del tempo di lavorazione per BULK e EBM a 80 m/min e 0,2 mm/rev

I grafici presentano una scala di Vbc con limite massimo pari a 0,15 dimezzata rispetto al valore di 0,3 mm prescritto per la fine vita degli inserti, poiché in tal caso la curva assumerebbe un andamento pressoché costante.

Si osserva che per ogni tecnologia il parametro più influente è l'avanzamento, in particolare per velocità di 0,2 mm/rev i tempi necessari a raggiungere il valore prefissato di Vbc sono inferiori. Fa eccezione il caso BULK a 50 m/min e 0,2 mm/rev per il quale i tempi sono prossimi alle condizioni con avanzamento inferiore. In tali condizioni, come osservato precedentemente, l'adesione del materiale all'inserto ne previene l'avanzamento dell'usura.

L'effetto della lubrificazione viene confrontato nell'ultimo grafico nel quale a parità di condizioni di taglio (Vc 80 m/min e f 0,2 mm/rev) vengono riportate le curve di BULK e EBM in condizioni di lubrificazione piena e a secco. Si osserva che come previsto i tempi sono minori per EBM a causa

della sua minore duttilità; inoltre, si osserva che l'assenza di lubrificazione prolunga i tempi necessari. Tale fenomeno è giustificato dallo sviluppo di una maggiore temperatura durante la tornitura a secco all'interfaccia pezzo-utensile che comporta una maggiore diffusione e, quindi, maggiore adesione del materiale lavorato all'inserto.

I tempi necessari per la lega forgiata sono doppi rispetto la lega prodotta per additive manufacturing.

4.3.2 Analisi delle foto degli inserti

L'analisi del fenomeno dell'usura è implementata dall'analisi qualitativa delle foto al SEM (microscopio elettronico a scansione) degli inserti e dalla relativa analisi EDS (spettrometria per dispersione di energia).

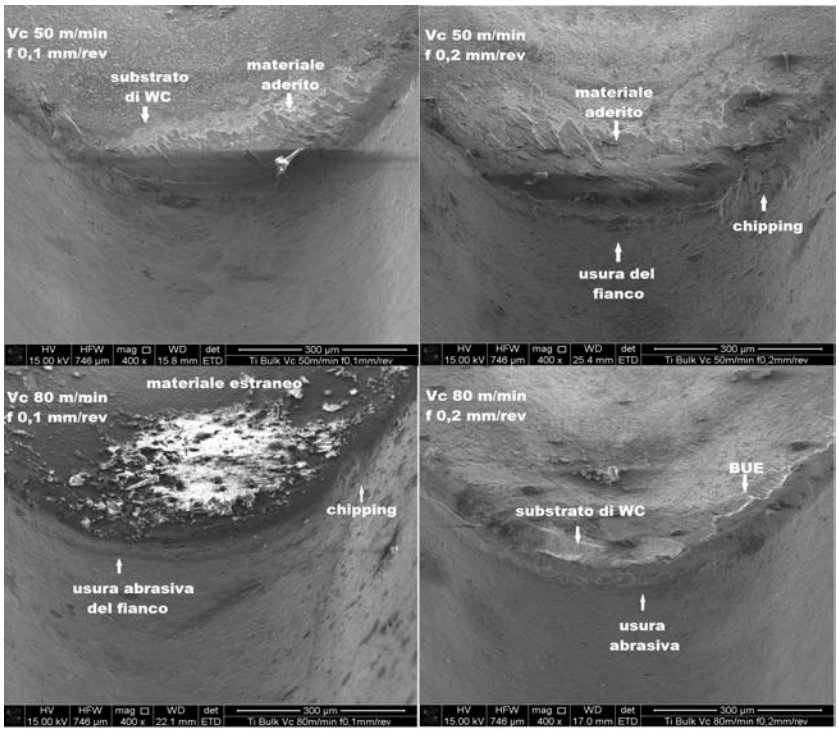


Fig. 4.3.7 Analisi qualitativa dell'usura delle immagini dell'inserto al SEM, bulk lubrificato

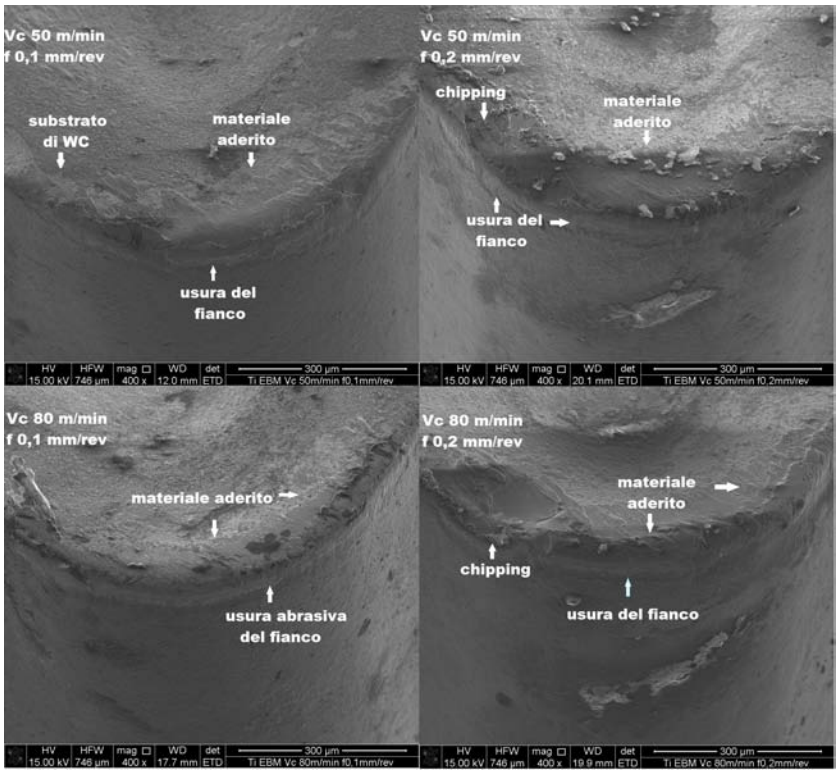


Fig. 4.3.8 Analisi qualitativa dell'usura delle immagini dell'inserto al SEM, EBM lubrificato

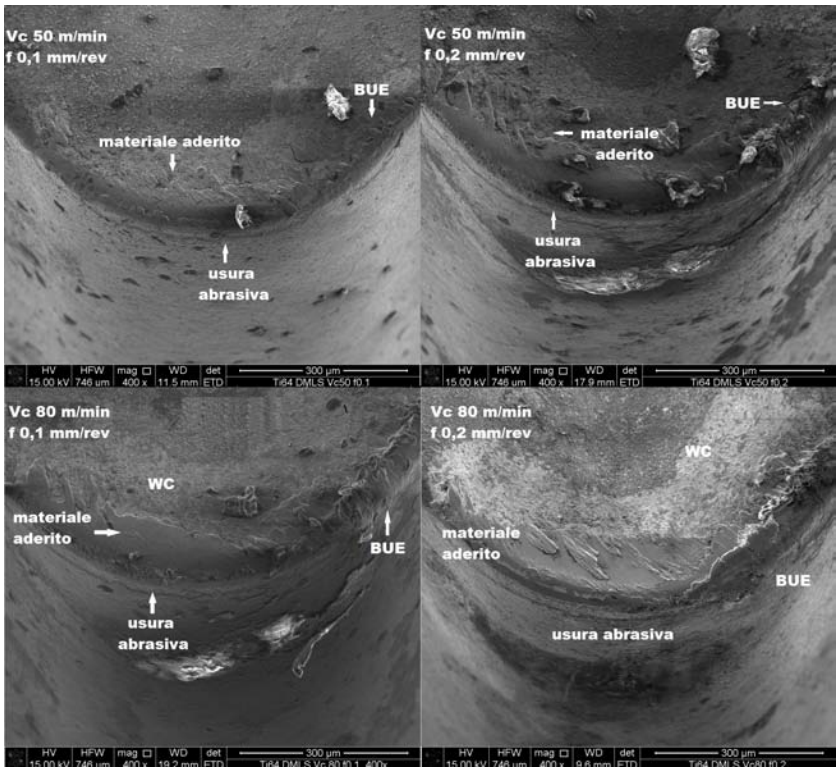


Fig.4.3.9 Analisi qualitativa dell'usura delle immagini dell'inserto al SEM, DMLS lubrificato

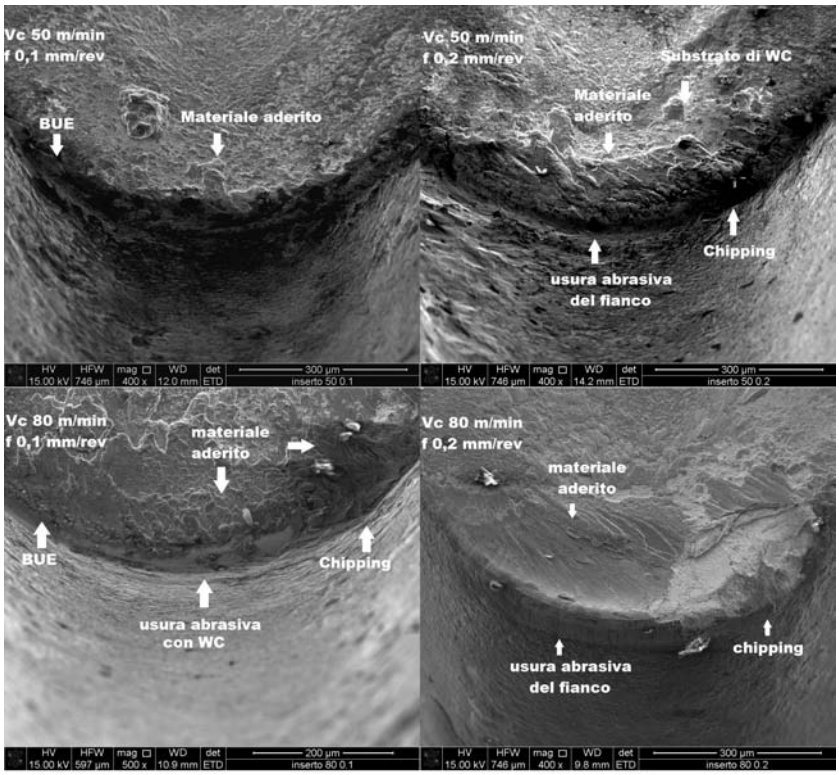


Fig. 4.3.10 Analisi qualitativa dell'usura delle immagini dell'inserto al SEM, bulk dry

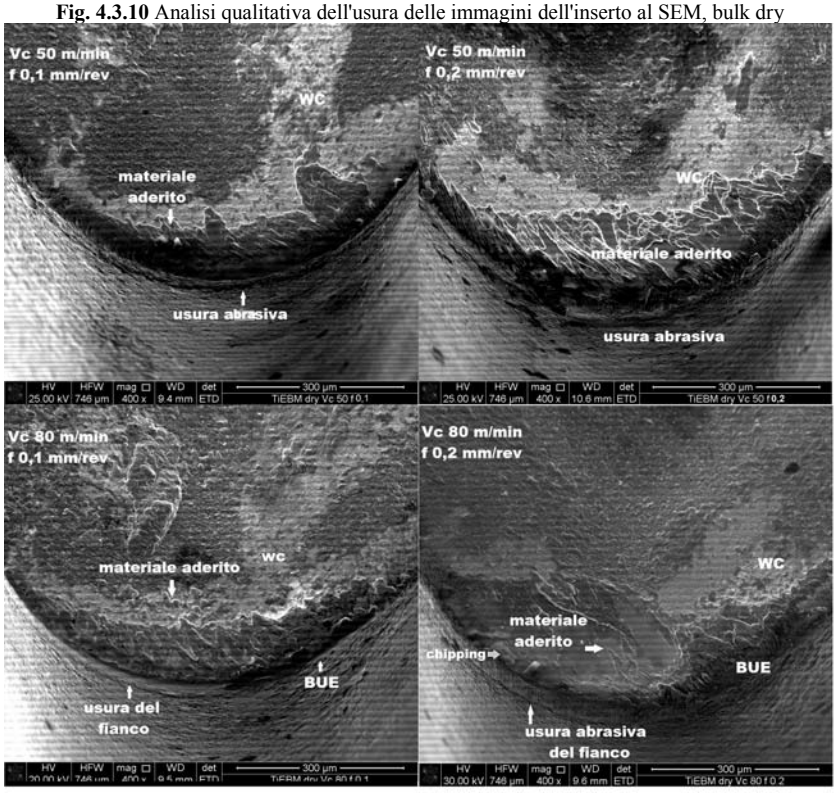


Fig. 4.3.11 Analisi qualitativa dell'usura delle immagini dell'inserto al SEM, EBM dry

In tutte le condizioni analizzate si evidenzia una elevata adesione del materiale al petto e al fianco dell'inserto con conseguente usura adesiva. Inoltre, nelle condizioni più spinte sono presenti scheggiature, usura abrasiva del fianco, usura del rivestimento di TiAlN.

Per tutte le condizioni di lavorabilità è presente in modo più o meno marcato il fenomeno di adesione di materiale sull'inserto, come si evidenzia dalla presenza di zone lisce spalmate sul petto.

Il fenomeno di adesione è promosso dall'elevata temperatura sviluppata a causa della bassa conducibilità termica; inoltre, è favorito dalla compatibilità chimica tra il rivestimento dell'inserto in TiAlN e la lega di Ti. Il fenomeno è più marcato nelle lavorazioni in assenza di lubrificante in cui le temperature sviluppate sono maggiori. La scelta del rivestimento è giustificata perchè è tra i rivestimenti più duri da catalogo e possiede basso coefficiente di attrito; oltre a ciò, la presenza di Al conferisce resistenza all'ossidazione. L'adesione comporta l'asportazione del rivestimento per cui è visibile l'inserto in carburo di tungsteno. Il fenomeno di adesione costituisce una barriera al fenomeno abrasivo sul petto dell'utensile.

Di seguito, sono riportati gli spettri rilevati in diverse zone dell'inserto utilizzato per tornire una barra di lega Ti prodotta per EBM con velocità di taglio di 50 m/min e avanzamento 0,1 mm/rev.

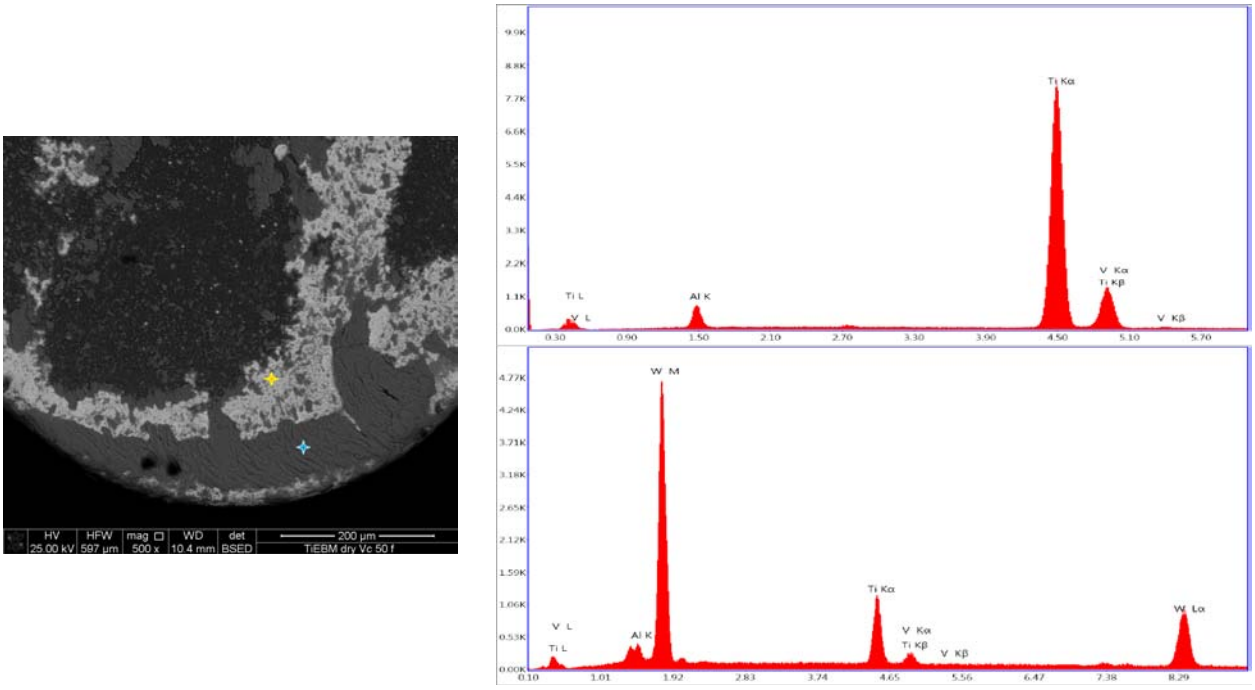


Fig. 4.3.12 Spettri corrispondenti alle zone indicate sul petto dell'inserto: (1) zona bianca, (2) zona grigia

Nella zona bianca lo spettro mostra la prevalenza di W, mentre la lega è presente in quantità percentuali inferiori all'unità a conferma del fenomeno di asportazione del rivestimento.

Nella zona grigia, invece, lo spettro mostra esclusivamente la presenza di materiale lavorato aderito confermando quanto mostrato nelle immagini al SEM per il fenomeno di usura adesiva.

