



UNIVERSITÀ
DEGLI STUDI
DI PADOVA

UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA

Dipartimento di Ingegneria Industriale DII

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Aerospaziale

TESI DI LAUREA MAGISTRALE

Nuove tecnologie per migliorare la formabilità di lamiere in Ti6Al4V e AA6082

New technologies to improve Ti6Al4V and AA6082 sheet formability

Relatore: Ch.ma Prof.ssa Ing. Stefania Bruschi

Correlatore: Ing. Alberto Bordin

Candidata: Dalila Dimaggio

Matricola n°: 1035027

Anno Accademico 2013/2014

ABSTRACT

Il presente lavoro di tesi ha studiato la risposta di lamiere in Ti6Al4V e AA6082 alla deformazione tramite Single Point Incremental Forming (SPIF). Partendo da due set di coppette di geometria nota, si è fatto uno studio in termini di qualità superficiale tramite profilometria e analisi della rugosità interna ed esterna, nonché di microdurezza e microstruttura. In questo modo si è osservato come i parametri di processo influenzino la formabilità e l'accuratezza geometrico-dimensionale delle lamiere. In particolare l'utilizzo di elevate velocità di lavorazione ha mostrato un esito migliore, soprattutto in termini di qualità superficiale. L'analisi della zona di frattura per le coppette rotte ha evidenziato una rottura di tipo duttile. Uno studio sull'usura indotta sui pin utilizzati per la lavorazione ha terminato questo primo studio. Sono stati poi condotti test Gleeble per osservare il comportamento sotto trazione a caldo di lamierini in lega Ti6Al4V. Le prove condotte a temperature via via decrescenti e sempre al di sotto di β -transus hanno evidenziato un aumento evidente di deformabilità oltre i 600°C. A temperature inferiori la deformazione ottenuta si scosta di poco da quella ottenuta a freddo. Ulteriori analisi microstrutturali e frattografiche sono state condotte per confronto al lavoro svolto sullo SPIF. Lo SPIF si rivela competitivo rispetto allo stampaggio a caldo per la produzione di piccoli lotti, e i suoi limiti e applicazioni sono stati ulteriormente approfonditi per quanto riguarda il settore aerospaziale, biomedicale e automotive. Tutti i risultati sono stati discussi nel dettaglio all'interno di questa tesi.

INTRODUZIONE

La necessità di produrre componenti su scala industriale, minimizzando i costi in termini di macchinari, manodopera e tempo impone lo studio di tecnologie innovative a quelle tradizionali. Le tecnologie di lavorazione della lamiera rivestono un ruolo chiave nell'industria manifatturiera odierna in quanto trovano applicazione nei più svariati settori, da quelli altamente specializzati come il biomedicale (protesi) e l'aerospaziale (componenti delle fusoliere di aerei e del motore), a quello automobilistico (nella carrozzeria delle automobili) a quello "casalingo" (contenitori ad uso alimentare, pentolame). Il Single Point Incremental Forming, una tecnologia di formatura incrementale della lamiera senza l'utilizzo di stampi, nasce già nel 1967 e negli ultimi anni svariati articoli specialistici hanno esaminato le sue potenzialità nell'applicazione a svariati materiali, dalle leghe metalliche quali Titanio, Alluminio a materiali compositi come il PVC. Ad oggi tuttavia lo SPIF è ancora rivolto ad applicazioni sperimentali, soprattutto a causa di due limiti: la lentezza del processo e l'inaccuratezza geometrica. Tuttavia lo SPIF mostra delle grandi potenzialità per applicazioni industriali sistematiche vista la semplicità del processo, la necessità di macchinari semplici (è sufficiente una fresatrice a tre assi), l'assenza di stampi (e quindi di una progettazione dedicata) e la sua intrinseca flessibilità (la macchina può essere adattata alla produzione di prodotti diversi semplicemente cambiando le funzioni implementate per la definizione della traiettoria dell'utensile). Ad oggi infatti una delle tecnologie più utilizzate in ambito industriale per la lavorazione della lamiera è lo stampaggio (soprattutto a caldo), da anni utilizzato per svariate applicazioni per i più svariati materiali. Infatti la lavorazione di molti materiali risulta particolarmente complessa, se non impossibile a freddo come nel caso di leghe in Titanio, data la ridotta formabilità, ma anche per acciai, leghe di nichel ecc... Lo stampaggio a caldo ovvia a questa problematicità tuttavia, pur presentando indubbi vantaggi, quali l'ottenimento di prodotti con buone tolleranze geometriche e il possesso di un vasto *know how* del processo, presenta costi piuttosto elevati sia per gli stampi, sia in termini di tempo. Per questo di fatto lo stampaggio a caldo risulta efficiente solo per grossi lotti

produttivi, altrimenti i costi non vengono ammortizzati. Al contrario per piccoli lotti produttivi sono fondamentali: la riduzione del tempo di esecuzione e di changeover tra prodotti, la riduzione del costo degli utensili, l'avere linee produttive flessibili. Per questo lo SPIF potrebbe porsi come valida alternativa per varie applicazioni, sia per piccoli lotti produttivi, ma teoricamente anche per applicazioni su più vasta scala.

Dal punto di vista prettamente scientifico, essendo ad oggi una tecnologia nuova, lo SPIF è ancora in fase di studio, in termini di caratterizzazione dei parametri di influenza del processo, della qualità superficiale ottenuta, degli eventuali cambiamenti microstrutturali e dei limiti di formabilità raggiungibili. Per poter arrivare ad una applicazione sistematica dello SPIF è ancora necessario fare ricerca su vari aspetti, come le forze necessarie per la deformazione (anche a seconda del materiale in considerazione), le dimensioni dei macchinari (proporzionali alle dimensioni della lamiera di partenza), nonché sulla definizione accurata dei limiti di formabilità possibili. Solo recentemente (2008) è stata presentata in letteratura una teoria analitica per quanto riguarda lo SPIF, che ha permesso di individuare anche dal punto di vista analitico-fisico quale sia lo stato di tensione indotto istantaneamente durante la deformazione localizzata e di quantificare il livello di deformazione possibile in funzione ad esempio dell'angolo di lavorazione. Tuttavia finora gli esperimenti sono stati condotti solo su una ristretta gamma di materiali, per cui è chiaro come sia ancora necessario un vasto lavoro di ricerca per far sì che lo SPIF diventi pratica industriale comune. In particolare gli sforzi di ricerca sono orientati a risolvere o quantomeno ridurre i due svantaggi già presentati.

Questa tesi si propone quindi come un'analisi della formabilità di lamiere in Titanio Ti6Al4V e Alluminio AA6082 tramite SPIF, rispetto alla formabilità raggiunta tramite stampaggio a caldo con l'obiettivo di identificare quali siano parametri di processo che portano ai risultati migliori e per capire di fatto se e in che modo lo SPIF si adatti ad un'applicazione su larga scala. La tesi si propone inoltre di osservare come ottimizzare i parametri di processo al fine di limitare i due problemi intrinseci dello SPIF, lentezze e inaccuratezza geometrica. La lega in Titanio è una lega molto usata nel settore aerospaziale e biomedicale, ma si propone come valida alternativa anche per applicazioni nel settore automotive e "casalingo". Data la difficoltà che si riscontra di norma nella sua lavorazione a causa della sua ridotta formabilità, è evidente come lo studio della sua lavorabilità tramite formatura incrementale rivesta un significato importante. Allo stesso modo l'Alluminio è uno dei metalli più utilizzati per tantissime applicazioni, data la sua duttilità e la sua formabilità alle macchine utensili, e si propone come valido punto di confronto, essendo come il Titanio una lega non ferrosa. Bisogna inoltre sottolineare come, per quanto riguarda il Titanio, gli studi presenti in letteratura sulla sua lavorabilità come lamiera sono molto pochi (la ricerca finora si è concentrata solo sulla lavorazione del Titanio come materiale "bulk" massivo) pertanto questo studio permette di approfondire anche il comportamento del Titanio sotto forma di lamiera.

Lo svolgimento di questa tesi ha caratterizzato un periodo di sette mesi (maggio-novembre 2013), ed ha previsto lo svolgimento di una serie di prove sperimentali, in vari laboratori specialistici e la tesi risulta così articolata:

- Nel primo capitolo si presenta lo stato dell'arte in termini di materiale (le leghe utilizzate sono la Ti6Al4V e la AA6082) e di tecnologie (SPIF e stampaggio a caldo).
- Nel secondo capitolo si presentano in dettaglio i risultati delle prove sperimentali condotte per la caratterizzazione dello SPIF: profilometrie e frattografie condotte presso il Laboratorio TE.SI di Rovigo con l'utilizzo di profilometro ottico e SEM, prove di microdurezza e

micrografie condotte presso il Laboratorio Meccanico di Ingegneria dei Materiali di Padova con l'utilizzo di microscopio ottico, durometro Vickers e laboratorio chimico.

- Nel terzo capitolo si presentano i risultati delle prove di trazione a caldo condotte per la caratterizzazione dello stampaggio a caldo della lega Ti6Al4V, condotte presso il Laboratorio di Ingegneria Meccanica dell'Università di Padova con l'utilizzo del macchinario Gleeble3800.
- Nel quarto capitolo infine si propongono le considerazioni finali e alcune applicazioni industriali (settore aerospaziale, biomedico, automotive).

RINGRAZIAMENTI

Ringrazio in primo luogo i miei genitori Angelo ed Angela, senza il cui supporto non sarei arrivata a questo traguardo e mio fratello Dario, che nonostante il musone, sa essere d'aiuto. Ringrazio molto la professoressa Stefania Bruschi che mi ha seguito passo passo in questo lavoro di tesi, e ovviamente l'ingegnere Alberto Bordin, che mi ha insegnato praticamente tutto e oltre ad essere un buon maestro (e soprattutto paziente e disponibile), si è rivelato un buon amico, di cuore grazie! Ringrazio anche gli ingegneri Francesco Michieletto e Michele Novella per il loro aiuto nella parte conclusiva del mio lavoro. Un ringraziamento speciale lo rivolgo all'ingegnere, tecnico, amico Riccardo "Little Beef" Manzetto, per la sua disponibilità, pazienza (davvero infinita!) e simpatia e a tutto il gruppo di ricerca del Laboratorio TE.SI di Rovigo dove ho trovato un ambiente di lavoro appassionante e motivato, in particolare Manuel, Luca, Giulia e Filippo. Non posso poi non ricordare il signor Stefano Girardi che con grande disponibilità è diventato il mio "tranciatore" di fiducia, grazie!

Ringrazio il mio amico Matia, perché mi conosce più di me stessa e nonostante questo è mio amico da oltre 10 anni, grazie per le lunghe chiacchierate telefoniche, per il tuo sostegno costante, per le risate, per le tue strigliate, per tutto! Ringrazio poi la mia amica Alessandra, perché è l'unica che mi capisce sempre quando le dico che ho bisogno di un nuovo paio di scarpe (o di un vestito, o di un rossetto o di una vacanza!), perché riesce sempre a sdrammatizzare e a risollevarmi il morale. Ringrazio la mia amica Giulia, per le chiacchierate in notturna via Skype e per il caffè (so che tu ed Alex capirete!), e la mia amica Martina con cui posso parlare di tutto, e che condivide con me la passione per lo shopping. Ringrazio infine la mia "nuova compagnia" di amici: Mattia, Lucia, Sam, Nicola (che ha sacrificato una mattina in treno e una serata con la sua Reflex per la mia tesi), Silvia, Federoke, Matteo, Massimiliano (1 e 2), Pierfrancesco, Cristina e Martina.

Tra i miei compagni universitari voglio ricordare Federico, con cui ho condiviso tutta la Magistrale, grazie per le risate, le pizze e i caffè (pessimi) sul Piovego, Roberto con cui ho condiviso un certo amore (!) per MATLAB ed Eleonora, ottima compagna di chiacchiere! Voglio ricordare anche Ilaria, che è una persona speciale.

Ringrazio la mia madrina Caterina, che mi ha voluto bene e mi ha sostenuto in questi anni universitari e la mia "zietta" Grazia che è una delle persone più buone che conosco.

Ringrazio infine il mio fidanzato Alberto, che è la cosa più bella che mi sia capitata in tutta la mia vita. Ti ringrazio per il tuo amore, la tua pazienza (anche alle mie telefonate "disperate"), la tua bontà, il tuo essere così unico e speciale.

SOMMARIO

CAPITOLO PRIMO: STATO DELL'ARTE	1
INTRODUZIONE	1
LA LEGA Ti6Al4V	1
LA LEGA AA6082.....	5
IL SINGLE POINT INCREMENTAL FORMING	8
LO STAMPAGGIO A CALDO	11
CAPITOLO SECONDO: IL SINGLE POINT INCREMENTAL FORMING	17
2.1 INTRODUZIONE	17
2.2 ATTREZZATURE E PROVE	17
2.3 ANALISI TOPOGRAFICA.....	19
2.3.1 TOPOGRAFIE: COPPETTE AA6082	20
2.3.2 TOPOGRAFIE: COPPETTE Ti6Al4V	45
2.4 ANALISI DI MICRODUREZZA	56
2.4.1 MICRODUREZZE: COPPETTE AA6082	56
2.4.2 MICRODUREZZE: COPPETTE Ti6Al4V	59
2.5 ANALISI MICROSTRUTTURALE	61
2.5.1 MICROGRAFIE: COPPETTE AA6082	61
2.5.2 MICROGRAFIE: COPPETTE Ti6Al4V	71
2.6 ANALISI FRATTOGRAFICA	75
2.6.1 FRATTOGRAFIE: COPPETTE AA6082	76
2.6.2 FRATTOGRAFIE: COPPETTE Ti6Al4V	79
2.7 USURA DEGLI UTENSILI.....	81
2.7.1 STUDIO DELL'USURA DEI PIN: COPPETTE Ti6Al4V	82
2.8 CONSIDERAZIONI FINALI	97
CAPITOLO TERZO: LO STAMPAGGIO A CALDO	99
3.1 INTRODUZIONE	99
3.2 IL GLEEBLE TEST.....	99
3.3 ANALISI FRATTOGRAFICA	113
3.4 ANALISI MICROSTRUTTURALE	118
3.5 CONSIDERAZIONI FINALI	122
CAPITOLO QUARTO: CONCLUSIONI E SVILUPPI FUTURI	123
4.1 INTRODUZIONE	123

4.2 CONFRONTO TRA SPIF E STAMPAGGIO A CALDO	123
4.2.1 FORMABILITÀ	123
4.2.2 FRATTOGRAFIE	124
4.2.3 MICROSTRUTTURA	124
4.3 CONSIDERAZIONI FINALI E APPLICAZIONI	124
4.3.1 APPLICAZIONI AEROSPAZIALI	125
4.3.2 APPLICAZIONI BIOMEDICALI	126
4.3.3 ALTRE APPLICAZIONI	127
4.3.4 SVILUPPI FUTURI	128
BIBLIOGRAFIA	129

CAPITOLO PRIMO

STATO DELL'ARTE

1.1 INTRODUZIONE

Prima di esaminare la campagna sperimentale condotta nell'ambito di questo lavoro di tesi, in questo primo capitolo si vogliono presentare i materiali utilizzati ed esaminare dal punto di vista teorico le tecnologie di lavorazione che sono state poi studiate.

Per quanto riguarda i materiali vengono qui presentati:

- a) La lega di Titanio Ti6Al4V, ovvero la lega oggetto di questo lavoro di tesi
- b) La lega di Alluminio AA6082-T6, presa come primo punto di riferimento e confronto

sia dal punto di vista microstrutturale, che per quanto riguarda proprietà e utilizzo.

Vengono poi studiate le due tecnologie:

- a) Il Single Point Incremental Forming (SPIF)
- b) Lo stampaggio a caldo

prendendo come riferimento vari articoli specialistici, indicati di volta in volta, di cui è possibile trovare i riferimenti in bibliografia.

1.2 LA LEGA Ti6Al4V

Tra tutte le leghe di Titanio, la Ti6Al4V (6% Alluminio, 4% Vanadio) è la più importante ed utilizzata, rappresentando circa il 50% di tutte le applicazioni in Titanio. Indicata con varie sigle (Ti-64 o anche come lega di grado 5), questa lega è particolarmente usata in ambito aerospaziale grazie alle sue caratteristiche peculiari: elevato rapporto resistenza/peso, buona resistenza alla corrosione e soprattutto buona resistenza anche ad elevate temperature (fino a 600°C). Applicazioni comuni sono: palette per turbine, componenti strutturali, serbatoi per la stiva di propellente ed elementi di fissaggio. In particolare questa lega viene di norma preferita all'acciaio perché pesa meno e all'alluminio perché occupa un volume minore ed è compatibile anche con i materiali compositi (l'alluminio inoltre resiste di norma solo fino a 130°C).

Questa lega risulta inoltre particolarmente usata anche nel settore biomedicale data la sua compatibilità con ossa e tessuti.

Tuttavia componenti in Titanio sono più difficili da ottenere rispetto ad altre leghe a causa della scarsa formabilità del Titanio a temperatura ambiente.

Le caratteristiche principali della lega sono riportate nella tabella seguente:

Densità ρ [Kg/m ³]	4420
Modulo elastico E [GPa]	110
Resistenza a trazione σ [MPa]	1000
Durezza Vickers [HV]	349
Modulo di taglio G [GPa]	44
Tensione di Rottura [MPa]	1170
Tensione di Snervamento [MPa]	1100
Allungamento a Rottura [%]	10
Conducibilità Termica [W/mK]	6.7
Temperatura di Fusione [°C]	1604-1660

Tabella 1.1 Proprietà della lega Ti6Al4V

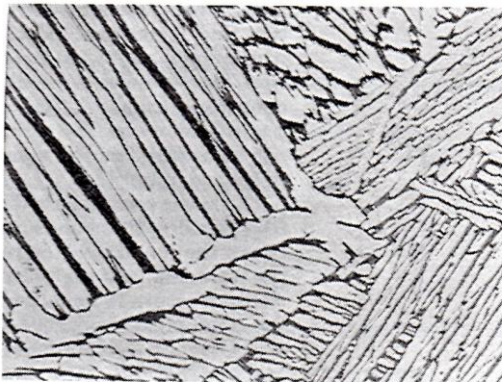
La lega Ti6Al4V è una lega di tipo $\alpha+\beta$, cioè a temperatura ambiente si presenta come una miscela delle due fasi α (esagonale compatta HCP) e β (cubica a corpo centrato BCC). In particolare la fase β è presente in percentuali comprese tra il 10 e il 50% (ma oltre il 20% la lega non è più saldabile) ed è stabile solo se contiene almeno il 15% di Vanadio.

La temperatura di transizione tra le due fasi è detta β -transus ed è pari a circa 970°C, oltre questa temperatura si presenta solo la fase β .

La fase α può presentarsi come lamellare, equiassica o bimodale.

La struttura lamellare si ottiene raffreddando lentamente la lega a partire da temperature superiori al β -transus. La nucleazione e l'accrescimento delle lamelle avvengono in corrispondenza dei bordi di grano della fase β . Di norma si ottiene una struttura con alternanza di lamelle α grossolane e di lamelle β più sottili. In particolare le dimensioni delle lamelle della fase α dipendono dalle dimensioni originarie dei grani β e dalla velocità di raffreddamento in corrispondenza del β -transus. Una struttura lamellare più fine si ottiene tramite tempra in acqua a $T > \beta$ -transus o con ricottura a $T < \beta$ -transus. Si parla in questo caso di strutture di Windmanstätten caratterizzate da buona resistenza a frattura, creep, propagazione della cricca e corrosione.

(a) Ti-6Al-4V: Coarse lamellar



Slow (furnace cool), 200X. Photos courtesy of J.K. Gregory, GKSS, Germany

(b) Ti-6Al-4V: Fine lamellar



Fast air cool, 200X

Figura 1.1 Struttura lamellare grossolana (a) e raffinata (b) per la lega Ti6Al4V [1]

La struttura lamellare è quella che offre la maggiore resistenza a frattura e un buon comportamento a fatica mostrando una bassa velocità di propagazione della cricca.

Infine il raffreddamento in aria causa una fase α aghiforme detta aciculare (che migliora la resistenza al creep della lega).

Di seguito un grafico riassuntivo:

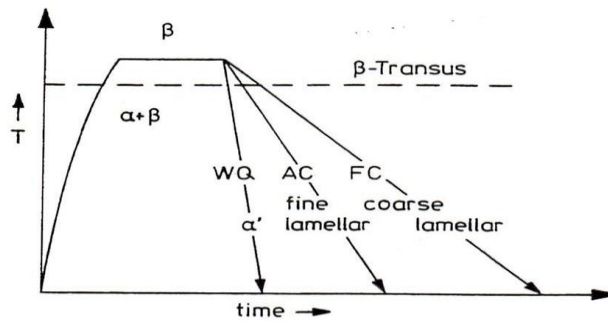
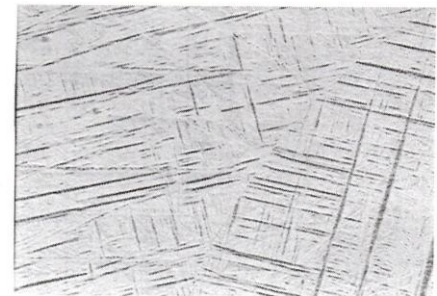


Figura 1.2 Microstruttura della lega Ti6Al4V in funzione della velocità di raffreddamento [1]

La tempra a $T > \beta_{transus}$ causa la trasformazione della fase β in martensite α' aghiforme caratterizzata da una struttura esagonale compatta (HCP). A temperature comprese tra $750 < T < 900^\circ\text{C}$ si ottiene un diverso tipo di martensite α'' , di struttura ortorombica e che si presenta molto duttile.



As-quenched, 200X

Figura1.3 Martensite α' della lega Ti6Al4V [1]

Il secondo tipo di struttura della fase α , la struttura equiassica si ottiene con lavorazioni meccaniche e successiva tempra a 700°C oppure con una tempra di ricristallizzazione per 4 ore a 925°C e successivo lento raffreddamento. La struttura che si ottiene è grossolana, con grani α di dimensioni pari a circa $15\text{-}20\mu\text{m}$ in una matrice di fase β costituita da sottili lamelle di Windmanstatten.

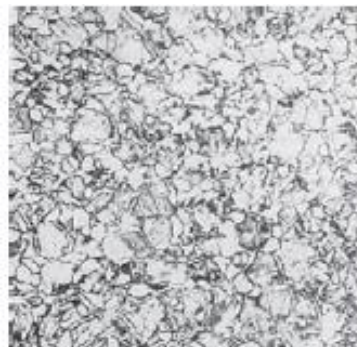


Figura 1.4 Struttura equiassica della lega Ti6Al4V [14]

La struttura equiassica è quella che garantisce la migliore resistenza (anche a fatica) e la migliore duttilità.

Infine la fase α bimodale, formata cioè da grani α primari isolati in una matrice di fase β si ottiene con una tempra di un'ora a 955°C e successiva tempra in acqua e invecchiamento a 600°C. Le dimensioni dei grani α sono di circa 15-20 μm .

Riassumendo:

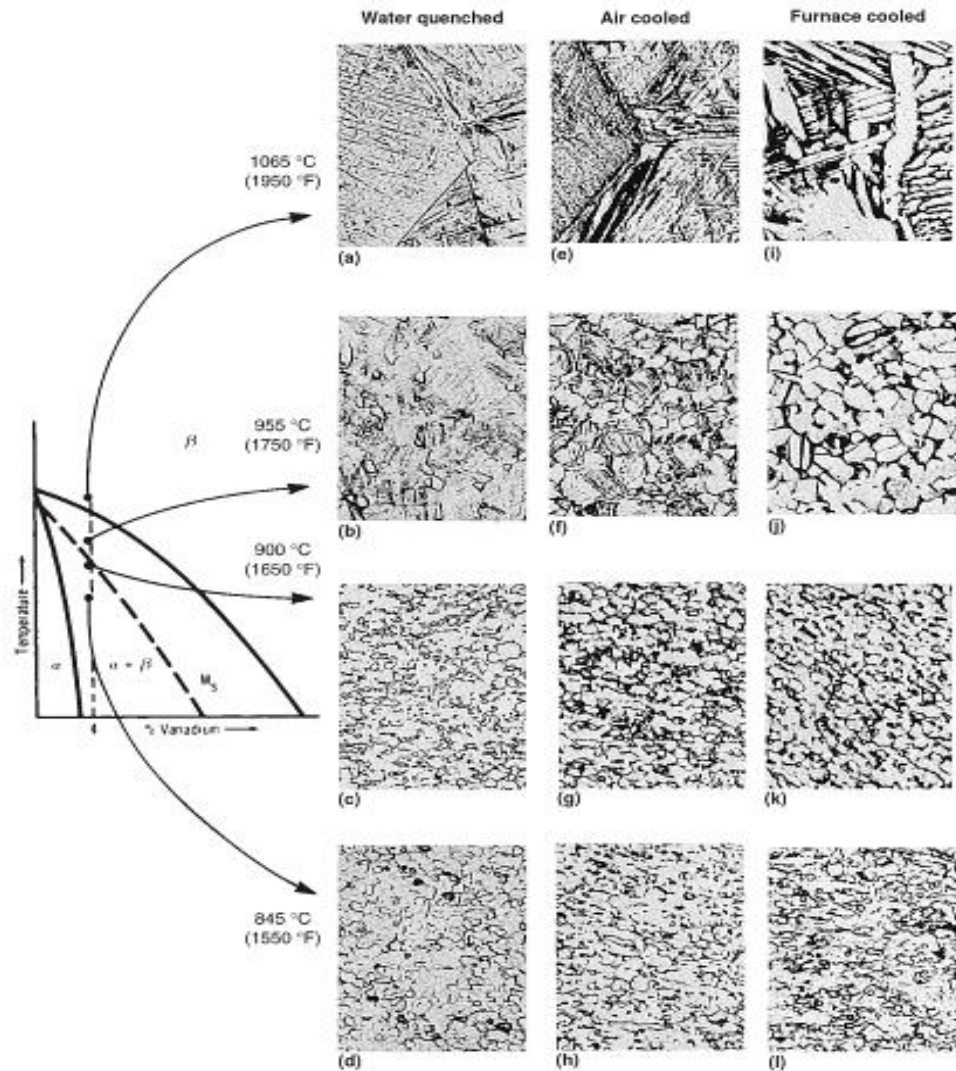


Figura 1.5 Effetto della velocità di raffreddamento sulla microstruttura della lega Ti6Al4V

Il diagramma TTT (Time-Temperature-Transformation) per la lega in esame mostra come la martensite α' si trasforma nuovamente in $\beta+\alpha$ dopo lungo tempo (circa 100 minuti).

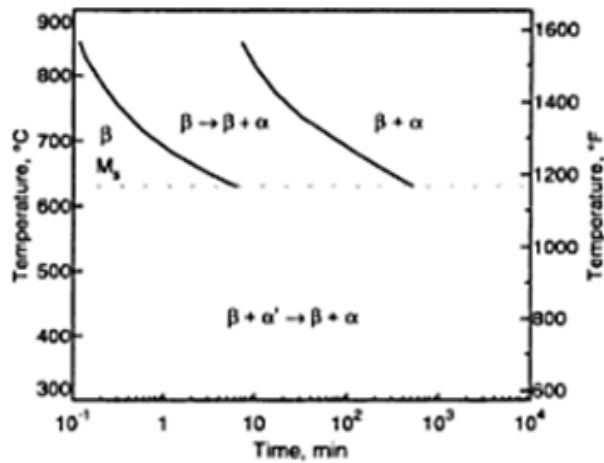


Figura 1.6 Diagramma TTT per la lega Ti6Al4V [1]

Dal diagramma CCT (Continuous-Cooling-Transformation) si osserva invece come all'aumentare della velocità di raffreddamento il range in cui avviene la trasformazione di fase si restringe e la durezza della lega aumenta lentamente.

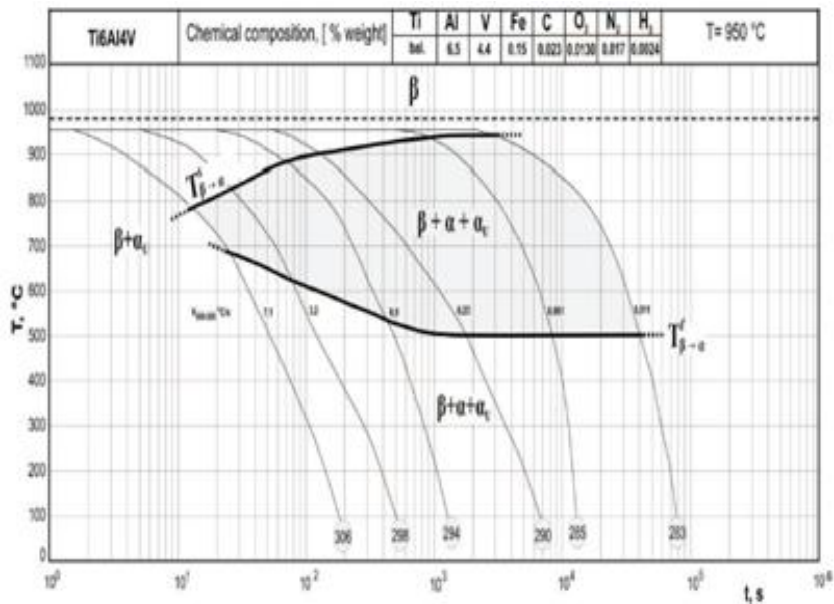


Figura 1.7 Diagramma CCT per la lega Ti6Al4V [1]

Nel diagramma con α_U vengono indicati i grani di fase α equiassici che rimangono nella fase β a 950°C. La morfologia della fase α dipende dalla velocità di raffreddamento. Il raffreddamento a 7.1-0.9°C/s produce una fase α aghiforme che diventa invece equiassica e grossolana per velocità di raffreddamento minori.

1.3 LA LEGA AA6082

Per fare un confronto con la lega in Titanio Ti6Al4V si è scelta una lega in Alluminio, la AA6082-T6. L'Alluminio, come il Titanio, è spesso usato in ambito aerospaziale, circa l'82% del Boeing 747 è in Alluminio! In effetti tali leghe sono caratterizzate da un elevato rapporto resistenza/peso, resistenza alla corrosione, elevate conducibilità termica ed elettrica, non-tossicità e, a differenza del Titanio, offrono un'ottima formabilità e lavorabilità alle macchine utensili.

La lega presenta le seguenti caratteristiche:

Resistenza a Trazione [MPa]	340
Durezza Vickers [HV]	100
Allungamento [%]	11
Densità [Kg/m³]	2700
Temperatura di Fusione [°C]	555
Modulo di Elasticità [GPa]	70
Resistività Elettrica [ohm.m]	0.038x10 ⁻⁶
Conducibilità Termica [W/m.K]	180
Coefficiente di Espansione Termica [K⁻¹]	24x10 ⁻⁶

Tabella 2.2 Proprietà della lega AA6082

La lega AA6082 fa parte chiaramente della serie 6000, ovvero delle leghe contenenti Magnesio e Silicio che presentano un'ottima lavorabilità, pur raggiungendo resistenze massime inferiori a quelle delle serie 2000 e 7000. Magnesio e Silicio si combinano insieme formando un composto detto Siliciuro di Magnesio (Mg_2Si) che forma un eutettico con l'Alluminio a 595°C (il Mg_2Si è pari al 12.2%). A questa temperatura la solubilità del Mg_2Si è dell'1.8% mentre cala bruscamente a temperatura ambiente.

I precipitati di Magnesio si collocano principalmente ai bordi grano e causano una maggiore suscettibilità alla rottura intergranulare e alla corrosione. La precipitazione del composto Mg_2Si nella soluzione di Alluminio, dopo invecchiamento causa una maggiore resistenza della lega, pur mantenendone inalterata la duttilità.

Di seguito il diagramma di fase della lega AA6082:

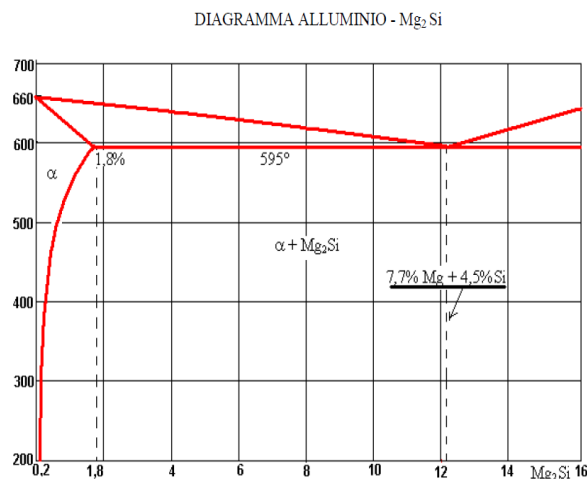


Figura 1.8 Diagramma di fase della lega AA6082 [16]

La composizione della lega è così riassunta [wt%]:

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0.7-1.3	0.5	0.1	0.4-1.0	0.6-1.2	0.25	0.2	0.1

La frattura sotto carico statico di trazione a temperatura ambiente avviene per lo più come frattura duttile, cioè come crescita di microfori che si originano in corrispondenza di discontinuità microstrutturali come ad esempio precipitati. A temperature elevate il modulo di elasticità e la resistenza calano (a 100°C si ha una riduzione del 5%). Oltre i 120°C il calo delle proprietà è particolarmente evidente. In questo caso può avvenire creep (200-250°C).

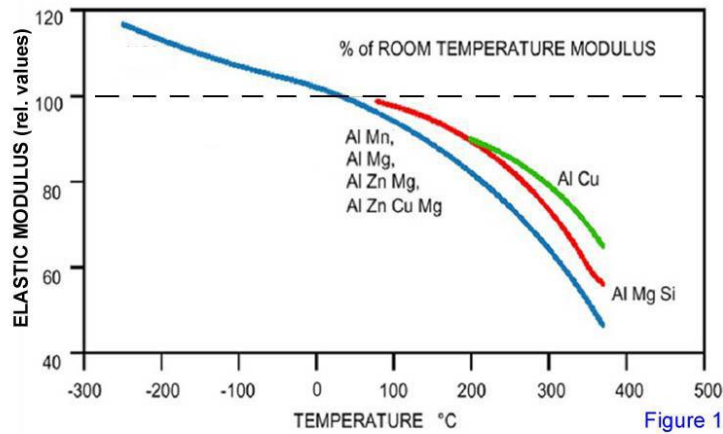


Figura 1.9 Andamento del modulo elastico in funzione della temperatura per la lega AA6082 (in rosso) [17]

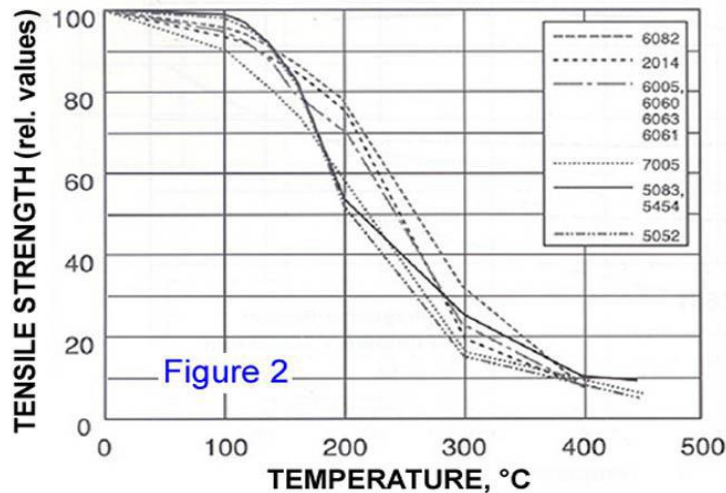


Figura 1.10 Curva resistenza-temperatura per la lega AA6082 (tratteggiata) [17]

La lega utilizzata è di tipo T6, ovvero ha subito una solubilizzazione a 550°C seguita da tempra in aria e invecchiamento a 175°C per otto ore. Si osserva come gli elementi in lega in eccesso nella soluzione solida dopo la tempra formano precipitati che si distribuiscono in modo omogeneo e possono avere forma aciculare o lamellare.

Di seguito la microstruttura della lega:

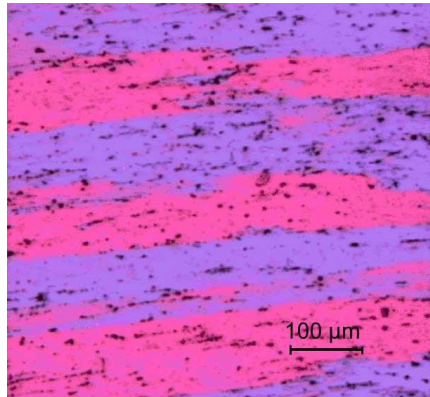


Figura 1.11 Microstruttura della lega AA6082 [17]

Nell'ambito di questa tesi verranno prese in considerazione due diverse tecnologie di lavorazione: lo SPIF (Single Point Incremental Forming) e lo stampaggio a caldo. Prima di descrivere il lavoro sperimentale svolto, si espone ora lo stato dell'arte di tali lavorazioni.

1.4 IL SINGLE POINT INCREMENTAL FORMING (SPIF)

La tecnologia nota come formatura incrementale (Incremental Forming) nasce nel 1967 e negli ultimi 20 anni si sono fatti diversi studi a riguardo. Tuttavia sono due i fattori che finora hanno impedito al processo di diventare una pratica industriale diffusa: la lentezza e la scarsa accuratezza geometrica (spesso dovuta al ritorno elastico).

Con la formatura incrementale la lamiera viene progressivamente deformata con una serie di piccole deformazioni progressive localizzate. Di norma l'utensile usato per la deformazione è controllato da una macchina a controllo numerico (CNC) che gli fa seguire il percorso desiderato. La figura sottostante illustra schematicamente il processo:

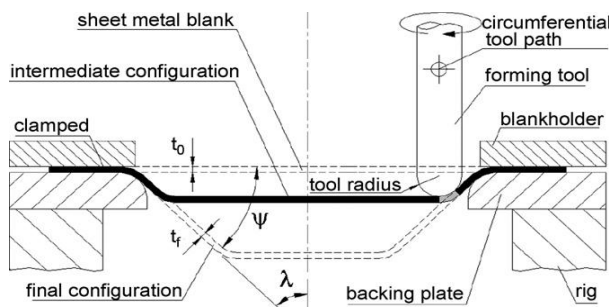


Figura 1.12 Schema del processo SPIF [9]

Il premilamiera mantiene in posizione la lamiera durante il processo. Il piatto di appoggio supporta la lamiera e definisce l'area di lavoro dell'utensile. Si osserva l'assenza di uno stampo che sostenga la faccia inferiore della lamiera.

L'assenza dello stampo distingue lo SPIF dal processo TPIF, Two Point Incremental Forming, che prevede l'utilizzo di una matrice parziale o completa.

I parametri che maggiormente influenzano il processo sono:

- lo spessore della lamiera: un suo aumento migliora la formabilità e la sua influenza è descritta con una legge sinusoidale
- il valore di pitch, ovvero dell'abbassamento verticale: al suo aumento la lamiera si deforma di più
- la velocità del mandrino: al suo aumento avviene riscaldamento locale e calo dell'attrito tra utensile e lamiera, entrambi fattori positivi per la formabilità
- il diametro dell'utensile: più è piccolo, più la deformazione rimarrà localizzata, al contrario se è grande la deformazione sarà più estesa e il processo tenderà al più tradizionale stampaggio.

Si osserva come questo tipo di processo non è applicabile a materiali compositi a fibre continue, perché di per sé la deformazione è localizzata e nel suo intorno il materiale rimane plasticamente indeformato.

Le potenzialità dello SPIF sono molte tenendo conto di svariati vantaggi: i costi di set-up sono praticamente nulli; per produrre un prodotto diverso è sufficiente settare diversamente il programma che comanda la macchina a controllo numerico; la formabilità risulta maggiore rispetto ad altri processi grazie alla deformazione locale indotta dall'utensile.

Martins et al. in [9] esaminano lo stato di deformazione cui è soggetta la lamiera durante il processo.

Nello SPIF il singolo elemento della lamiera è soggetto a forze normali, di taglio e a momenti flettenti che lo fanno adattare alla forma emisferica imposta dall'utensile.

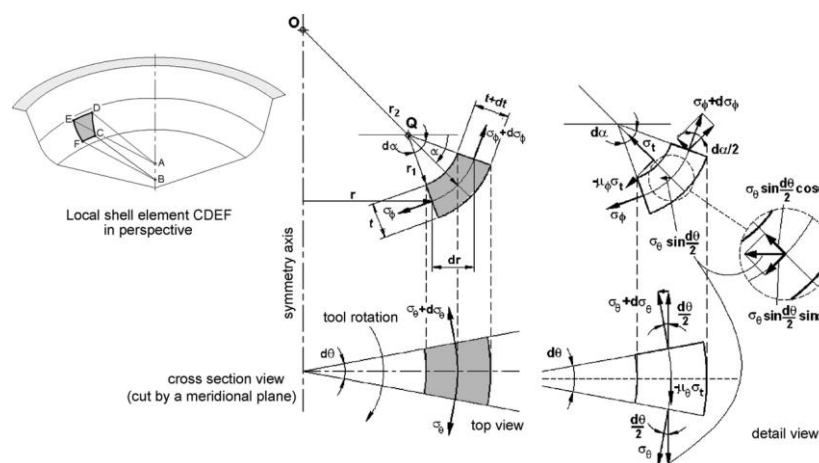


Figura 1.13 Forze agenti durante lo SPIF nel singolo elemento[9]

Lo stato di tensione e deformazione sul singolo elemento può facilmente essere ricavato imponendo l'equilibrio, trascurando i momenti flettenti e prendendo come ipotesi che le tensioni circonferenziali, trasversali e attraverso lo spessore siano tensioni principali. In questo modello il materiale è considerato rigido, isotropo e perfettamente plastico. L'attrito viene modellato come somma di due componenti complanari, una trasversale e una circonferenziale, per cui il coefficiente

d'attrito è pari a: $\mu = \sqrt{\mu_\phi^2 + \mu_\theta^2}$. In realtà è stato mostrato come la componente circonferenziale sia di norma trascurabile. In questo modo è possibile ottenere una relazione che descrive l'andamento della tensione trasversale σ_ϕ in corrispondenza della zona deformata dall'utensile: $\sigma_\phi = \sigma_{\phi B} e^{k\mu\phi}$ in cui $\sigma_{\phi B}$ è la tensione alla base, k assume valore pari a 1 o 2 a seconda del tipo di deformazione e ϕ è l'angolo evidenziato in figura:

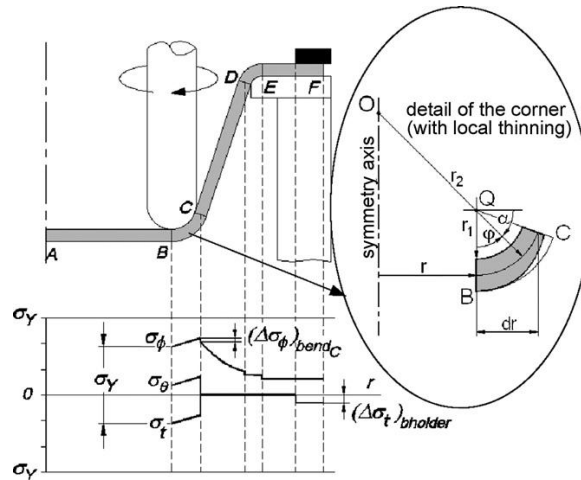


Figura 1.14 Stato di tensione in corrispondenza della zona deformata [9]

Si deduce quindi come la tensione trasversale aumenterà col raggio dell'utensile a causa del maggiore attrito che si instaura tra utensile e lamiera che è maggiore in corrispondenza di superfici curve piuttosto che su superfici piane.

Nello stesso articolo è stato inoltre segnalato come l'utilizzo di una "dummy sheet", ovvero di un'altra lamiera al di sopra di quella da formare, riduce la rigatura della lamiera da parte di frammenti che rimangono attaccati all'utensile; tuttavia la presenza di una seconda lamiera influisce inevitabilmente in modo negativo sulla formabilità aumentando fittiziamente il raggio dell'utensile in movimento.

Per quanto riguarda la qualità superficiale interna ed esterna delle lamiere lavorate mediante SPIF, si osserva come i vari parametri di processo (spessore, raggio dell'utensile, velocità e passo) influenzino notevolmente la rugosità finale. Si è osservato come la rugosità esterna dipenda particolarmente dal fattore di forma (rapporto tra angolo di lavorazione e raggio dell'utensile) e uno degli effetti più indesiderati è l'aspetto "a buccia d'arancia" che può instaurarsi sulla faccia esterna della lamiera:

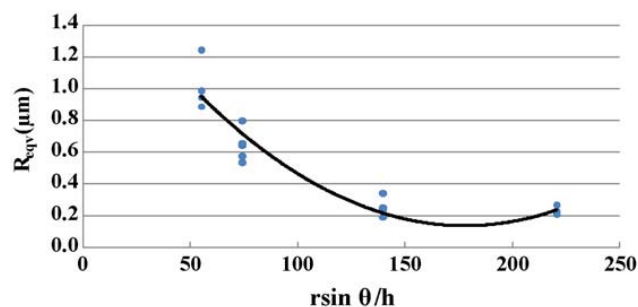


Figura 1.15 Dipendenza del parametro di rugosità Ra rispetto al fattore di forma [10]

Come già accennato, uno dei problemi maggiori dello SPIF riguarda l'accuratezza geometrica. Anche per configurazioni semplici il ritorno elastico può portare a difetti, e l'assenza di un supporto può determinare la piegatura della lamiera in corrispondenza dei bordi (tale effetto può essere tuttavia ridotto utilizzando un piano d'appoggio). Inoltre bisogna considerare che all'estrazione del prodotto, la lamiera tende a ricercare un nuovo equilibrio nelle tensioni che può portare ad ulteriori errori geometrici. È facile intuire che, come spesso accade in ambito ingegneristico, è necessario trovare un compromesso tra qualità del prodotto e tempi e costi di produzione.

Micari et al. in [8] osservano come il metodo migliore per ottenere una buona accuratezza geometrica sia l'utilizzo di opportune traiettorie ottimizzate dell'utensile. Secondo questo approccio la traiettoria che deve seguire l'utensile non deve corrispondere propriamente al profilo CAD del prodotto finale, ma deve essere in grado di ottenere tale profilo a seguito della rimozione dei vincoli, tenendo presente quindi ritorno elastico, piegatura ecc... Si vuole cioè applicare una deformazione maggiore di quella voluta, in modo che dopo la rimozione del punzone e dei vincoli il componente assuma effettivamente le dimensioni come da progetto. A questo punto chiaramente il problema si sposta sulla efficace predizione degli errori cui sarà soggetto il pezzo. Tenendo conto della varietà dei parametri in gioco e della risposta, di norma non lineare, dei materiali, il problema non è di facile soluzione ed è tuttora oggetto di ricerca.

Per quanto riguarda la formabilità mediante SPIF di lamiere di Titanio, si sono ottenuti risultati interessanti in *"On the High Speed Single Point Incremental Forming of Titanium Alloys"* [3] . Nell'articolo si osserva come sia per le lamiere di Titanio puro (grado 2) che per quelle in lega Ti6Al4V (grado 5) a seguito della lavorazione, la microstruttura non cambia significativamente se non per un leggero affinamento dei grani. Questo risultato fa dedurre come non vi sia stato un superamento del β -transus (neppure localmente). Inoltre mentre per le lamiere di grado 2 si osserva che a velocità elevate i grani si ingrossano, probabilmente a causa del surriscaldamento cui è soggetto il materiale in queste circostanze, ciò non accade per le lamiere di grado 5. Allo stesso modo si osserva come la velocità non influisca significativamente sulla microdurezza sia nel caso del Titanio puro, che della lega Ti6Al4V (solo alla velocità maggiore pari a 500m/min si è osservato un aumento della microdurezza del 20%).

Per lamiere in lega di Alluminio non sono presenti articoli sperimentali significativi che possano fungere da punto di riferimento.

Tali risultati sono particolarmente significativi se si considera come uno dei maggiori ostacoli allo sviluppo dello SPIF sono stati finora i lunghi tempi di lavorazione che non permettevano la produzione di grandi lotti, tenendo altresì presente il costo delle apparecchiature.

1.5 LO STAMPAGGIO A CALDO

Il processo di formatura a caldo prevede il riscaldamento della lamiera per rammollirla e poi lavorarla. La pressione di un punzone permette infatti di impartire alla lamiera la forma desiderata. In questo modo è possibile ottenere una grande varietà di forme con tolleranze dimensionali piuttosto strette. Tra i vantaggi di questo processo vi sono: la riduzione del ritorno elastico, l'ottenimento di prodotti quasi di forma finita, le elevate velocità di produzione. Dopo il riscaldamento in forno, la

lamiera viene trasferita il più velocemente possibile alla pressa per essere immediatamente stampata.

Lo stampaggio a caldo permette di migliorare la duttilità del materiale e di far calare la sua tensione di snervamento: possono essere usate quindi pressioni inferiori e la formabilità stessa risulta migliorata.

Neugebauer et al. in [11] mostrano nel dettaglio le caratteristiche peculiari del processo che vengono di seguito riassunte.

Vi sono tre varianti di questo processo, il componente infatti può essere scaldato a parte e formato in uno stampo freddo (in questo caso una variabile importante è lo scambio di calore tra lamiera e stampo); un'alternativa è utilizzare uno stampo caldo, pur avendo rammollito precedentemente la lamiera (si minimizza così lo scambio termico mantenendo più a lungo la lamiera alla stessa temperatura); oppure il riscaldamento può avvenire direttamente durante lo stampaggio! Lo stampo può essere riscaldato per induzione, conduzione, microonde, convezione o irraggiamento.

È facilmente intuibile come la durata del processo sia un parametro importante sul risultato finale, influenzando l'espansione termica di utensili e lamiera, il trasferimento di calore tra lamiera e stampo, l'attrito tra stampo e lamiera e l'aumento di temperatura in aree localizzate. Inoltre tra le variabili da tenere in considerazione nello stampaggio a caldo vi sono il fatto che: la tensione di snervamento cala all'aumentare della temperatura; all'aumentare della velocità con cui viene formata la lamiera, aumenta anche il calore generato; all'aumentare della temperatura la resistenza al creep diminuisce; le proprietà elastiche del materiale dipendono sempre dalla temperatura. Tra i vantaggi della formatura a caldo vi sono: l'impiego di pressioni inferiori (rispetto ad esempio allo stampaggio a freddo) e il fatto che il materiale si trovi ad alta temperatura per breve tempo, data la rapidità del processo. Tuttavia gli utensili devono poter resistere ad elevate temperature! Tipicamente a questo proposito vengono usati: ghise ad alto tenore di silicio, acciai inossidabili o leghe alto resistenziali. Errori dimensionali possono comunque verificarsi a causa di variazioni di temperatura, differenze di espansione termica, usura degli utensili.

Nell'articolo gli autori evidenziano alcuni risultati ottenuti con leghe in Alluminio/Magnesio: scaldando sia la lamiera che lo stampo fino a 300°C si ottiene un evidente aumento della formabilità (soprattutto a 200-250°C). Inoltre si è osservato come una distribuzione non omogenea della temperatura sulla lamiera, ottenuta con raffreddamento della pressa e riscaldamento di stampo e lamiera aumenta la formabilità.

Per quanto riguarda le lamiere in lega di Titanio, esse sono più difficili da formare rispetto agli acciai o alle leghe di Alluminio, avendo pochi piani di scorrimento a temperatura ambiente, inoltre il ritorno elastico a temperatura ambiente non è facilmente prevedibile. Per la lega in esame, la Ti6Al4V, gli autori riportano una temperatura media di esecuzione di 730°C. Considerazioni simili vengono riportate anche nel secondo articolo preso come riferimento e di seguito ripreso. L'ossidazione che può avvenire viene evitata con l'uso di un rivestimento protettivo durante la formatura, anche se questo problema può comunque essere eliminato svolgendo il processo in atmosfera controllata (in argon o in vuoto).

In "*Constitutive Modeling and Microstructure Change of Ti-6Al-4V during the hot tensile deformation*" [12] Xiao et al. riportano interessanti risultati per quanto riguarda la formabilità a caldo della lega in

esame, prendendo come materiale di partenza una lamiera spessa 1.5mm con microstruttura a grani α equiassici e fase β intergranulare.

Gli autori hanno svolto delle prove di trazione uniassiale, riscaldando prima per 5 minuti il provino per assicurare una distribuzione di temperatura omogenea, e poi procedendo con l'applicazione della tensione, lavorando a velocità di deformazione costante. Dopo ogni test i provini sono stati raffreddati fino a temperatura ambiente all'interno della camera di prova (con una velocità di raffreddamento di circa 6K/min). Gli autori hanno eseguito i test a tre differenti temperature: 923K (650°C), 973K (700°C), 1023K (750°C) a varie velocità di deformazione: 0.0005, 0.001, 0.005, 0.01, 0.05 s⁻¹. Nell'articolo viene evidenziato come all'aumentare della temperatura la tensione di flusso cala, mentre a temperatura fissata la tensione di flusso aumenta all'aumentare della velocità di deformazione. A velocità di deformazione fissata la tensione di flusso cala all'aumentare della temperatura.

Di seguito alcuni grafici riassuntivi:

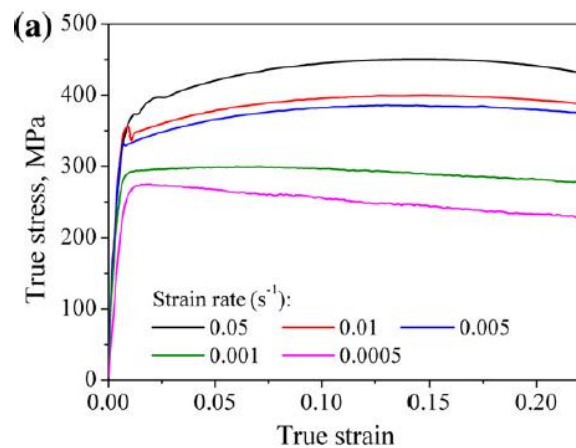


Figura 1.16 Curva sforzo-deformazione per T=650°C[12]

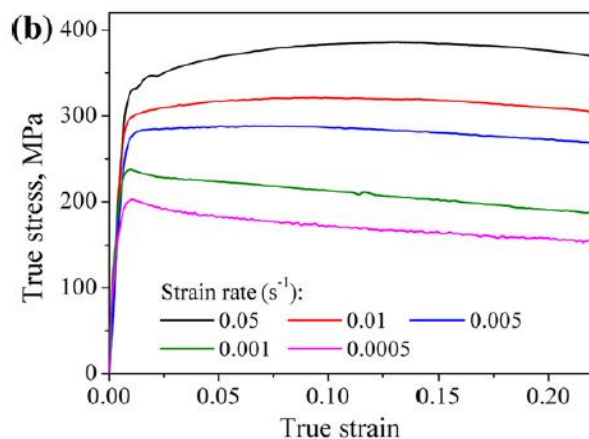


Figura 1.17 Curva sforzo-deformazione per T=700°C[12]

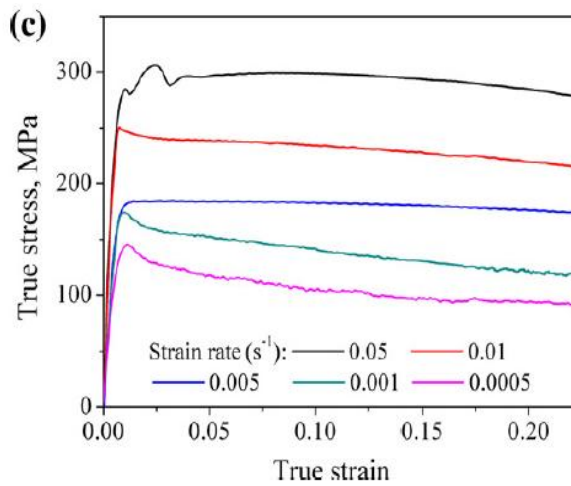


Figura 1.18 Curva sforzo-deformazione per T=750°C[12]

Dal punto di vista micro strutturale gli autori hanno osservato come la lega mantenga una struttura α equiassica con fase β intergranulare. Un aumento della fase β si è verificato all'aumentare della temperatura. Infatti bisogna tener conto del fatto che la temperatura di ricristallizzazione della lega Ti6Al4V è di 750°C, quindi solo i provini trattati a questa temperatura mostrano un, seppur piccolo, cambiamento rispetto alla microstruttura di partenza. Tra i 650-700°C i grani subiscono solo un riassetto. Il grafico sottostante evidenzia chiaramente l'evoluzione microstrutturale della lega a seguito del trattamento termico:

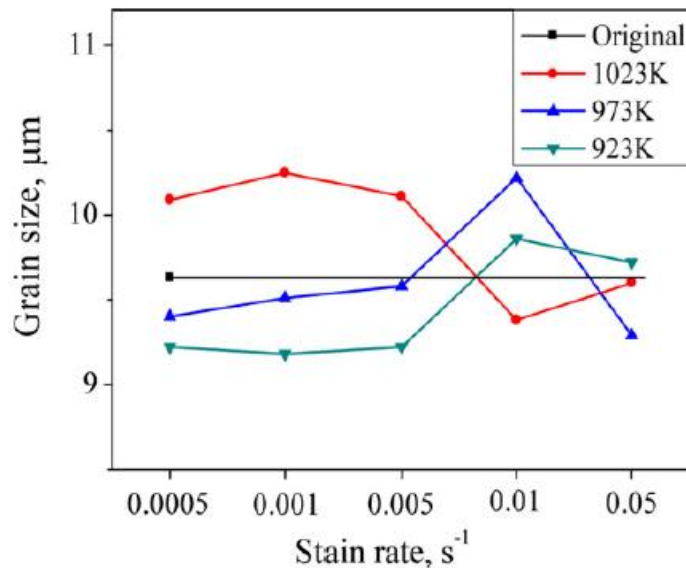


Figura 1.19 Dimensioni dei grani a diverse temperature rispetto alla velocità di deformazione[12]

Da questo grafico è evidente come si tratta in ogni caso di uno scostamento minimo rispetto alle dimensioni iniziali.

Per quanto riguarda la microdurezza, essa tende ad aumentare all'aumentare della velocità di deformazione. Tuttavia si mantiene in un intorno del valore iniziale lungo il piano parallelo all'applicazione della tensione, mentre in direzione perpendicolare all'applicazione della tensione la microdurezza cala vertiginosamente fino a diminuire di circa il 12% circa (nel grafico: surface1=piano

parallelo alla direzione di applicazione della tensione, surface2=piano perpendicolare alla direzione di applicazione della tensione):

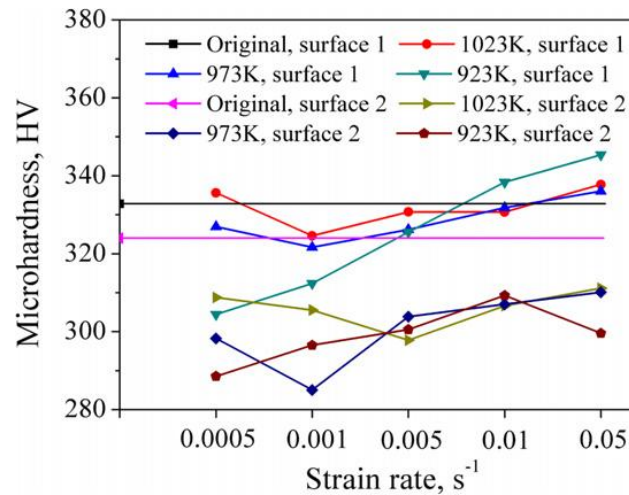


Figura 1.20 Microdurezza HV a diverse temperature rispetto alla velocità di deformazione [12]

Il risultato migliore per quanto riguarda la microdurezza si osserva per temperature di 700°C e velocità di deformazione di 0.05s⁻¹.

Lo stampaggio a caldo di leghe di Alluminio, a differenza di quello relativo a leghe di Titanio, è oggetto di vari articoli specialistici, pertanto non sono state svolte prove sperimentali a riguardo nell'ambito di questa tesi. Per completezza si riportano alcune considerazioni sullo stampaggio a caldo della lega in alluminio AA6082-T6 di cui ci si è occupati nella parte relativa allo SPIF.

In [18] gli autori mostrano i risultati ottenuti mediante un Gleeble test su lamierini di 2mm di spessore a velocità di deformazione diverse (0.1, 1, 10 s⁻¹) e ad una temperatura di 500°C. All'aumentare della velocità di deformazione la tensione di flusso aumenta a dimostrazione del comportamento viscoplastico del materiale a questa temperatura. A differenza di altri materiali, all'aumentare della velocità di deformazione risulta migliorata anche la duttilità, probabilmente a causa della maggiore crescita di grani a basse velocità.

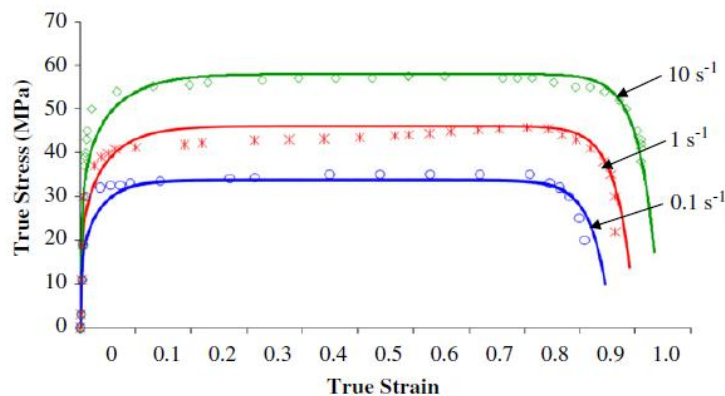


Figura 1.21 Curva sforzo-deformazione per T=500°C per diverse velocità di deformazione [18]

Il test è stato ripetuto poi mantenendo una velocità di deformazione costante a $1s^{-1}$ a tre temperature diverse: 525/500/450°C. Gli autori hanno osservato come la tensione di flusso cali all'aumentare della temperatura come accade di norma per i metalli.

L'aumento di duttilità risulta quindi evidente dai risultati ottenuti, per cui è chiaro come a temperature maggiori la formabilità della lega sia migliore.

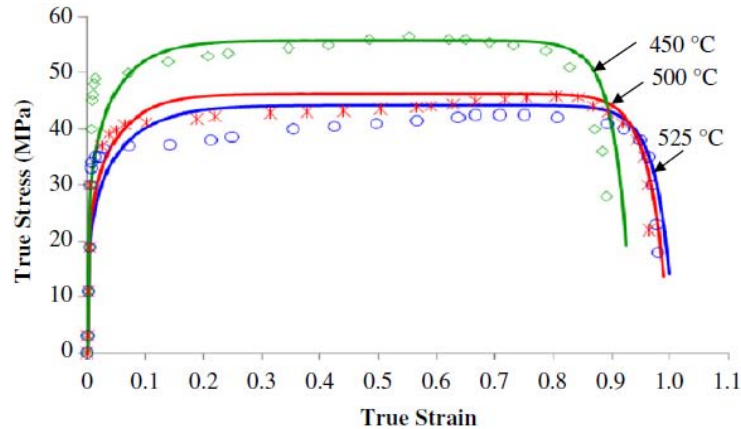


Figura 1.22 Curva sforzo-deformazione a velocità di deformazione pari a $1s^{-1}$ per diverse temperature [18]

Questa migliore formabilità ad elevate temperature comporta la necessità di porre particolare attenzione nel trasferimento della lamiera riscaldata allo stampo in modo da ridurre al minimo lo scambio termico con l'ambiente così come durante lo stampaggio in sé per evitare scambio di calore con lo stampo.

Gli autori procedono eseguendo delle prove di stampaggio a caldo su lamiere in lega AA6082 con l'obiettivo di formare coppette aventi un diametro di 80mm. Si è avuto dapprima un riscaldamento fino a 525°C e poi un trasferimento della lamiera allo stampo (freddo) che ha impiegato pochi secondi, ma che ha comunque determinato un calo di temperatura che è continuata nel trasferimento di calore agli stampi. Lo stesso lubrificante accelera lo scambio termico! Di fatto lo stampaggio avviene quindi a temperature comprese tra 525-450°C.

Dall'analisi della modalità di rottura a diverse velocità, gli autori hanno osservato come per velocità maggiori, la rottura si manifesta in direzione radiale, partendo dal centro della coppetta formata. Per velocità più basse la rottura si manifesta in direzione circonferenziale a metà altezza. La modalità di rottura dipende quindi dalla velocità con cui la coppetta viene formata.

IL SINGLE POINT INCREMENTAL FORMING

2.1 INTRODUZIONE

Nell'ambito dello studio del Single Point Incremental Forming (SPIF), si è eseguita una campagna sperimentale utilizzando come punto di partenza un set di 27 coppette in Alluminio AA6082-T6. Basandoci sui risultati ottenuti con queste coppette si è poi continuato il lavoro con 9 coppette in Titanio Ti6Al4V. Per caratterizzare il materiale e capire come il processo di lavorazione influenzi le caratteristiche finali del prodotto sono state eseguite varie prove:

- a) Topografie mediante profilometro ottico
- b) Prove di microdurezza mediante durometro Vickers
- c) Micrografie
- d) Frattografie

Nell'ambito dello studio delle coppette di Titanio è stato possibile effettuare delle analisi anche sui pin utilizzati per deformarle.

2.2 ATTREZZATURA E PROVE

Le prove sono state eseguite presso il Dipartimento di Ingegneria Meccanica dell'Università della Calabria.

Per l'esecuzione è stato usato un tornio a controllo numerico del tipo: Mazak™ Q-Turn 1000, che permette al mandrino di raggiungere velocità di rotazione fino a 4500rpm con una velocità relativa lamiera-punzone di 2500m/min. La traiettoria del punzone è stata ottenuta tramite l'implementazione di opportune *functions*.

Il materiale di partenza era in forma di lamiera quadrate di dimensioni 240x240mm²; ognuna di esse è stata vincolata tramite due anelli circolari chiusi tramite viti ed è stata poi montata sul tornio. I pin che hanno deformato le lamiere hanno diametro pari a 15mm.

Per ridurre l'attrito è stato spruzzato del lubrificante Molykote (MoS₂) sulle lamiere.

Per quanto riguarda la campagna sperimentale sull'Alluminio, alle coppette è stata imposta come geometria un tronco di cono avente diametro=180mm, altezza=40mm, angolo di conicità=42deg.

Le coppette sono state ottenute a partire da lamiere con tre diversi spessori (1-1.5-2mm), sono state lavorate con tre velocità diverse (3-30-300m/min) con tre passi diversi (0.1-0.55-1mm) ottenendo così 27 coppette di seguito descritte.

Test n.	V [m/min]	p [mm]	t [mm]
1	3	0,1	1
2	30	0,1	1
3	300	0,1	1
4	3	0,55	1
5	30	0,55	1
6	300	0,55	1
7	3	1	1
8	30	1	1
9	300	1	1
10	3	0,1	1,5
11	30	0,1	1,5
12	300	0,1	1,5
13	3	0,55	1,5
14	30	0,55	1,5
15	300	0,55	1,5
16	3	1	1,5
17	30	1	1,5
18	300	1	1,5
19	3	0,1	2
20	30	0,1	2
21	300	0,1	2
22	3	0,55	2
23	30	0,55	2
24	300	0,55	2
25	3	1	2
26	30	1	2
27	300	1	2

Tabella 2.1 Campagna sperimentale delle coppette in AA6082

Per quanto riguarda la campagna sperimentale in lega di Titanio, alle coppette è stata imposta come geometria un tronco di cono avente diametro=180mm, altezza=25mm, angolo di conicità=20deg.

Le coppette hanno uno spessore unico di 1mm e sono state ottenute con velocità di: 5-50-500 m/min e con passo di 0.1-0.3-0.5mm. In questo modo si sono ottenute nove prove così descritte:

Test n°	V [m/min]	p [mm]	t [mm]
1	5	0.1	1
2	5	0.3	1
3	5	0.5	1
4	50	0.1	1
5	50	0.3	1
6	50	0.5	1
7	500	0.1	1
8	500	0.3	1
9	500	0.5	1

Tabella 2.2 Campagna sperimentale delle coppette in Ti6Al4V

2.3 ANALISI TOPOGRAFICA

L'analisi topografica mediante profilometro ottico permette di ottenere un profilo tridimensionale della superficie che si vuole analizzare. Il profilometro ottico infatti, proiettando un laser a velocità nota, ricava la posizione del punto bersagliato in base alla velocità di ritorno del fascio, fornendo un rendering tridimensionale della superficie. Per effettuare questa analisi per prima cosa si è effettuata l'operazione di francobollatura, ritagliando dei piccoli quadratini di materiale (approssimativamente di dimensioni 1x1cm). Poi si è usato il profilometro come un microscopio per la messa a fuoco, prima con l'obiettivo da 2.5X e poi con quello da 25X. Per effettuare l'analisi si è poi utilizzata la modalità *Confocal*. Impostando i vari parametri, tra cui l'area di scansione, scelta pari circa 2x2mm² (stitching: A=2.07x2.27 mm²), e uno Speed Factor pari a 2 si è poi lanciata la scansione. Con questi parametri ogni scansione è durata circa 20 minuti. Nell'ambito di questa tesi lo strumento utilizzato è il SENSOFAR 3.2.3, mentre i dati sono stati processati con il programma SENSOSCANneox3.2.3.

Il programma permette poi il calcolo della rugosità, eliminando preventivamente gli errori di forma e introducendo un filtro opportuno.

La rugosità consiste in "errori micro-geometrici di lunghezza d'onda inferiore all'ondulazione" [5]. Esistono svariati parametri che definiscono la rugosità, nell'ambito di questa tesi ne verranno considerati due: Ra ed Sa.

Il parametro Ra, definito come lo scostamento medio aritmetico del profilo è definito come:

$$Ra = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i$$

in cui con y_i sono indicati i valori assoluti degli scostamenti del profilo rispetto alla

linea media. Questo è un parametro monodimensionale, che però non permette di ricostruire il profilo effettivo di rugosità in quanto i valori negativi, cioè al di sotto della linea media, vengono "specchiati" rispetto ad essa. Per questo profili anche molto diversi possono fornire lo stesso valore di Ra.

Il secondo parametro considerato è l'Sa. Esso fa parte dei parametri di misura bidimensionali ed è definito allo stesso modo del suo corrispettivo Ra: media aritmetica degli scostamenti rispetto al piano medio.

Si deve tener conto del fatto che le misure di rugosità sono state ottenute tramite profilometro ottico. L'interazione luce-superficie è diversa da quella stelo-superficie propria dei rugosimetri a contatto, pertanto misure ottenute con strumenti diversi non sono direttamente confrontabili. In effetti il profilometro ottico non ha il difetto di smussare i dettagli, ma è limitato dalla sua risoluzione, e la stessa riflettività del materiale influenza in parte il risultato.

I risultati ottenuti sono stati filtrati per rimuovere in primo luogo l'errore di forma, poi è stato introdotto nella misura di Ra un filtro Gaussiano a 0.8µm. Si deve comunque tenere presente come le misure di rugosità siano scarsamente ripetibili poiché possono variare in maniera anche significativa spostando di poco l'area di misura.