Per confermare la buona lavorabilità della lega in queste condizioni di taglio viene riportata una sequenza di immagini per lavorazione della lega forgiata e EBM in condizioni di lubrificazione a secco a diversi intervalli di tempo: uno iniziale, uno intermedio e uno a Vbc pari a 0,1 mm.

Lo sviluppo del labbro di usura è graduale e richiede tempi molto più lunghi rispetto a quelli presi normalmente in considerazione per lavorazioni su ampia scala.

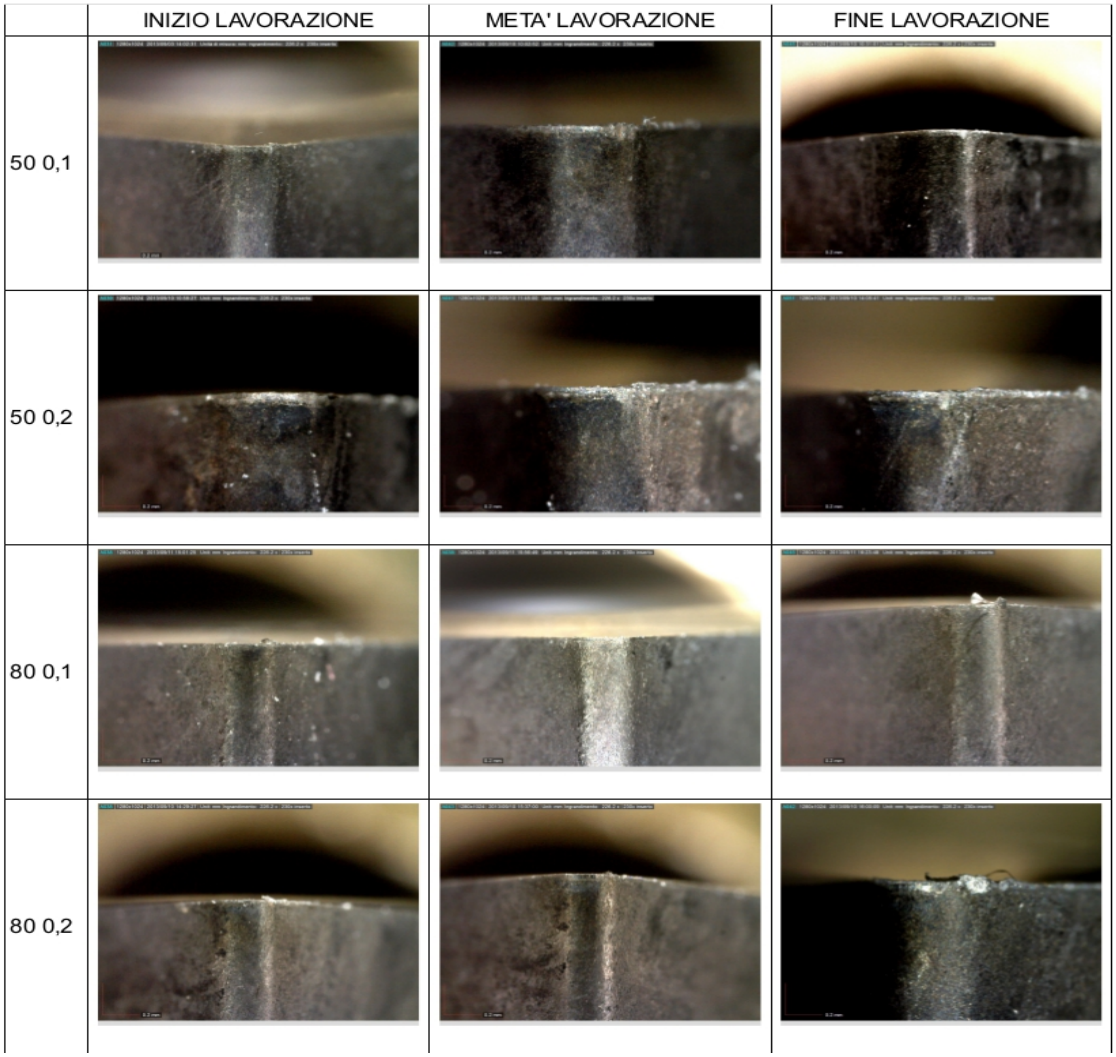


Fig. 4.3.14 Avanzamento dell'usura del fianco durante la lavorazione di BULK per diversi parametri di taglio in condizioni di lubrificazione assente

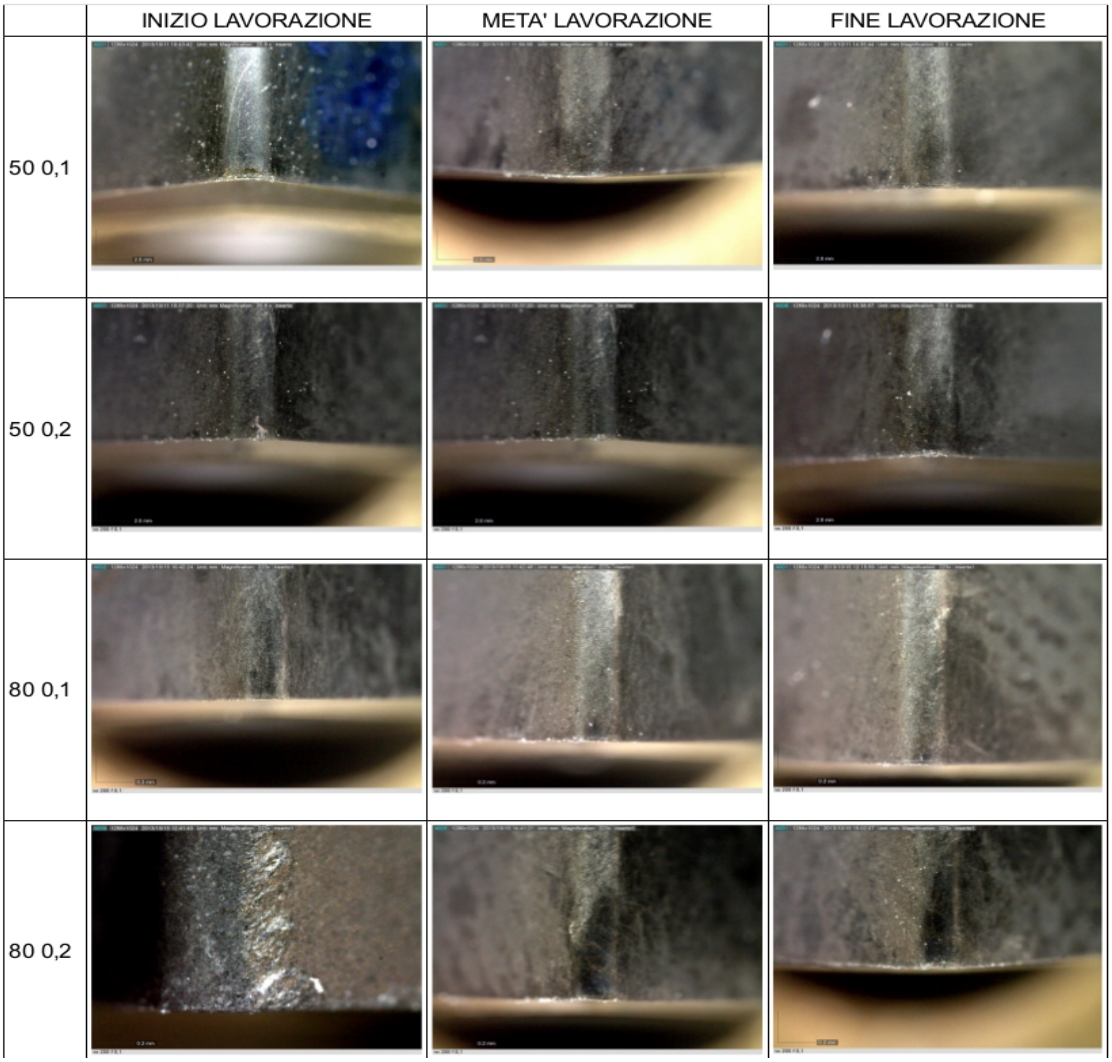


Fig. 4.3.13 Avanzamento dell'usura del fianco durante la lavorazione di EBM per diversi parametri di taglio in condizioni di lubrificazione assente

Nel capitolo 5 sono riportate le immagini dell'inserto utilizzato a parametri più spinti in cui l'usura del fianco è netta ai primi minuti di lavorazione.

4.4 SEM e ANOVA

I piani fattoriali sono stati sviluppati con il programma Minitab 14 e vengono suddivisi per materiale e condizione di lubrificazione per un totale di cinque casi. Le misure svolte per variabile sono cinque:

Vc,f	0,1 mm/rev	0,2 mm/rev
50 m/min	$a_{11}1$, $a_{11}2$, $a_{11}3$, $a_{11}4$, $a_{11}5$	$a_{12}1$, $a_{12}2$, $a_{12}3$, $a_{12}4$, $a_{12}5$
80 m/min	$a_{21}1$, $a_{21}2$, $a_{21}3$, $a_{21}4$, $a_{21}5$	$a_{22}1$, $a_{22}2$, $a_{22}3$, $a_{22}4$, $a_{22}5$

Tab. 1 tabella fattoriale ANOVA

dove per a_{xy} si considerano la differenza picco-valle, l'angolo φ e la frequenza di segmentazione in 500 μm.

Si visualizzano graficamente l'effetto dei due fattori, mentre per determinare l'interazione si fa riferimento al valore del P-value.

La valutazione statistica è seguita dal confronto qualitativo delle morfologie dei trucioli ottenute al SEM per le diverse combinazioni di parametri.

Caso 1 bulk lubrificato

P-value	t	φ	frequenza
Vc	0,418	0,004	0,407
f	0,028	0,192	0,000
Vc*f	0,903	0,048	0,039

Tab. 2 tabella fattoriale ANOVA per BULK, lubrificato

Graficamente, si osserva quanto confermato dai valori del P-value, ossia dipendenza principale dall'avanzamento per lo spessore del truciolo e per la frequenza di segmentazione; mentre, si verifica il contrario per l'angolo del truciolo. L'interazione è assente nel caso dello spessore, per il quale si ha un valore di P pari a 0,903 e segmenti paralleli, mentre è presente nelle altre due variabili che presentano un valore inferiore a 0,05.

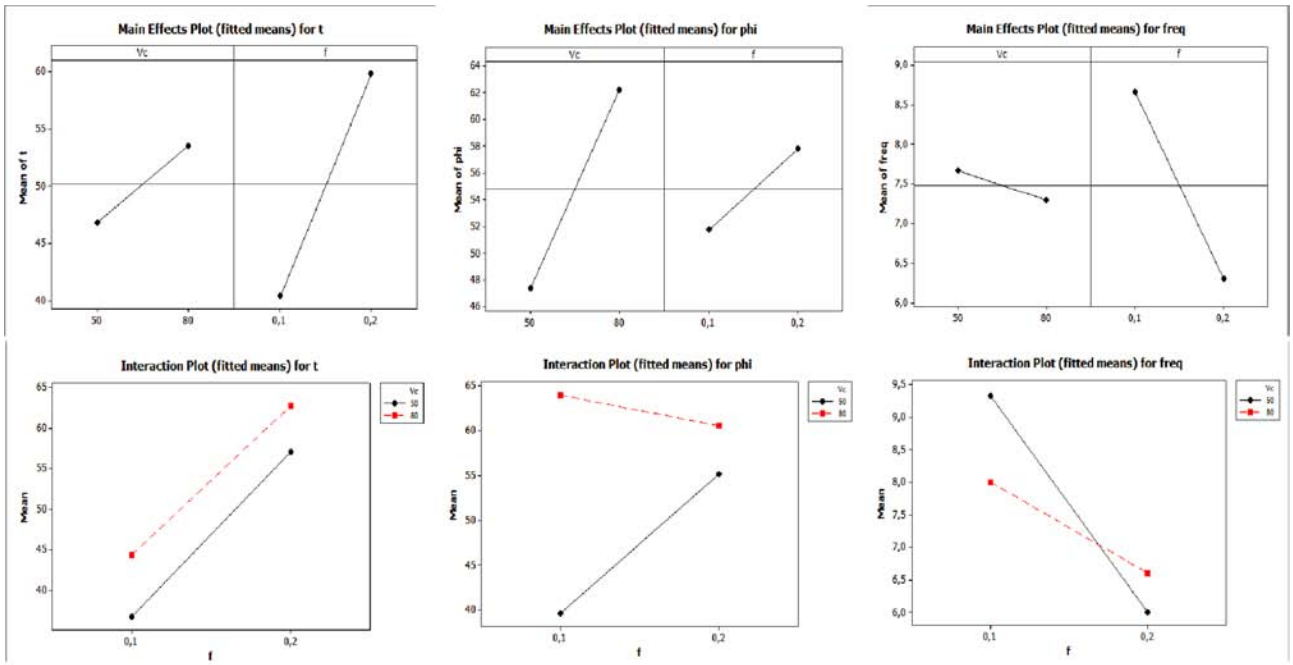


Fig. 4.4.1 Grafici ANOVA per il caso BULK, lubrificato

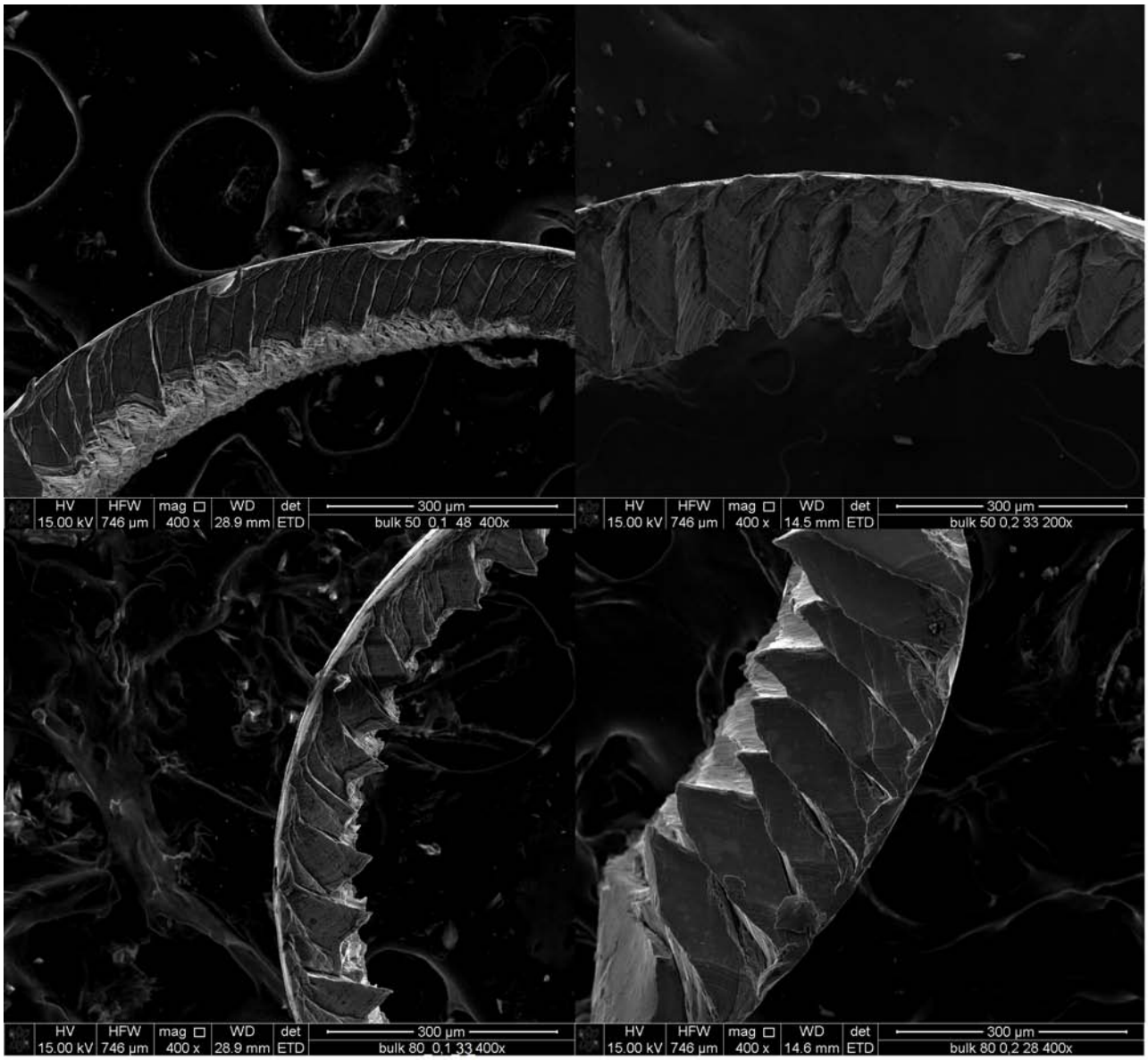


Fig. 4.4.2 Immagini al SEM della morfologia del truciolo nelle diverse condizioni di lavorazione per BULK, lubrificato

Si nota qualitativamente l'effetto dell'aumento dell'avanzamento sulla morfologia del truciolo; infatti, i trucioli con uguale avanzamento sono simili a differenza di quelli con uguale velocità di taglio.

Il minore effetto riscontrato nell'angolo φ è giustificato soprattutto nel caso di avanzamento 0,1 mm/rev in cui è evidente la differenza di pendenza.