2.3.1 TOPOGRAFIE-COPPETTE AA6082-T6

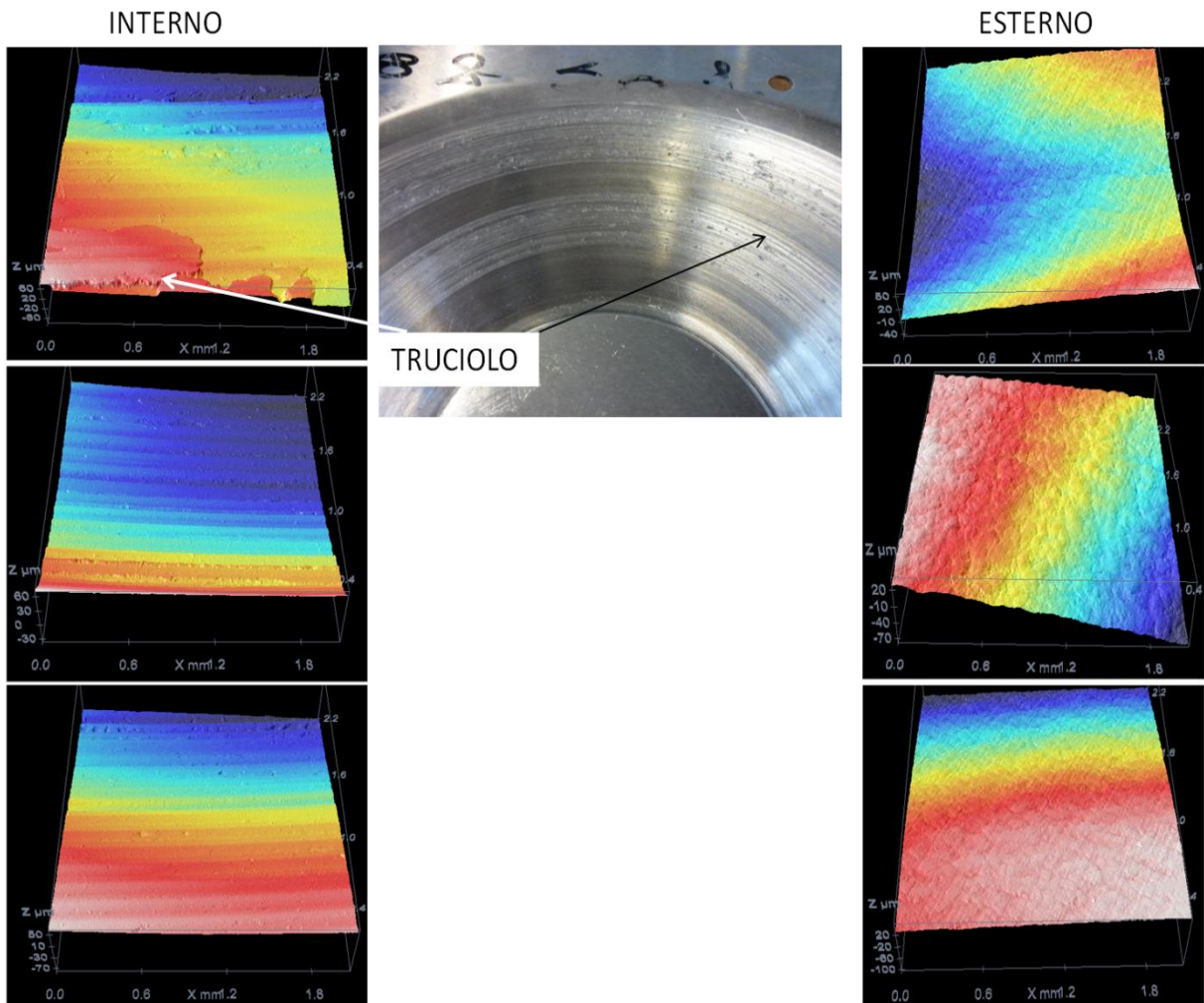
Per avere un punto di riferimento nello studio dello SPIF, prima di studiare il comportamento della lega in Titanio Ti6Al4V, si sono studiate delle coppette di Alluminio AA6082-T6 ottenute con la medesima tecnologia.

Nell'analisi topografica di queste coppette si sono ritagliati, per ognuna, tre francobolli in corrispondenza di tre diverse quote: base, metà, top per osservare se e in che modo la qualità superficiale vari lungo la coppetta. Solo per le coppette più "basse", ovvero non completamente formate causa prematura rottura, si è deciso di ritagliare un unico francobollo centrale.

Si riportano di seguito i risultati ottenuti.

- **PROVA N°1**

V=3m/min p=0.1mm t=1mm



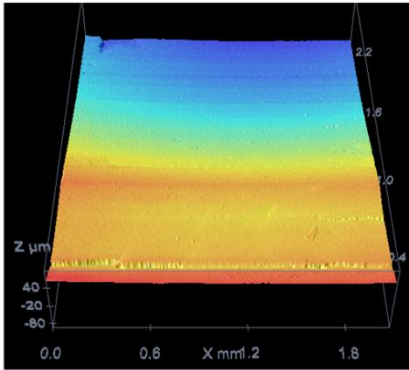
La coppetta ha profilo interno periodico e mostra due fasce più chiare (in alto e in zona centrale) e con evidente formazione di truciolo.

La superficie esterna mostra profilo periodico con solchi pronunciati in corrispondenza delle fasce con formazione di truciolo.

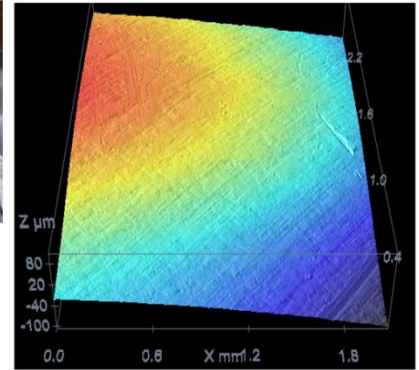
- **PROVA N°2**

V=30m/min p=0.1mm t=1mm

INTERNO



ESTERNO

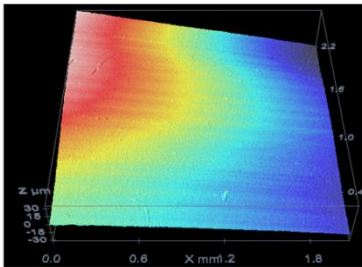


La superficie interna ha profilo periodico con solchi anche profondi. Allo stesso modo si presenta la superficie esterna. La coppetta si è rotta prima di formarsi completamente.

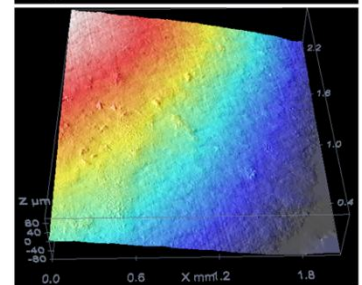
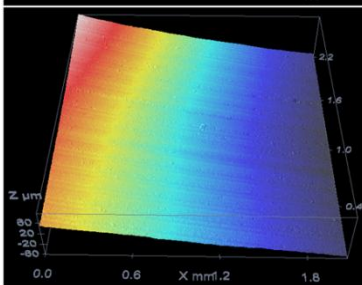
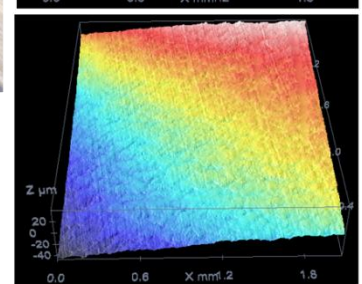
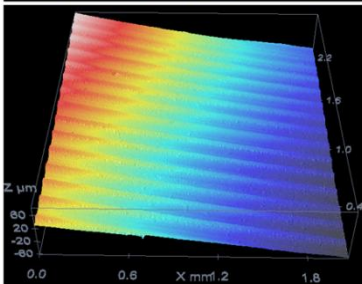
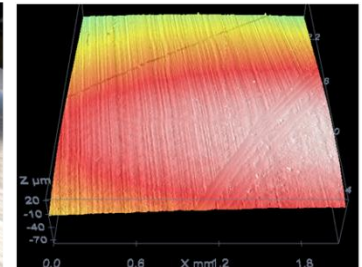
- **PROVA N°3**

V=300m/min p=0.1mm t=1mm

INTERNO



ESTERNO



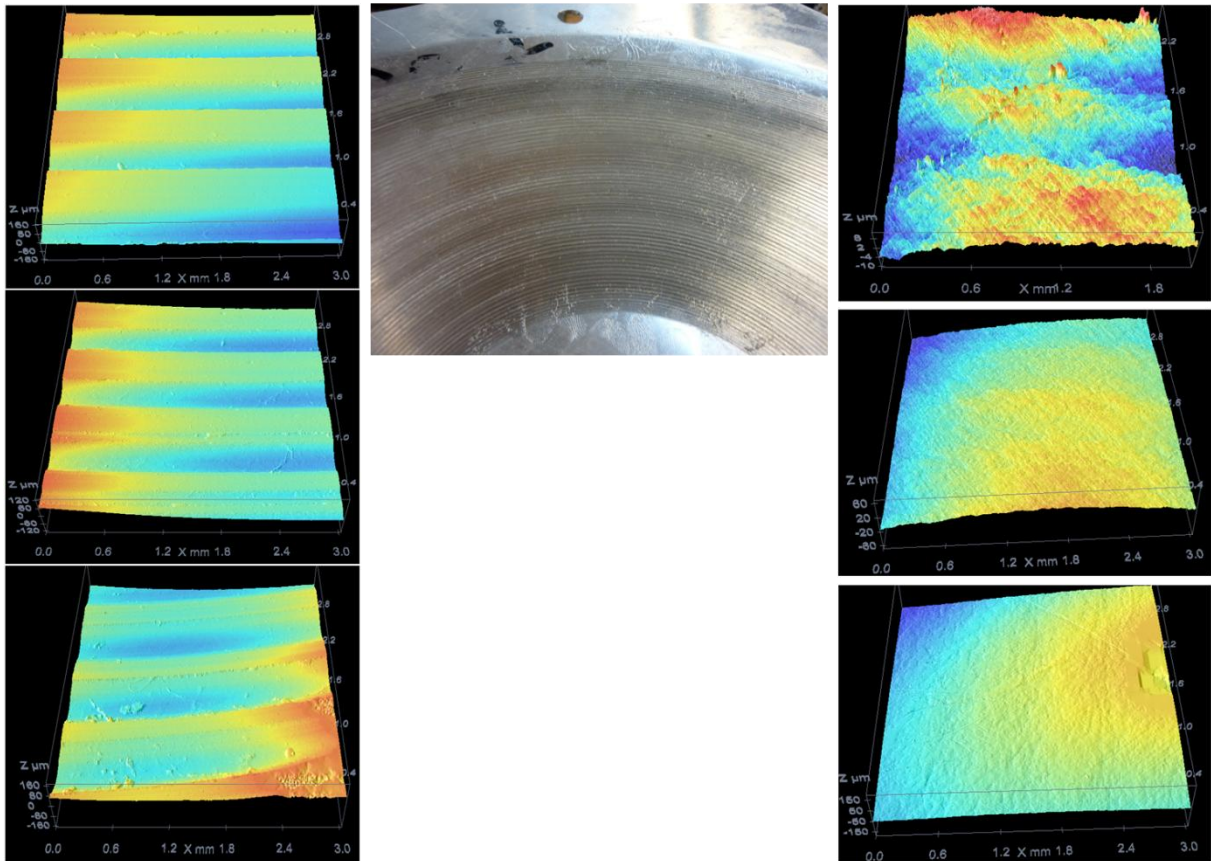
La superficie interna della coppetta mostra un profilo periodico e risulta liscia al tatto. La superficie esterna mostra solchi periodici non pronunciati.

- **PROVA N°4**

V=3m/min p=0.55mm t=1mm

INTERNO

ESTERNO



La superficie interna ha un profilo periodico molto regolare, come la superficie esterna che però mostra segni appena visibili.

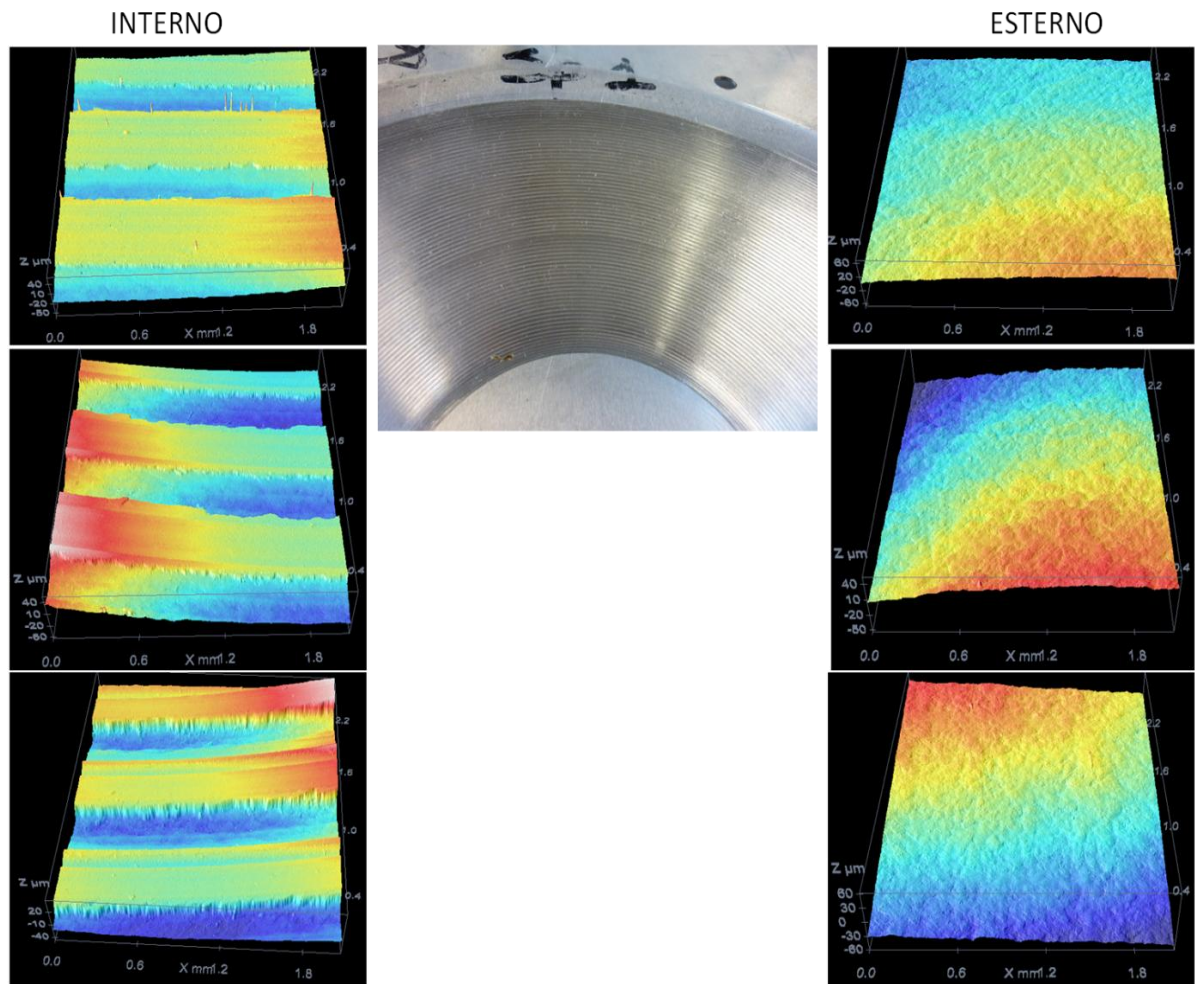
- **PROVA N°5**

V=30m/min p=0.55mm t=1mm



La superficie interna della coppetta è periodica con solchi evidenti. La superficie esterna mostra solchi periodici appena evidenti. La coppetta è “bassa” essendosi rotta prima di essersi completamente formata.

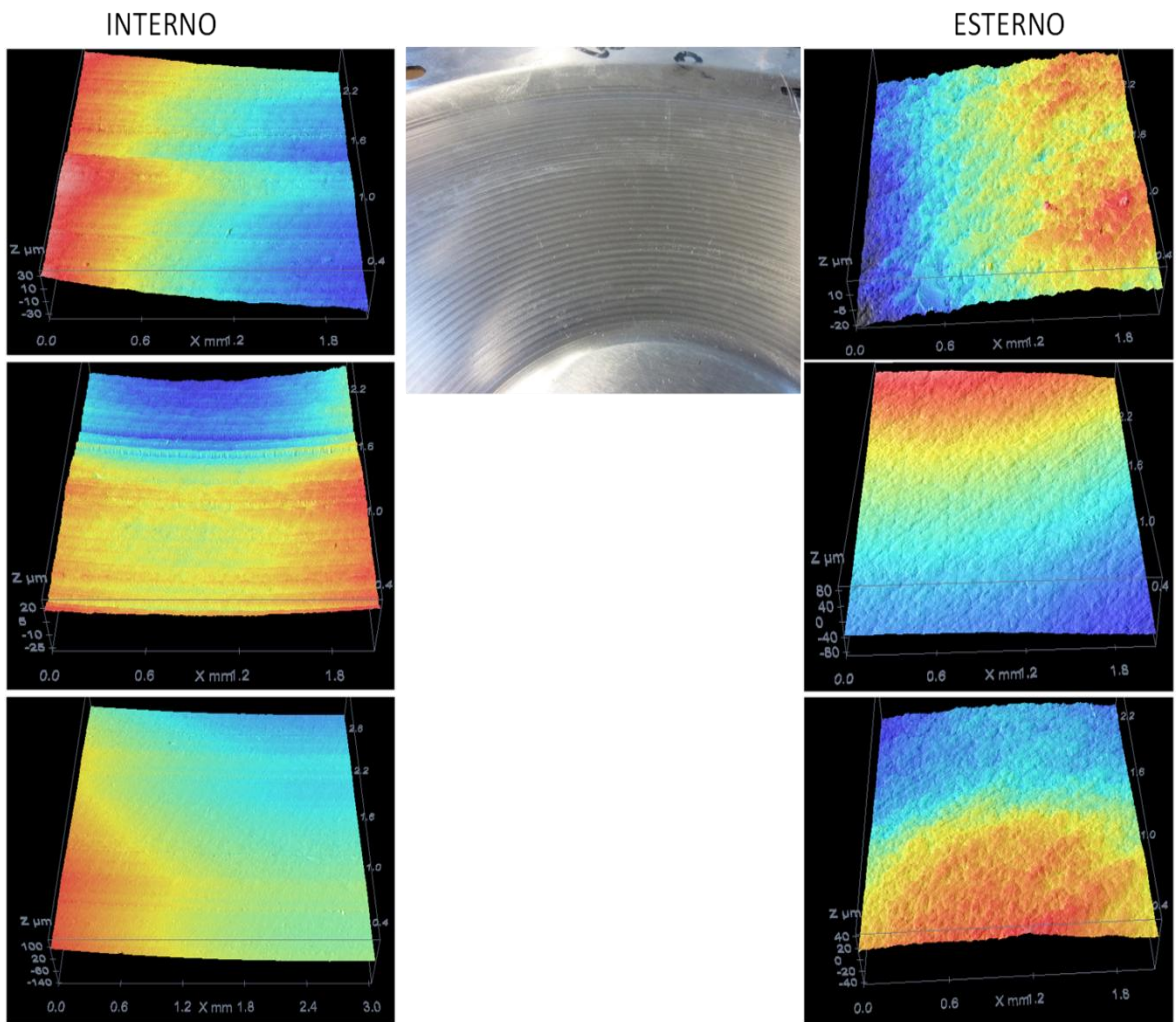
- **PROVA N°6**
V=300m/min p=0.55mm t=1mm



La superficie interna è periodica con solchi evidenti. La superficie esterna mostra segni periodici poco visibili.

- **PROVA N°7**

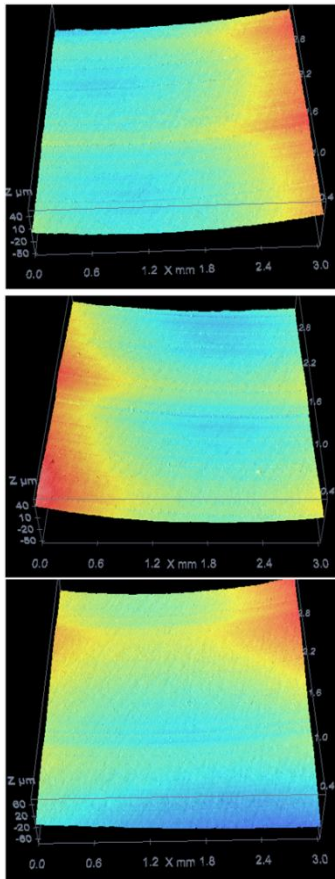
V=3m/min p=1mm t=1mm



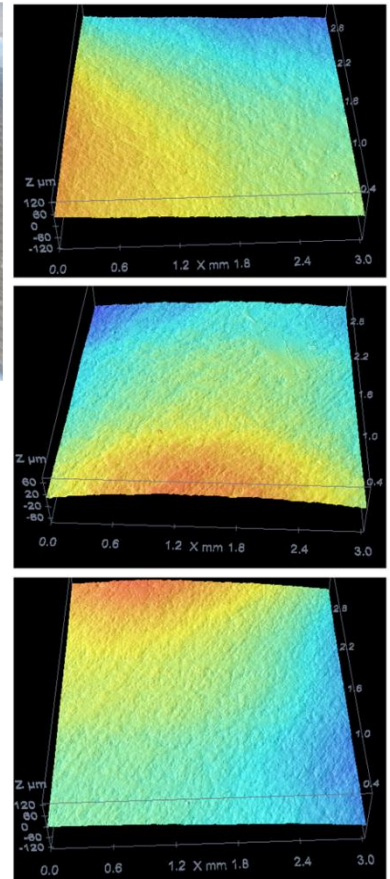
La superficie interna ha profilo periodico e si mostra lucida. I segni sono visibili anche sulla superficie esterna.

- **PROVA N°8**
V=30m/min p=1mm t=1mm

INTERNO



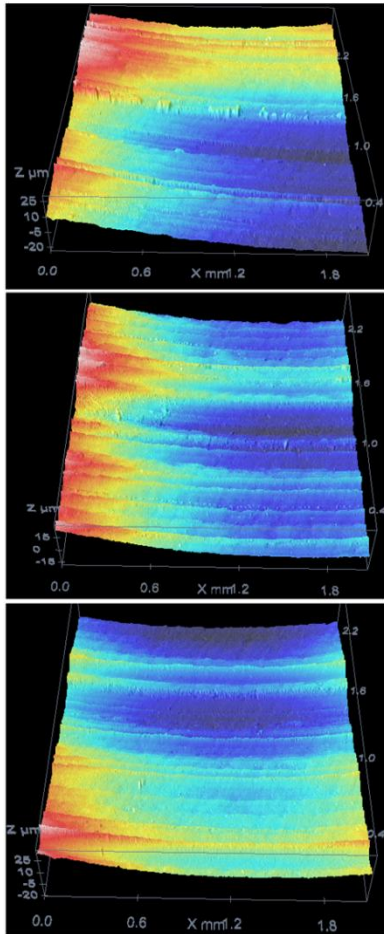
ESTERNO



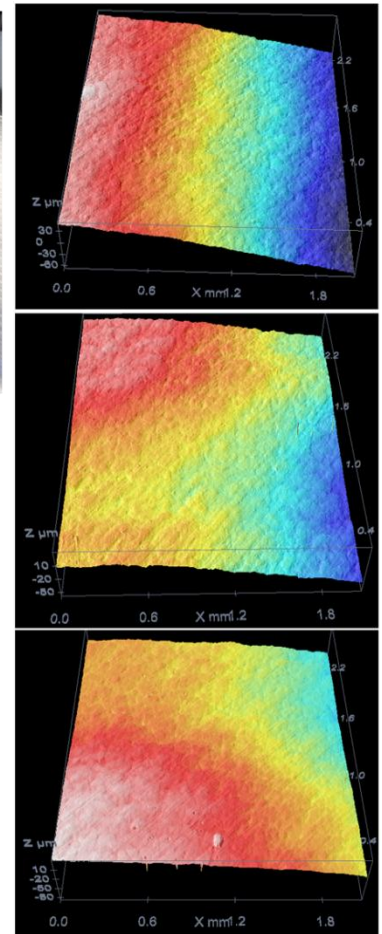
La superficie interna mostra solchi periodici evidenti anche sulla superficie esterna.

- **PROVA N°9**
V=300m/min p=1mm t=1mm

INTERNO

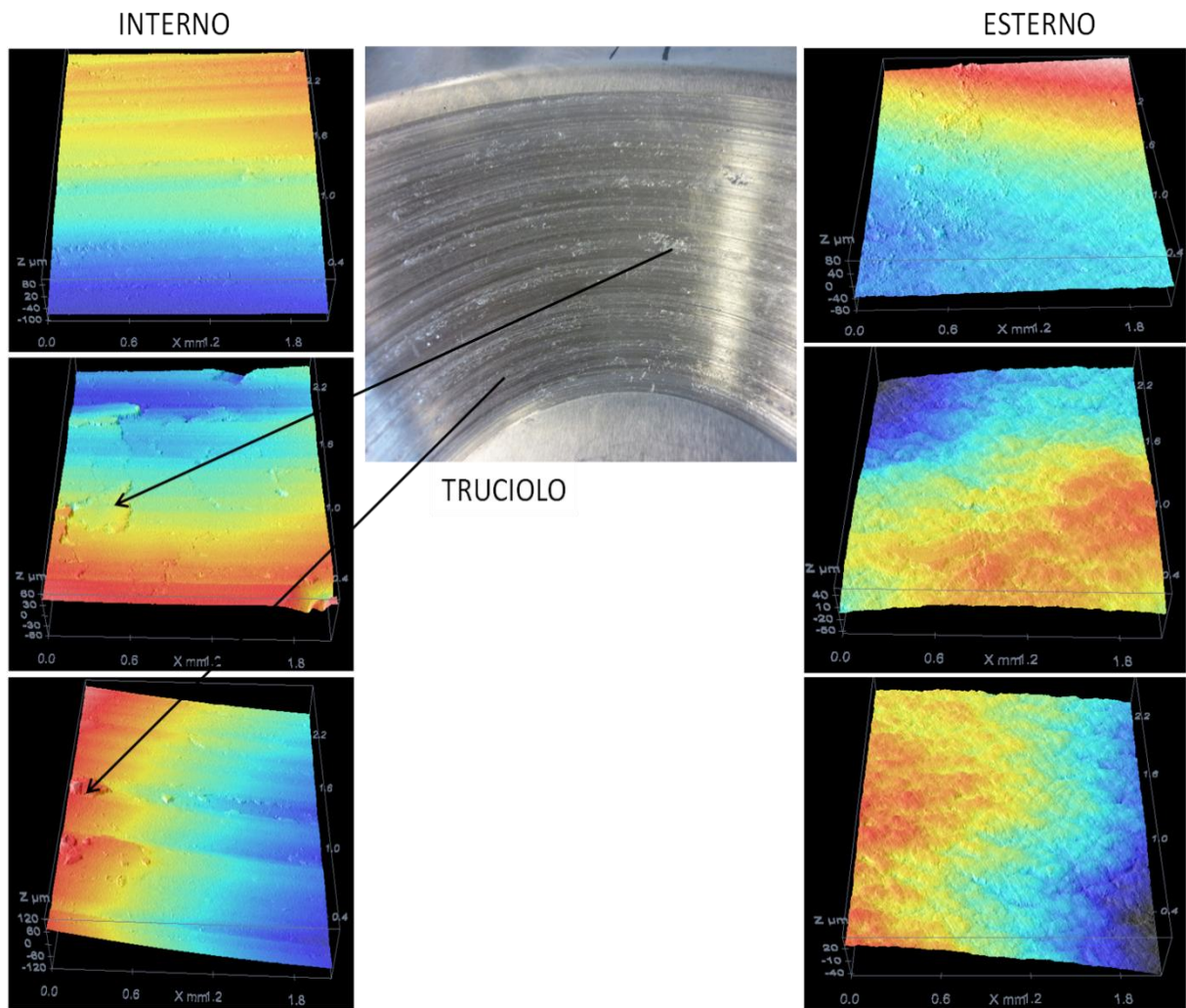


ESTERNO



La superficie interna è lucida e mostra solchi periodici evidenti anche sulla superficie esterna.

- **PROVA N°10**
V=3m/min p=0.1mm t=1.5mm



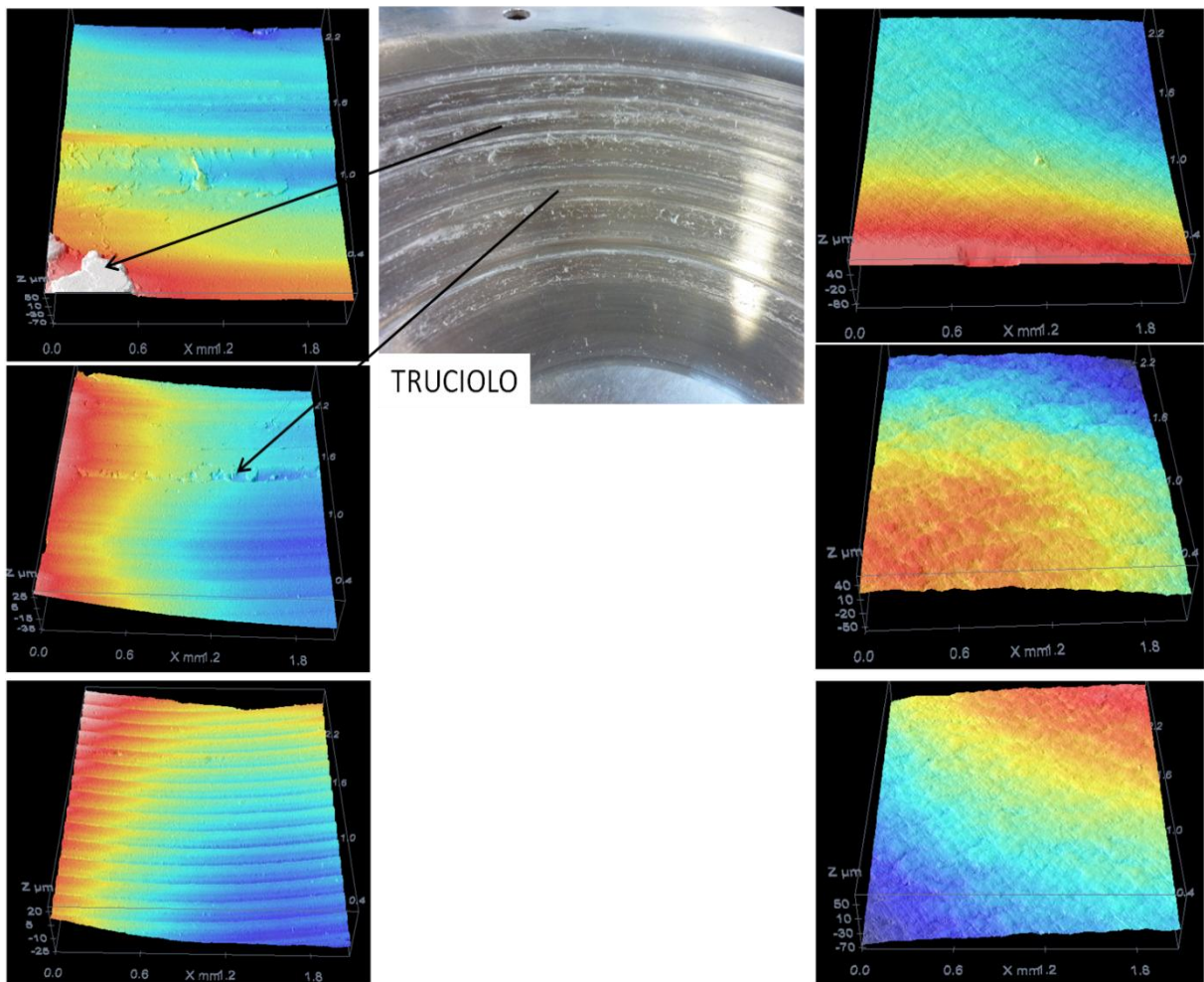
La superficie presenta profilo periodico e truciolo localizzato. La superficie esterna presenta solchi evidenti.

- **PROVA N°11**

V=30m/min p=0.1mm t=1.5mm

INTERNO

ESTERNO

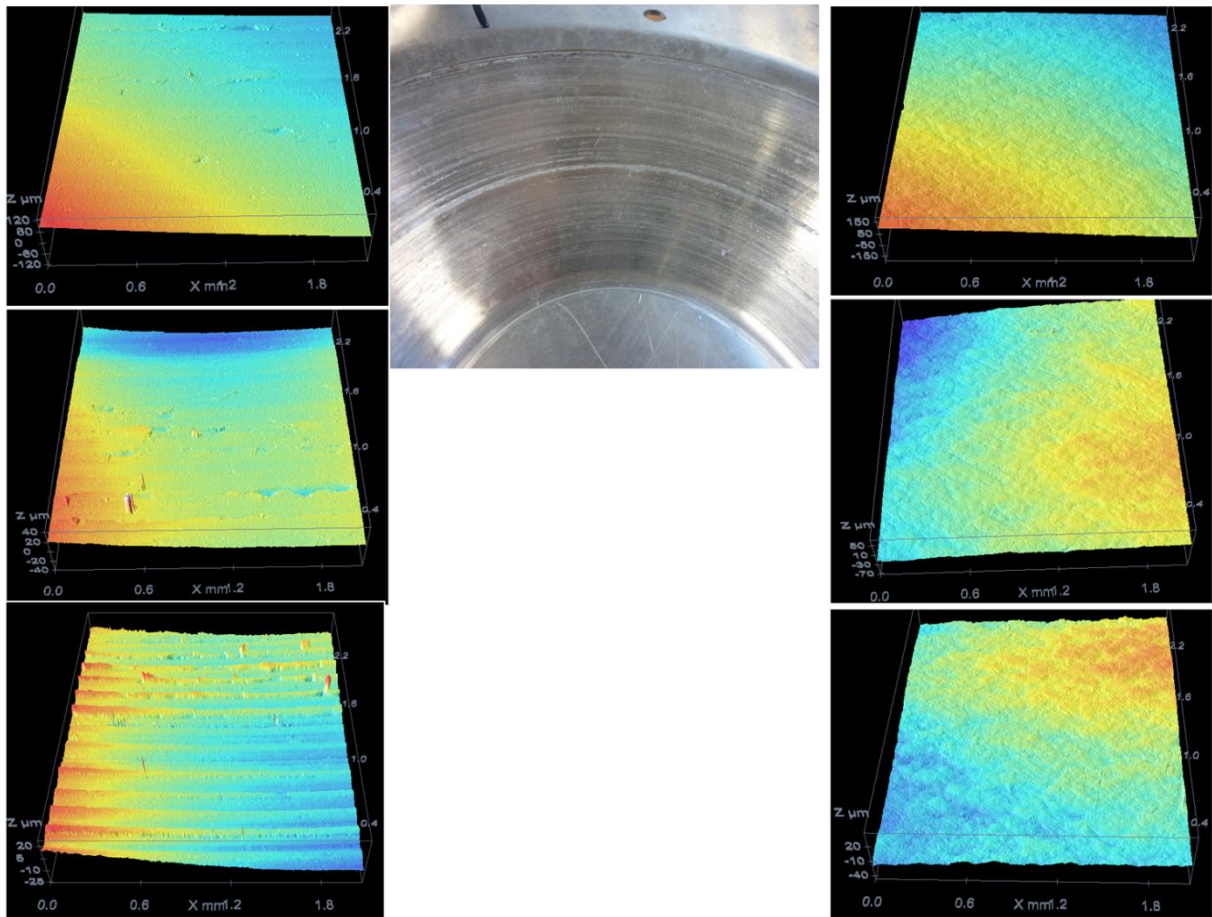


La superficie interna ha profilo periodico con solchi evidenti anche all'esterno e formazione di truciolo.

- **PROVA N°12**
V=300m/min p=0.1mm t=1.5mm

INTERNO

ESTERNO



La superficie interna della coppetta è scabra con solchi più o meno evidenti anche dall'esterno.

- **PROVA N°13**
V=3m/min p=0.55mm t=1.5mm

INTERNO

ESTERNO

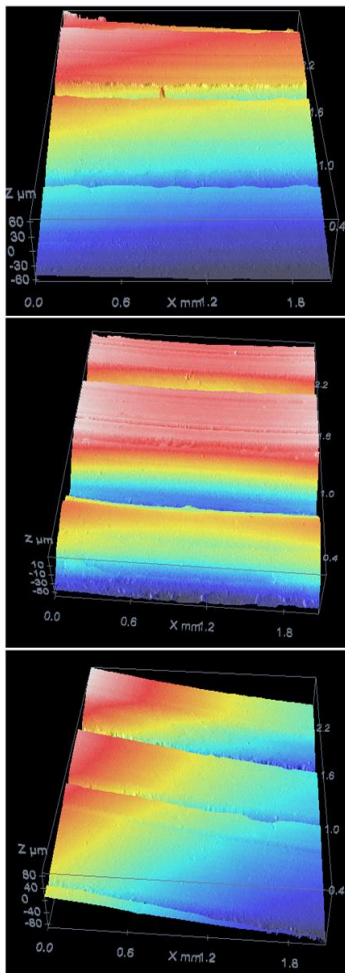


La superficie interna è periodica con solchi profondi e la coppetta si è rotta prima di formarsi completamente. La superficie esterna appare liscia.

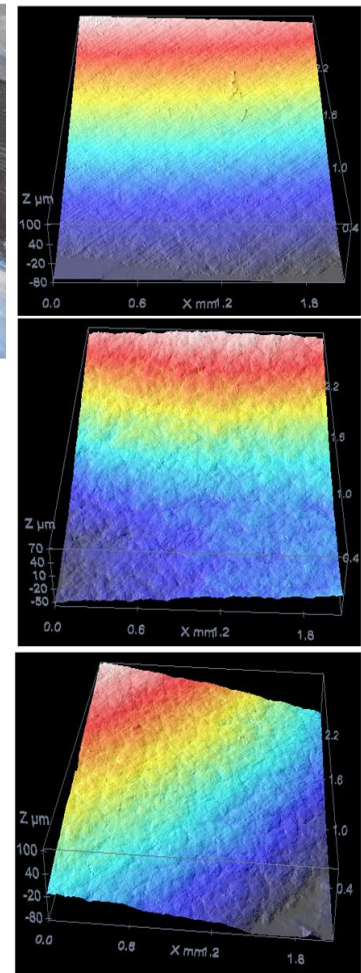
- **PROVA N°14**

V=30m/min p=0.55mm t=1.5mm

INTERNO



ESTERNO

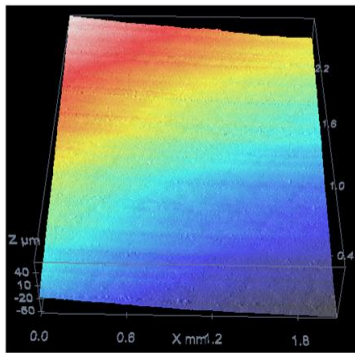


La superficie interna della coppetta è periodica con evidente formazione di truciolo a metà altezza. Solchi sono evidenti anche sulla superficie esterna. La coppetta si è rotta ma ha raggiunto un'altezza tale da poter eseguire tre misure.

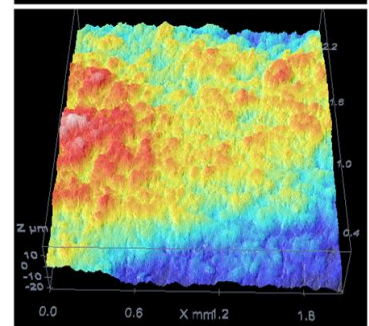
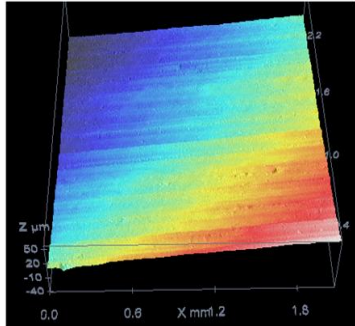
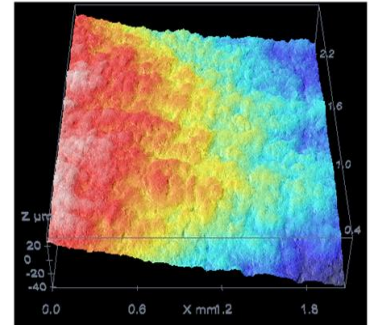
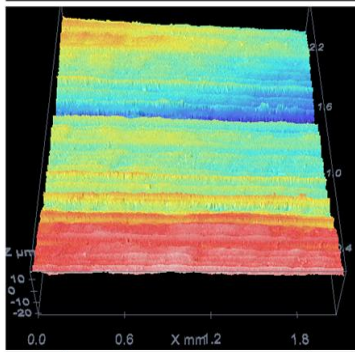
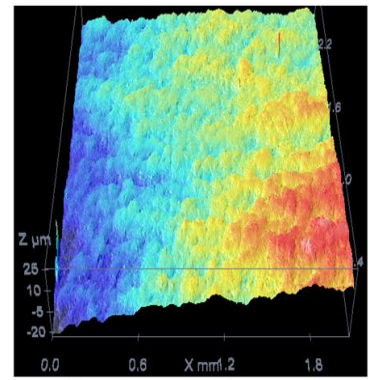
- **PROVA N°15**

V=300m/min p=0.55mm t=1.5mm

INTERNO



ESTERNO

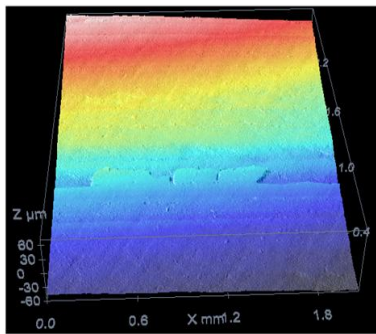


La coppetta mostra un profilo interno periodico con solchi bene evidenti, mentre la superficie esterna appare liscia.

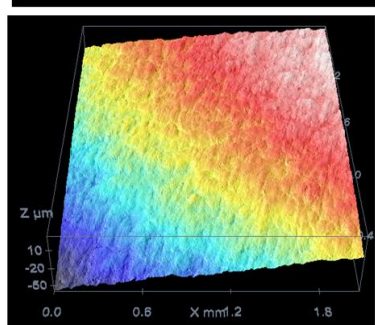
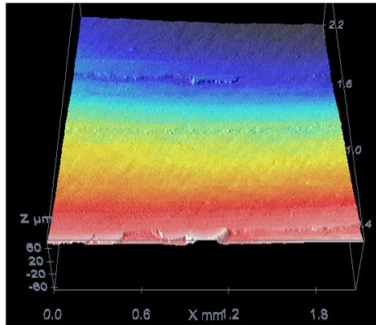
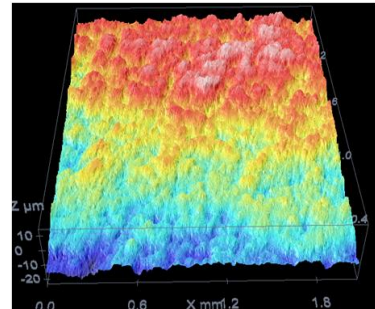
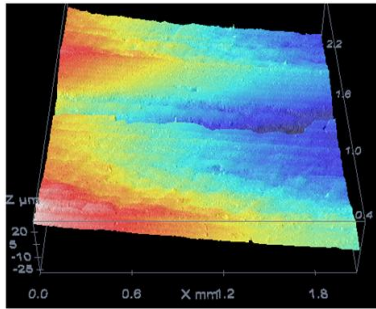
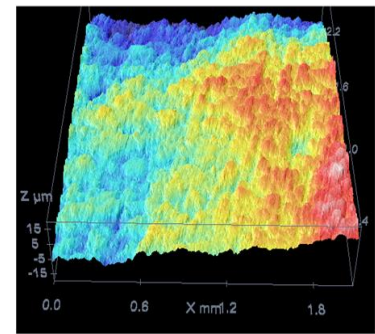
- **PROVA N°16**

V=3m/min p=1mm t=1.5mm

INTERNO



ESTERNO

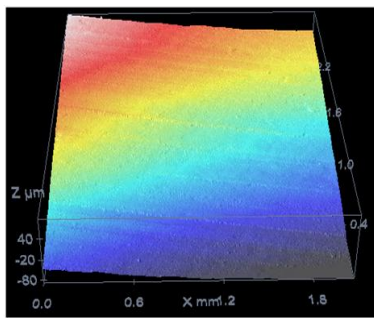


La coppetta ha profilo interno periodico, mentre appare liscia all'esterno.

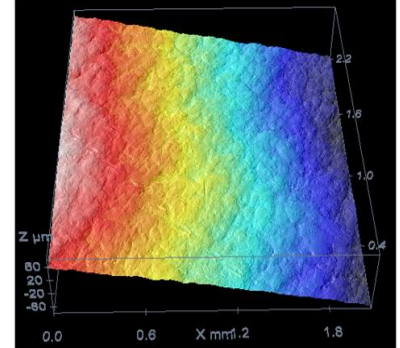
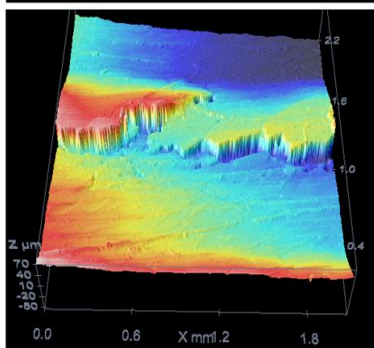
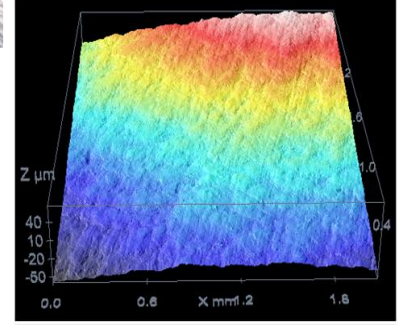
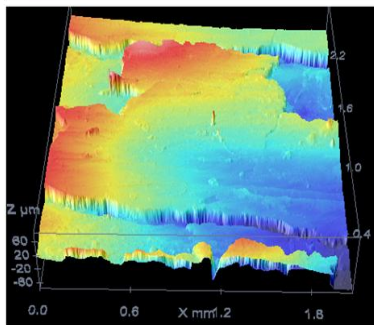
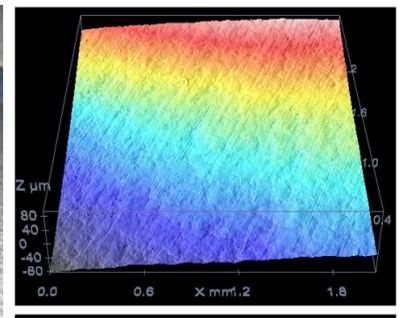
- **PROVA N°17**

V=30m/min p=1mm t=1.5mm

INTERNO



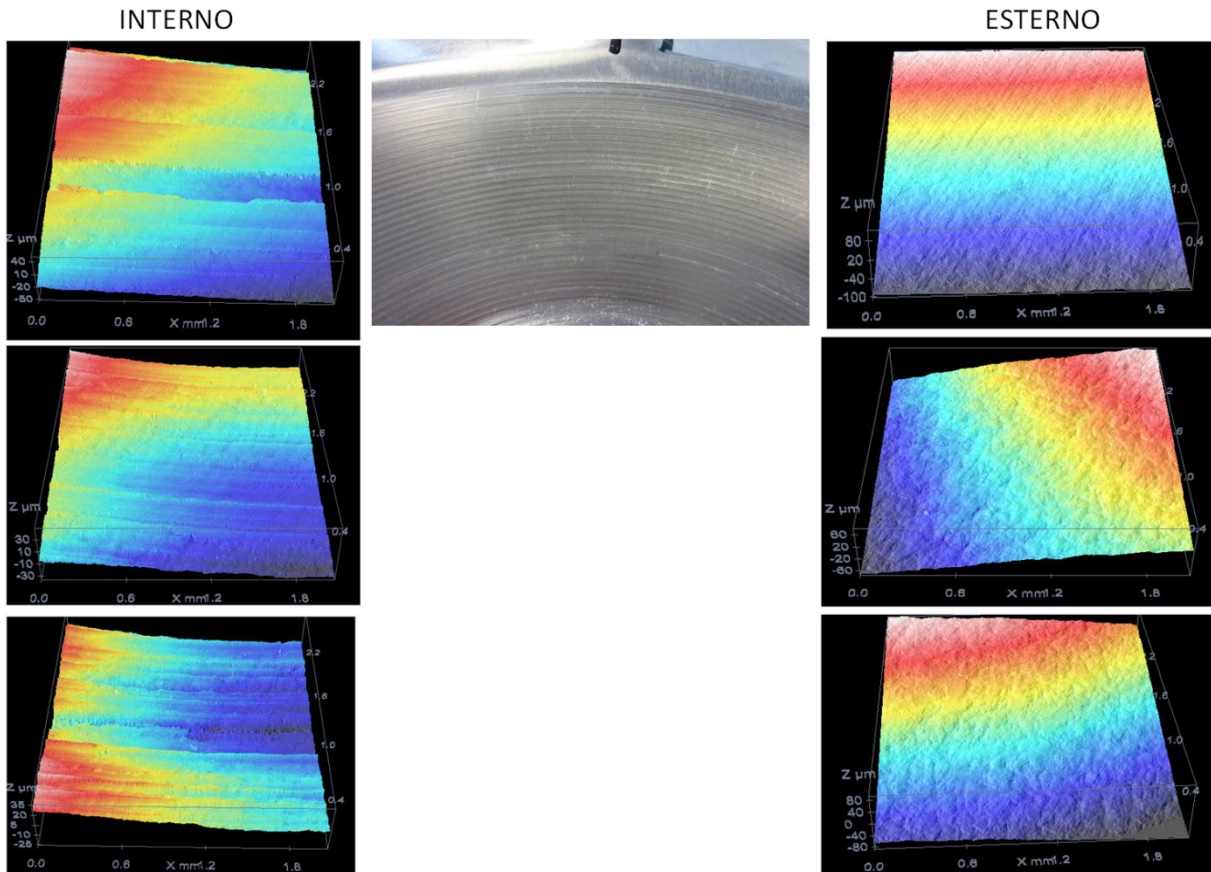
ESTERNO



La coppetta ha profilo interno periodico con solchi evidenti anche dall'esterno, ma il materiale è fortemente incrudito.

- **PROVA N°18**

V=300m/min p=1mm t=1.5mm



La coppetta ha una superficie interna lucida, con profilo periodico i cui solchi sono scarsamente visibili dall'esterno.

- **PROVA N°19**

V=3m/min p=0.1mm t=2mm



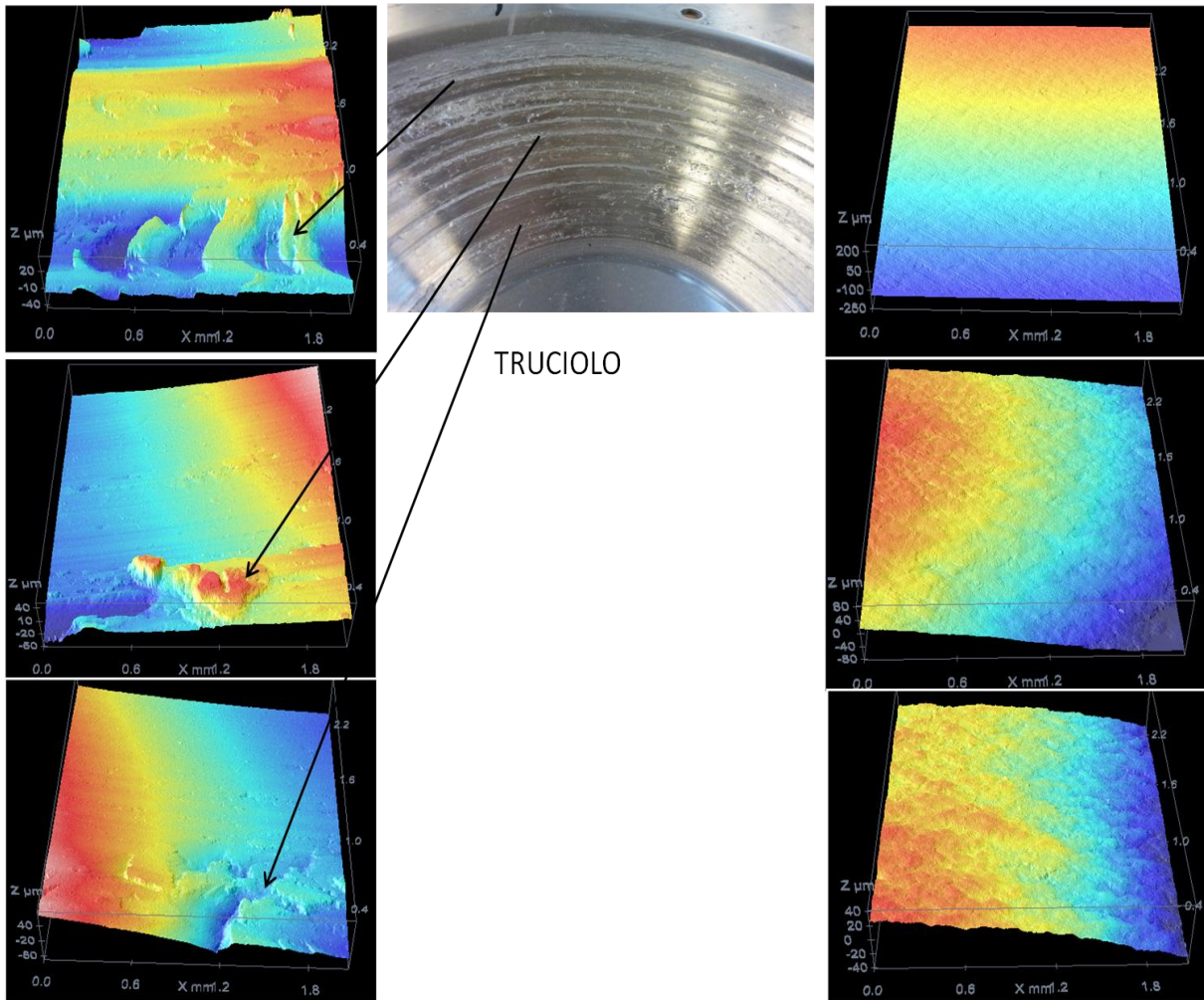
La superficie interna della coppetta è periodica con solchi evidenti, in particolare si osserva un solco centrale pronunciato ed evidente anche all'esterno e formazione di truciolo. La coppetta si è rotta.

- **PROVA N°20**

V=30m/min p=0.1mm t=2mm

INTERNO

ESTERNO

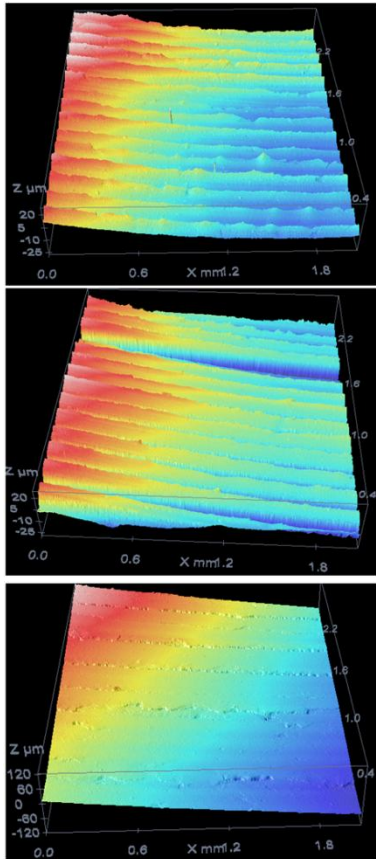


La superficie interna presenta solchi evidenti visibili anche sulla superficie esterna e formazione di truciolo.

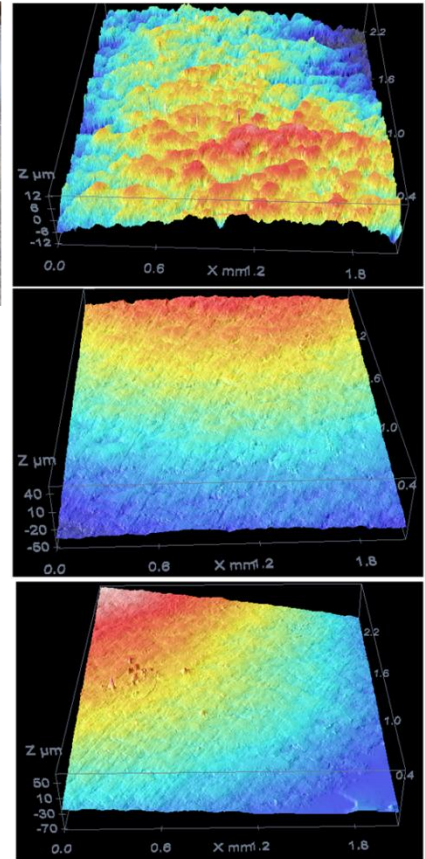
- **PROVA N°21**

V=300m/min p=0.1mm t=2mm

INTERNO



ESTERNO

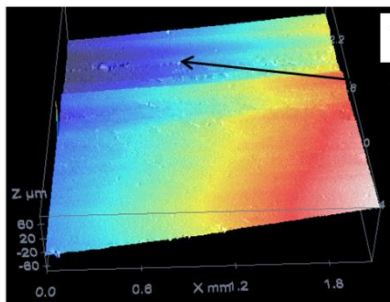


La coppetta ha profilo interno periodico con un solco ben pronunciato a circa metà altezza. I solchi sono visibili anche sulla superficie esterna.

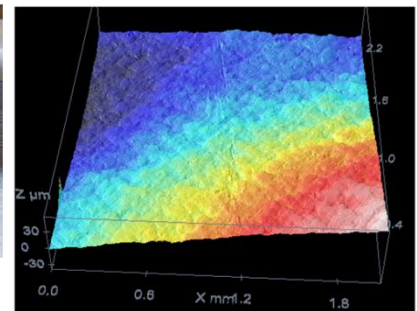
- **PROVA N°22**

V=3m/min p=0.55mm t=2mm

INTERNO



ESTERNO



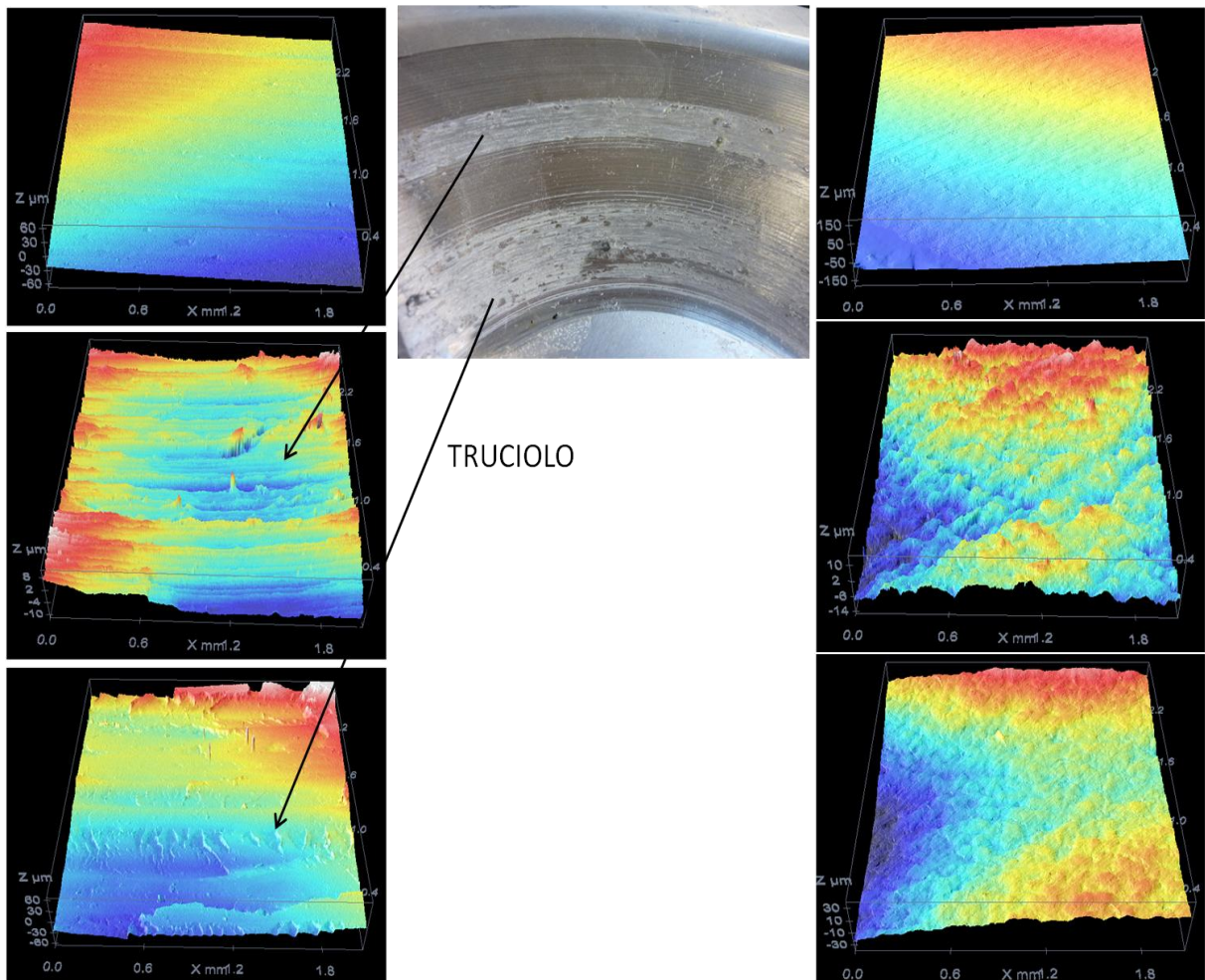
La superficie interna ha profilo periodico con truciolo in posizione centrale, la coppetta si è rotta prima di formarsi completamente. Solchi sono evidenti anche sulla superficie esterna.

- **PROVA N°23**

V=30m/min p=0.55mm t=2mm

INTERNO

ESTERNO

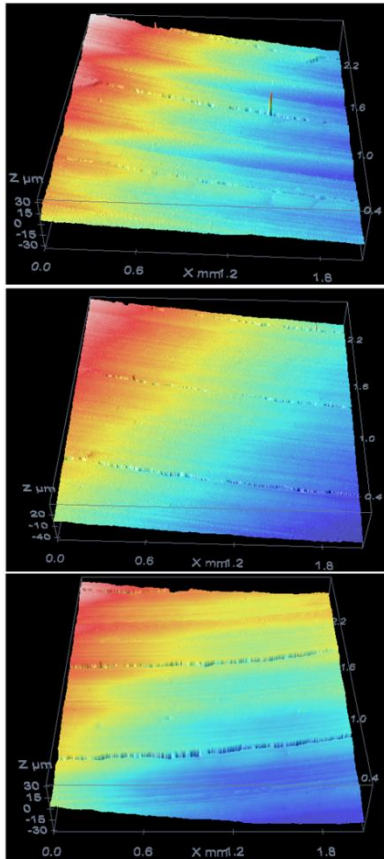


La superficie interna mostra profilo periodico tranne in due fasce una centrale e una alla base in cui la superficie è scabra e presenta evidente formazione di truciolo. I solchi si notano anche sulla superficie esterna.

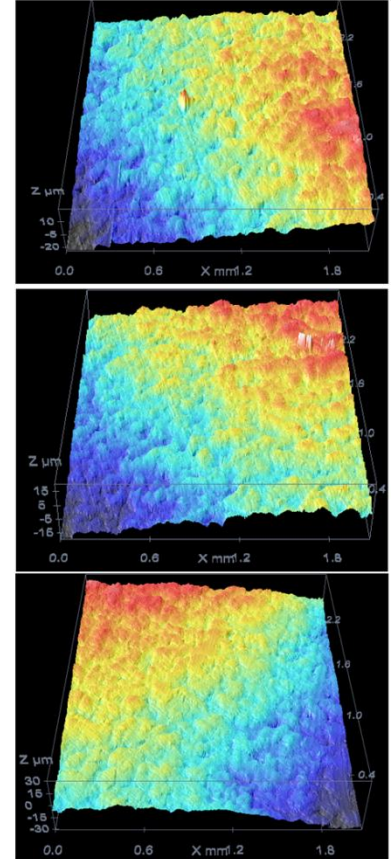
- **PROVA N°24**

V=300m/min p=0.55mm t=2mm

INTERNO



ESTERNO

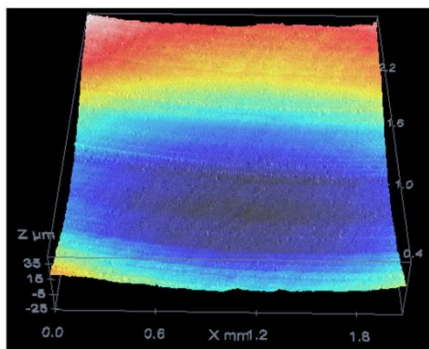


La superficie interna è lucida e mostra un profilo periodico, la superficie esterna appare liscia.

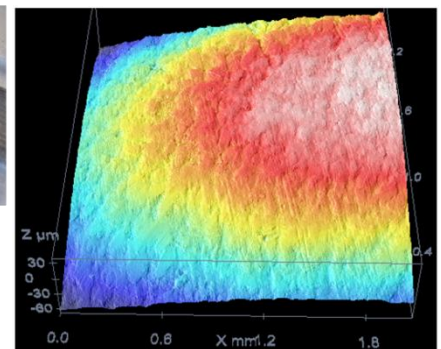
- **PROVA N°25**

V=3m/min p=1mm t=2mm

INTERNO



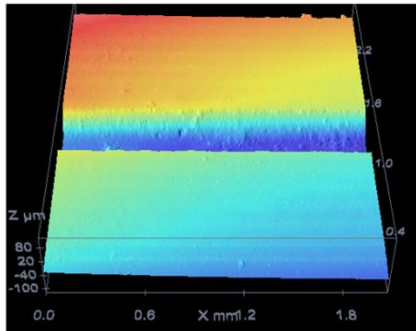
ESTERNO



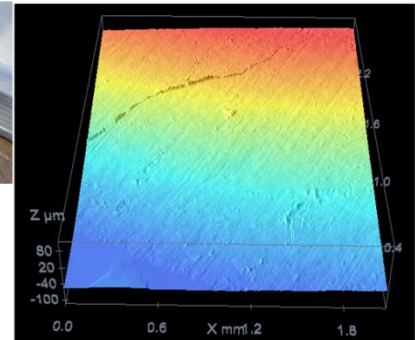
La superficie interna mostra profilo periodico e la coppetta si è rotta prima di formarsi del tutto. LA superficie esterna appare liscia.

- **PROVA N°26**
V=30m/min p=1mm t=2mm

INTERNO



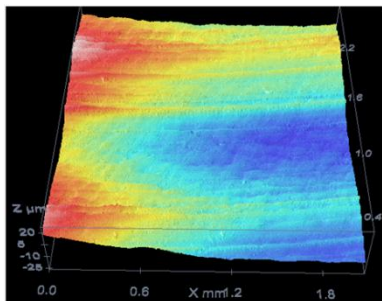
ESTERNO



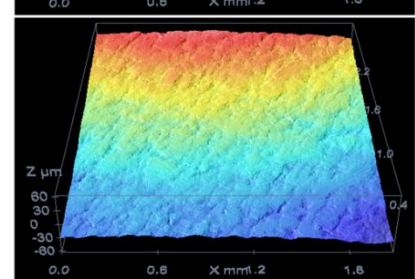
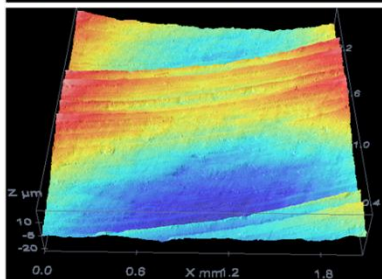
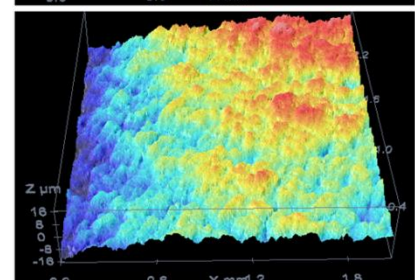
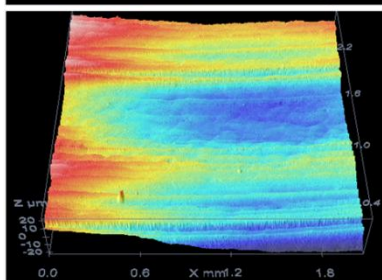
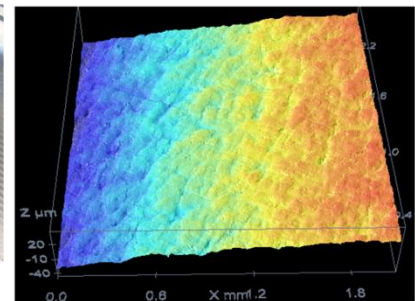
La superficie interna ha profilo periodico con solchi profondi, la superficie esterna appare liscia.

- **PROVA N°27**
V=300m/min p=1mm t=2mm

INTERNO



ESTERNO



La coppetta mostra una superficie interna lucida, con solchi periodici. La superficie esterna appare liscia.

Le caratteristiche delle coppette possono essere così riassunte:

	ALTEZZA [mm]	TRUCIOLO	ROTTURA
PROVA 1	39	Sì	No
PROVA 2	14	No	Sì
PROVA 3	41	No	No
PROVA 4	40	No	No
PROVA 5	12	No	Sì
PROVA 6	39	No	No
PROVA 7	38	No	No
PROVA 8	40	No	No
PROVA 9	43	No	No
PROVA 10	43	Sì	No
PROVA 11	43	Sì	No
PROVA 12	41	No	No
PROVA 13	8	No	Sì
PROVA 14	28	Sì	Sì
PROVA 15	37	No	No
PROVA 16	34	No	No
PROVA 17	37	No	No
PROVA 18	36	No	No
PROVA 19	8	Sì	Sì
PROVA 20	41	Sì	No
PROVA 21	37	No	No
PROVA 22	15	Sì	Sì
PROVA 23	35	Sì	No
PROVA 24	37	No	No
PROVA 25	7	No	Sì
PROVA 26	6	No	Sì
PROVA 27	35	No	No

Per quanto riguarda la formabilità, da questi dati si osserva come i risultati migliori siano garantiti per $V=300\text{m/min}$: con questa velocità nessuna coppetta si è rotta. Il truciolo o la rottura si sono manifestati solo per velocità pari a $V=3\text{m/min}$ o $V=30\text{m/min}$. Un caso particolare è la prova17 ($V=30\text{m/min}$, $p=1\text{mm}$, $t=1,5\text{mm}$) che, pur senza truciolo o rottura, si manifesta estremamente incrudita, tanto da quasi sbriciolarsi nel tagliare i corrispondenti francobolli.

Le coppette che si sono rotte sono risultate basse (hanno raggiunto in media 10mm), con un'unica eccezione per la prova 14 ($V=30\text{m/min}$, $p=0.55\text{mm}$, $t=1.5\text{mm}$) che ha raggiunto 28mm. Le coppette formate hanno raggiunto un'altezza media di 39mm.

Si riportano di seguito i grafici relativi all'andamento del parametro R_a [μm] sulla superficie interna delle coppette in funzione del passo p [mm].