Caso 2 ebm lubrificato

P-value	t	φ	frequenza
Vc	0,033	0,090	0,003
f	0,000	0,000	0,124
Vc*f	0,993	0,087	0,008

Tab. 3 tabella fattoriale ANOVA per EBM, lubrificato

Anche per la lega EBM in condizioni lubrificate si osserva la dipendenza principale dall'avanzamento ad eccezione della frequenza di segmentazione. Sullo spessore del truciolo sono influenti entrambi i fattori, tuttavia, non vi è interazione. L'interazione è assente nel caso dell'angolo, mentre è presente per la frequenza di segmentazione

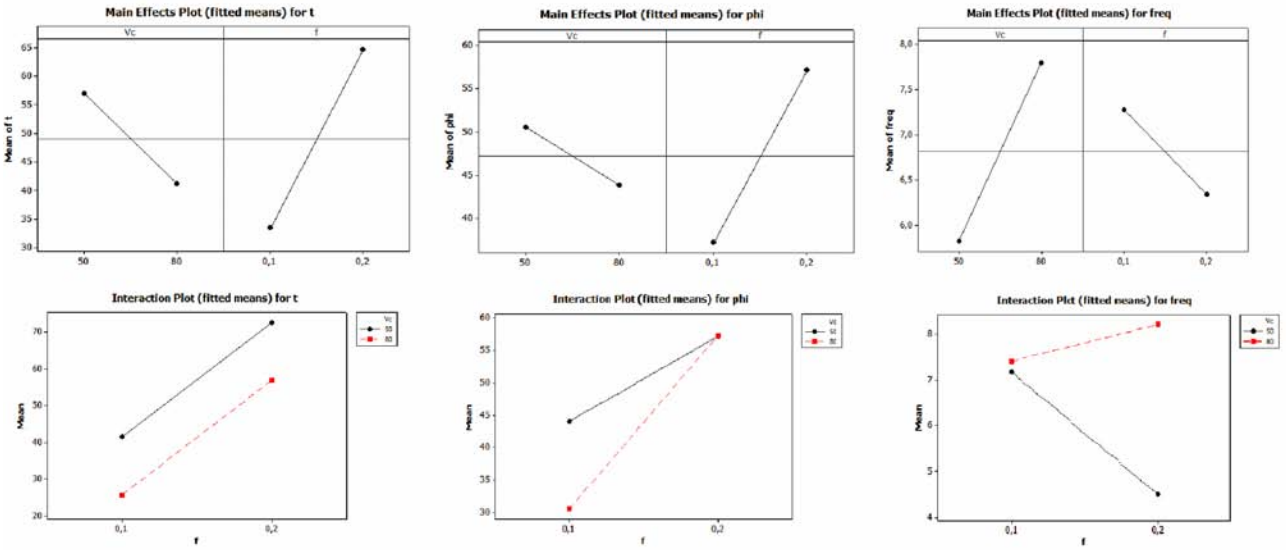


Fig.4.4.3 Grafici ANOVA per il caso EBM, lubrificato

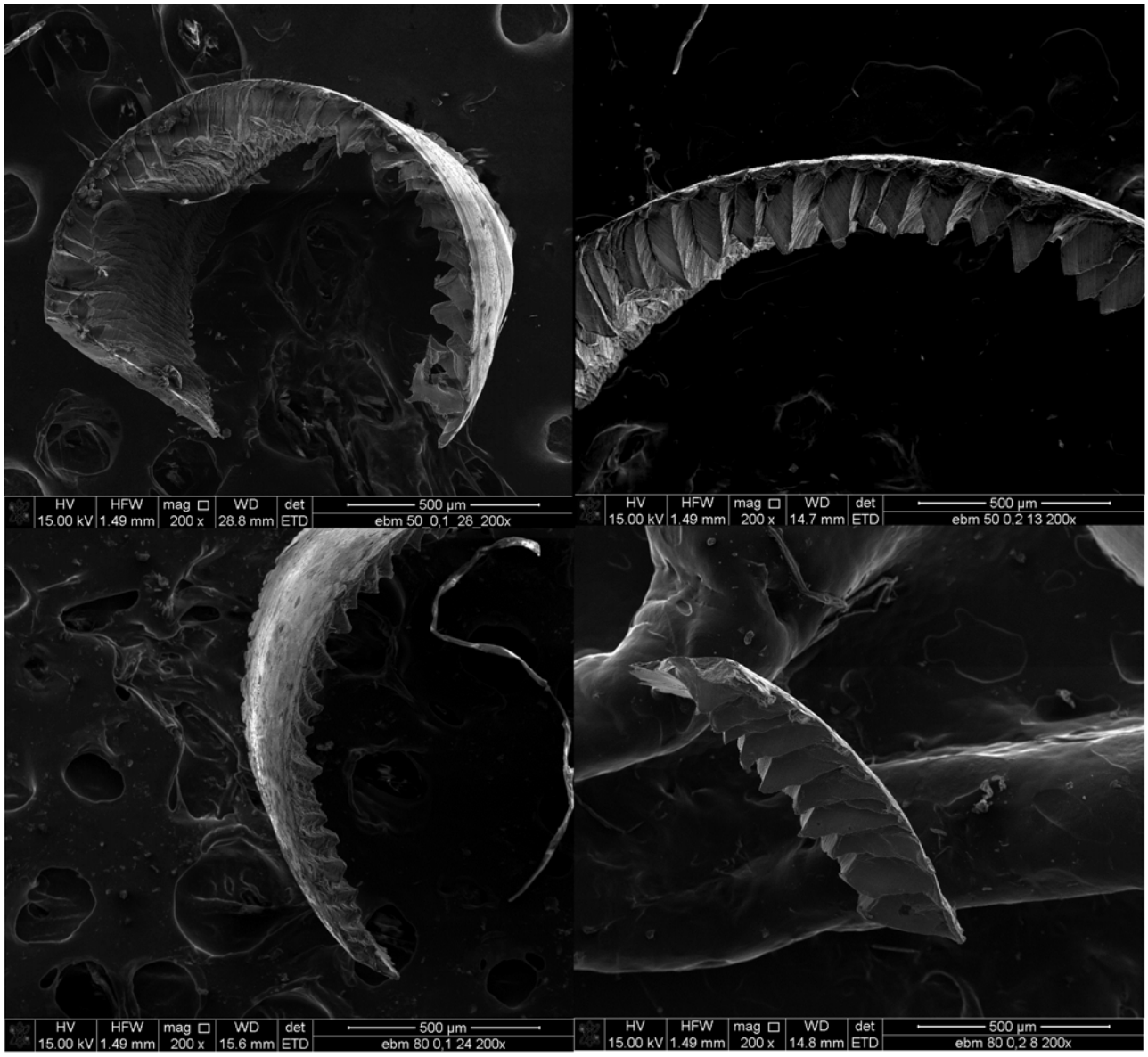


Fig.4.4.4 Immagini al SEM della morfologia del truciolo nelle diverse condizioni di lavorazione per EBM, lubrificato

La segmentazione per bassi valori di avanzamento è molto irregolare, mentre a valori più alti è più netta la distinzione tra i denti del truciolo. Questo può essere dovuto alla formazione di truciolo a elica che a bassi avanzamenti è tale per cui il truciolo formatosi va a colpire l'utensile appiattendo i picchi dei denti.

Caso 3 dmls lubrificato

P-value	t	φ	frequenza
Vc	0,016	0,013	0,020
f	0,015	0,042	0,085
Vc*f	0,000	0,245	0,001

Tab. 4 tabella fattoriale ANOVA per DMLS, lubrificato

La lega DMLS trattata termicamente presenta una struttura più duttile rispetto alla la lega EBM e presenta una morfologia del truciolo più regolare. Come si evince dai dati del P-value l'interazione è assente solo per l'angolo, mentre la frequenza è scarsamente influenzata dall'avanzamento.

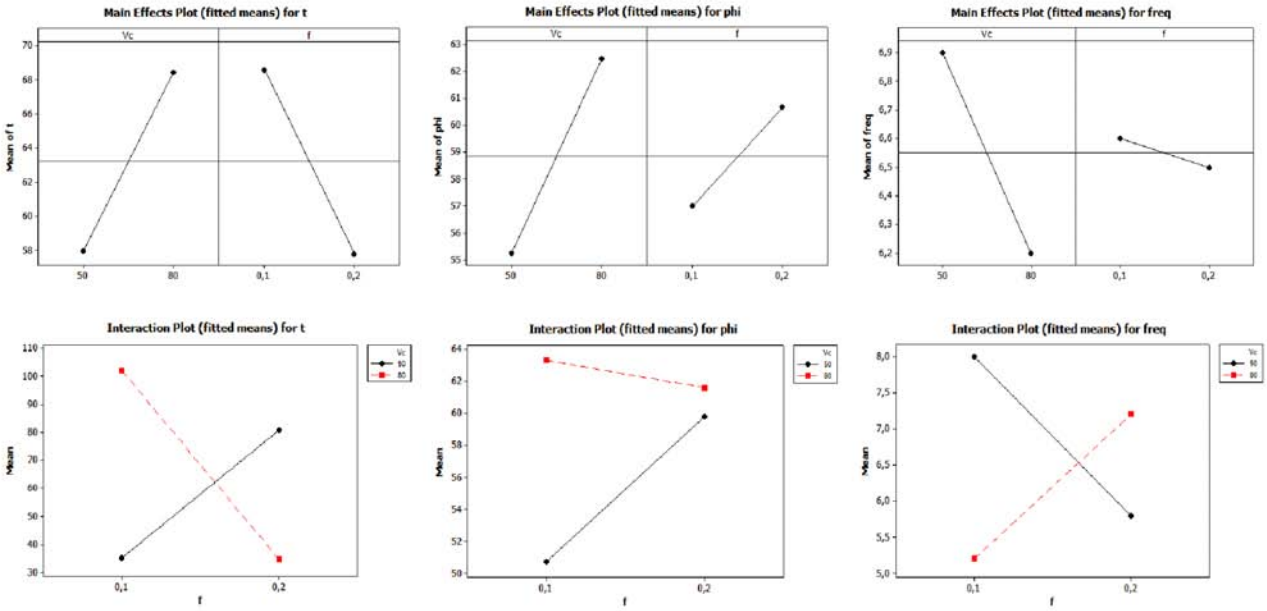


Fig.4.4.5 Grafici ANOVA per il caso DMLS, lubrificato

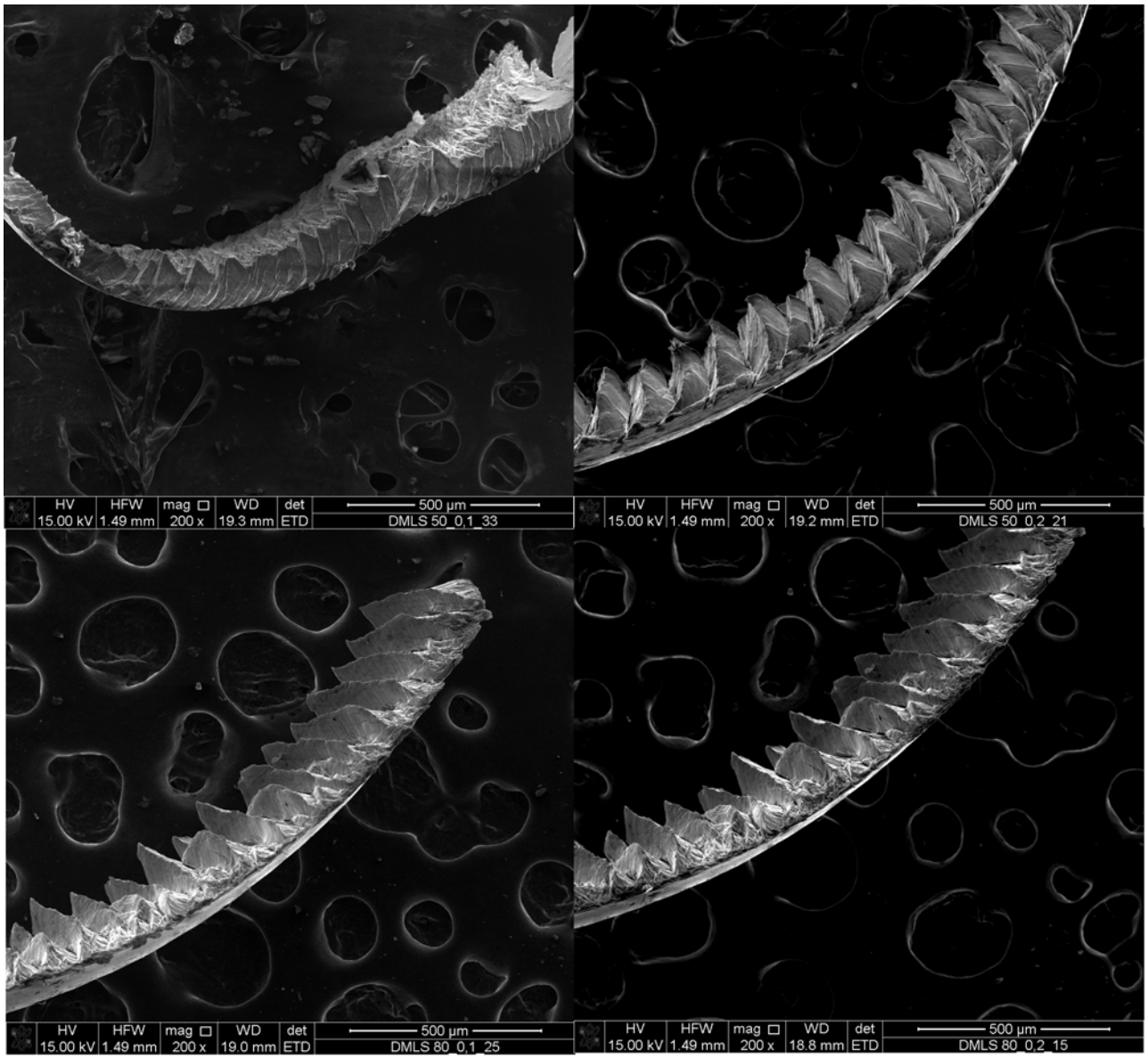


Fig.4.4.6 Immagini al SEM della morfologia del truciolo nelle diverse condizioni di lavorazione per DMLS, lubrificato

La segmentazione del truciolo è molto simile in tutti i casi ad eccezione delle condizioni meno spinte che come si è potuto osservare anche nelle immagini precedenti risente poco dell'effetto della tecnologia di produzione.

In tutte le tecnologie di produzione si può osservare a livello qualitativo come un avanzamento maggiore comporti una maggiore regolarità di segmentazione sia a livello di morfologia del dente sia a livello di frequenza. Per avanzamento 0,1 mm/rev, in particolare con velocità di taglio 50 m/min, non è possibile individuare né la frequenza di segmentazione né una morfologia del dente netta. Infatti, si osserva irregolarità nello spessore e nell'angolo di inclinazione. Questo può essere attribuito si al fatto che la formazione di shear band è correlata ad un valore critico di temperatura e

deformazione che per le condizioni di taglio meno spinte possono non essere verificate appieno.

Caso 4 bulk a secco

P-value	t	φ	frequenza
Vc	0,918	0,035	0,470
f	0,184	0,008	0,193
Vc*f	0,043	0,934	0,000

Nella lavorazione a secco, similmente al caso lubrificato, la lega bulk presenta dipendenza quasi esclusiva dall'avanzamento a livello grafico, sebbene il P-value confermi ciò solo nel caso dell'angolo φ, si può assumere ciò in relazione ai valori attribuiti alla velocità di taglio. Tuttavia, è presente interazione tra i fattori nel primo e nel terzo caso.