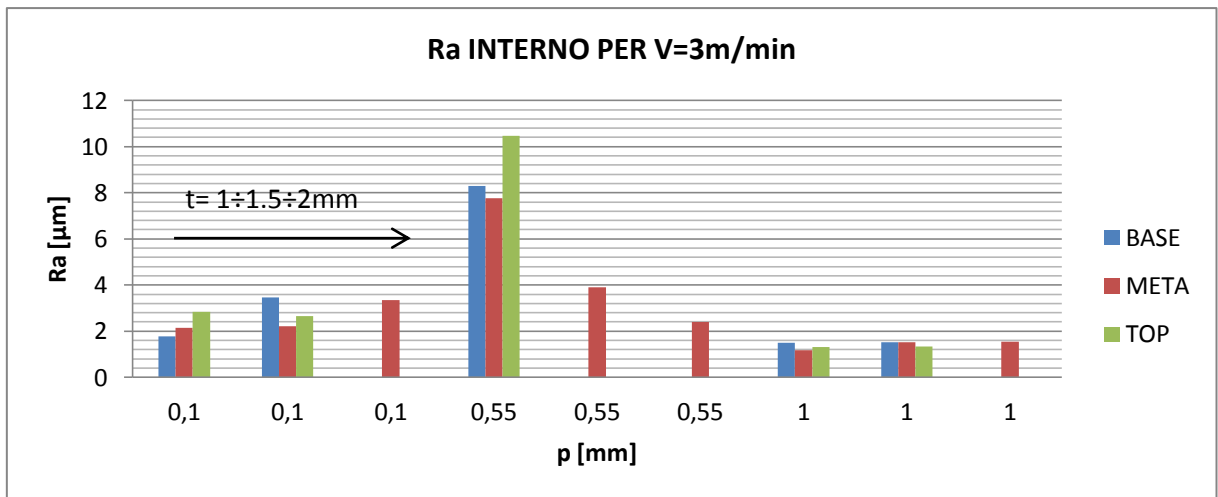


Figura 2.1 Grafico di Ra [µm] interno rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t[mm] per V=3m/min coppette in AA6082

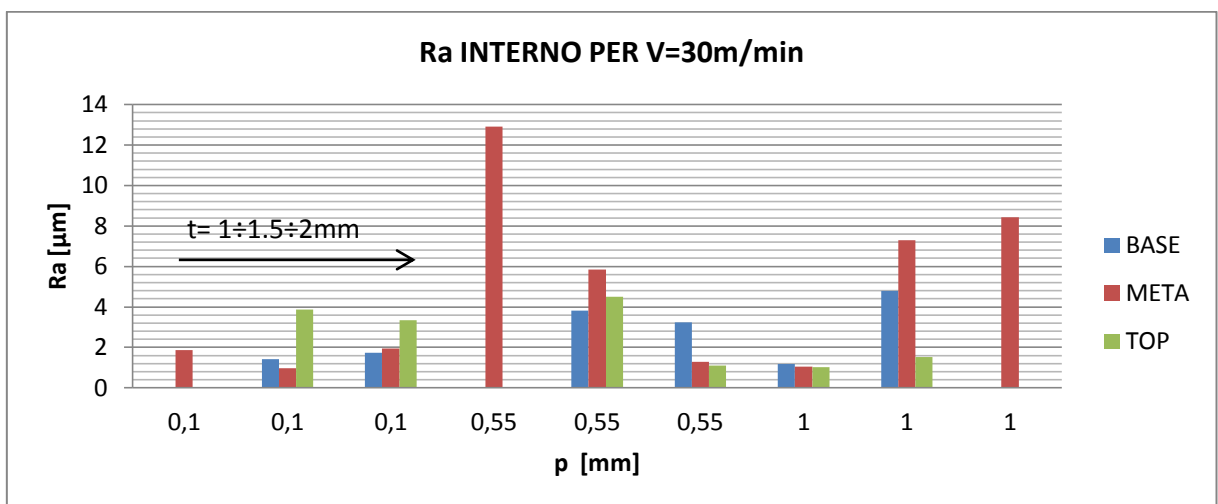


Figura 2.2 Grafico di Ra [µm] interno rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t[mm] per V=30m/min coppette in AA6082

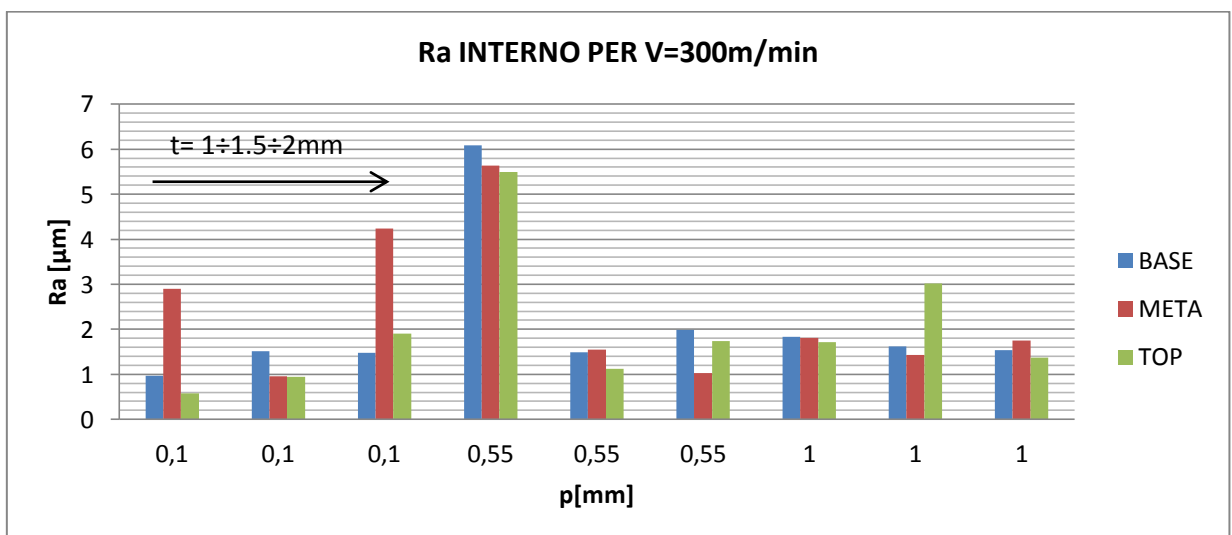


Figura 2.3 Grafico di Ra [µm] interno rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t[mm] per V=300m/min coppette in AA6082

Seguono i grafici del parametro Sa [μm] nella superficie interna in funzione del passo p [mm]:

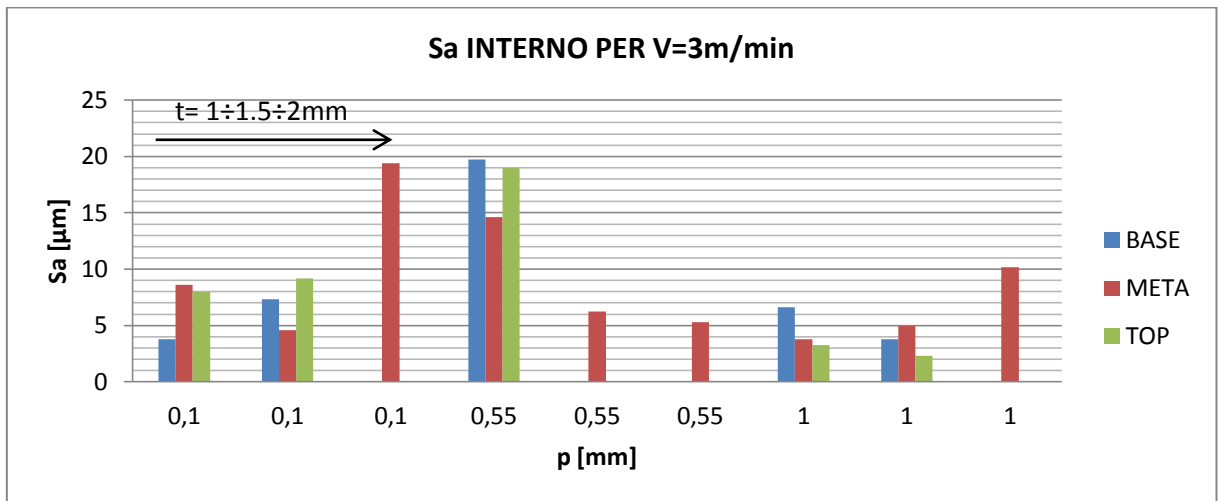


Figura 2.4 Grafico di Sa [μm] interno rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t[mm] per V=3m/min coppette in AA6082

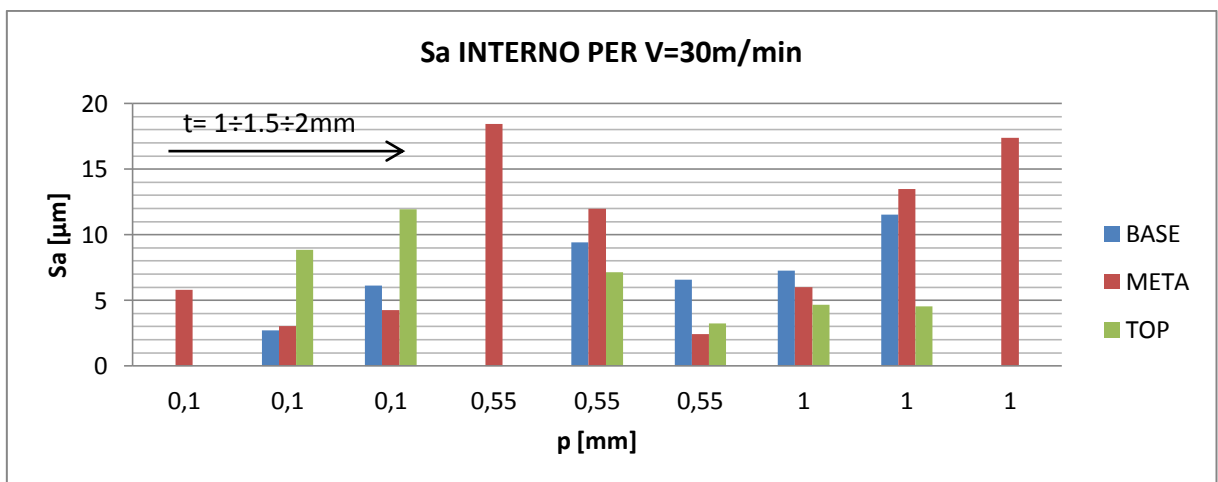


Figura 2.5 Grafico di Sa [μm] interno rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t[mm] per V=30m/min coppette in AA6082

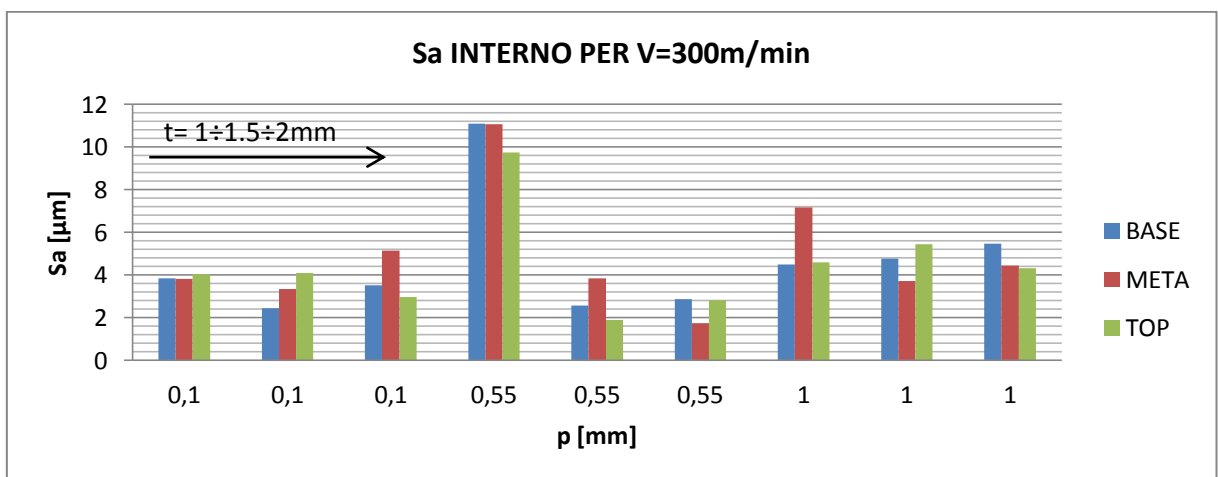


Figura 2.6 Grafico di Sa [μm] interno rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t[mm] per V=300m/min coppette in AA6082

Da questa prima analisi si osserva come lo spessore non sembra avere un ruolo particolarmente importante nell'influenza della rugosità interna. Valori "sballati" rispetto alle stesse prove eseguite a spessore diverso si ottengono solo per le prove n°4,5,6 corrispondenti rispettivamente a $V=3,30,300\text{m/min}$, $t=1\text{mm}$ e $p=0.55\text{mm}$.

Si osserva come le caratteristiche di rugosità interna peggiori in termini del parametro Ra, si hanno in corrispondenza di un passo $p=0.55\text{mm}$, mentre si hanno buoni risultati per $p=1\text{mm}$.

Complessivamente infatti i risultati migliori si ottengono per $V=300\text{m/min}$ e $p=1\text{mm}$. La coppetta migliore è la prova12 caratterizzata da $V=300\text{m/min}$, $p=0.1\text{mm}$ e $t=1.5\text{mm}$. Anche per quanto riguarda il parametro Sa si osserva un comportamento simile: i risultati migliori si ottengono per $V=300\text{m/min}$, mentre nel complesso i risultati peggiori si ottengono con $V=3\text{m/min}$ e $p=0.1\text{mm}$.

Per quanto riguarda la differenza di rugosità sulla stessa coppetta, in funzione delle tre diverse altezze considerate, non sembrano esserci differenze evidenti se non in quattro casi: prove 3,11,17,21,18.

Le stesse misure sono state condotte poi sulla superficie esterna delle coppette, di seguito i grafici relativi al parametro $Ra[\mu\text{m}]$ esterno in funzione del passo $p[\text{mm}]$:

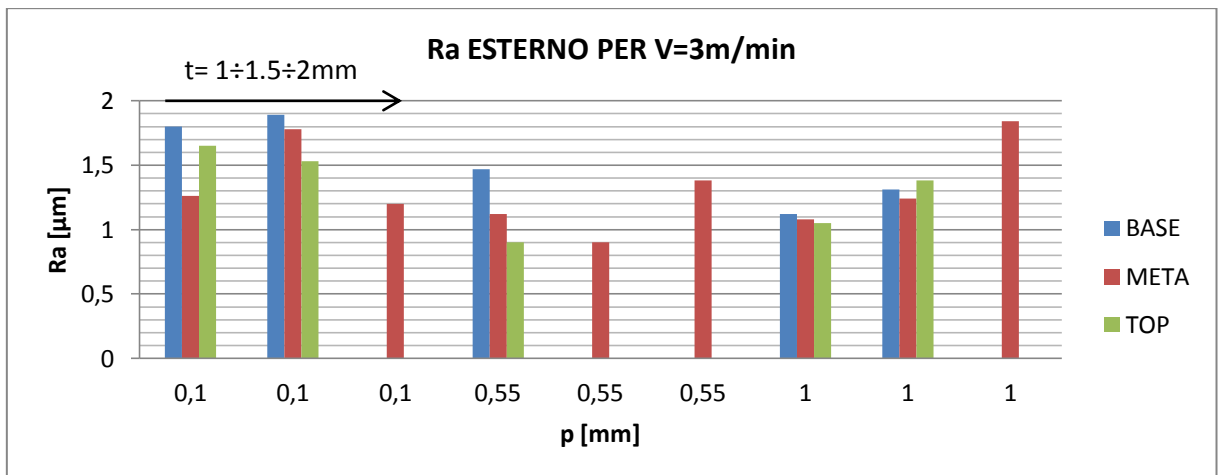


Figura 2.7 Grafico di Ra [μm] esterno rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t[mm] per V=3m/min coppette in AA6082

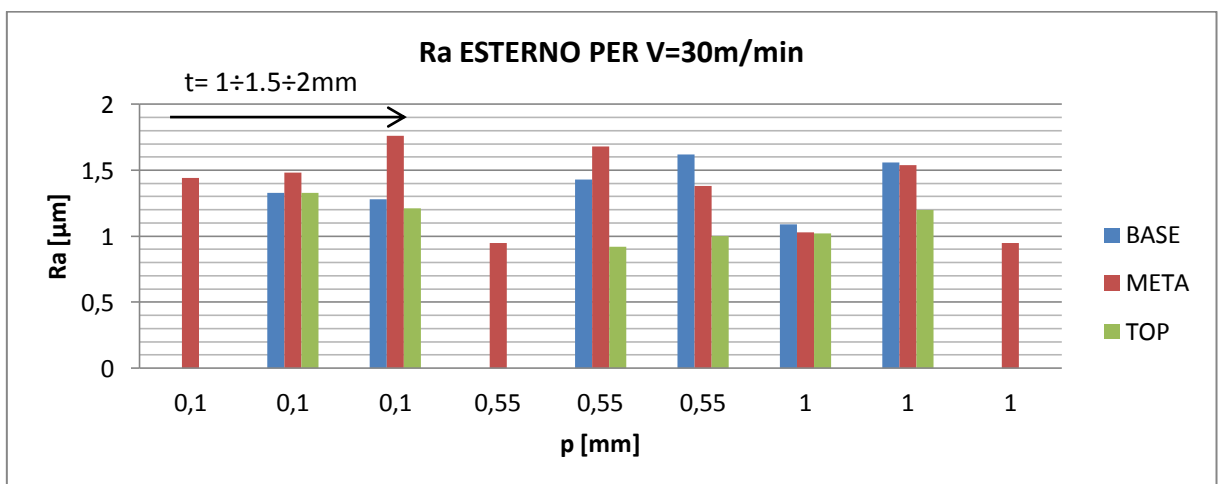


Figura 2.8 Grafico di Ra [μm] esterno rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t[mm] per V=30m/min coppette in AA6082

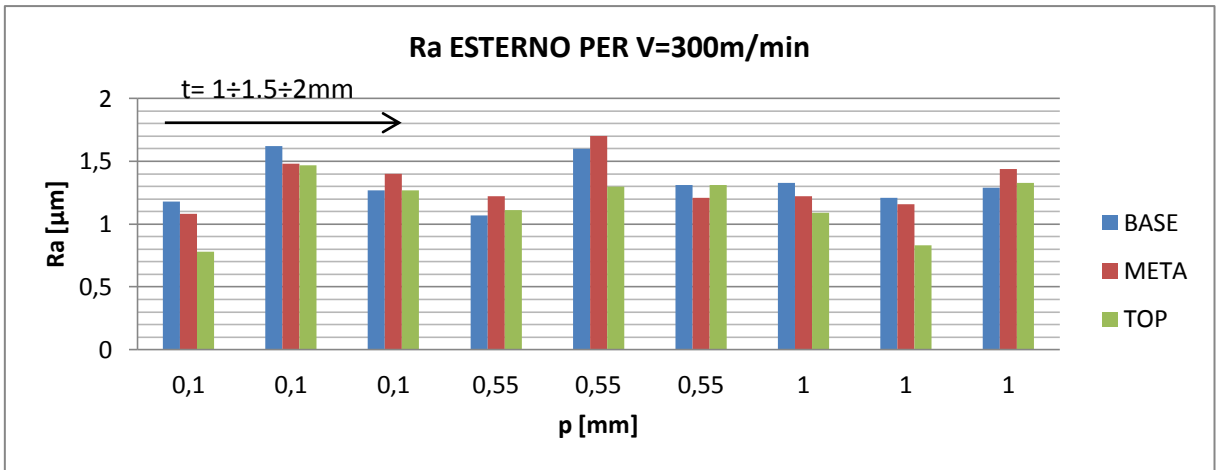


Figura 2.9 Grafico di Ra [μm] esterno rispetto al passo p [mm] al variare dello spessore t [mm] per V=300m/min coppette in AA6082

Seguono i grafici del parametro Sa esterno [μm] in funzione del passo p [mm]:

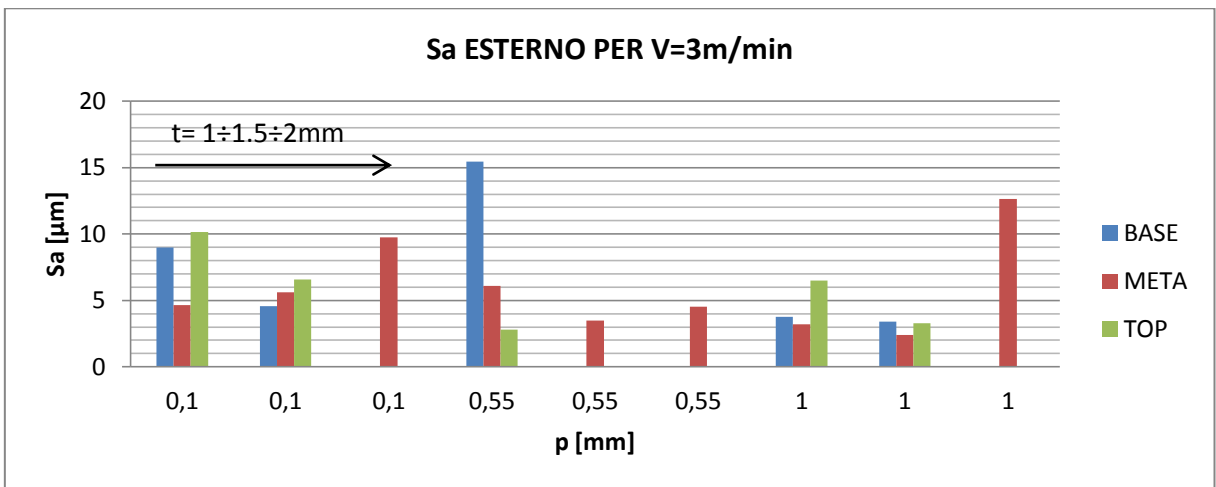


Figura 2.10 Grafico di Sa [μm] esterno rispetto al passo p [mm] al variare dello spessore t [mm] per V=3m/min coppette in AA6082

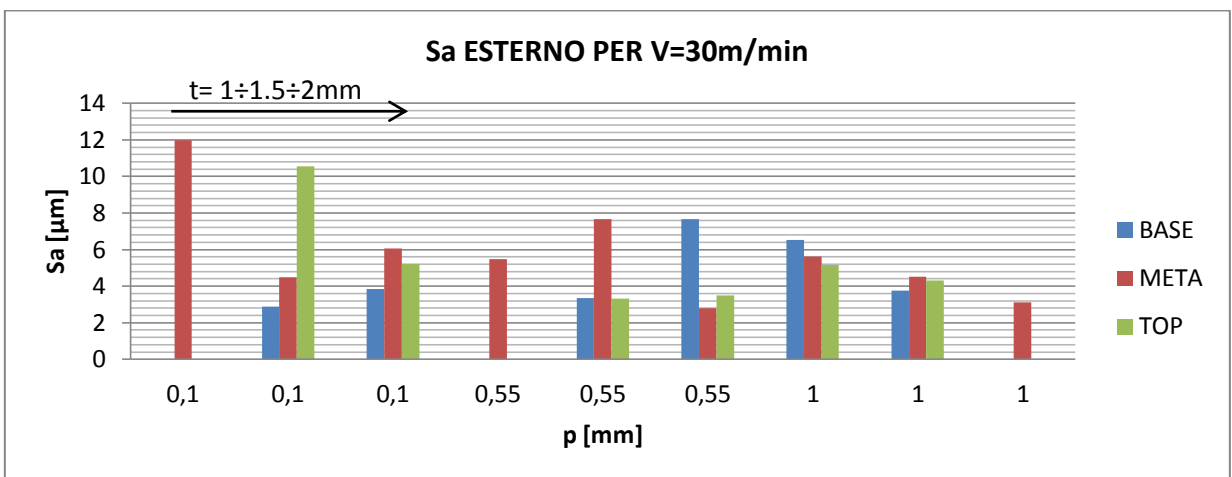


Figura 2.11 Grafico di Sa [μm] esterno rispetto al passo p [mm] al variare dello spessore t [mm] per V=30m/min coppette in AA6082

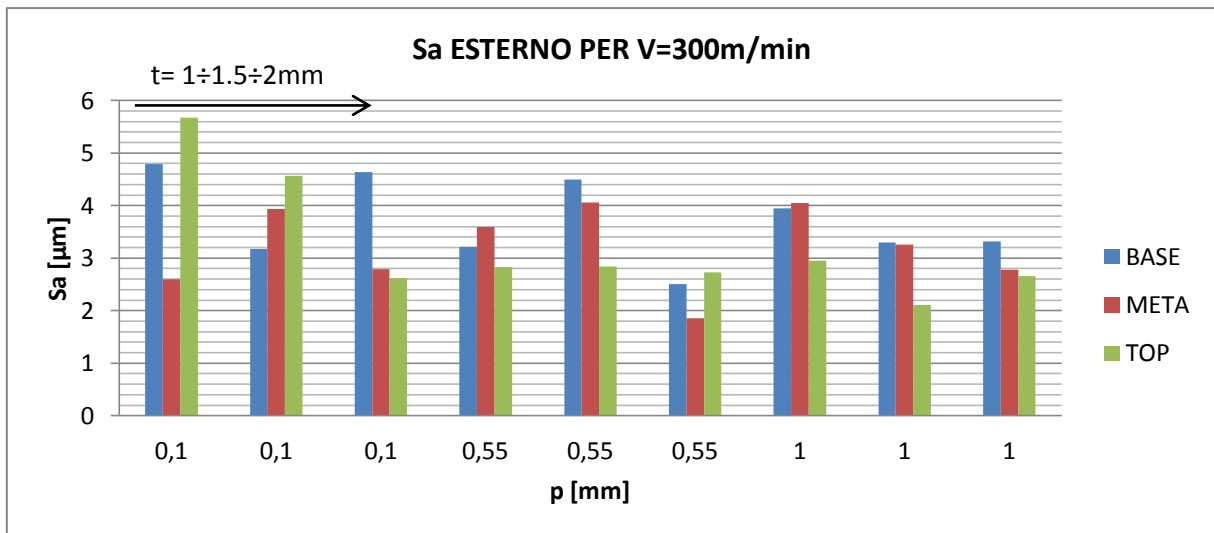


Figura 2.12 Grafico di Sa [µm] esterno rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t[mm] per V=300m/min coppette in AA6082

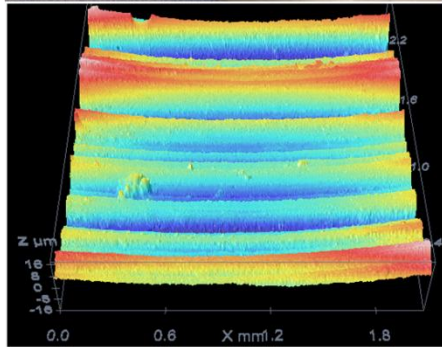
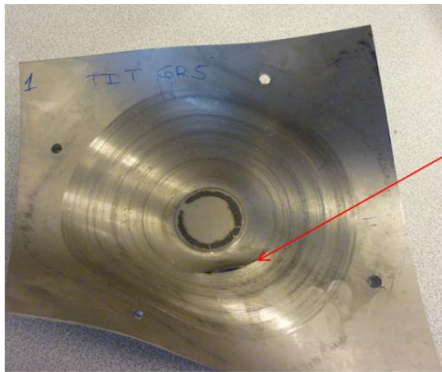
Si osserva come il valore di Ra sulla superficie esterna subisca variazioni di minore entità rispetto al corrispondente parametro interno (sia su quote diverse della stessa coppetta, sia in funzione del passo), inoltre l'influenza dello spessore appare trascurabile. Complessivamente ancora una volta i valori minori si hanno per V=300m/min. Il parametro Sa invece subisce maggiori variazioni.

Da questa prima analisi si osserva come lo spessore non sembra influire particolarmente sui valori di rugosità interna ed esterna e non si evidenziano variazioni significative rispetto alla quota se non in qualche caso isolato. Inoltre la formabilità migliore si ha in corrispondenza della velocità di lavorazione maggiore (V=300m/min), un risultato in contrasto con quanto accade di norma in altri processi di lavorazione, per cui una velocità minore è garanzia di risultati migliori. Poiché uno dei limiti finora allo sviluppo dello SPIF su scala industriale è stata la lentezza del processo, è chiaro come questo primo risultato offra delle prospettive ottimistiche a questo proposito.

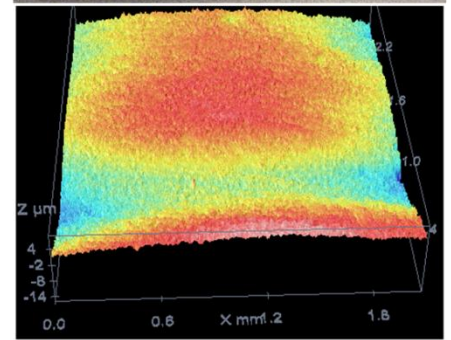
2.3.2 TOPOGRAFIE-COPPETTE Ti6Al4V

Le stesse analisi sono state condotte sulle coppette in lega Ti6Al4V. Tenendo conto dei risultati ottenuti con l'Alluminio, si è deciso di effettuare l'analisi topografica su un solo francobollo per ogni coppetta, in corrispondenza di metà altezza. Si è proceduto in modo analogo, effettuando due scansioni (sulla superficie interna ed esterna) per ogni francobollo, calcolando poi i valori di rugosità Ra ed Sa che verranno di seguito riportati.

- PROVA N°1**
 $V=5\text{m/min}$ $p=0.1\text{mm}$ $t=1\text{mm}$
 INTERNO



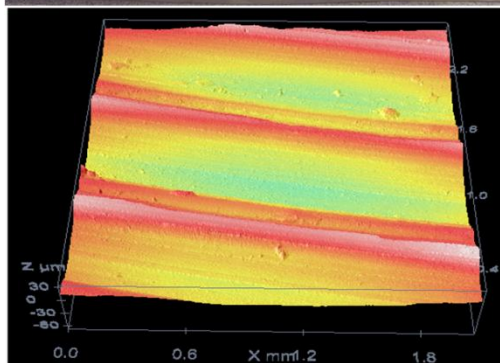
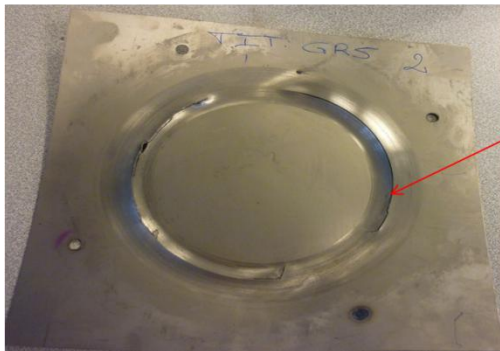
ESTERNO



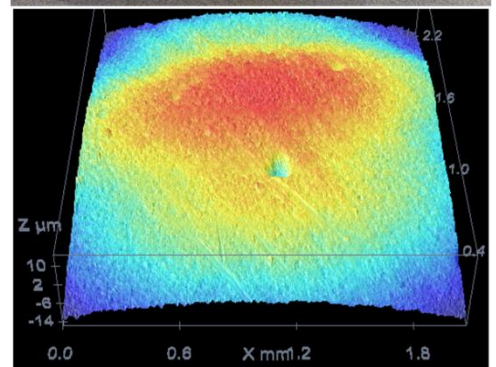
ROTTURA

La coppetta non si è ben formata, essendosi rotta prematuramente. La superficie interna mostra profilo periodico, con solchi evidenti.

- PROVA N°2**
 $V=5\text{m/min}$ $p=0.3\text{mm}$ $t=1\text{mm}$
 INTERNO



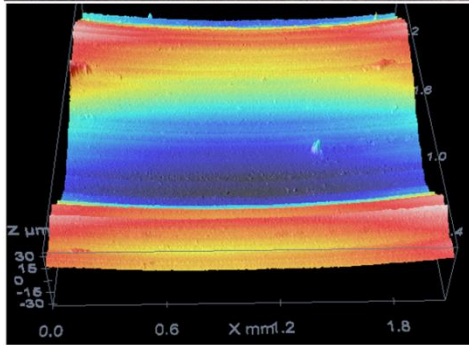
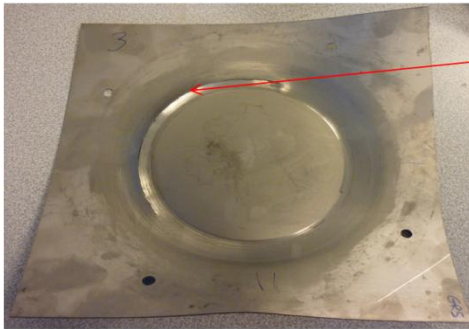
ROTTURA



La coppetta si è rotta prima di formarsi, la superficie interna ha profilo periodico con solchi evidenti.

- PROVA N°3**
 V=5m/min p=0.5mm t=1mm

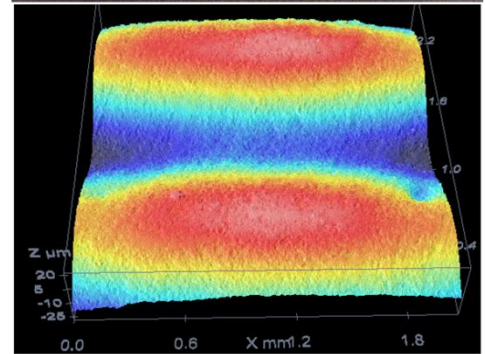
INTERNO



ESTERNO



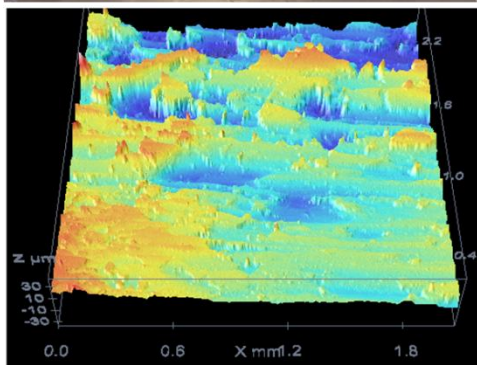
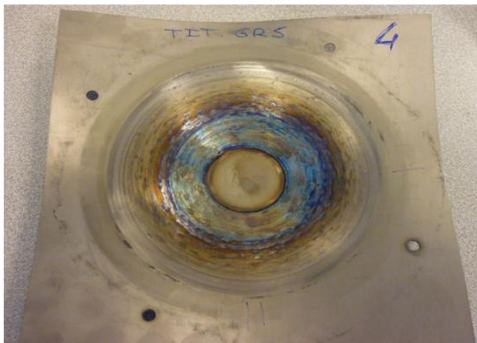
ROTTURA



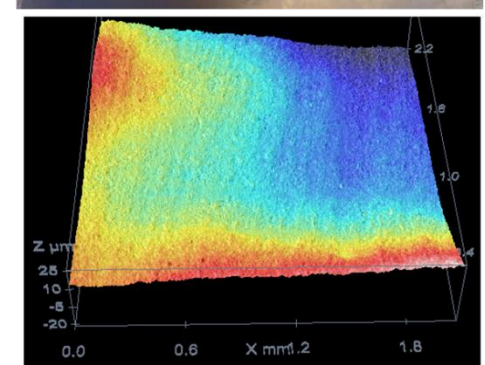
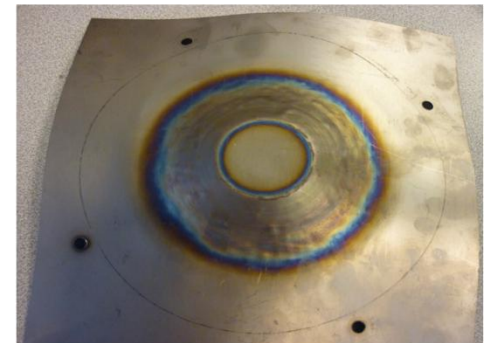
La coppetta si è rotta prematuramente, la superficie interna ha profilo periodico.

- PROVA N°4**
 V=50m/min p=0.1mm t=1mm

INTERNO



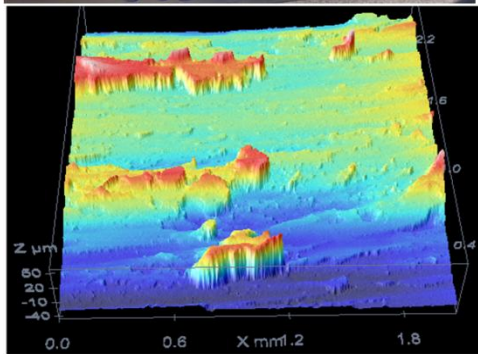
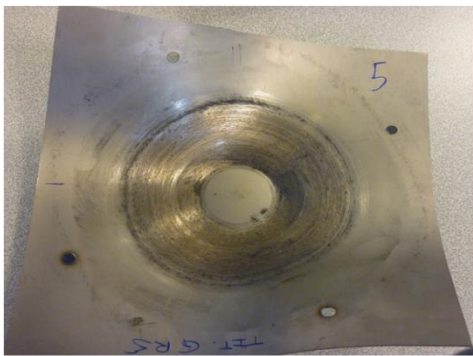
ESTERNO



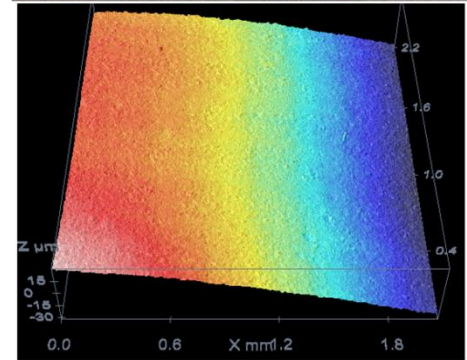
La coppetta mostra una superficie molto scabra anche all'esterno, con evidente colorazione, dovuta al surriscaldamento che ha subito il materiale durante la lavorazione.

- PROVA N°5**
 V=50m/min p=0.3mm t=1mm

INTERNO



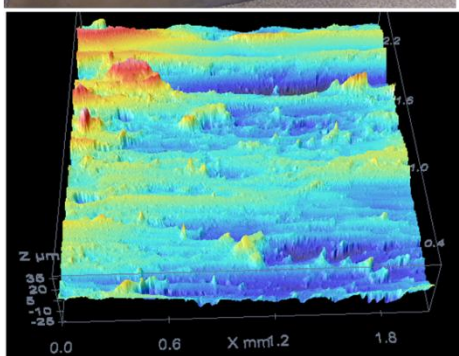
ESTERNO



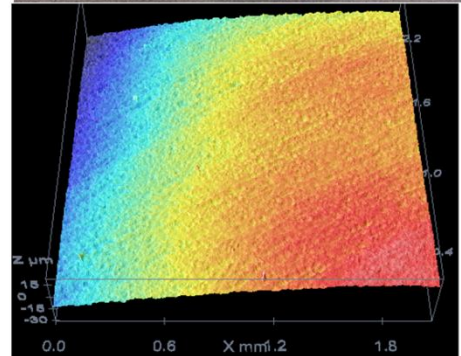
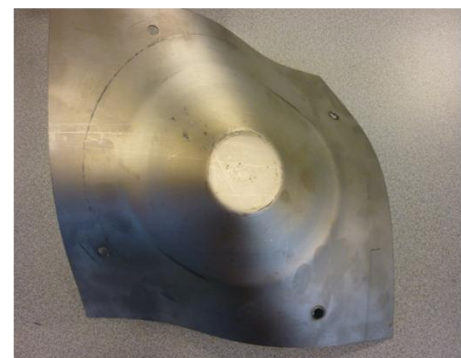
La coppetta mostra internamente formazione localizzata di truciolo e solchi visibili anche dall'esterno.