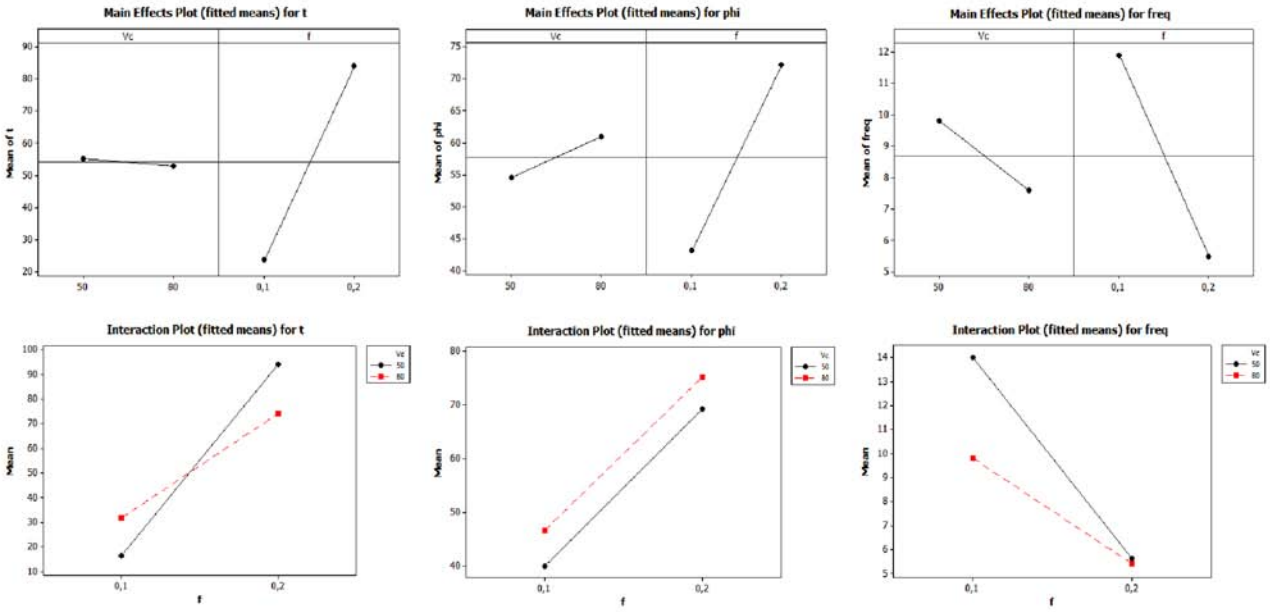


Fig.4.4.7 Grafici ANOVA per il caso BULK, dry

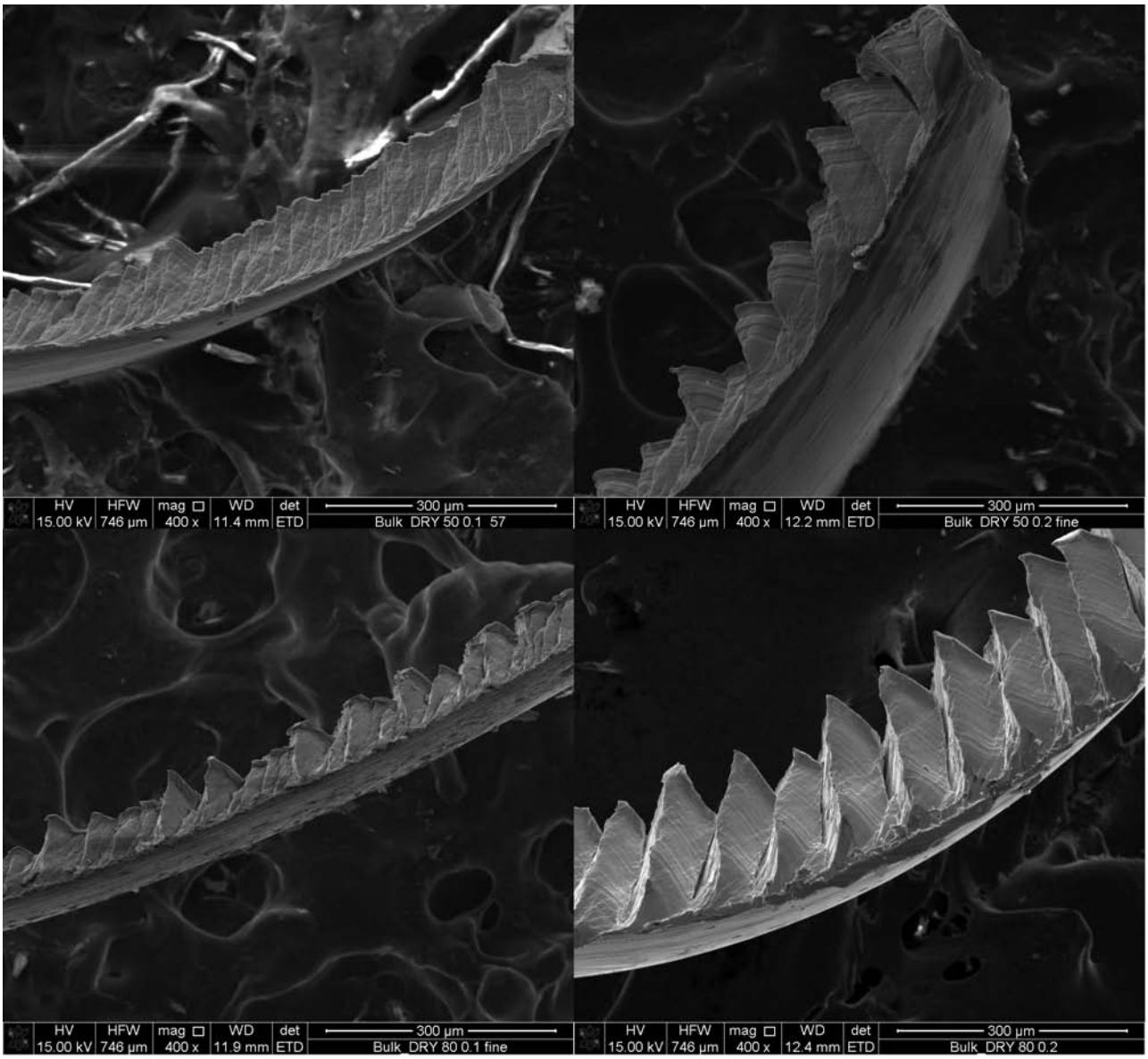


Fig.4.4.8 Immagini al SEM della morfologia del truciolo nelle diverse condizioni di lavorazione per BULK, dry

Analogamente al caso lubrificato, si ha una segmentazione più regolare ad avanzamenti maggiori, mentre al valore inferiore il truciolo tende ad assumere uno spessore appiattito. In assenza di lubrificazione è più marcato l'effetto di asportazione dei denti del truciolo; infatti, è possibile individuare le punte smussate.

Caso 5 ebm a secco

P-value	t	φ	frequenza
Vc	0,029	0,032	0,045
f	0,042	0,026	0,076
Vc*f	0,297	0,286	0,000

In quest'ultimo caso non si individua una preponderanza netta di un effetto sull'altro sia graficamente sia quantitativamente con i dati del P-value.

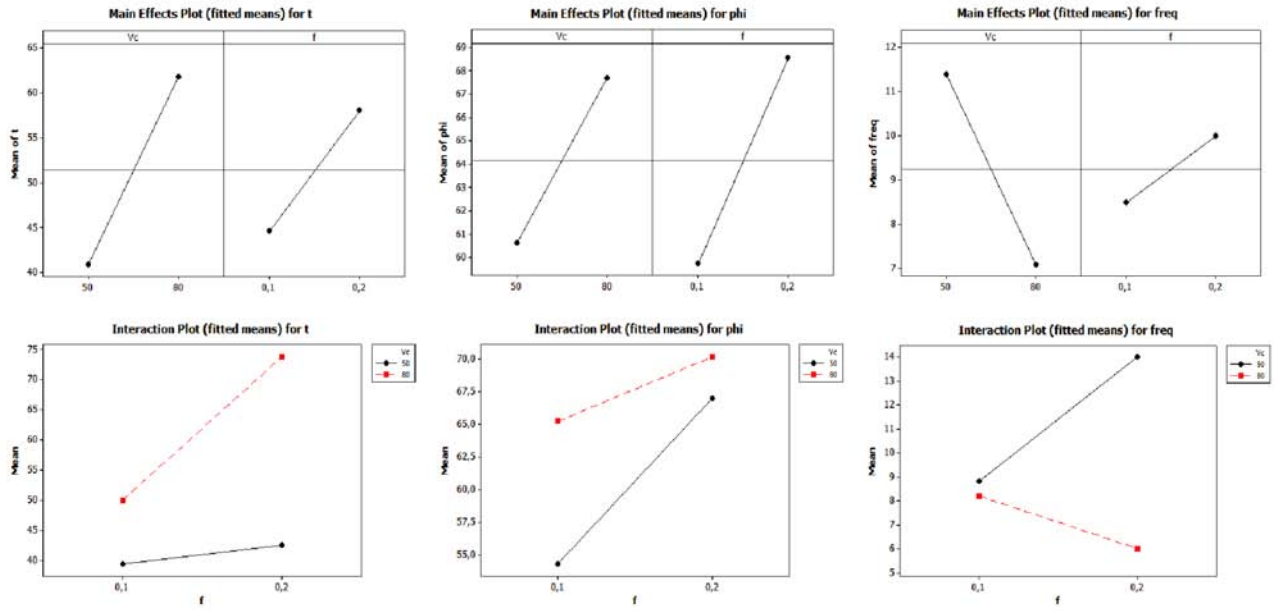


Fig.4.4.9 Grafici ANOVA per il caso EBM, dry

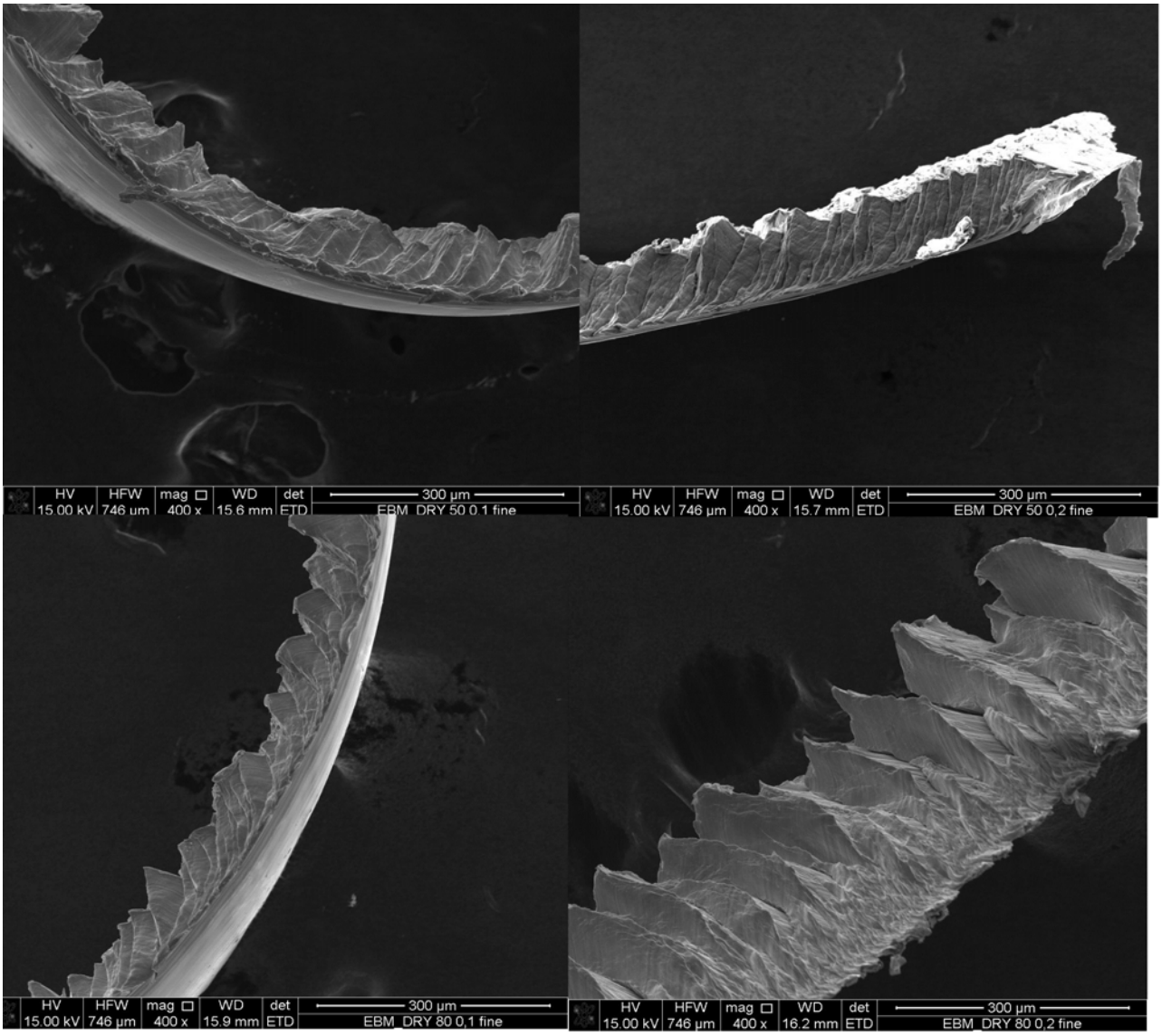


Fig.4.4.10 Immagini al SEM della morfologia del truciolo nelle diverse condizioni di lavorazione per EBM, dry

Questo risultato è giustificato dal fatto che il fenomeno di appiattimento del truciolo dovuto allo scorrimento sul petto presente rende inesatta la caratterizzazione dei trucioli per le misurazioni necessarie.

Si osserva che nel caso di lubrificazione a secco pur essendo ancora presente l'influenza dell'avanzamento, si accentua il fenomeno di appiattimento del truciolo e sono è più possibile identificare una precisa morfologia del truciolo ad eccezione della condizione di taglio più spinta.

A livello macroscopico si individuano principalmente tre forme di aggrovigliamento del truciolo presenti in una stessa lavorazione: una spirale continua fitta, una spirale continua più ampia e una spirale con conformazione disordinata.

Fig. 4.4.11 Foto della morfologia del truciolo

CAP 5: TRATTAMENTO TERMICO

5.1 Trattamento termico

La microstruttura di un metallo dipende dalla velocità di deformazione imposta e dalla temperatura.

In quest'ottica si colloca una campagna di trattamenti termici sui campioni deformati dalla lavorazione di tornitura cilindrica.

I campioni torniti sono stati sottoposti a un trattamento di ricottura in un forno ad alto vuoto in atmosfera inerte di Ar a tre differenti temperature:

- 950°C, nel campo di esistenza della fase α;
- 980°C, nel campo bifasico;
- 1020°C, nel campo di esistenza della fase β.

Il raffreddamento avviene con una velocità di 15-20 °C/s e forzato per evitare infragilimento da ossigeno.

L'interesse ad agire sulla microstruttura è giustificato non solo dal fatto che da essa dipendono le proprietà del materiale, ma anche dall'accettabilità della microstruttura ottenuta tramite additive manufacturing.

La microstruttura è determinata dalla velocità di deformazione e dalla temperatura, che influenzano la ricristallizzazione dinamica e statica, e dal raffreddamento conseguente passando da lamellare a aciculare con l'aumentare della velocità di raffreddamento. La struttura α globulare può essere ottenuta per trattamento termico, quale ricottura indotta da lavorazioni a caldo, o per effetto della deformazione che fornisce la driving force del processo.

Il cambiamento strutturale in entrambi i casi è associato alla formazione di substrutture con la fase α preesistente. Inizialmente si ha la formazione di bordi a basso e alto angolo dovuti all'accumulo di dislocazioni. Sotto deformazione, l'accumulo statico diviene dinamico, ossia sono generate e subito annichilite dislocazioni. Un'altra sorgente per la formazione di bordi di sub-grano è la rotazione durante la deformazione dei grani α. In questi bordi minori penetra la fase β causando la separazione delle lamelle; maggiore è la dimensione dei grani, maggiore è la difficoltà di separazione. Quando la separazione non è possibile, si ha la formazioni di bordi di grano ad alto angolo.

La globularizzazione statica si realizza in due stadi:

1. breve segmentazione delle lamelle α tramite separazione e sferoidizzazione (legata alla riduzione di energia interfacciale α/β) dei bordi;
2. ingrossamento della microstruttura per migrazione di massa da bordi curvi a bordi piani delle lamelle e accrescimento dei grani più grossi a scapito di quelli più piccoli. Questo è possibile perchè i grani più piccoli hanno elevato potenziale di dissoluzione, mentre l'accrescimento della grana riduce l'area interfacciale del sistema.

La temperatura di trattamento influenza le tempistiche dei due stadi; tuttavia, il secondo ha un effetto prevalente sulla globularizzazione.

Il trattamento termico è la modalità per modificare la microstruttura senza variare la forma del prodotto né la finitura.

La struttura della lega Ti6Al4V prodotta con EBM è aciculare (aghi di fase α molto fini orientati) ottenuta per combinazione di elevato sottoraffreddamento e preriscaldo del materiale che riduce stress residui indotti dal gradiente termico. Il preriscaldo inoltre influenza la formazione di fase β.

A causa della combinazione dei due fattori la trasformazione della microstruttura non è omogenea sulla sezione.

Affinché la deformazione dia non solo ingrossamento della grana ma anche globularizzazione, è necessario che la deformazione indotta sia di taglio. Ossia, perché possano essere accettate le protesi il lega prodotte per EBM è necessario che la microstruttura sia globulare e ciò è possibile con deformazioni di taglio che non vengono indotte durante la produzione per electron beam melting.

5.2 Effetto sulla microstruttura e sulla microdurezza

Per considerare l'effetto del trattamento termico post lavorazione si confrontano le microstrutture per le diverse temperature e condizioni di taglio.

EBM 50 0,1 lubrificazione piena

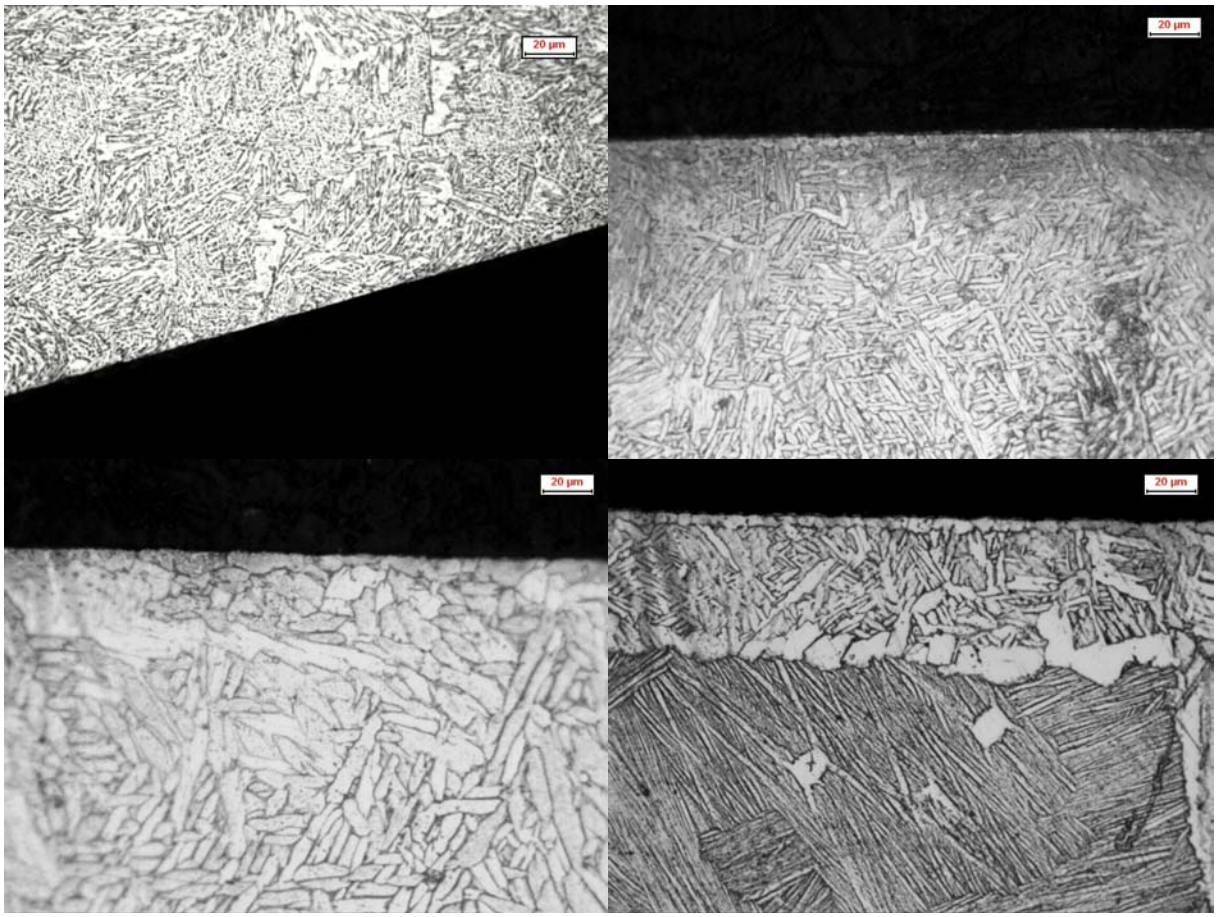


Fig. 5.2.1 a Micrografie della superficie tornita a 50 m/min e 0,1 mm/rev in condizioni di lubrificazione e trattata a diverse temperature: (1) nessun trattamento temico, (2) T 950°C, (3) T 980°C, (4) T 1020°C

Al di sotto di T della fase β si osserva un ingrossamento delle lamelle di fase α, più marcato per 980°C. L'effetto di globularizzazione della fase α indotto dalla deformazione di taglio è limitato ad uno strato inferiore ai 10 µm per 950°C, mentre supera i 20 µm per 980°C. Il comportamento a temperatura superiore alla β transus è differente rispetto i due casi precedenti. Oltre i 40 µm la microstruttura ottenuta è lamellare con morfologia Widmanstätten, ottenuta dal raffreddamento dalla fase β. Viene mostrata una micrografia della microstruttura per il trattamento a 1020°C ad ingrandimenti inferiori.

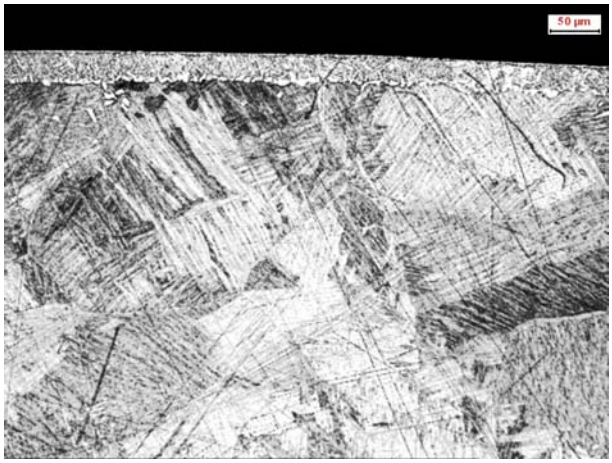


Fig. 5.2.2 Micrografia della sezione trattata a 1020°C

È netto lo spessore che risente dell'effetto della deformazione indotta dalla lavorazione che presenta una microstruttura lamellare con lamelle ingrossate, uno strato sottile in cui si evidenzia un principio di globularizzazione e alcuni grani globulari. La microstruttura oltre tale spessore è dominata da larghe colonie di α Widmanstätten e zone individuali di minore estensioni, da un sottile strato di β.

Dal punto di vista della microdurezza l'andamento è mostrato nel grafico:

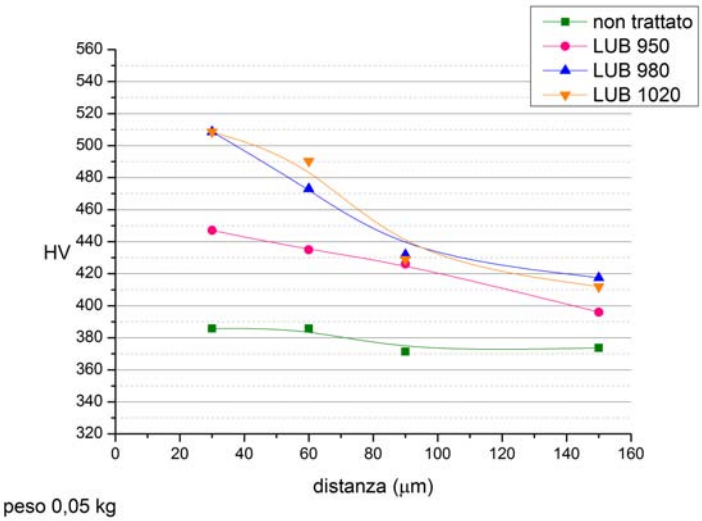


Fig. 5.2.3 Andamento di HV per la lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a 50 m/min e 0,1 mm/rev e trattata termicamente

Tenendo conto di un errore indotto dallo strumento nelle misure di ± 15 HV, si osserva uno spiccato incremento della durezza indotto dai trattamenti a temperatura superiore. Le curve relative al materiale trattato tendono ad un valore prossimo a 420 HV in corrispondenza di 150 µm. L'incremento della durezza in prossimità della superficie è superiore al 30%. La modifica strutturale è tale da rendere accettabile a 1020°C la microstruttura secondo lo standard.

EBM 50 0,2 lubrificazione piena

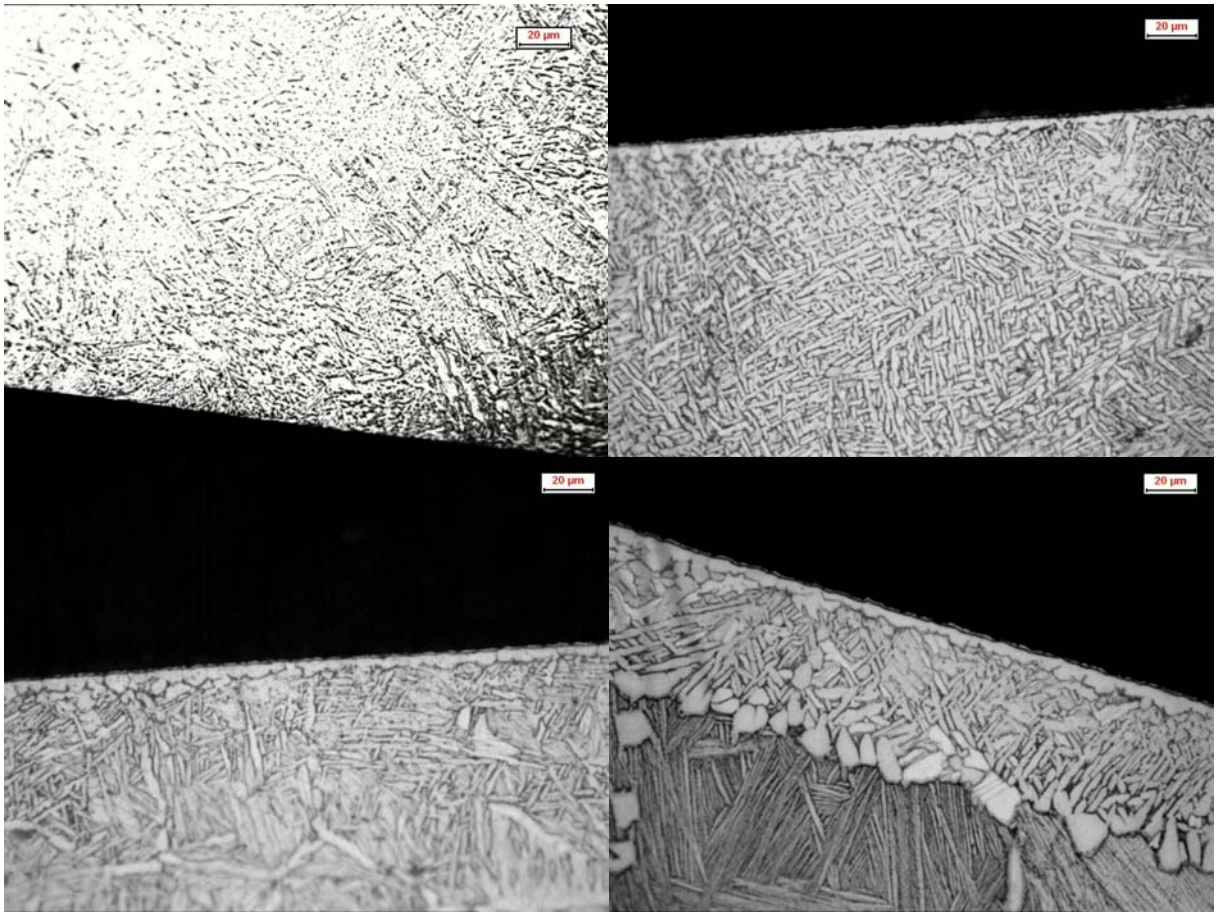


Fig. 5.2.4 Micrografie della superficie tornita a 50 m/min e 0,2 mm/rev in condizioni di lubrificazione e trattata a diverse temperature: (1) nessun trattamento temico, (2) T 950°C, (3) T 980°C, (4) T 1020°C

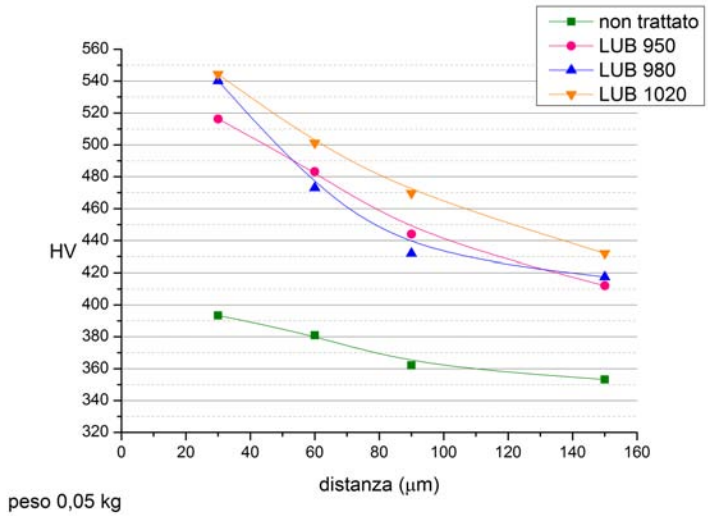


Fig. 5.2.5 Andamento di HV per la lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a 50 m/min e 0,2 mm/rev e trattata termicamente

Per avanzamento maggiore si può notare un incremento dello spessore della zona soggetta a globularizzazione, ad eccezione del caso a 980°C in cui il fenomeno dell'ingrossamento è meno marcato rispetto le condizioni precedenti. Nel caso a 1020°C si individuano grani di fase α primari nella struttura aciculare.

I valori raggiunti sono superiori rispetto al caso precedente, la condizione trattata a 1020°C supera i 540 HV e in valore percentuale è maggiore del 35% rispetto la lega non trattata. Anche in questo caso le curve si approssimano ad una stessa quota prossima a 420 HV.

EBM 80 0,1 lubrificazione piena

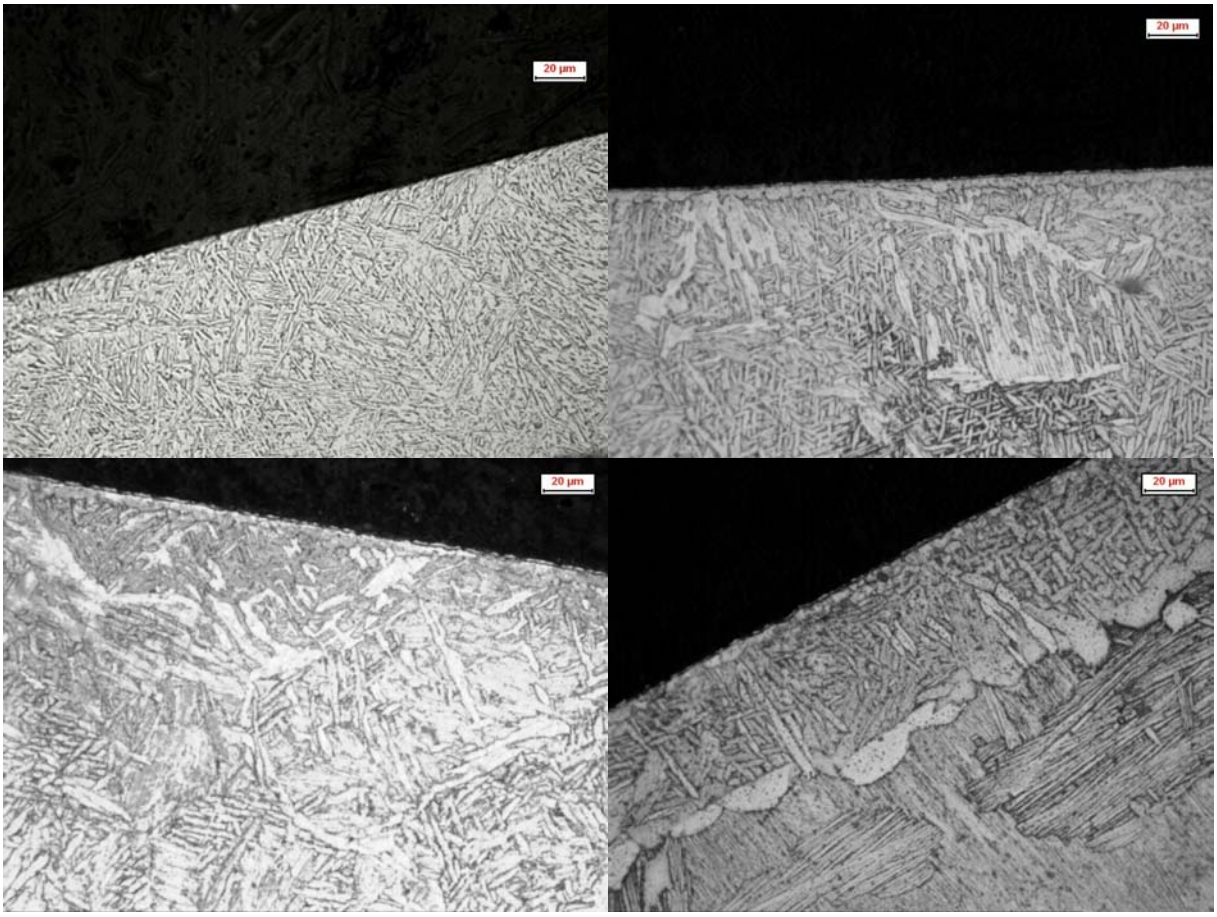


Fig. 5.2.6 Micrografie della superficie tornita a 80 m/min e 0,1 mm/rev in condizioni di lubrificazione e trattata a diverse temperature: (1) nessun trattamento temico, (2) T 950°C, (3) T 980°C, (4) T 1020°C

Come nei casi precedenti anche per velocità di taglio 80 m/min e avanzamento 0,1 mm/rev non si ottiene marcato effetto di globularizzazione e l'effetto principale è dovuto all'ingrossamento delle lamelle. Lo spessore differente nella quarta figura è prossimo ai 60 µm. Nella condizione a 950°C è possibile individuare una zona con microstruttura differente.

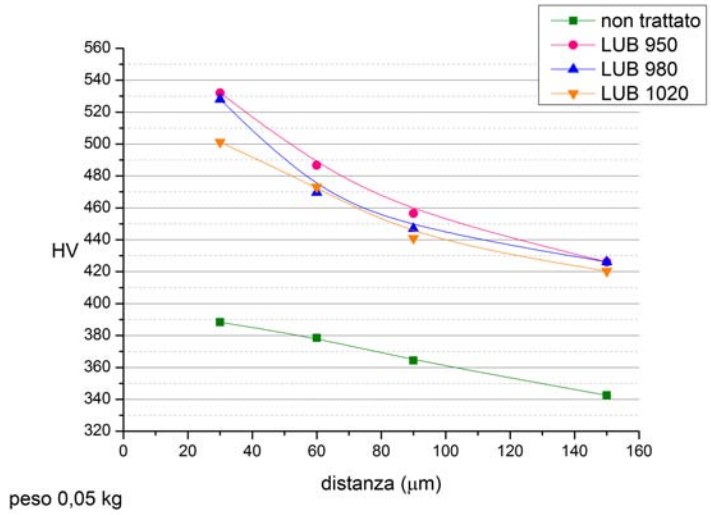


Fig. 5.2.7 Andamento di HV per la lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a 50 m/min e 0,2 mm/rev e trattata termicamente

Pur non essendo considerabili i valori di HV in senso assoluto, è possibile individuare il trend di decrescita della durezza dalla superficie verso l'interno del campione. Anche in questo caso il limite a cui tendono le curve è pari a 420 HV. La microstruttura nello spessore alterato per 1020°C è, come nella condizione di para avanzamento, più fine rispetto ai casi ad avanzamento maggiore.