- PROVA N°6**
 V=50m/min p=0.5mm t=1mm

INTERNO

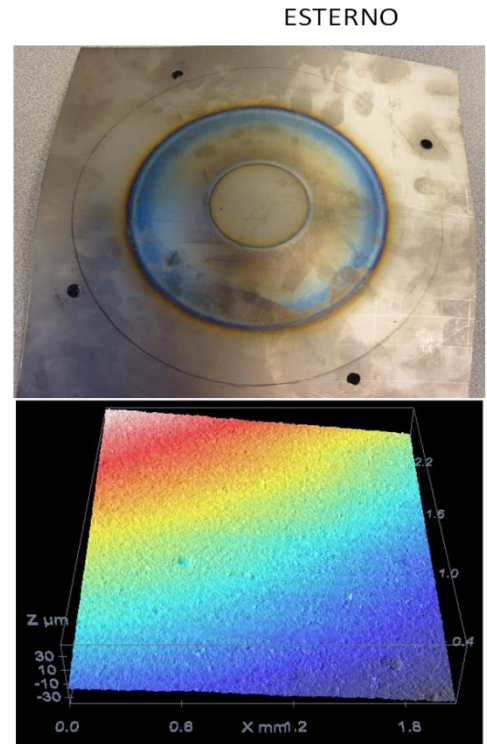
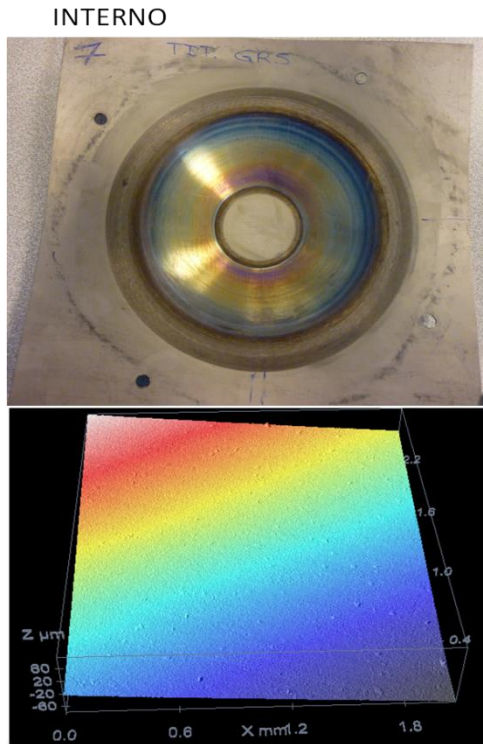


ESTERNO



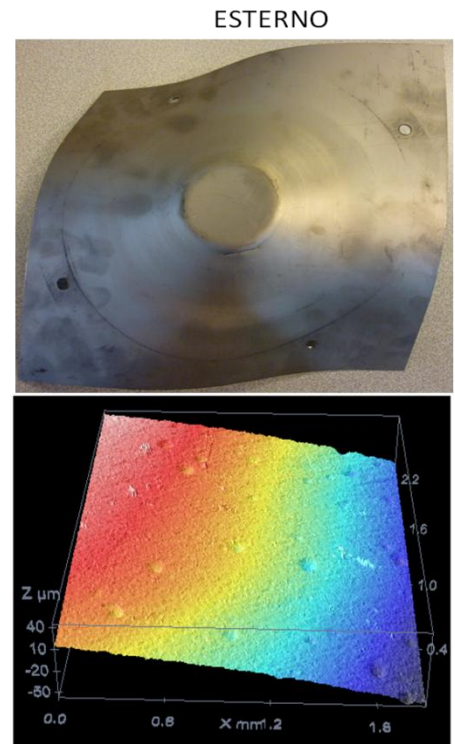
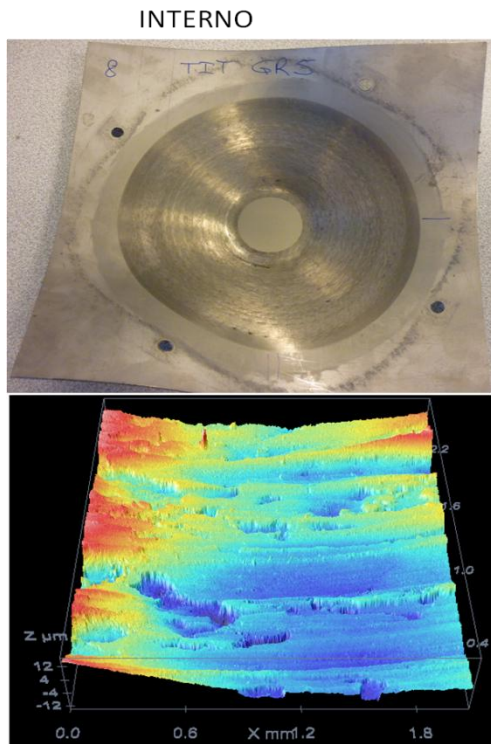
La coppetta mostra truciolo localizzato e solchi periodici evidenti sulla superficie interna.

- PROVA N°7**
 V=500m/min p=0.1mm t=1mm



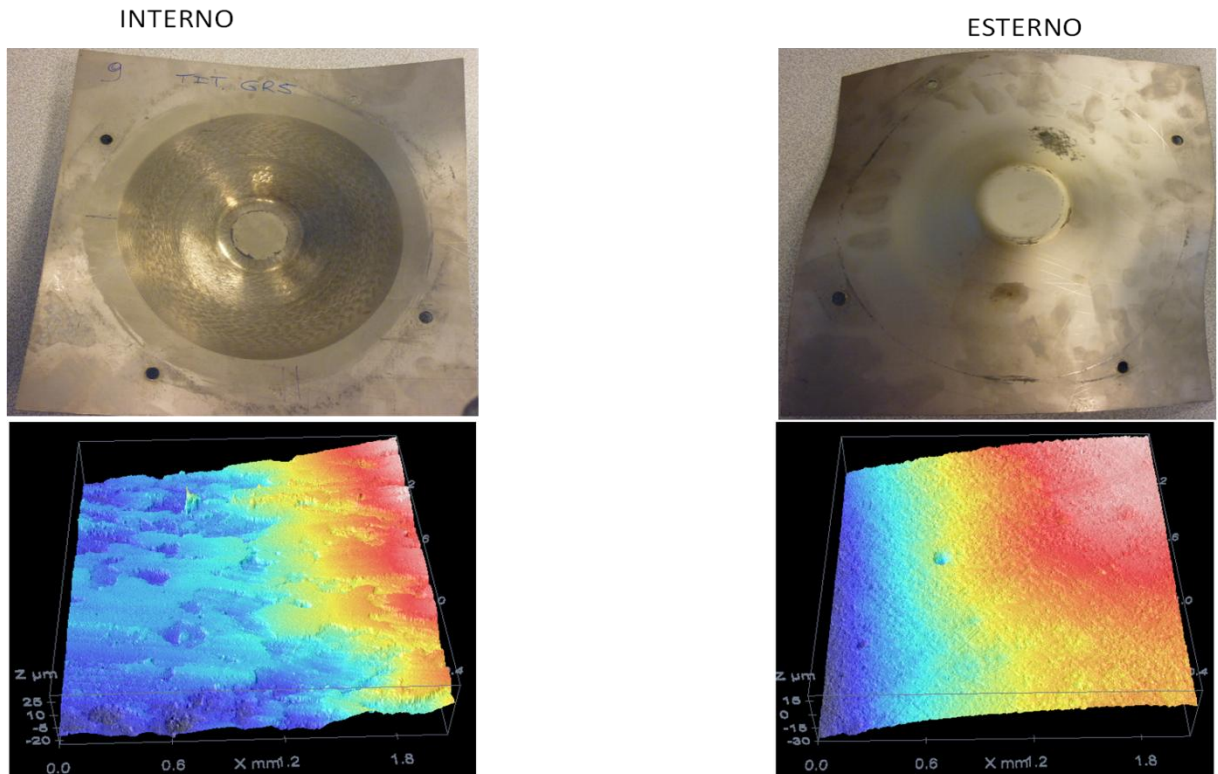
La coppetta mostra una superficie interna ed esterna estremamente liscia, con evidente colorazione, segno del surriscaldamento che è avvenuto durante la lavorazione. Tra tutte è quella meglio formata.

- PROVA N°8**
 V=500m/min p=0.3mm t=1mm



La superficie interna della coppetta è scabra e mostra delle microsaldature.

- PROVA N°9**
 $V=500\text{m/min}$ $p=0.5\text{mm}$ $t=1\text{mm}$



La superficie interna della coppetta è scabra e mostra microsaldature.

In primo luogo si osserva come le prime tre coppette si siano rotte, tutte corrispondenti ad una velocità di deformazione $V=3\text{m/min}$. Inoltre le coppette 4 e 7 (rispettivamente la “peggiore” e la “migliore”) mostrano una evidente colorazione, segno del riscaldamento che ha subito il materiale durante la deformazione.

Per evidenziare quanto si siano deformate le coppette in Ti6Al4V sono state prese delle misure di spessore lungo tutta la lunghezza della coppetta con un calibro (avendo avuto cura di limare la bava), ottenendo quanto segue:

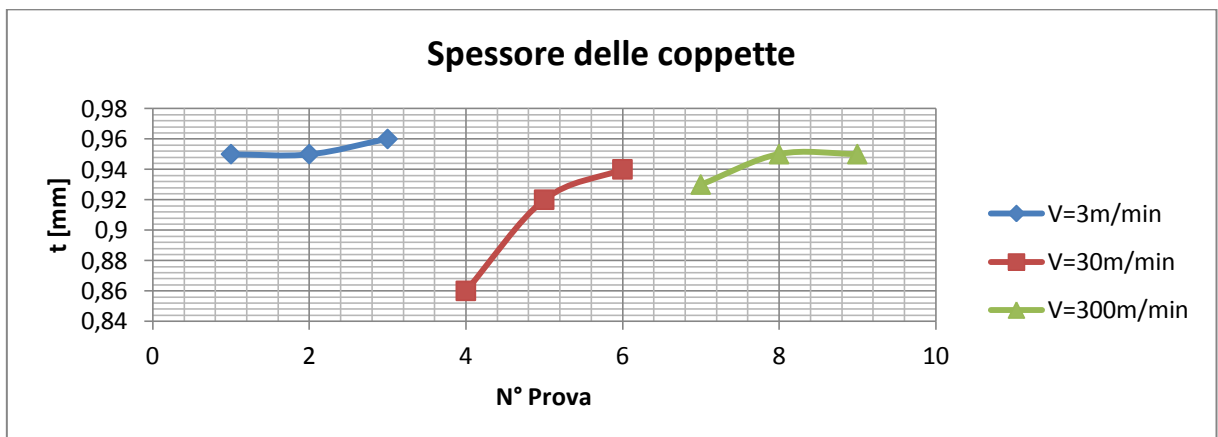


Figura 4.2 Andamento dello spessore finale delle coppette t [mm] per ciascuna prova

Si è poi calcolato il valore di deformazione ϵ come rapporto tra spessore iniziale (1mm per tutte le coppette) e quello finale.

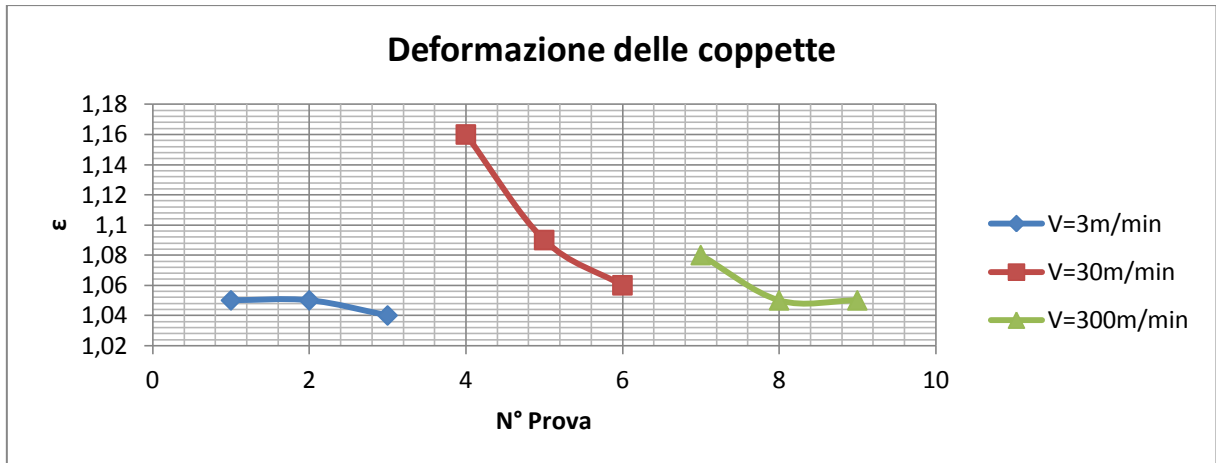


Figura 4.2 Andamento della deformazione delle coppette per ciascuna prova

Si osserva facilmente come lo spessore finale delle coppette sia maggiore all'aumentare del passo, infatti la deformazione cala. Per le coppette a $V=3\text{m/min}$ questi valori sono di scarso interesse tenendo conto che si sono rotte prima di formarsi completamente. La deformazione massima si ha per la prova 4 che ha subito (insieme alla n°7) evidente riscaldamento che ne ha migliorato la lavorabilità.

Anche in questo caso si sono calcolate le rugosità interne ed esterne prendendo come riferimento i parametri R_a ed S_a .

Di seguito i grafici relativi al parametro $R_a[\mu\text{m}]$ in funzione del passo $p[\text{mm}]$ per la superficie interna:

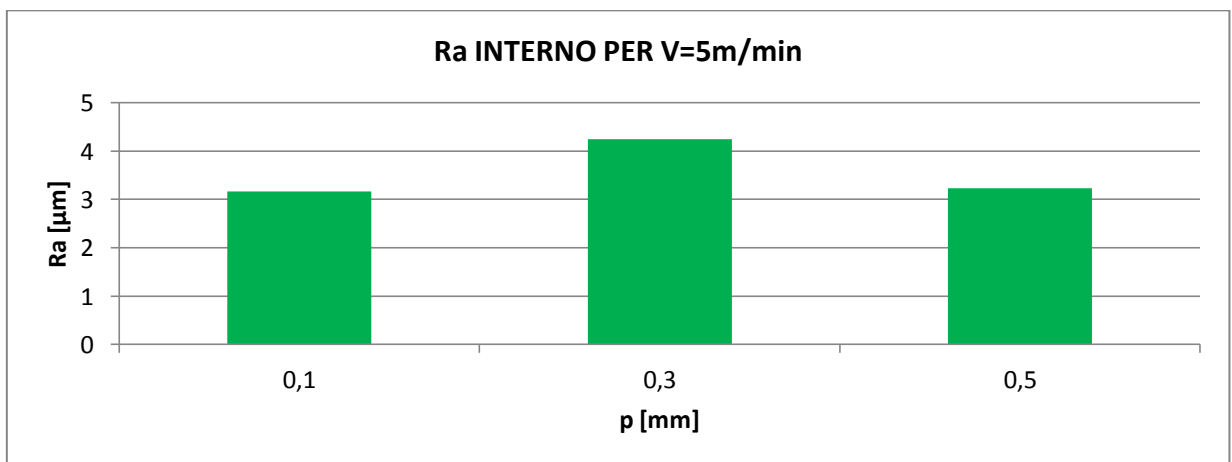


Figura 2.13 Grafico di $R_a [\mu\text{m}]$ interno rispetto al passo $p[\text{mm}]$ per $V=5\text{m/min}$ coppette in Ti6Al4V

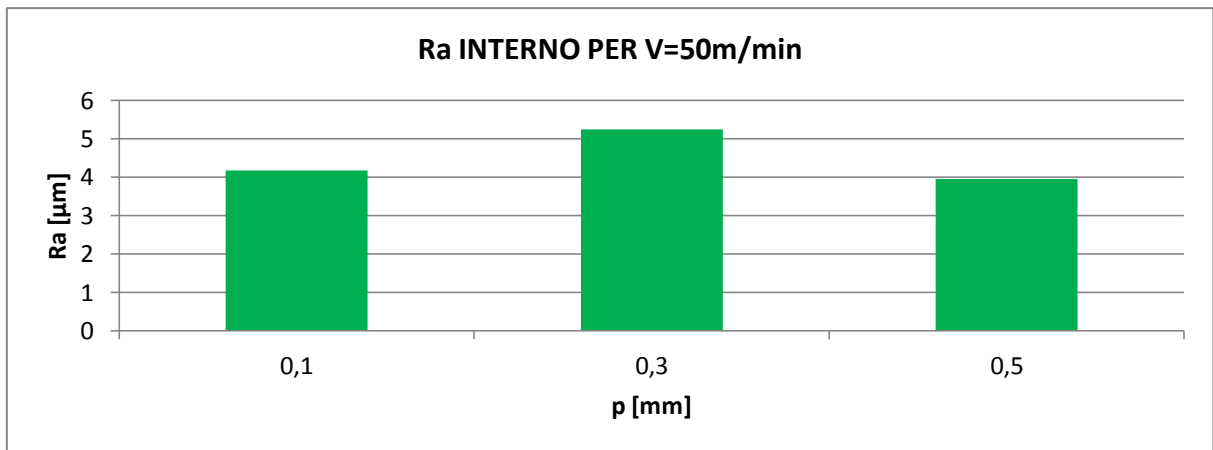


Figura 2.14 Grafico di Ra [μm] interno rispetto al passo p[mm] per V=50m/min coppette in Ti6Al4V

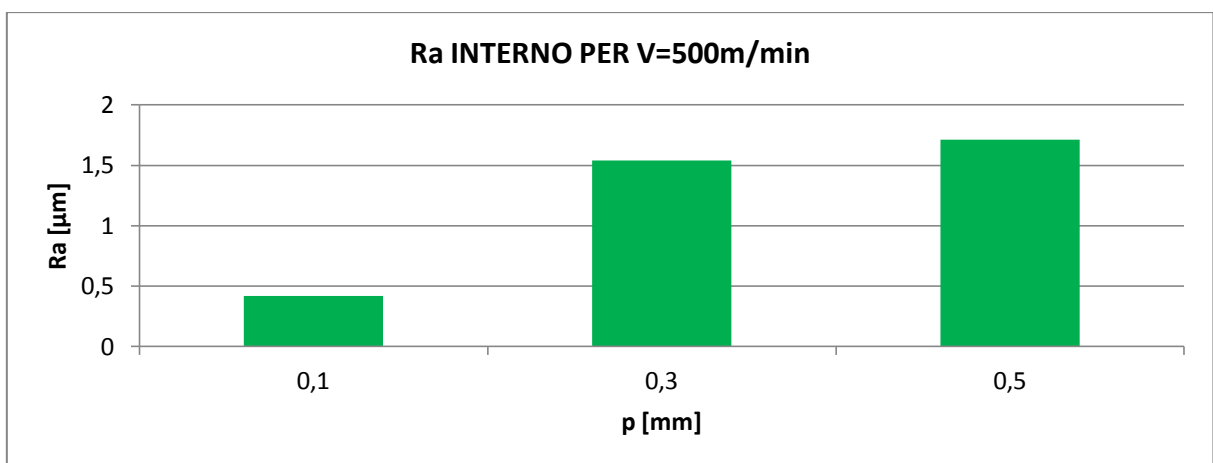


Figura 2.15 Grafico di Ra [μm] interno rispetto al passo p[mm] per V=500m/min coppette in Ti6Al4V

Seguono i grafici del parametro Sa [μm] in funzione del passo p[mm]:

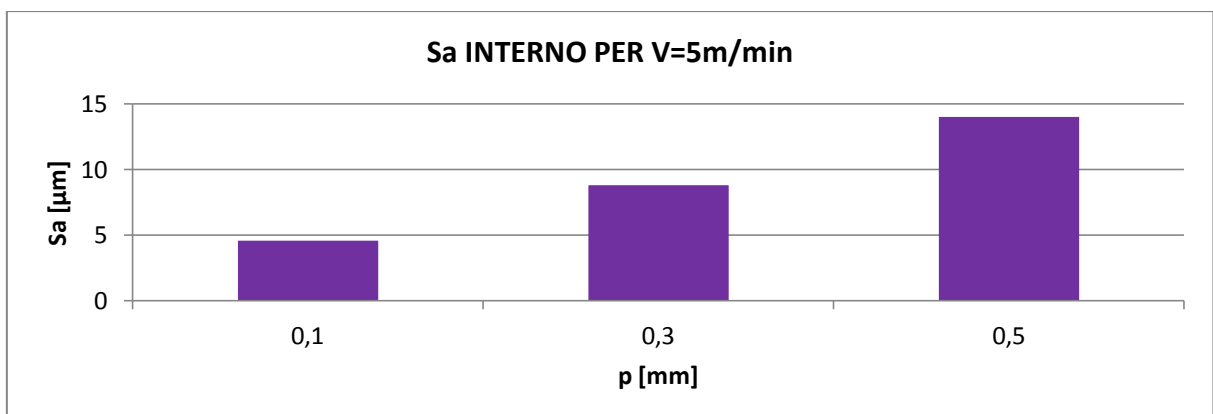


Figura 2.16 Grafico di Sa [μm] interno rispetto al passo p[mm] per V=5m/min coppette in Ti6Al4V

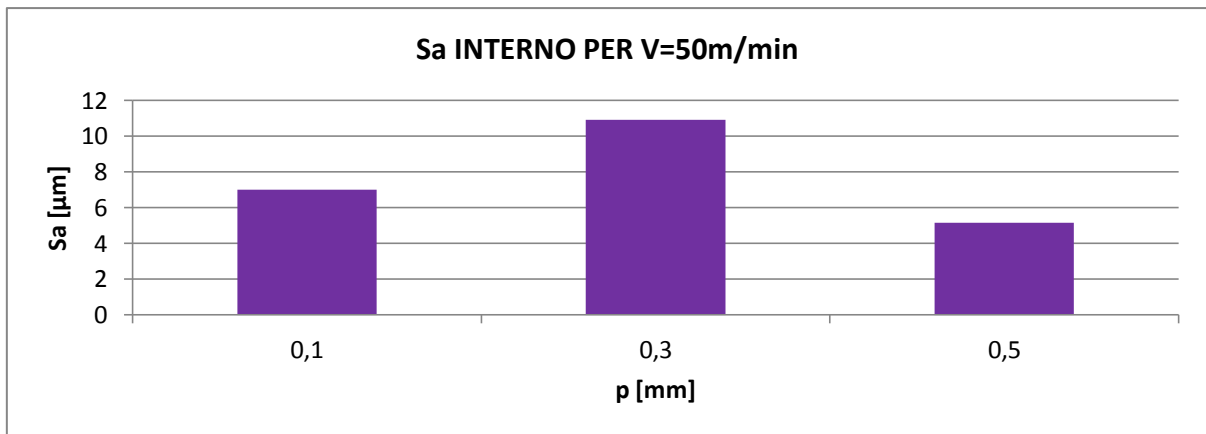


Figura 2.17 Grafico di Sa [μm] interno rispetto al passo p[mm] per V=50m/min coppette in Ti6Al4V

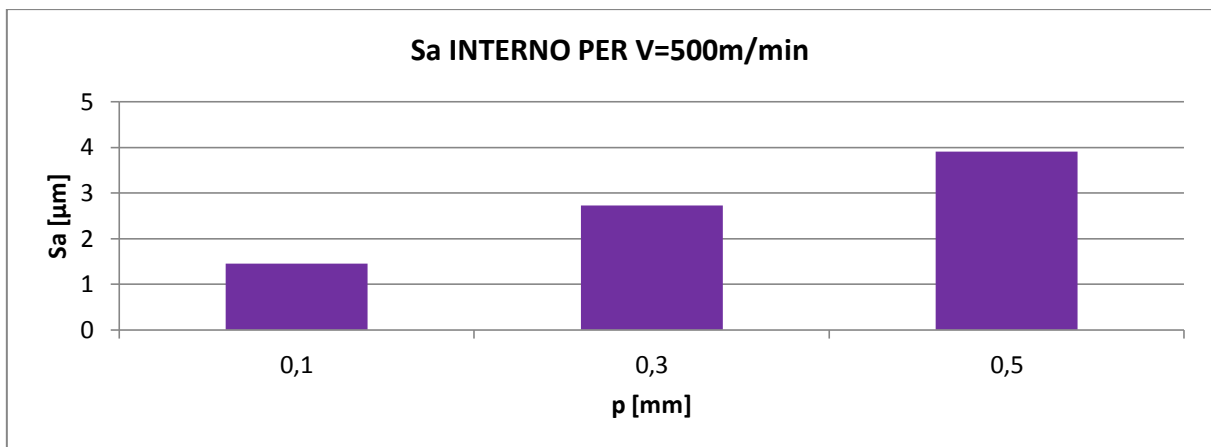


Figura 2.18 Grafico di Sa [μm] interno rispetto al passo p[mm] per V=500m/min coppette in Ti6Al4V

Si osserva un evidente miglioramento della qualità superficiale interna all'aumentare della velocità, infatti a V=500m/min l'Ra interno è molto minore rispetto alle coppette lavorate con le altre due velocità. Questo risultato conferma quanto già visto con le coppette in Alluminio. Questo si riscontra anche nel parametro Sa che raggiunge valori minori per V=500m/min. A differenza dell'Alluminio i risultati migliori si hanno per un passo p=0.1mm (il minore, mentre per l'Alluminio i risultati migliori si avevano per p=1mm).

L'analisi si è svolta anche per la superficie esterna di cui si riportano i grafici del parametro Ra [μm] in funzione del passo p[mm].

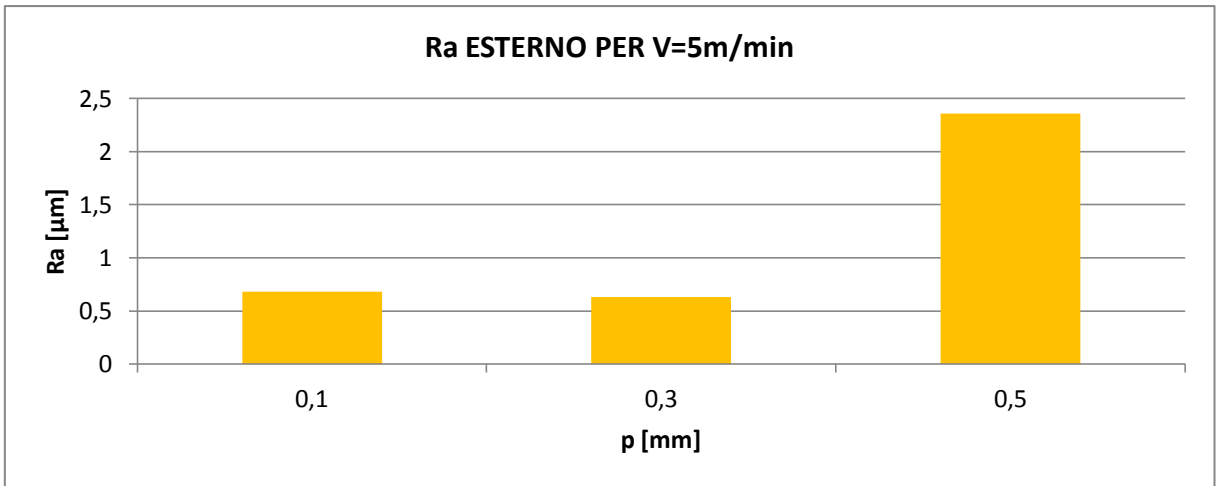


Figura 2.19 Grafico di Ra [μm] esterno rispetto al passo p[mm] per V=5m/min coppette in Ti6Al4V

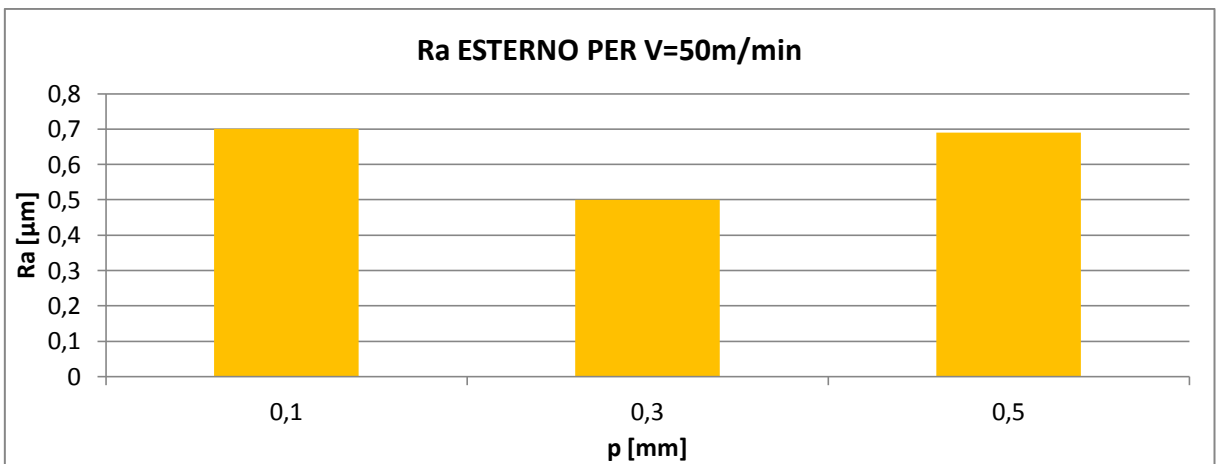


Figura 2.20 Grafico di Ra [μm] esterno rispetto al passo p[mm] per V=50m/min coppette in Ti6Al4V

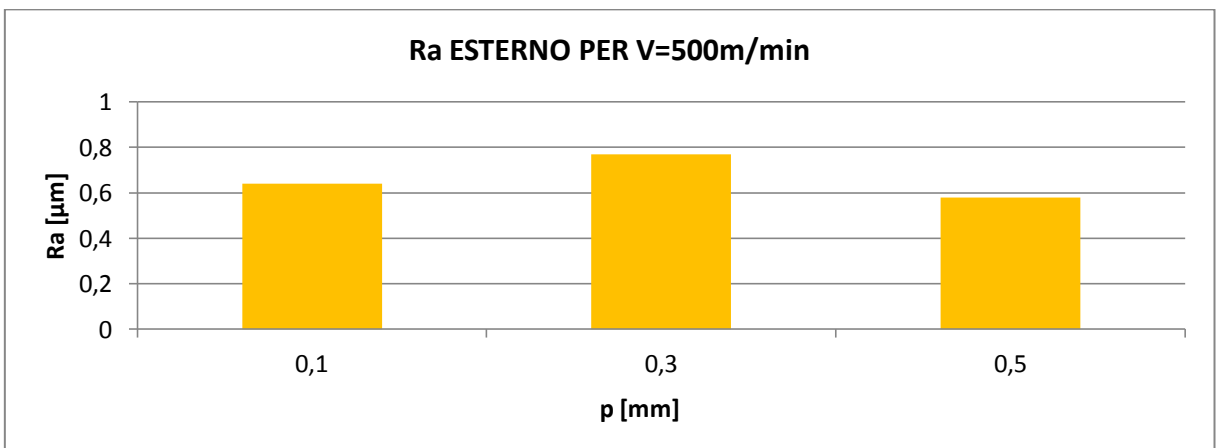


Figura 2.21 Grafico di Ra [μm] esterno rispetto al passo p[mm] per V=500m/min coppette in Ti6Al4V

Seguono i grafici del parametro Sa [μm] in funzione del passo p [mm]:

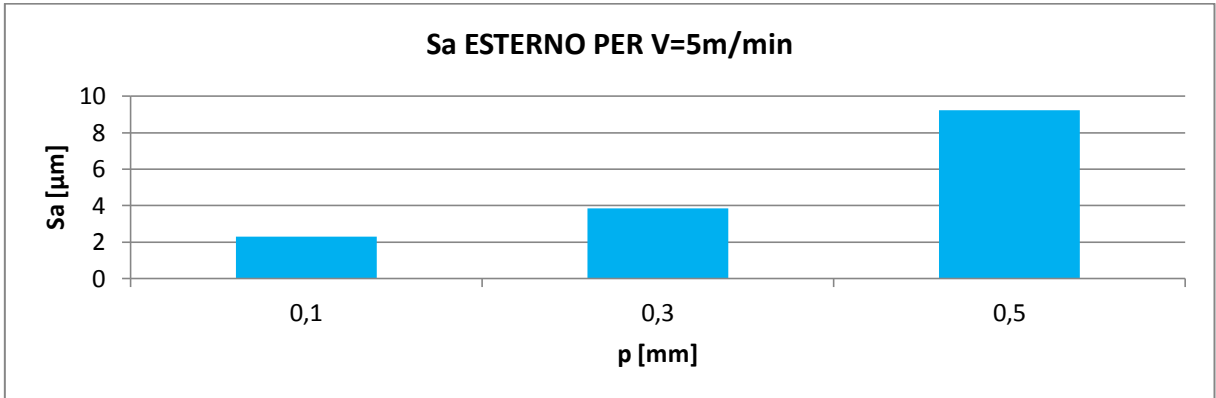


Figura 2.22 Grafico di Sa [μm] esterno rispetto al passo p[mm] per V=5m/min coppette in Ti6Al4V

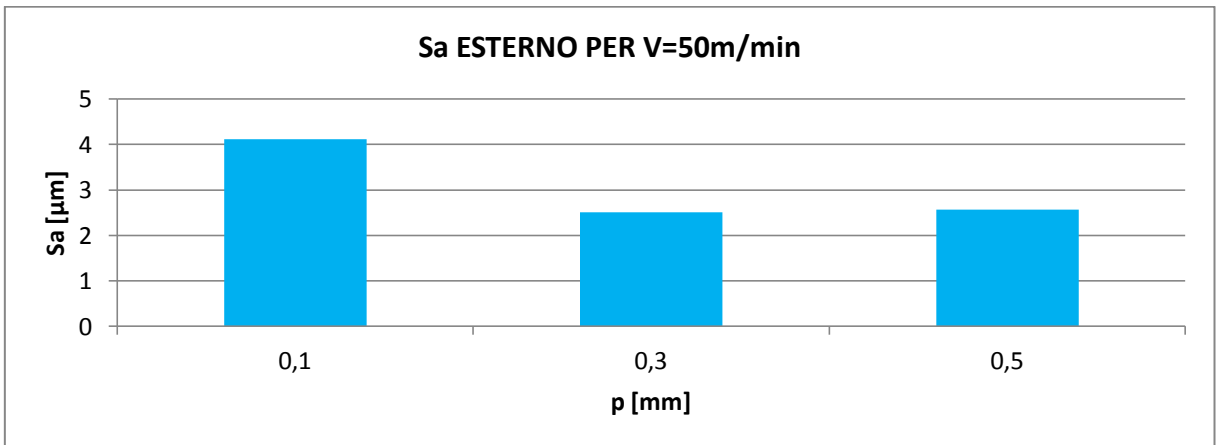


Figura 2.23 Grafico di Sa [μm] esterno rispetto al passo p[mm] per V=50m/min coppette in Ti6Al4V

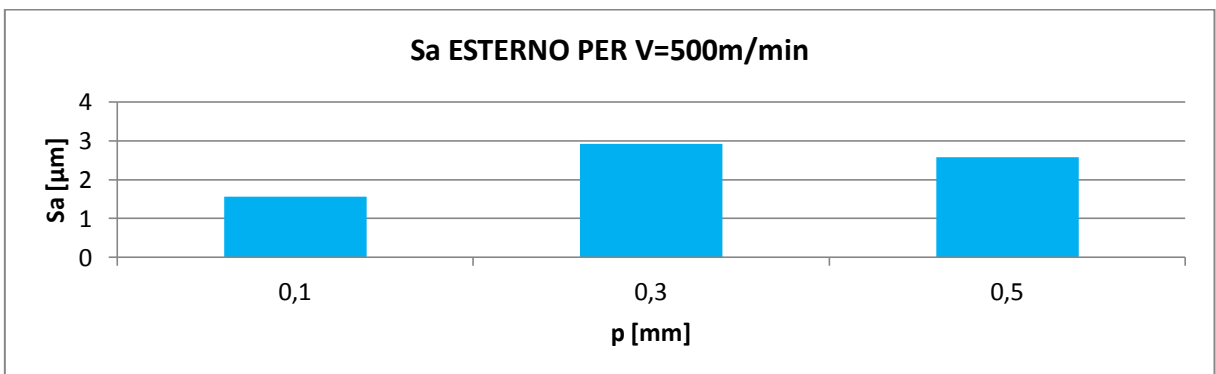


Figura 2.23 Grafico di Sa [μm] esterno rispetto al passo p[mm] per V=500m/min coppette in Ti6Al4V

Dall'analisi delle caratteristiche di rugosità esterna delle coppette in lega di Titanio, si osserva come anche la rugosità esterna tenda a calare all'aumentare della velocità di lavorazione, in modo analogo a quanto visto per le coppette in Alluminio.