EBM 80 0,2 lubrificazione piena

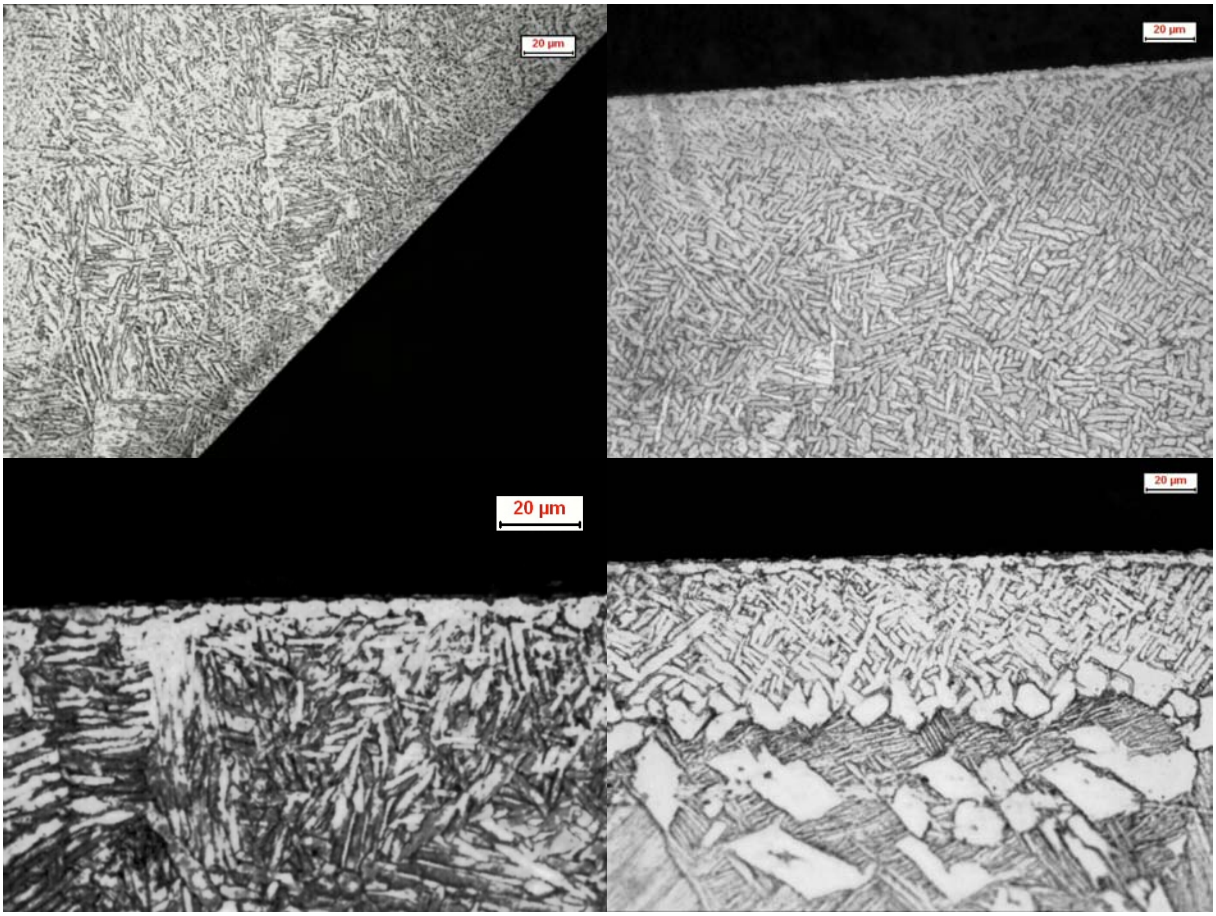


Fig. 5.2.8 Micrografie della superficie tornita a 80 m/min e 0,2 mm/rev in condizioni di lubrificazione e trattata a diverse temperature: (1) nessun trattamento temico, (2) T 950°C, (3) T 980°C, (4) T 1020°C

In questa condizione i commenti sono analoghi a quanto fatto per il caso a pari avanzamento. Le zone più chiare consistono in fase α primaria soggetta a globularizzazione.

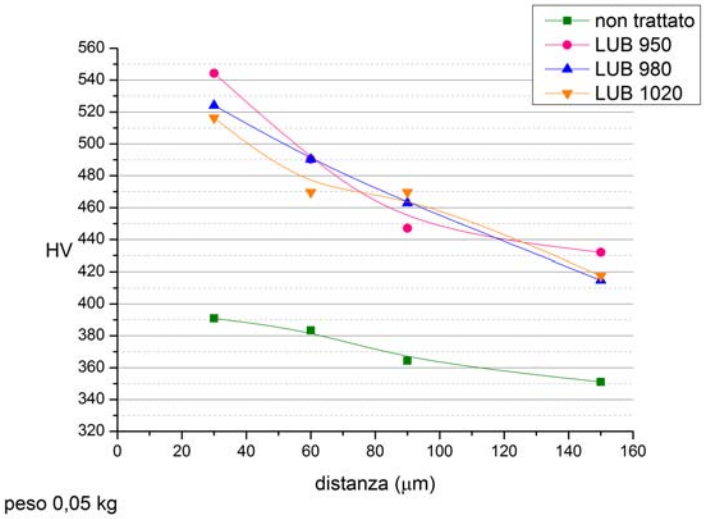


Fig. 5.2.9 Andamento di HV per la lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a 50 m/min e 0,2 mm/rev e trattata termicamente

Anche in questo caso pur non essendo considerabili i valori di HV in senso assoluto, è possibile individuare il trend di decrescita della durezza dalla superficie verso l'interno del campione. Anche in questo caso il limite a cui tendono le curve è pari a 420 HV.

EBM 50 0,1 lubrificazione a secco

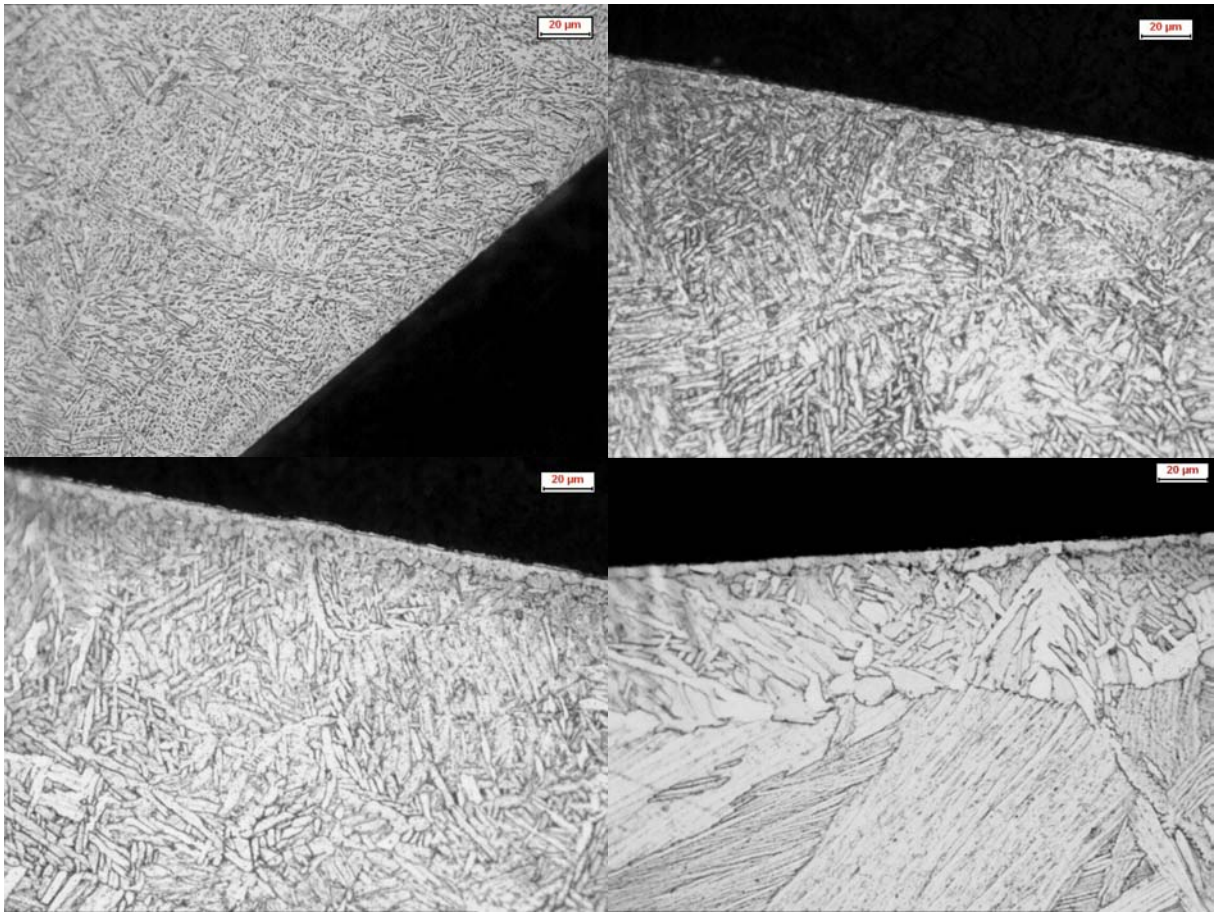
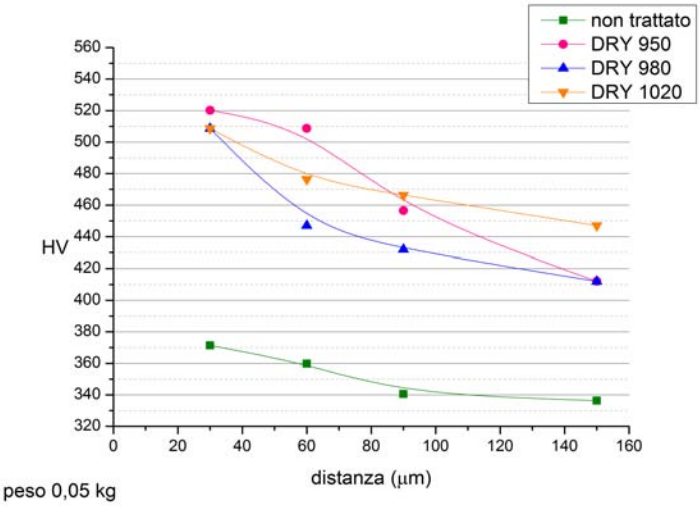


Fig. 5.2.10 Micrografie della superficie tornita a 50 m/min e 0,1 mm/rev in condizioni di lubrificazione a secco e trattata a diverse temperature: (1) nessun trattamento temico, (2) T 950°C, (3) T 980°C, (4) T 1020°C

Le micrografie mostrano un fenomeno di ingrossamento meno marcato rispetto le condizioni di lubrificazione assente. Lo spessore soggetto a globularizzazione è prossimo a 10 µm per 980°C e inferiore per 950°C. La compresenza delle due microstrutture a 1020°C è analoga al caso con presenza di lubrificante. Di seguito è riportato l'andamento della microdurezza per la quale sono valide le considerazioni del caso lubrificato.



5.2.11 Andamento di HV per la lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 50 m/min e 0,1 mm/rev e trattata termicamente

EBM 50 0,2 lubrificazione a secco

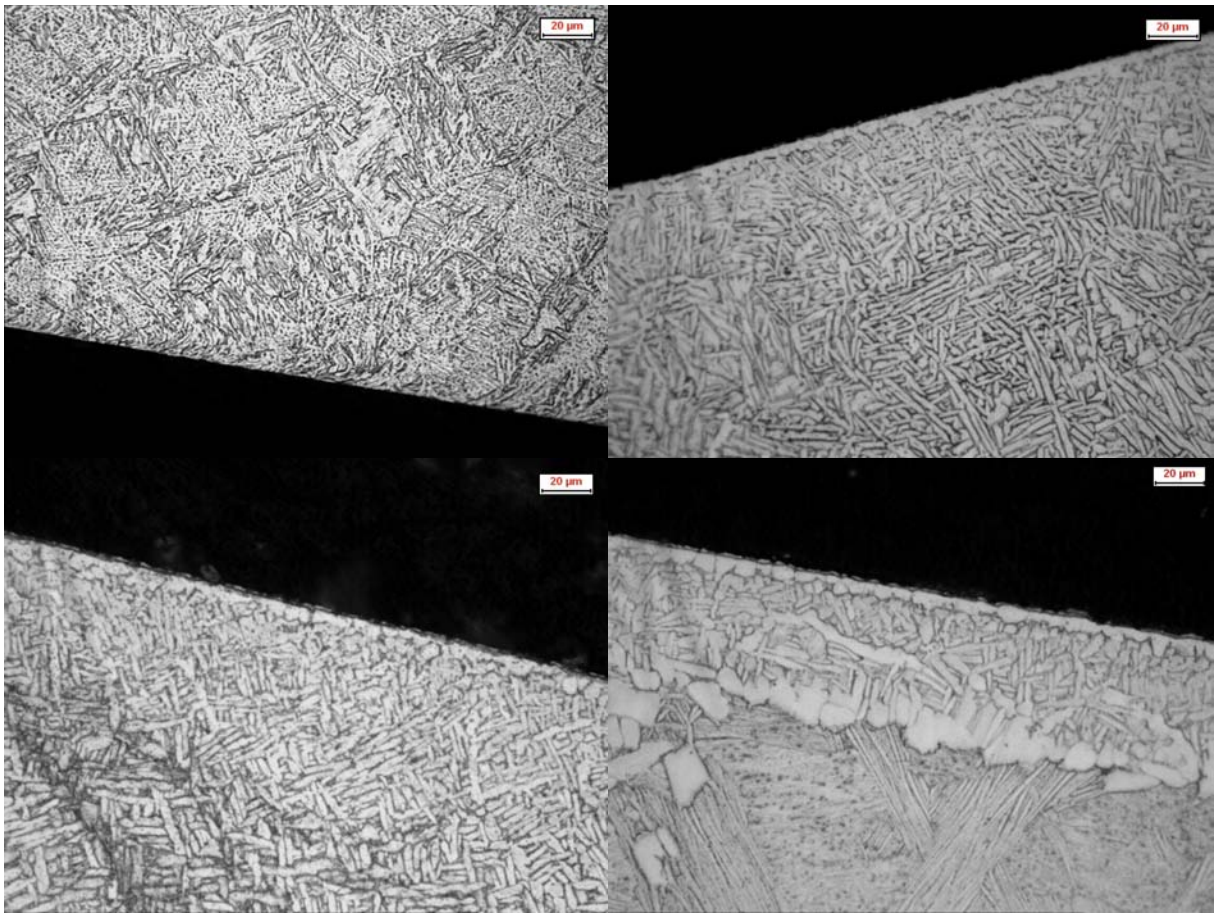


Fig. 5.2.12 Micrografie della superficie tornita a 50 m/min e 0,2 mm/rev in condizioni di lubrificazione a secco e trattata a diverse temperature: (1) nessun trattamento temico, (2) T 950°C, (3) T 980°C, (4) T 1020°C

Analogamente al caso lubrificato, l'ingrossamento non è spiccato nei primi due trattamenti. Di seguito è riportato l'andamento della microdurezza. Sono valide le valutazioni fatte precedentemente.

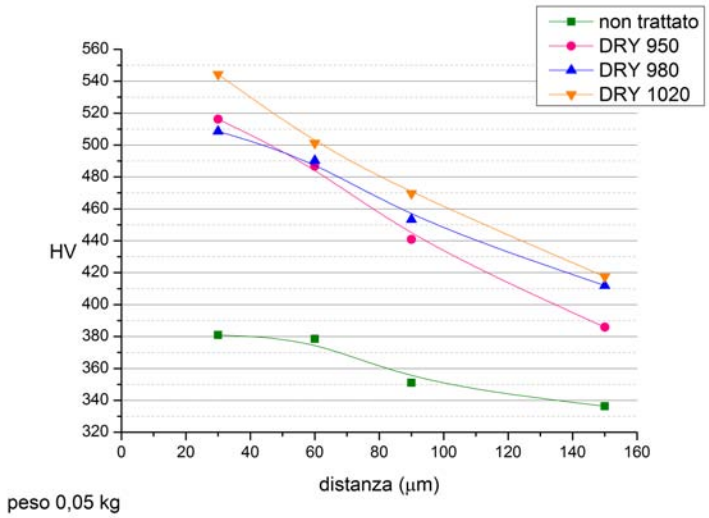


Fig. 5.2.13 Andamento di HV per la lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 50 m/min e 0,2 mm/rev e trattata termicamente

EBM 80 0,1 lubrificazione a secco

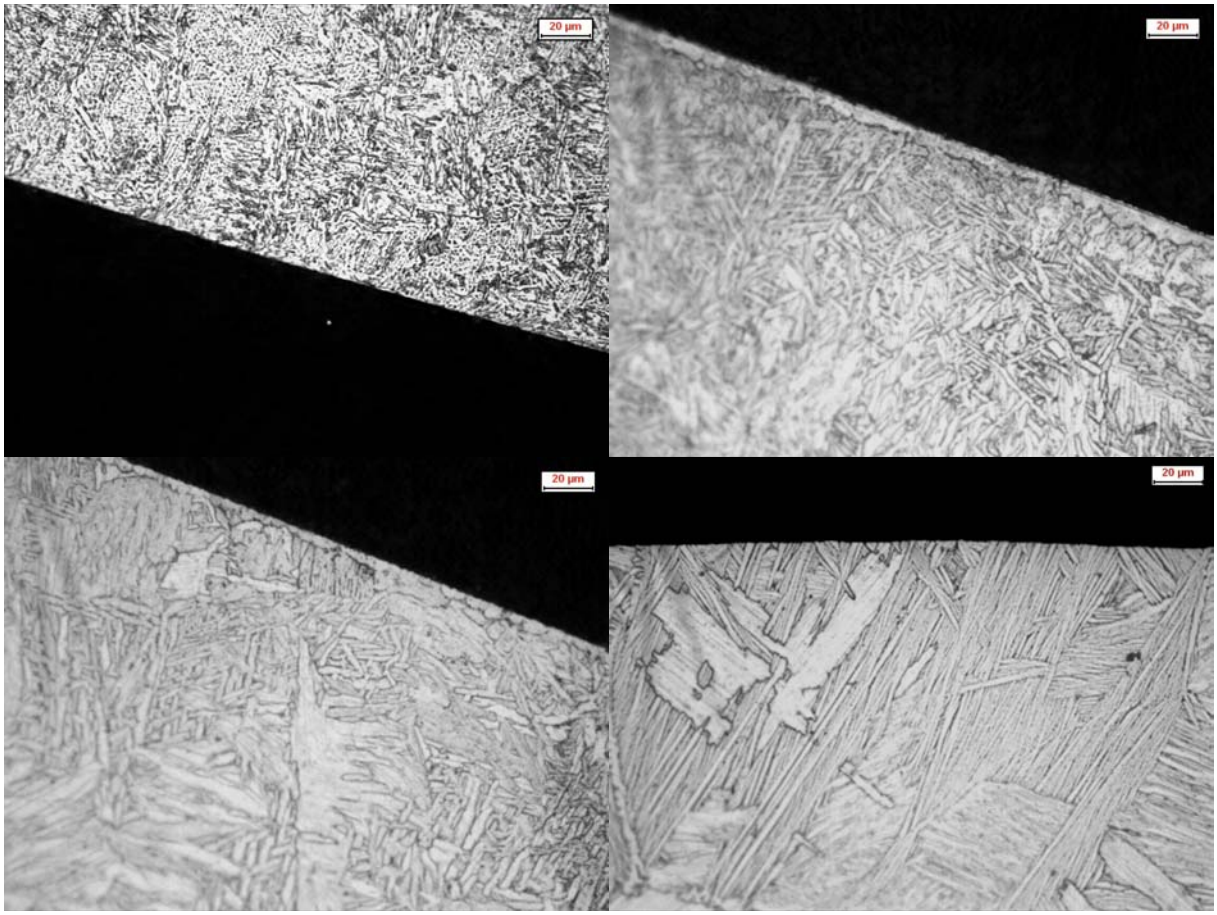


Fig. 5.2.14 Micrografie della superficie tornita a 80 m/min e 0,1 mm/rev in condizioni di lubrificazione a secco e trattata a diverse temperature: (1) nessun trattamento temico, (2) T 950°C, (3) T 980°C, (4) T 1020°C

Gli effetti del trattamento sono analoghi alla condizione in assenza di lubrificazione ad eccezione del trattamento a 1020°C che rappresenta un caso a sé stante fra i trattamenti a tale temperatura. Di

seguito viene riportata la micrografia della microstruttura a ingrandimenti minori.Questo rappresenta l'unico caso in cui la microstruttura ottenuta in seguito al trattamento termico a 1020°C non è accettabile secondo lo standard.

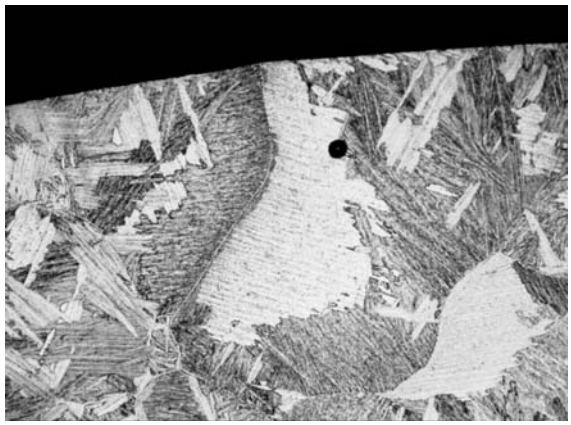


Fig. 5.2.15 Micrografie della superficie tornita a 80 m/min e 0,1 mm e trattata a 1020°C

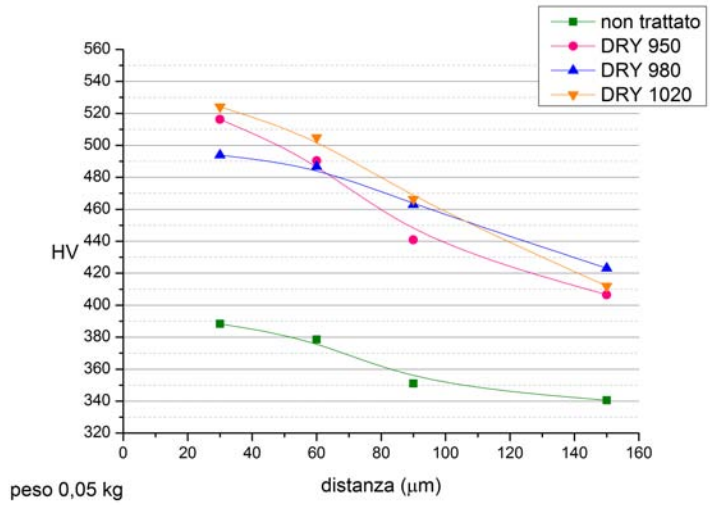
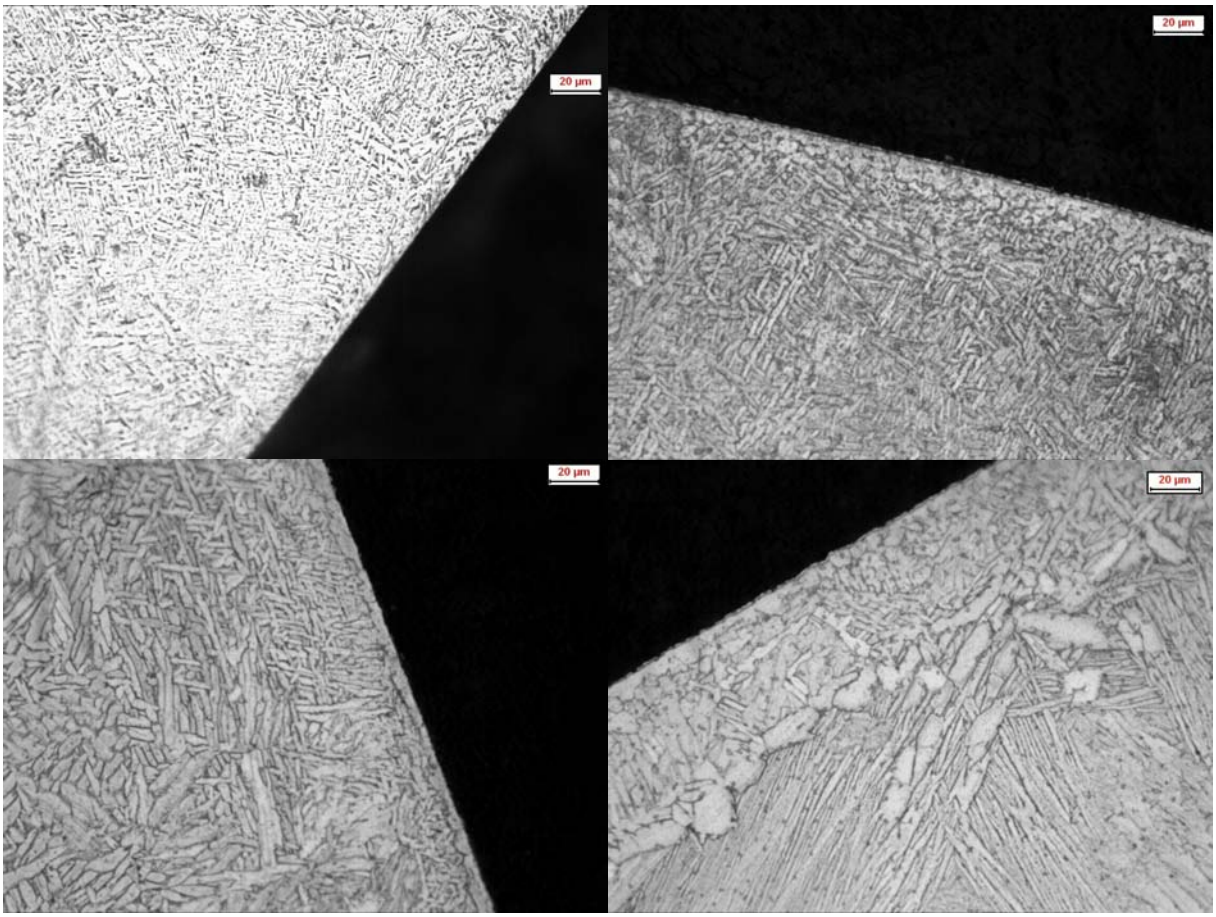


Fig. 5.2.16 Andamento di HV per la lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 80 m/min e 0,1 mm/rev e trattata termicamente

Nonostante la microstruttura sia differente, non si osservano variazioni nel trend di decrescita della microdurezza a partire dalla superficie. I valori ottenuti sono analoghi alla condizione di piena lubrificazione

EBM 80 0,2 lubrificazione a secco



.

Fig. 5.2.17 Micrografie della superficie tornita a 80 m/min e 0,2 mm/rev in condizioni di lubrificazione a secco e trattata a diverse temperature: (1) nessun trattamento temico, (2) T 950°C, (3) T 980°C, (4) T 1020°C

Nelle condizioni a 950°C lo spessore soggetto a globularizzazione è prossimo ai 20 µm, più ampia rispetto al caso lubrificato a causa della maggiore deformazione indotta. Inoltre, l'ingrossamento delle lamelle è poco marcato. A 980°C si osserva ingrossamento della grana oltre 60 µm dalla superficie, mentre all'interno di questo strato le lamelle sono più fini. Infine, lo spessore non caratterizzato da morfologia Widmanstätten ha estensione radiale di 40 µm e presenta il fenomeno di globularizzazione.

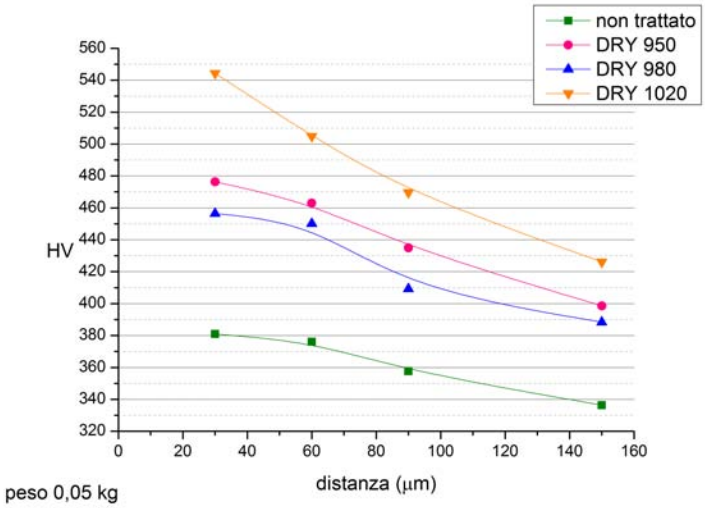


Fig. 5.2.18 Andamento di HV per la lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 80 m/min e 0,1 mm/rev e trattata termicamente

L'andamento delle microdurezza è coerente con l'analisi svolta delle micrografie. La minore microdurezza riscontrata per il campione trattato a 980°C è giustificata da un ingrossamento della grana che comporta un addolcimento della struttura.

Nel complesso si riscontra in tutte le immagini, fatta eccezione della condizione a 80 m/min 0,1 mm/rev in assenza di lubrificazione, uno spessore inferiore ai 10 μm in cui la globularizzazione della grana è netta. L'incremento della durezza è notevole in ogni condizione, tuttavia, si effettua una modifica della struttura accettabile dallo standard solo a 1020°C.

5.2.1 Ulteriore caso di studio

Poichè la deformazione indotta con i parametri taglio impostati non è sufficiente, si sono lavorate due barre di lega forgiata e EBM a condizioni più spinte.

I parametri impostati in questo caso sono velocità di taglio 100 m/min, avanzamento 0,25 mm/rev e profondità di passata 1,5 mm in condizioni di lubrificazione assente.

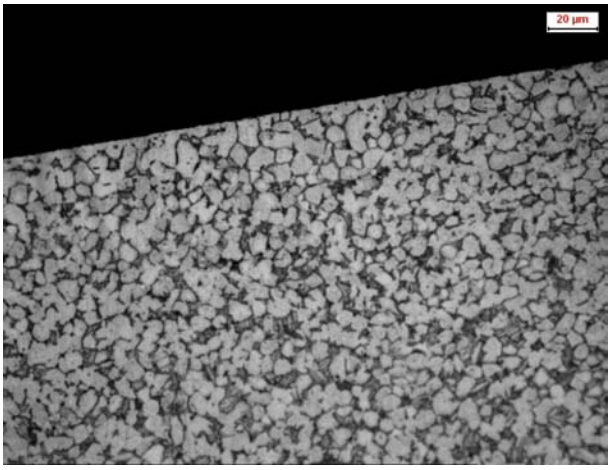


Fig. 5.2.19 Micrografia della lega BULK lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 100 m/min e 0,25 mm/rev profondità di passata 1,5 mm e trattata termicamente a 950°C

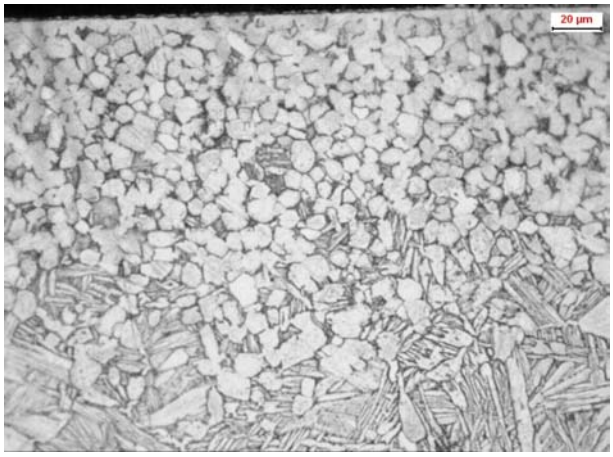


Fig. 5.2.20 Micrografia della lega BULK lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 100 m/min e 0,25 mm/rev profondità di passata 1,5 mm e trattata termicamente a 980°C

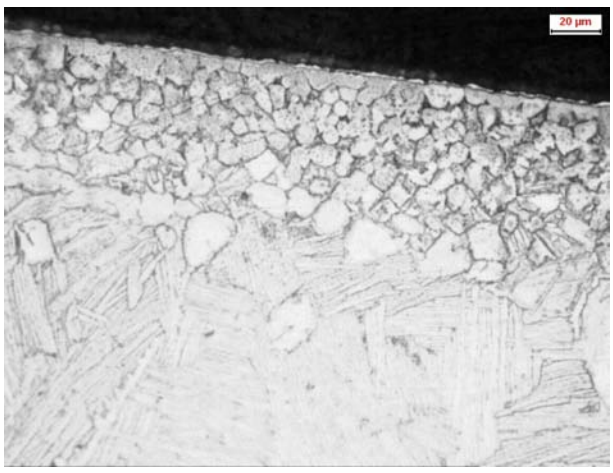


Fig. 5.2.21 Micrografia della lega BULK lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 100 m/min e 0,25 mm/rev profondità di passata 1,5 mm e trattata termicamente a 1020°C

In queste condizioni di lavoro l'inserto ha durata di lavorazione inferiore al minuto; infatti raggiunge rapidamente un livello di usura tale da rendere l'inserto inutilizzabile. La microstruttura a 950°C non subisce modificazioni, essendo nel campo della fase α. Al crescere della temperatura ho

da una parte un effetto di ingrossamento di α globulare, dall'altro una riduzione dello spessore equiassico con avanzamento della struttura di Widmanstätten.