È inoltre da notare che le coppette 4 (V=50m/min, p=0.1mm) e 7 (V=500m/min, p=0.1mm) si mostrano "colorate" sia all'esterno che all'interno. Questo denota un evidente surriscaldamento della coppetta durante la lavorazione. In particolare la coppetta n°7 mostra la migliore qualità superficiale in assoluto, la superficie interna è infatti perfettamente liscia, probabilmente il raggiungimento di temperature elevate ha favorito la lavorabilità della coppetta.

Riepilogando si può concludere come, analogamente a quanto osservato per le coppette in Alluminio, anche in questo caso la migliore finitura e la migliore formabilità si ottiene per elevate velocità di deformazione.

Tuttavia il passo non sembra influenzare significativamente i risultati (mentre per le coppette in Alluminio si osservava ad esempio che per p=0.55mm si ottenevano i risultati peggiori).

2.4 ANALISI DI MICRODUREZZA

Per caratterizzare il materiale deformato è necessaria anche un'analisi di microdurezza. Si è deciso di effettuare l'analisi, per entrambe le tipologie di coppette, solo per un francobollo corrispondente alla quota centrale della coppetta. Per eseguire le prove di micro durezza i rispettivi francobolli sono stati inglobati in dischi di resina, che sono stati poi sgrossati tramite lucidatura con grane progressive di 60/180/320/500/800/1200/2500/4000µm e poi passati con panno.

Lo strumento utilizzato è un durometro di tipo Vickers per cui l'indentatore ha forma piramidale ed è in diamante. La formula che permette di ricavare la durezza è:

$$HV = \frac{1.854P}{L^2}$$

in cui P è il peso applicato, L è la lunghezza della diagonale del rombo lasciato come impronta.

Nel nostro caso, si sono eseguite cinque misure di microdurezza lungo il campione, e per ogni misura è stata eseguita una media tra le due diagonali per calcolare poi la media complessiva che ha fornito il risultato finale.

La misura di durezza è particolarmente significativa tenendo conto della proporzionalità diretta che si ha tra durezza e resistenza del materiale (la prova di durezza può, di fatto, essere considerata una sorta di prova di compressione su una superficie limitata del materiale).

Le prove sono state condotte solo su campioni corrispondenti a coppette formate, non sono state studiate le coppette che si sono rotte.

2.4.1 MICRODUREZZE-COPPETTE AA6082

Per evitare alterazioni sul materiale, si è preferito inglobare i provini di Alluminio a freddo, in un disco di resina epossidica. Dopo la sgrossatura già descritta, il materiale è stato lucidato al panno con soluzioni diamantate di 6/3/1µm. Per eseguire le misure di durezza è stato usato un peso di 100Kg.



Inglobata a freddo di francobolli in Alluminio

Subito dopo si sono svolte le prove che hanno portato i seguenti risultati:

Test n.	V [m/min]	p [mm]	t [mm]	Diagonale [μm]	HV
1	3	0.1	1	37.58	131
2	30	0.1	1	X	X
3	300	0.1	1	36.38	140
4	3	0.55	1	37.12	135
5	30	0.55	1	X	X
6	300	0.55	1	36.91	136
7	3	1	1	37.25	133
8	30	1	1	37.27	133
9	300	1	1	36.69	138
10	3	0.1	1.5	36.7	138
11	30	0.1	1.5	36.74	138
12	300	0.1	1.5	36.06	142
13	3	0.55	1.5	X	x
14	30	0.55	1.5	X	X
15	300	0.55	1.5	37	135
16	3	1	1.5	36.91	136
17	30	1	1.5	37.78	130
18	300	1	1.5	36.54	139
19	3	0.1	2	X	X
20	30	0.1	2	36.71	138
21	300	0.1	2	37.75	130
22	3	0.55	2	X	X
23	30	0.55	2	37.92	129
24	300	0.55	2	37.78	130
25	3	1	2	X	x
26	30	1	2	X	X
27	300	1	2	40.44	114

Tabella 2.3 Campagna sperimentale e misure di microdurezza delle coppette in AA6082

Le prove segnate con X sono corrispondenti a coppette rotte.

Di seguito i grafici riassuntivi.

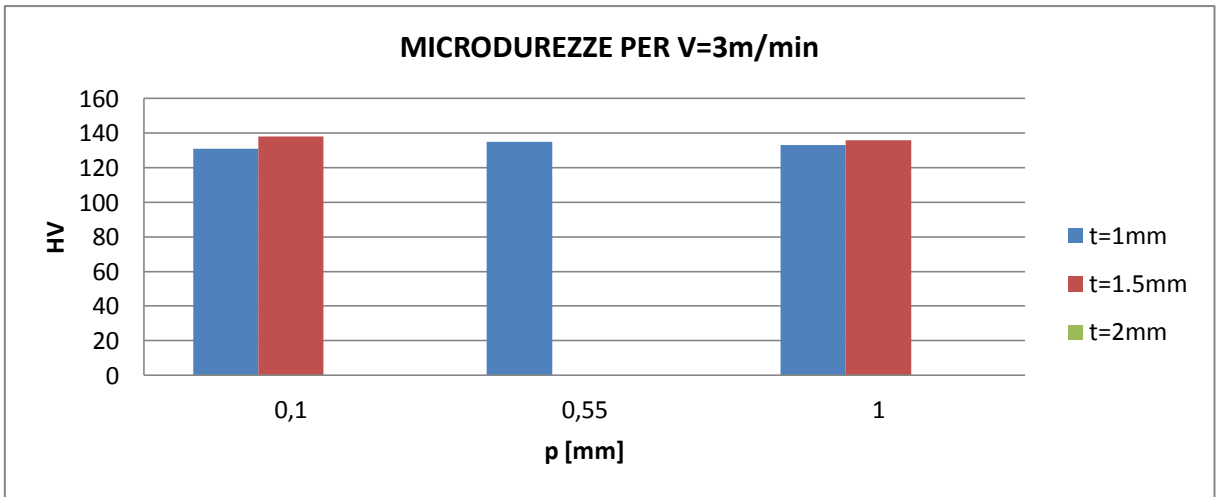


Figura 2.24 Andamento delle microdurezze [HV] rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t [mm] per V=3m/min coppette in AA6082

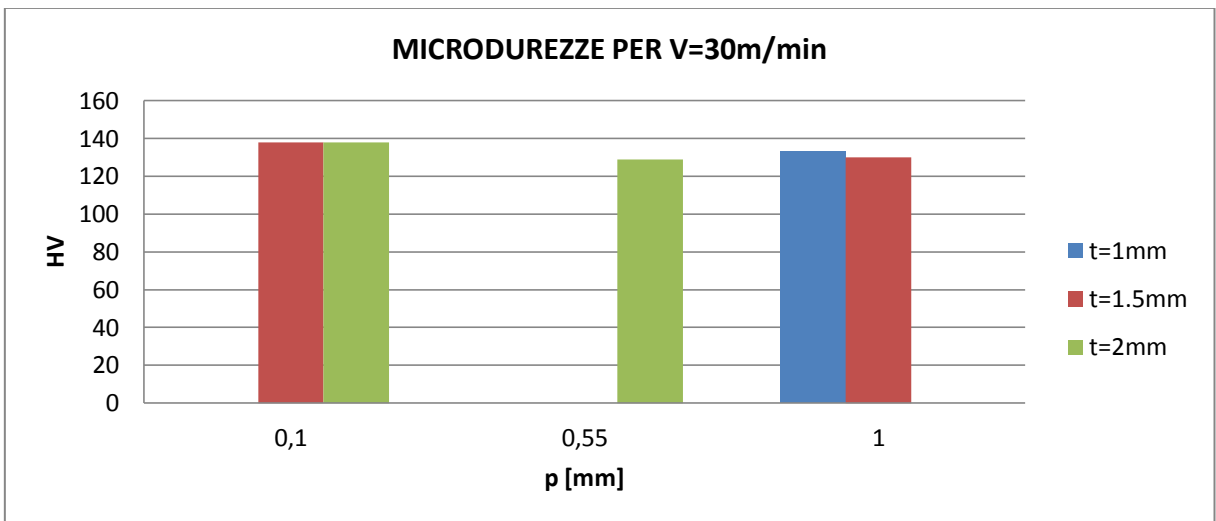


Figura 2.25 Andamento delle microdurezze [HV] rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t [mm] per V=30m/min coppette in AA6082

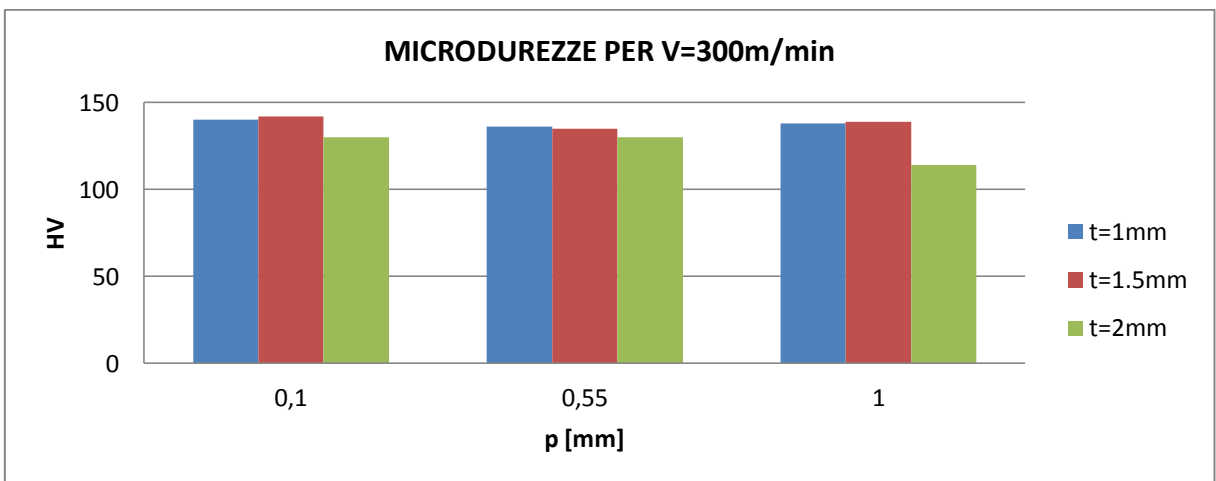


Figura 2.26 Andamento delle microdurezze [HV] rispetto al passo p[mm] al variare dello spessore t[mm] per V=300m/min coppette in AA6082

Da questa prima analisi si osserva come lo spessore sembra influenzare molto poco i risultati. All'aumentare della velocità si osserva un debole aumento della microdurezza.

Prendendo come riferimento il valore medio di microdurezza rispetto al passo di lavorazione si ottiene:

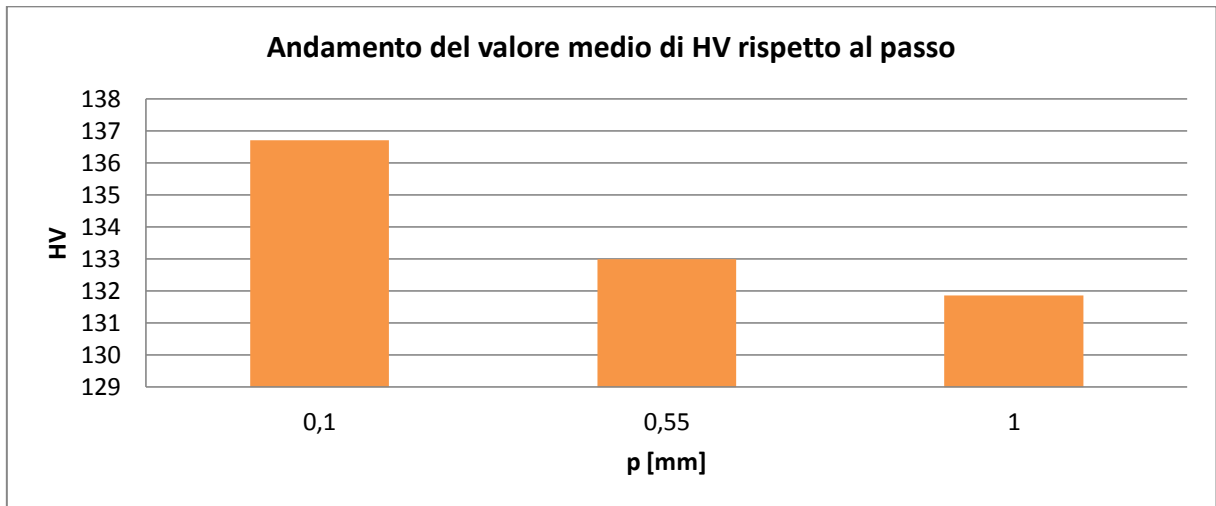


Figura 2.27 Andamento del valor medio delle microdurezze [HV] rispetto al passo p[mm] coppette in AA6082

Si osserva una dipendenza (seppur minima) della microdurezza col passo, all'aumentare del quale, il suo valore diminuisce. Tuttavia si deve tener conto del fatto che lo scarto tra il valore minimo e il massimo è inferiore al 4%!

2.3.2 MICRODUREZZE-COPPETTE Ti6Al4V

Per il Titanio è stato possibile inglobare i campioni a caldo, in un disco di resina epossidica. Dopo sgrassatura i provini sono stati lucidati con silice colloidale. Per eseguire le misure è stato usato un peso di 100Kg.



Inglobata a caldo di francobolli in Ti6Al4V

Le prove di microdurezza hanno fornito i seguenti risultati (le prove indicate con X sono corrispondenti a coppette rotte):

Test n.	t [mm]	V [m/min]	p [mm]	Diagonale [μm]	HV
1	1	5	0.1	X	X
2	1	5	0.3	X	X
3	1	5	0.5	X	X
4	1	50	0.1	22.76	357
5	1	50	0.3	22.17	376
6	1	50	0.5	23.48	336
7	1	500	0.1	22.57	363
8	1	500	0.3	23.2	345
9	1	500	0.5	23.26	342

Tabella 2.4 Campagna sperimentale e misure di microdurezza delle coppette in Ti6Al4V

Di seguito i grafici di microdurezza [HV] in funzione del passo p [mm]:

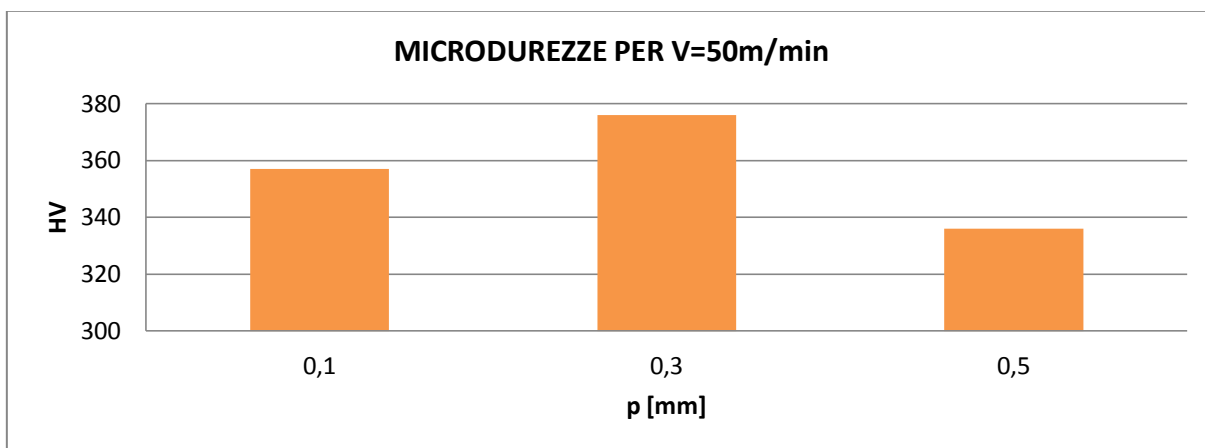


Figura 2.28 Andamento delle microdurezze [HV] rispetto al passo p [mm] per V=50m/min coppette in Ti6Al4V

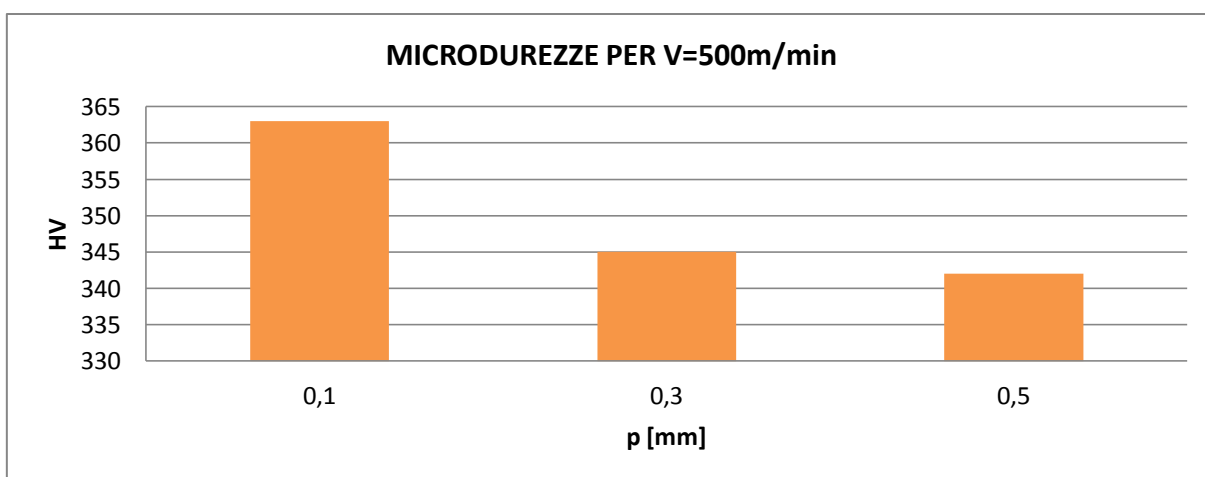


Figura 2.29 Andamento delle microdurezze [HV] rispetto al passo p [mm] per V=500m/min coppette in Ti6Al4V

Per $V=50\text{m/min}$ non si evidenzia una dipendenza delle microdurezze rispetto al passo, mentre per $V=500\text{m/min}$ si osserva un netto calo delle microdurezze all'aumentare del passo.

Si osserva come all'aumentare della velocità, a parità di passo, la microdurezza aumenta tranne nel caso di $p=0.3\text{mm}$. Questo non si era osservato per l'Alluminio, per cui i valori di microdurezza erano simili per tutte le tre velocità di lavorazione. L'interdipendenza tra microdurezza e microstruttura verrà esaminata nel paragrafo seguente.

2.5 ANALISI MICROSTRUTTURALE

Per osservare che tipo di microstruttura presenta il materiale e se vi siano stati dei cambiamenti microstrutturali attraverso lo spessore sono state eseguite delle micrografie sui medesimi campioni utilizzati per le microdurezze. Dopo l'attacco chimico sono state eseguite tre micrografie per campione in corrispondenza dei due bordi esterni e dell'area centrale. L'analisi è stata fatta con ingrandimento a 500X e a 1000X.

2.5.1 MICROGRAFIE-COPPETTE AA6082

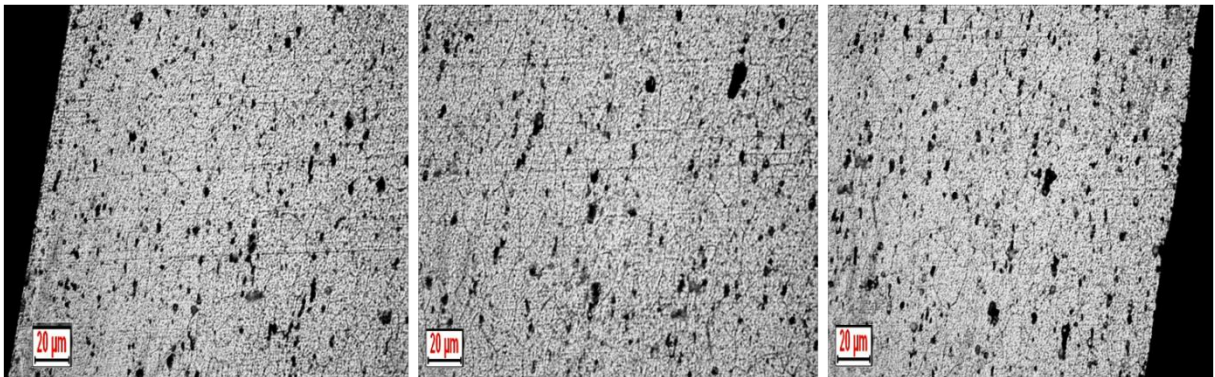
Per poter osservare i grani, i campioni di Alluminio sono stati immersi per circa un minuto in una soluzione al 25% di NaOH e successivo risciacquo.

Si riportando di seguito le immagini ottenute.