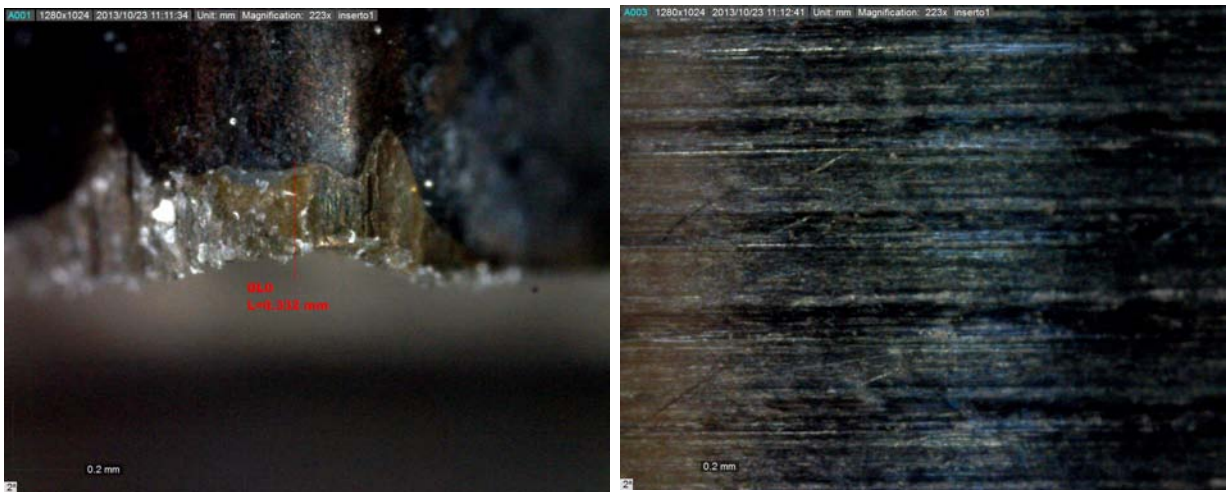


Fig. 5.2.22 Immagine dell'usura sul fianco dell'utensile e profilo del concio della lega BULK lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 100 m/min e 0,25 mm/rev profondità di passata 1,5 mm

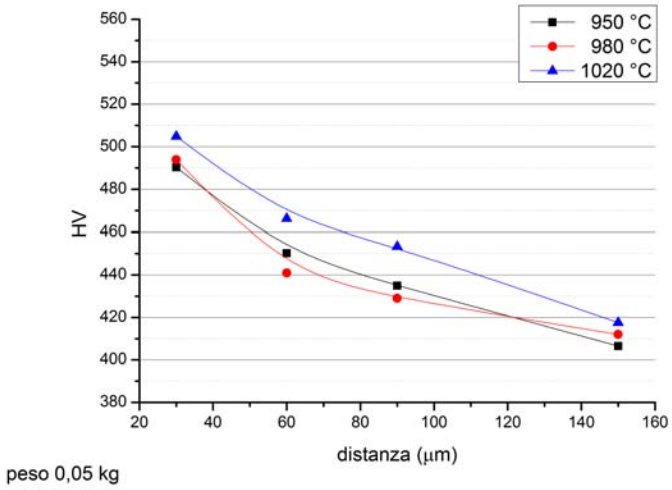


Fig. 5.2.23 Andamento di HV della lega BULK lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 100 m/min e 0,25 mm/rev profondità di passata e trattata termicamente a differenti temperature

I trattamenti termici a differenti temperature comportano un andamento della microdurezza analogo nelle diverse condizioni.

Una lavorazione analoga è stata effettuata su una barra di Ti6Al4V EBM, successivamente trattata termicamente alle stesse temperature.

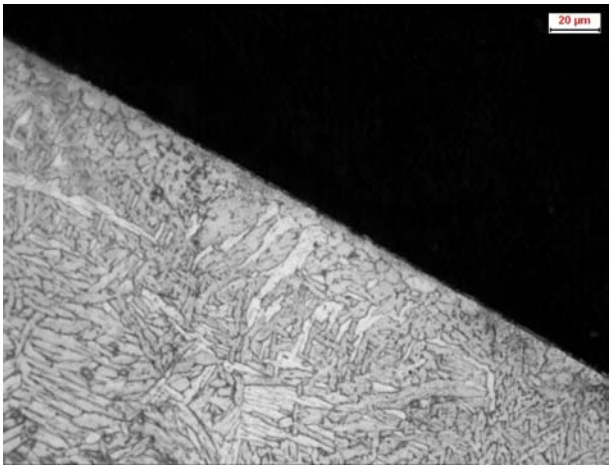


Fig. 5.2.24 Micrografia della lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 100 m/min e 0,25 mm/rev profondità di passata 1,5 mm e trattata termicamente a 950°C

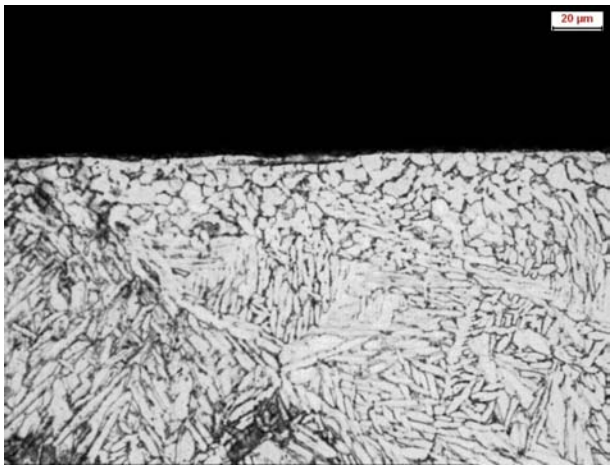


Fig. 5.2.25 Micrografia della lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 100 m/min e 0,25 mm/rev profondità di passata 1,5 mm e trattata termicamente a 980°C

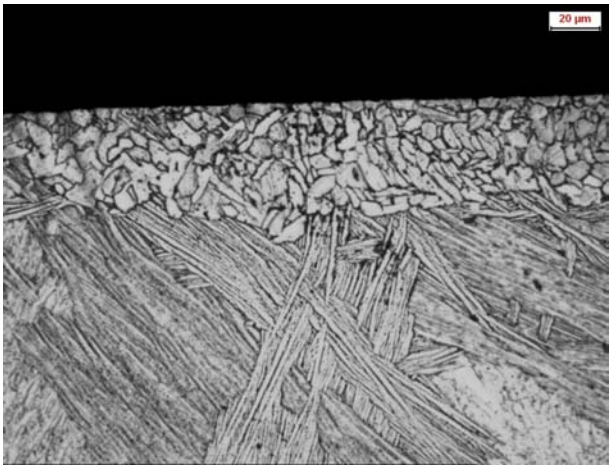


Fig. 5.2.26 Micrografia della lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 100 m/min e 0,25 mm/rev profondità di passata 1,5 mm e trattata termicamente a 1020°C

In queste condizioni di lavoro l'inserto ha durata di lavorazione inferiore al minuto; infatti raggiunge rapidamente un livello di usura tale da rendere l'inserto inutilizzabile.

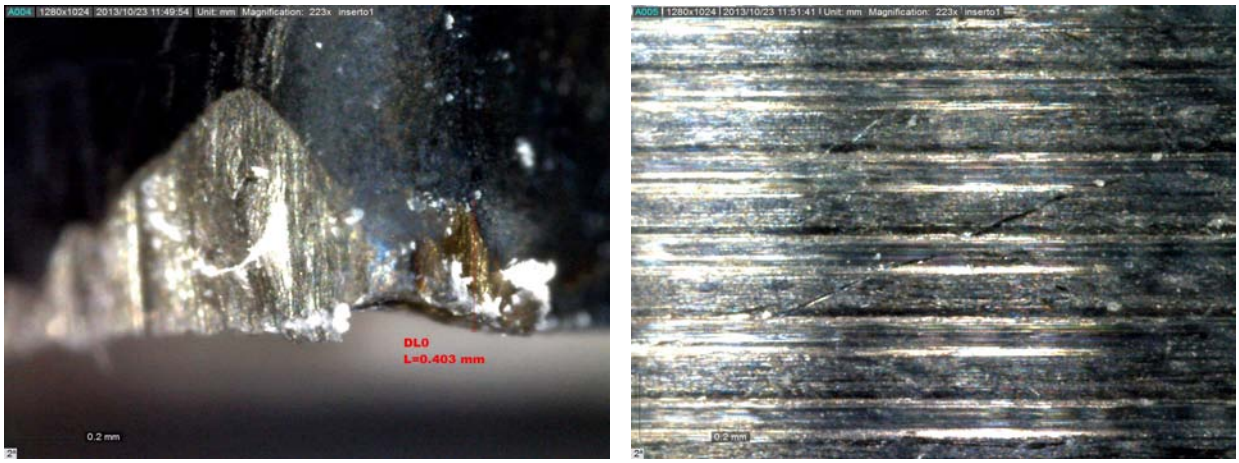


Fig. 5.2.27 Immagine dell'usura sul fianco dell'utensile e profilo del concio della lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 100 m/min e 0,25 mm/rev profondità di passata 1,5 mm

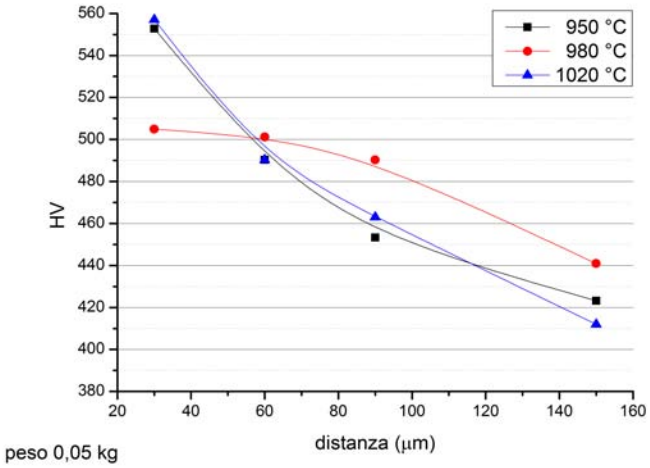


Fig. 5.2.28 Andamento di HV della lega EBM lavorata in condizioni di lubrificazione a secco a 100 m/min e 0,25 mm/rev profondità di passata e trattata termicamente a differenti temperature

In queste condizioni di lavorazione l'effetto di globularizzazione è maggiore rispetto i casi osservati precedentemente ed è rilevante già a 980°C, perchè l'incremento di deformazione diminuisce la temperatura critica. I valori di microdurezza così ottenuti sono più elevati.

Quest'ultimo caso è servito a mostrare la correlazione tra deformazione e trattamento termico. Tuttavia, lavorazioni con questi parametri non possono essere prese in considerazione perchè l'efficienza del processo non è tale da giustficarne i costi che comprenderebbero la sostituzione di un inserto al minuto, mentre usualmente la vita di un inserto è compresa tra i 15-20 min.

CONCLUSIONI

Il lavoro svolto in questa tesi si è occupato in primo luogo della determinazione dei parametri di taglio, velocità di taglio e avanzamento, ottimali in diverse condizioni di lubrificazione.

Il parametro più influente è l'avanzamento, mentre la variazione della velocità di taglio ha effetti meno marcati per entrambi i livelli di lubrificazione.

A livello cristallografico la lavorazione induce una deformazione plastica riscontrabile ad avanzamento 0,2 mm/rev che in condizioni di lavorazione a secco è più marcata ma pur sempre limitata ad uno spessore di 20 μm. Tuttavia, l'effetto di incrudimento superficiale si riscontra in ogni combinazione di lavorazione analogo e, tenuto conto della precisione dello strumento, è possibile definire un trend a cui si approssimano tutte le curve senza distinzione di parametri.

Infatti, si riscontra un'incremento percentuale rispetto la durezza del materiale base pari a 330 HV, da letteratura, inferiore al 30% e, quindi, di scarso interesse ingegneristico; mentre, il valore base viene raggiunto ad una distanza compresa tra i 300 e i 400 μm.

Anche dal punto di vista dell'usura l'effetto preponderante è dato dall'avanzamento maggiore e i tempi richiesti a raggiungere Vbc pari a 0,1 mm sono minori.Sono più marcati sia il fenomeno di usura adesiva sia abrasiva; infatti, è più netta l'usura del fianco, la delaminazione del rivestimento e sono presenti scheggiature. In condizioni di lubrificazione assente a causa delle temperature alte è favorito il fenomeno di adesione che protegge l'inserto da usura adesiva. Infatti, i tempi di lavorazione sono maggiori.

Un parametro determinante nella scelta delle condizioni ottimali è la finitura superficiale; in lavorazioni di semifinitura è accettabile un valore di Ra inferiore a 3 μm, pertanto, tutte le condizioni sono accettabili. I valori di rugosità per avanzamento minore sono circa un terzo rispetto gli altri; in assenza di lubrificazione, i valori sono prossimi.

Infine, la morfologia del truciolo è indice di una buona lavorabilità in quanto maggiore è la segmentazione del truciolo più instabile sarà dell'utensile.

La segmentazione del truciolo è più netta ad avanzamenti più alti mentre per f pari a 0,1 mm/rev lo spessore del dente è inferiore e tende ad essere appiattito.

Sulla base delle considerazioni fatte riguardo il maggiore fenomeno di usura, la maggiore rugosità e segmentazione del truciolo, si ritiene che le condizioni di lavorazione ottimale si riscontrino ad

avanzamento 0,1 mm/rev.

Non si sono riscontrati difetti tali da sfavorire la lavorazione in condizioni di lubrificazione a secco anziché piena.

L'effetto dell'aumento della velocità di taglio non è marcato e non si sono riscontrati risultati che sfavoriscano l'uno rispetto all'altro. Tuttavia, a velocità maggiori la deformazione indotta sullo strato superficiale aumenta; pertanto, in vista di un successivo trattamento termico si predilige la condizione a 80 m/min e 0,1 mm/rev.

Il trattamento termico ha mostrato un ingrossamento della grana e principio di sferoidizzazione particolarmente netto a 1020°C e quindi oltre Tβ.

La microstruttura che si forma nello spessore superficiale rientra fra quelle non rifiutate dallo standard; inoltre, il trattamento comporta un aumento considerevole della microdurezza.

Questi risultati mostrano il vantaggio di un trattamento termico post-lavorazione.

La lega prodotta per SLM e ricotta presenta andamento analogo a quello della lega EBM sebbene i valori di usura siano ridotti e i tempi di lavoro leggermente maggiori, riferiti alla condizione di piena lubrificazione.

Pertanto, si considera ottimale la lavorazione svolta con un avanzamento di 0,1 mm/rev.

La discriminazione fra le velocità di taglio può essere fatta considerando l'usura dell'inserto che risulta inferiore a velocità più basse; inoltre, la segmentazione del truciolo è meno marcata a 50 m/min.

Sulla base delle considerazioni svolte, la lega SLM presenta una migliore lavorabilità per velocità di taglio 50 m/min e avanzamento 0,1 mm/rev.

BIBLIOGRAFIA

ASM Metals Handbook, 9th ed., American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, Vol. 2, 1985

Bai Q., Linn J., Dean T.A., Balint D.S., Gao T., Zhang Z., *Modelling of dominant softening mechanisms for Ti-6Al-4V in steady state hot forming conditions,* Materials Science & Engineering A 559 (2013) 352–358

Facchini L. ,*Microstructure and mechanical properties of biomedical alloys produced by Rapid Manufacturing techniques, Ph.D. Thesis*, Università degli Studi di Trento

Gil F. J., Ginebra M. P., Manero J. M., Planell J. A., *Formation of a-Widmansta¨tten structure: effects of grain size and cooling rate on the Widmanstätten morphologies and on the mechanical properties in Ti6Al4V alloy,* Journal of Alloys and Compounds 329 (2001) 142–152

Harrysson O. L. A., Cansizoglu O., Marcellin-Little D. J., Cormier D. R., West II H. A., *Direct metal fabrication of titanium implants with tailored materials and mechanical properties using electron beam melting technology,* Materials Science and Engineering C 28 (2008) 366–373

Jawahir I.S., Brinksmeier E., M'Saoubi R., Aspinwall D. K., Outeiro J. C., Meyer D., Umbrello D., Jayal A.D., *Surface integrity in material removal processes: Recent advances,* CIRP Annals - Manufacturing Technology 60 (2011) 603–626

Kalpakjian, S.R Shimd, *Tecnologia Meccanica,* V edizione 2008, Practice-Hall Inc.

Karpat Y., *Temperature dependent flow softening of titanium alloy Ti6Al4V: An investigation using finite element simulation of machining*, Journal of Materials Processing Technology 211 (2011) 737–749

Medyanik S. N., Wing Kam Liu, Li S., *On criteria for dynamic adiabatic shear band propagation,* Journal of the Mechanics and Physics of Solids 55 (2007) 1439–1461

Murr L.E., Quinones S. A., Gaytan S.M, Lopez M. I., Rodela A., Martinez E. Y., Hernandez D.H., Martinez E., Medina F., Wicker F. B., *Microstructure and mechanical behavior of Ti–6Al–4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications,* Journal of the mechanical behavior of biomedical materials 2 (2009) 20-32

Park C. H., Kim J. H., Hyun Y., Yeom J., Reddy N.S., *The origins of flow softening during high-temperature deformation of a Ti–6Al–4V alloy with a lamellar microstructure,* Journal of Alloys and Compounds 582 (2014) 126–129

Parthasarathy J., Starly B., Raman S., Christensen A., *Mechanical evaluation of porous titanium (Ti6Al4V) structures with electron beam melting (EBM),* Journal of the mechanical behavior of biomedical materials 3 (2010) 249–259

Sandvik Coromant, *Turning tools 2012*

Stanford N., Bate P. S., *Crystallograφc variant selection in Ti–6Al–4V,* Acta Materialia 52 (2004) 5215–5224

Vrancken B., Thijs L., Kruth J., Van Humbeeck J., *Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties*, Journal of Alloys and Compounds 541 (2012) 177–185

Venkatesh B.D., Chen D.L., Bhole S.D., *Effect of heat treatment on mechanical properties of Ti–6Al–4V ELI alloy,* Materials Science and Engineering A 506 (2009) 117–124