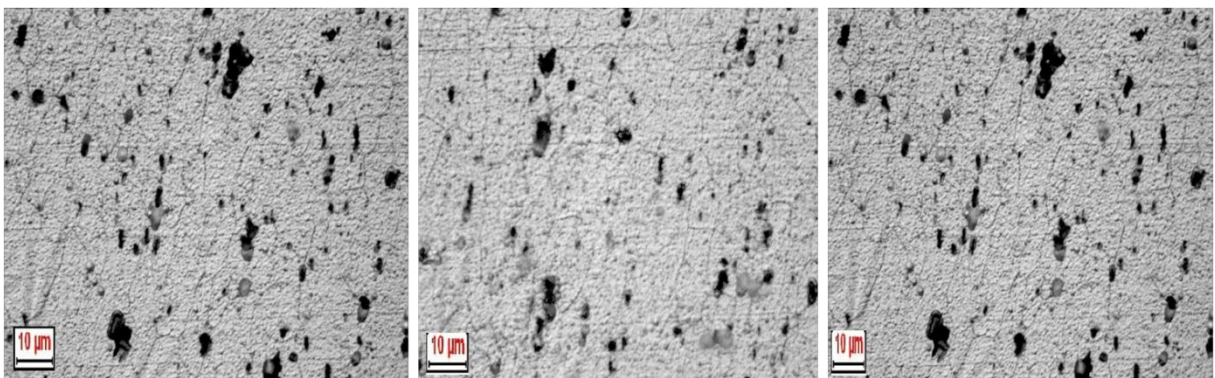
- **PROVA 1**

t=1mm V=3m/min p=0.1mm

500X



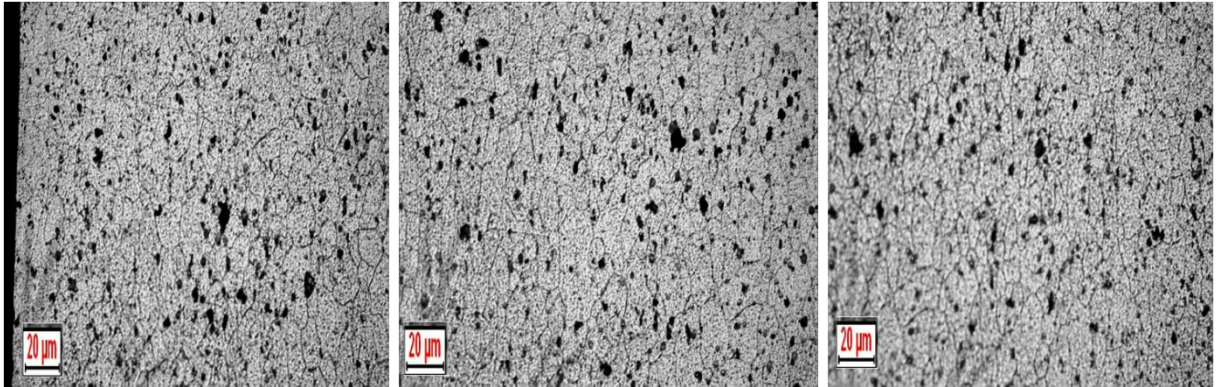
1000X



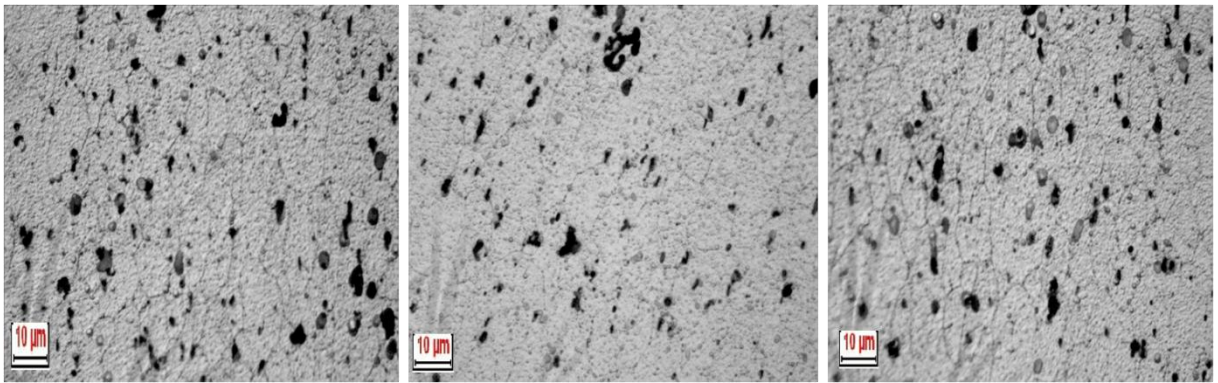
- PROVA 3

t=1mm V=300m/min p=0.1mm

500X



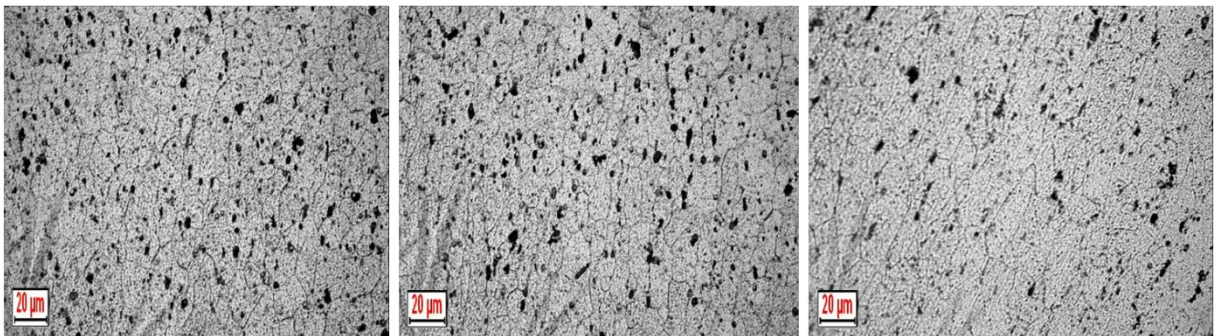
1000X



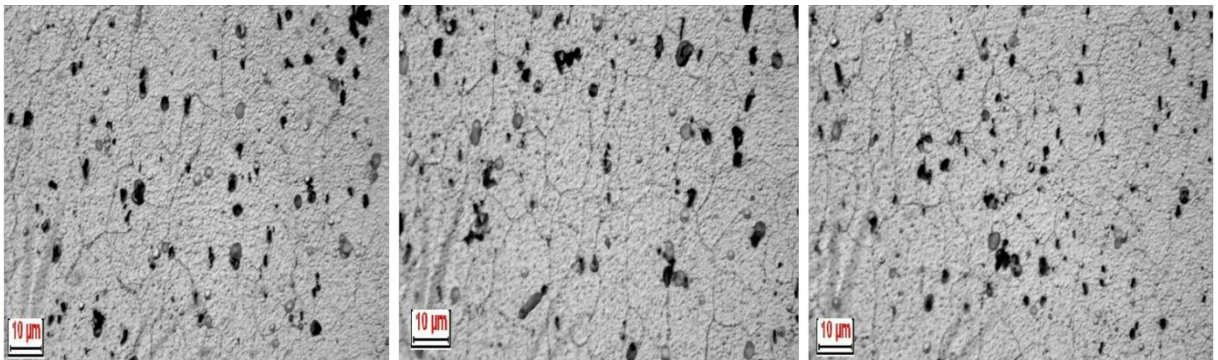
- PROVA 4

t=1mm V=3m/min p=0.55mm

500X

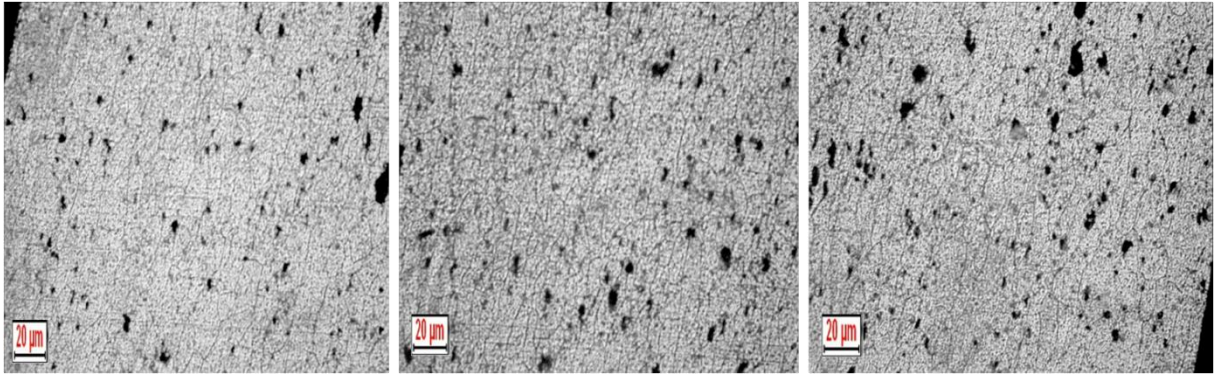


1000X

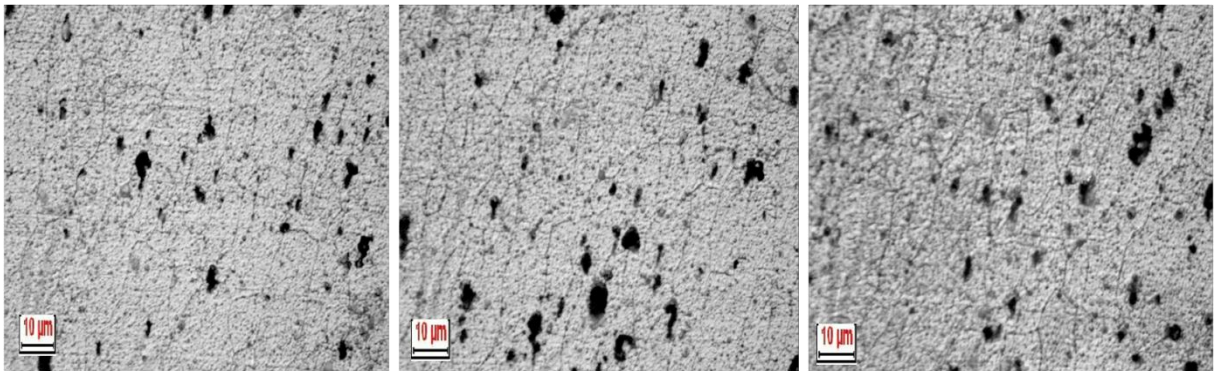


- PROVA 6
t=1mm V=300m/min p=0.55mm

500X

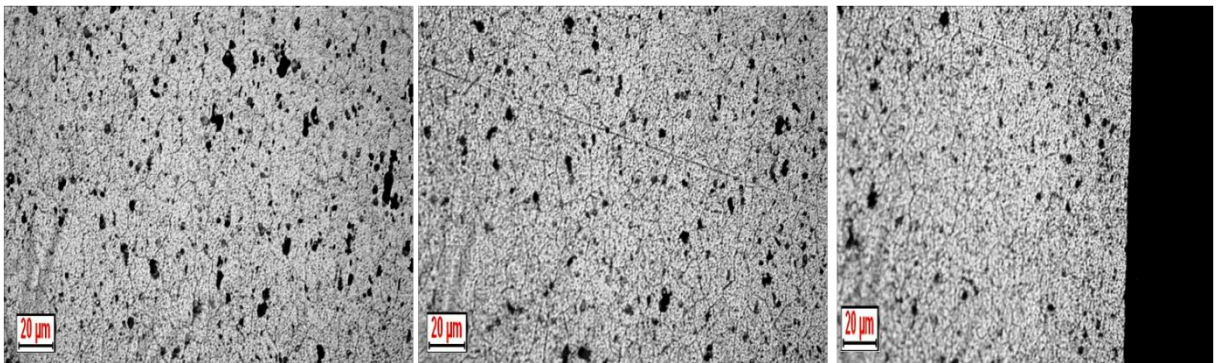


1000X

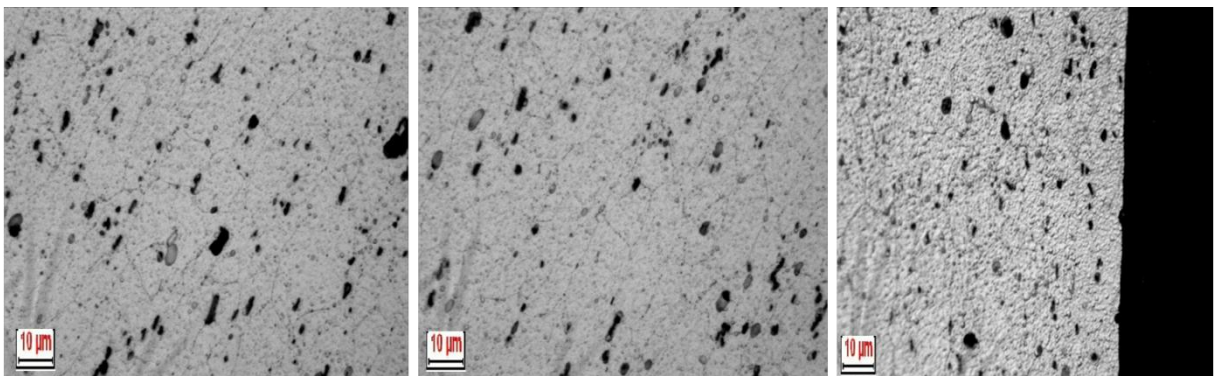


- PROVA 7
t=1mm V=3m/min p=1mm

500X

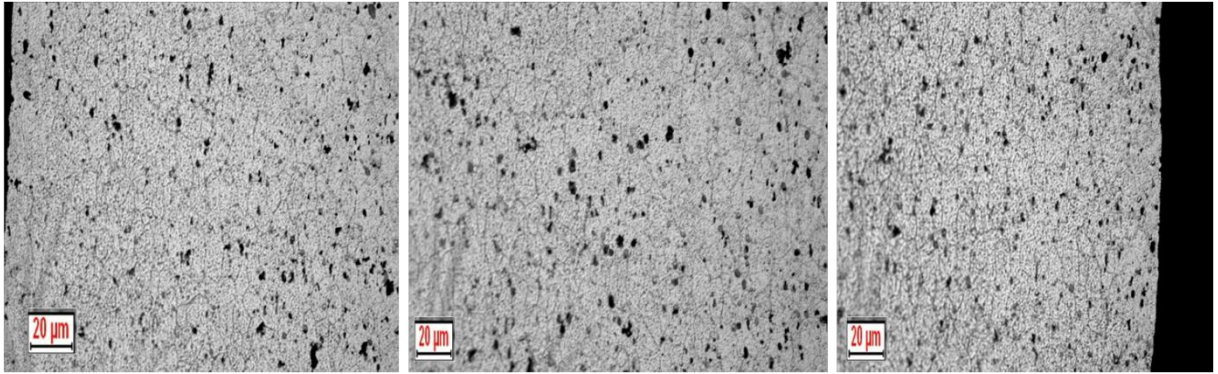


1000X

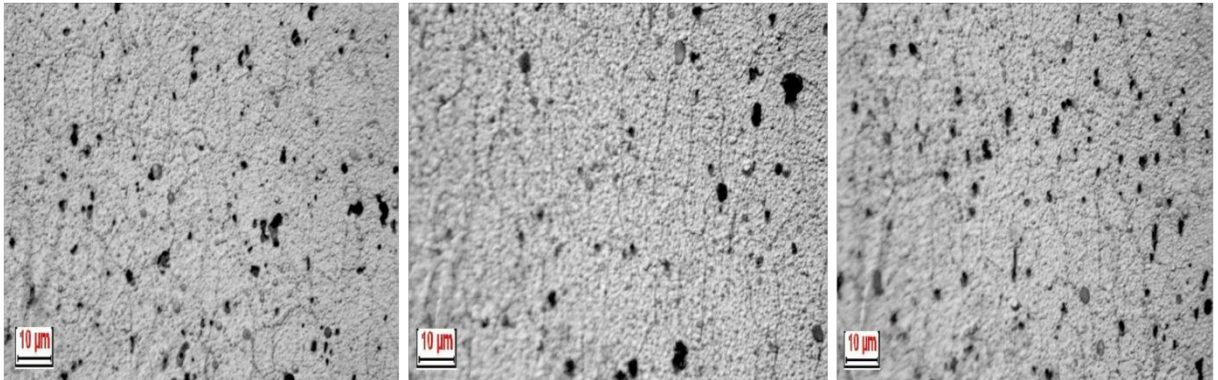


- **PROVA 8**
t=1mm V=30m/min p=1mm

500X

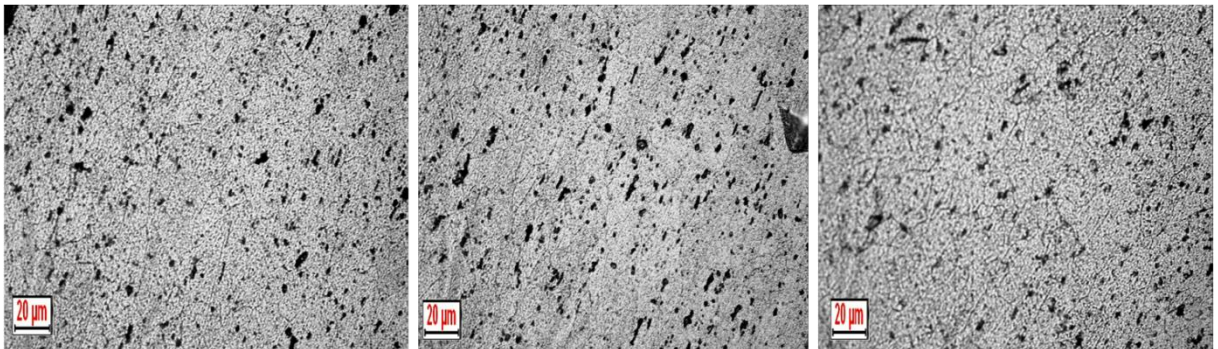


1000X

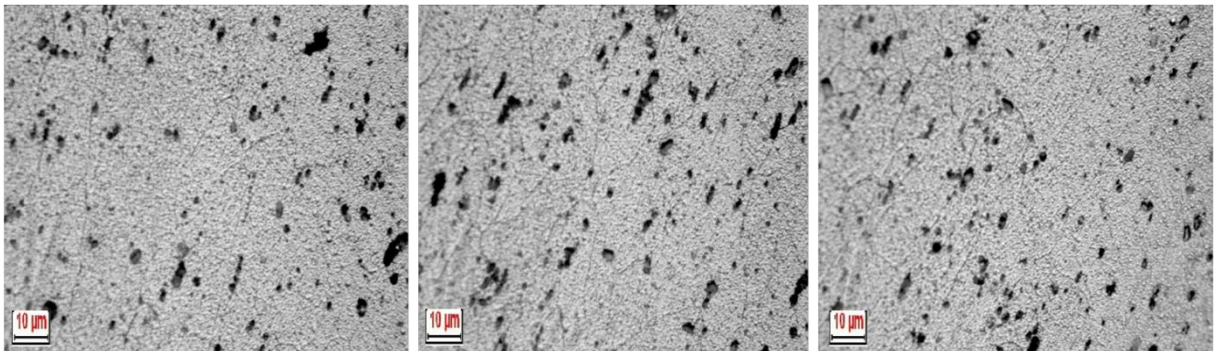


- **PROVA 9**
t=1mm V=300m/min p=1mm

500X

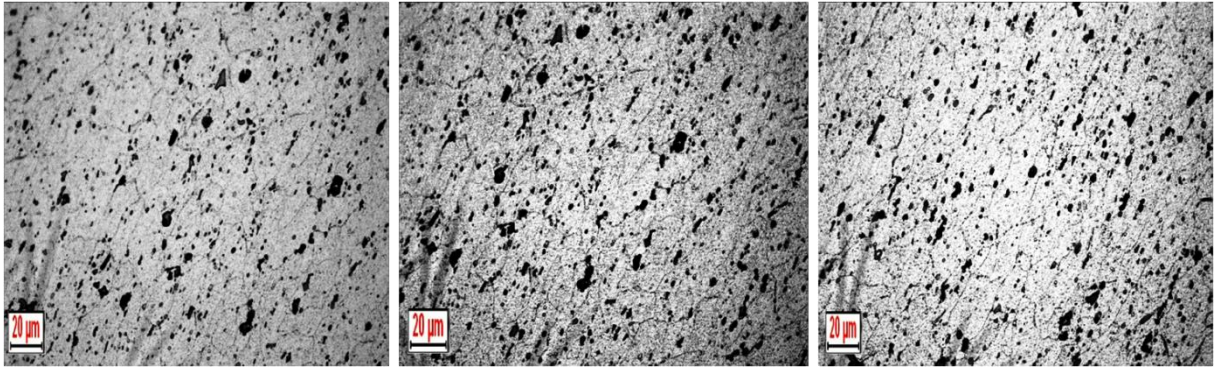


1000X

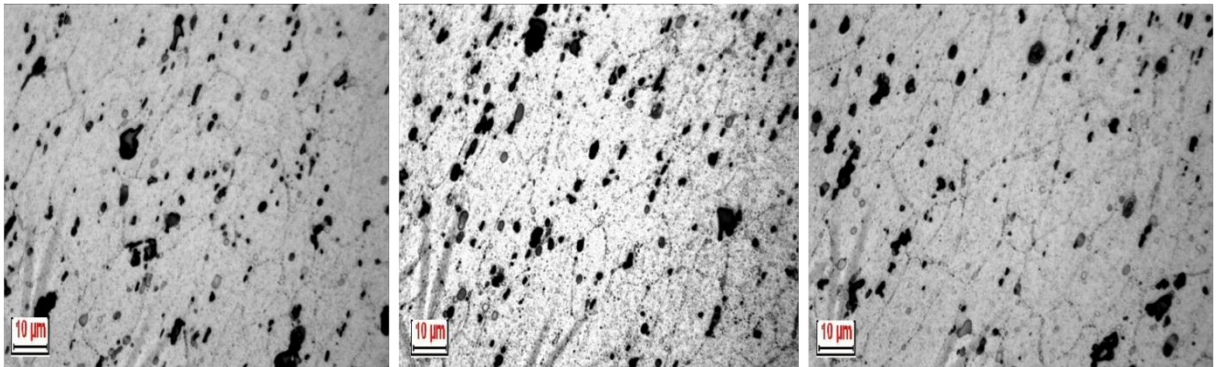


- PROVA 10
t=1.5mm V=3m/min p=0.1mm

500X

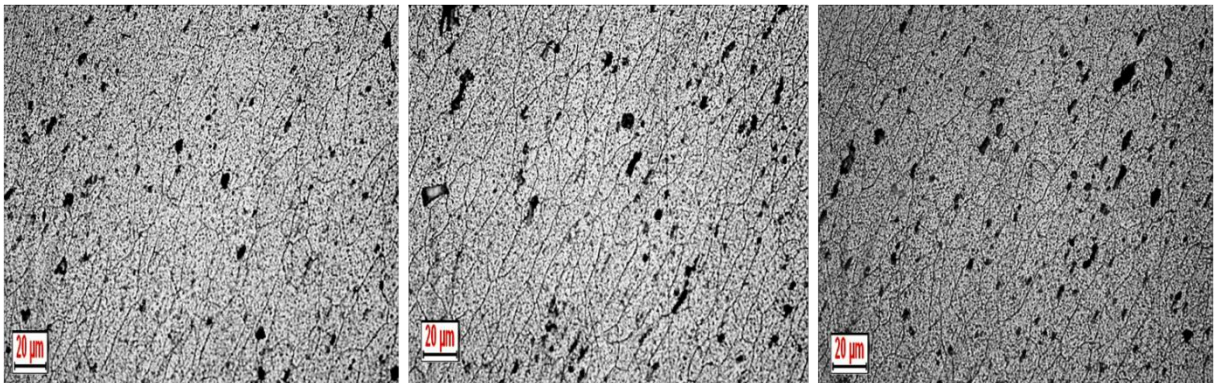


1000X

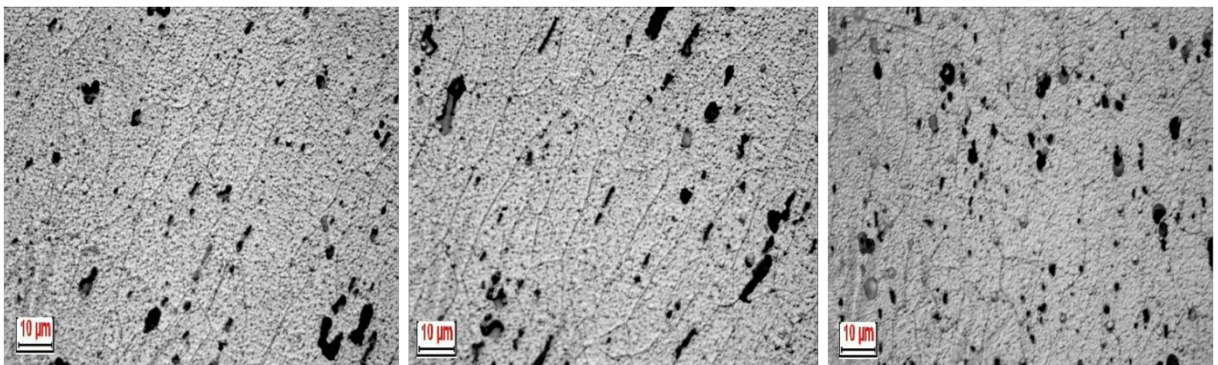


- PROVA 11
t=1.5mm V=30m/min p=0.1mm

500X

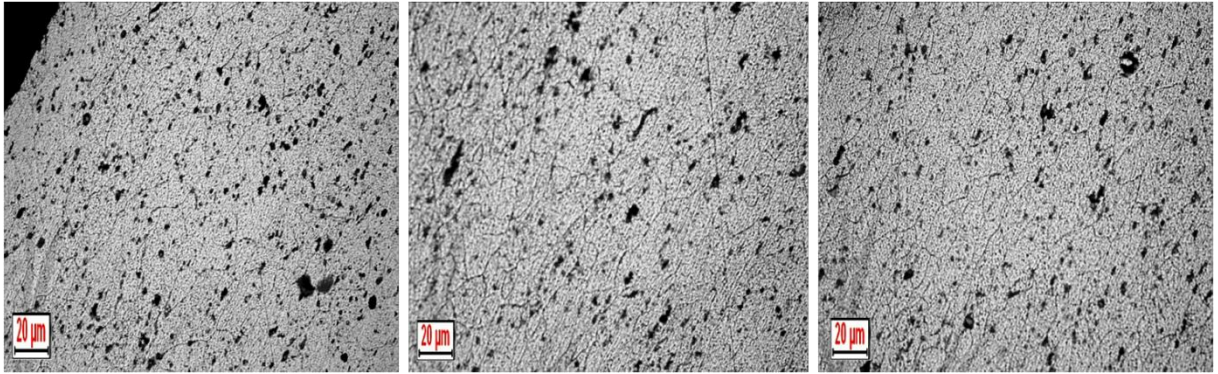


1000X

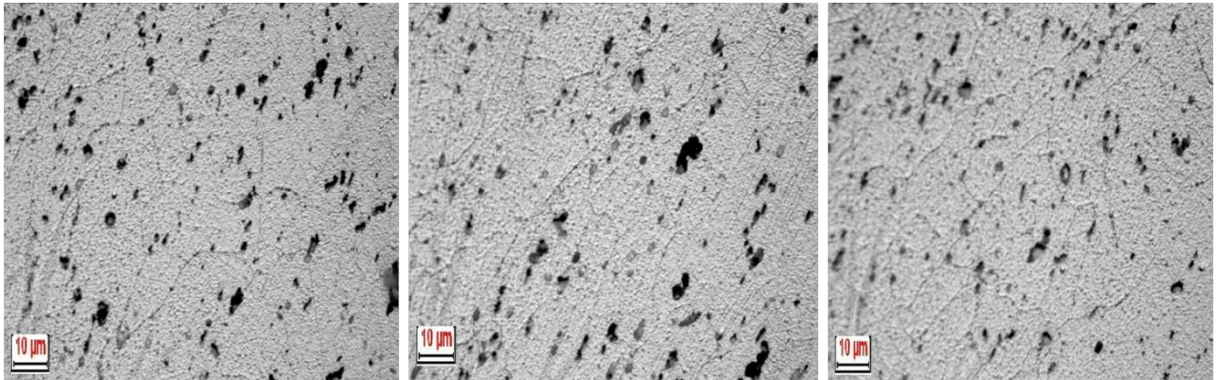


- PROVA 12
t=1.5mm V=300m/min p=0.1mm

500X

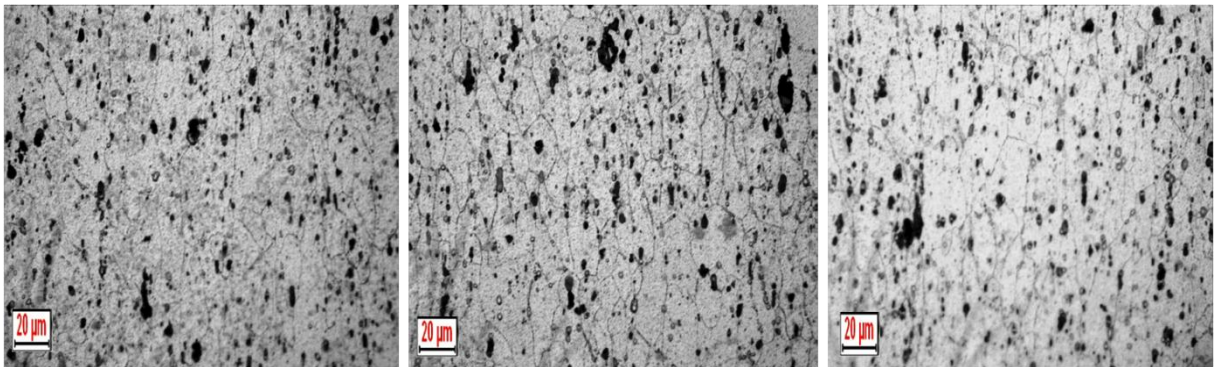


1000X

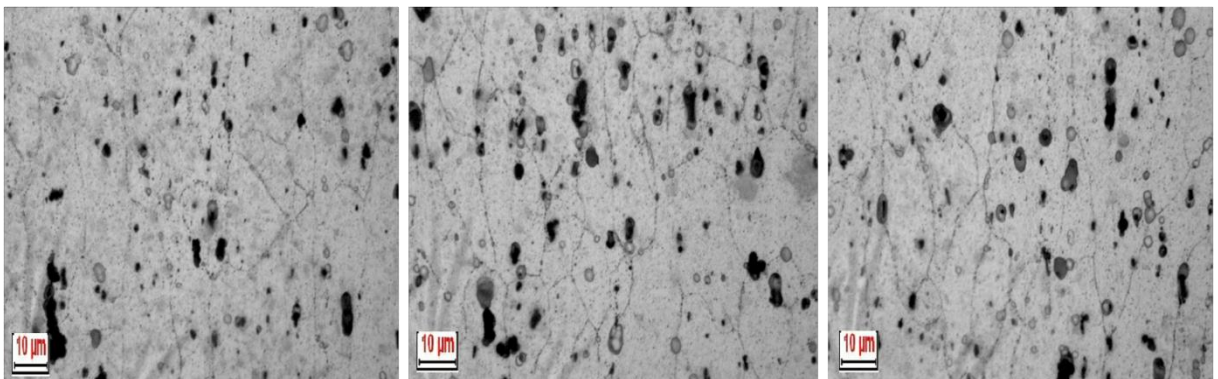


- PROVA 15
t=1.5mm V=300m/min p=0.55mm

500X

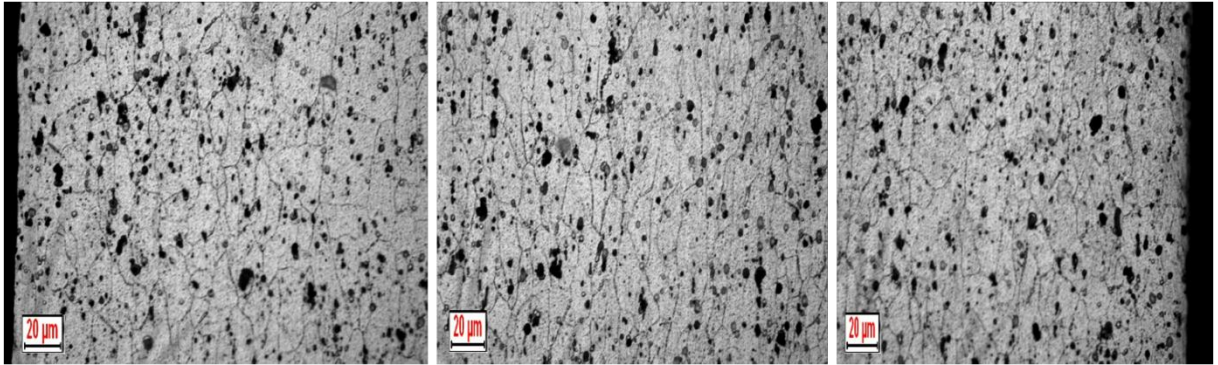


1000X

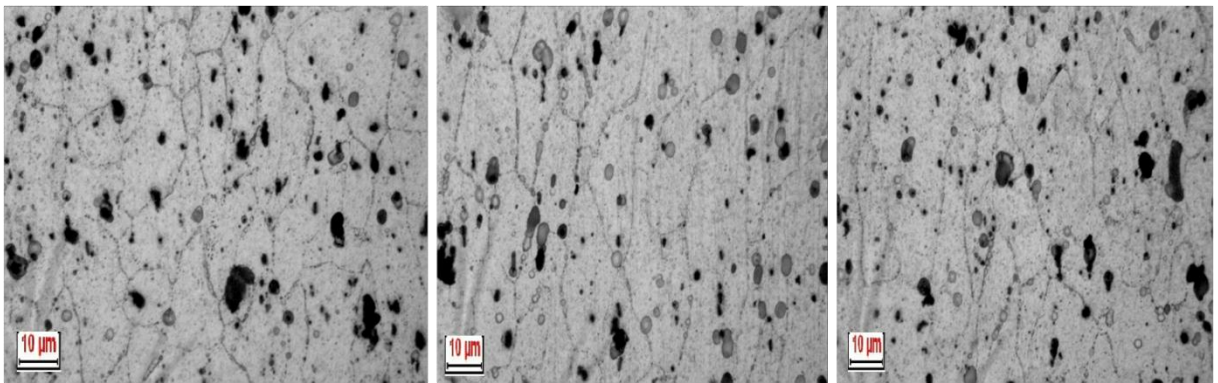


- PROVA 16
t=1.5mm V=3m/min p=1mm

500X

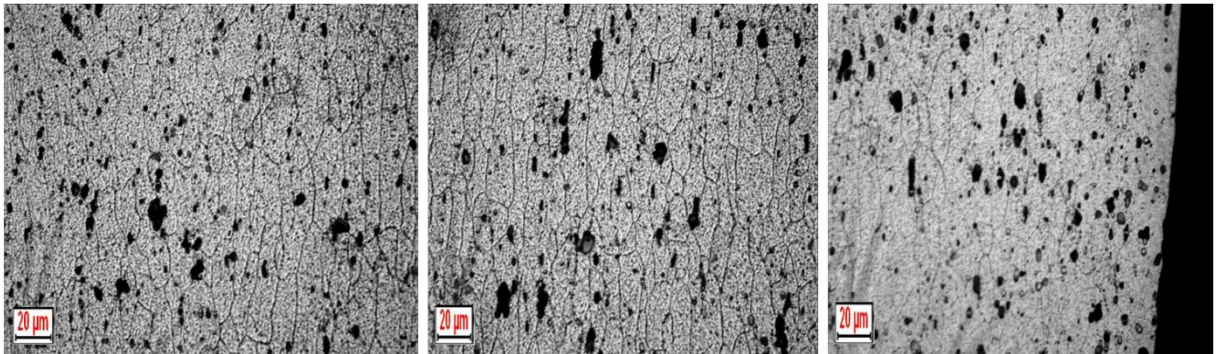


1000X

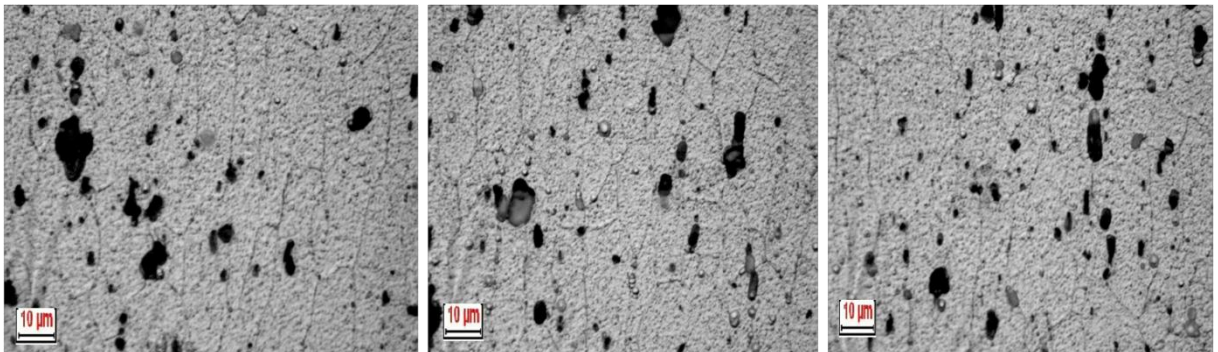


- PROVA 17
t=1.5mm V=30m/min p=1mm

500X

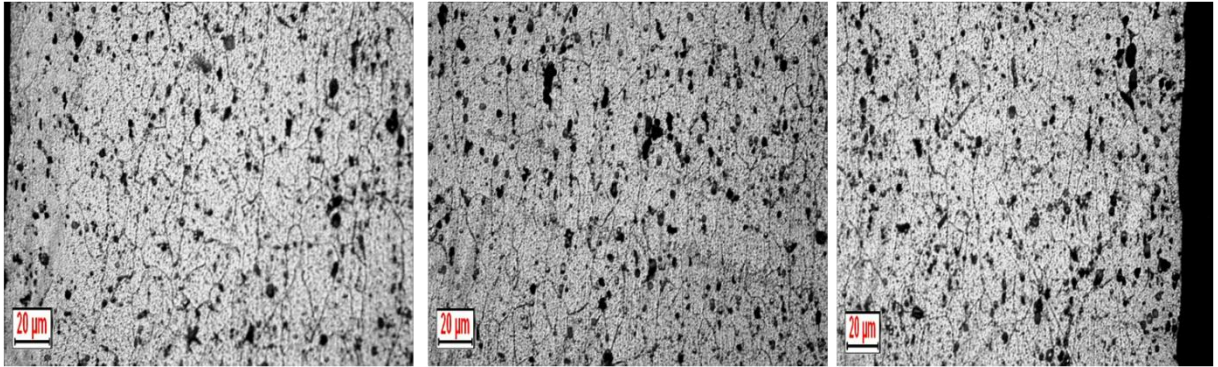


1000X

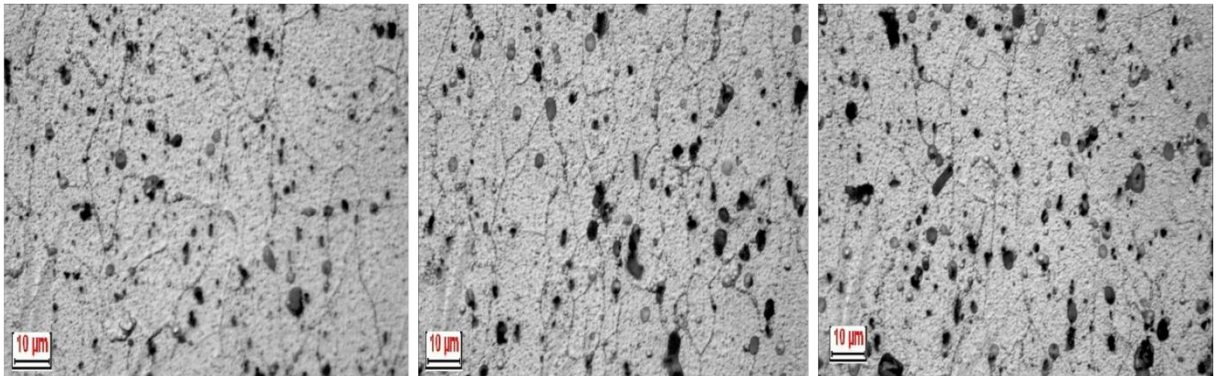


- PROVA 18
t=1.5mm V=300m/min p=1mm

500X

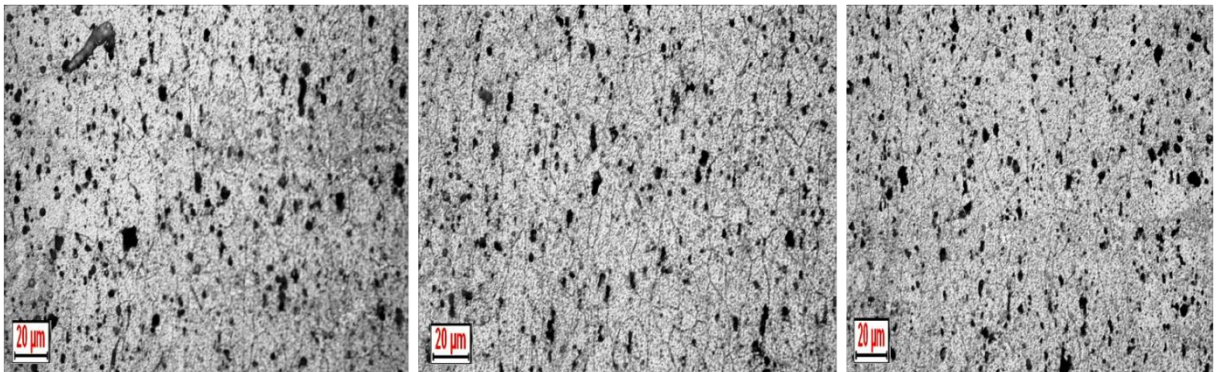


1000X

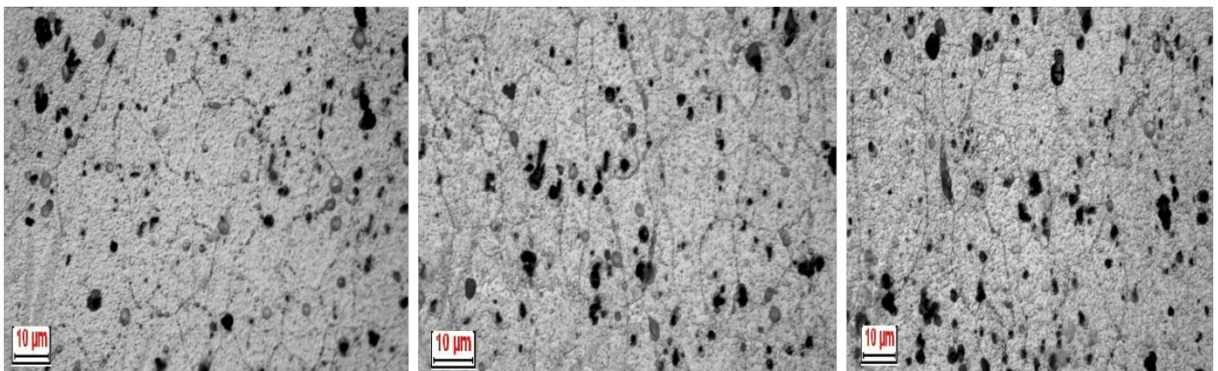


- PROVA 20
t=2mm V=30m/min p=0.1mm

500X



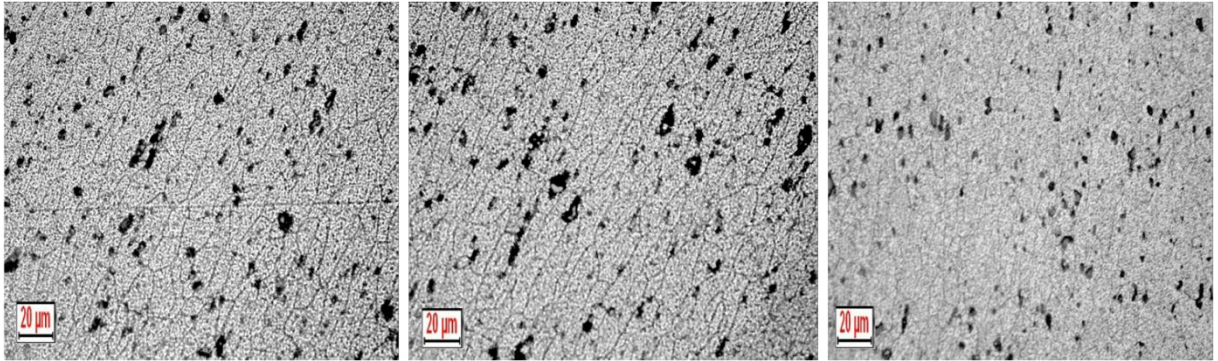
1000X



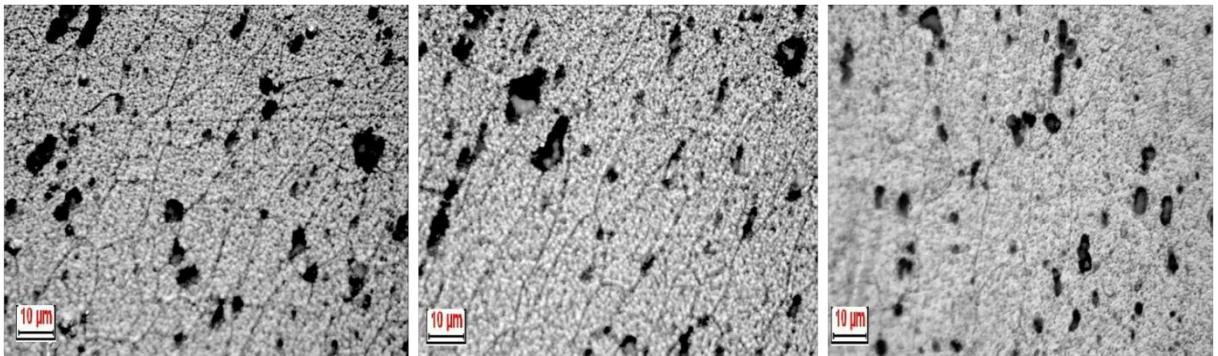
- PROVA 21

t=2mm V=300m/min p=0.1mm

500X



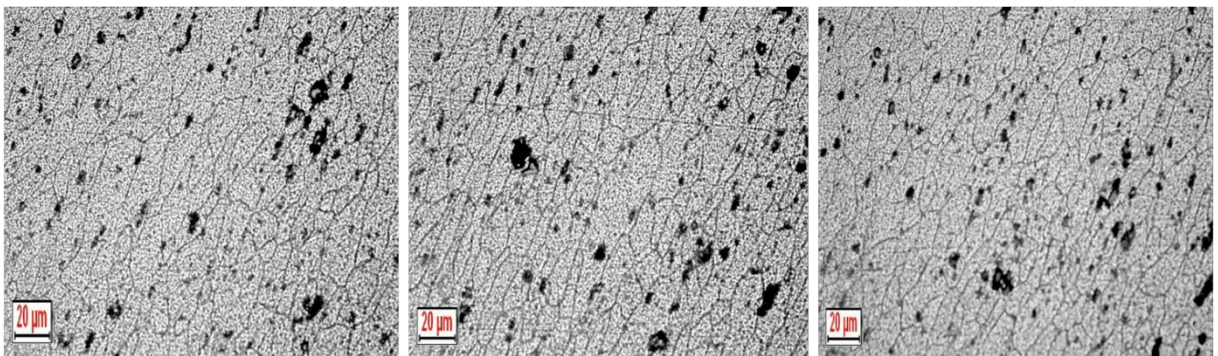
1000X



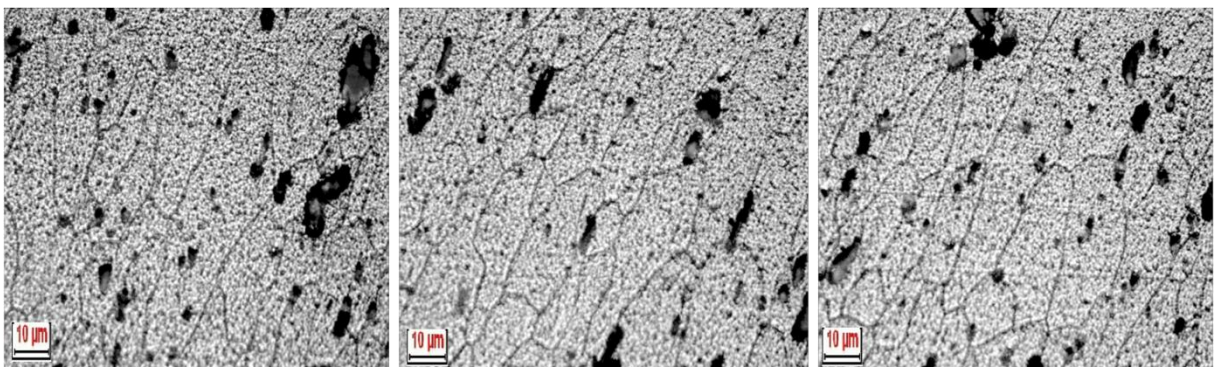
- PROVA 23

t=2mm V=30m/min p=0.55mm

500X

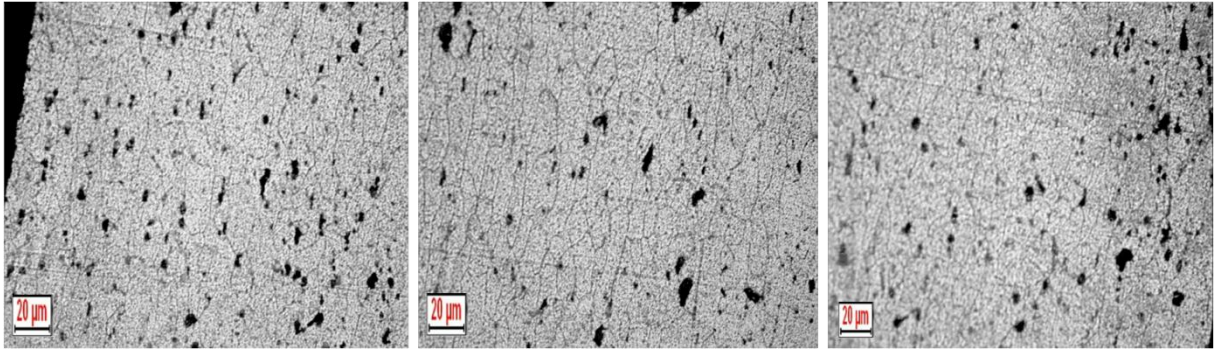


1000X

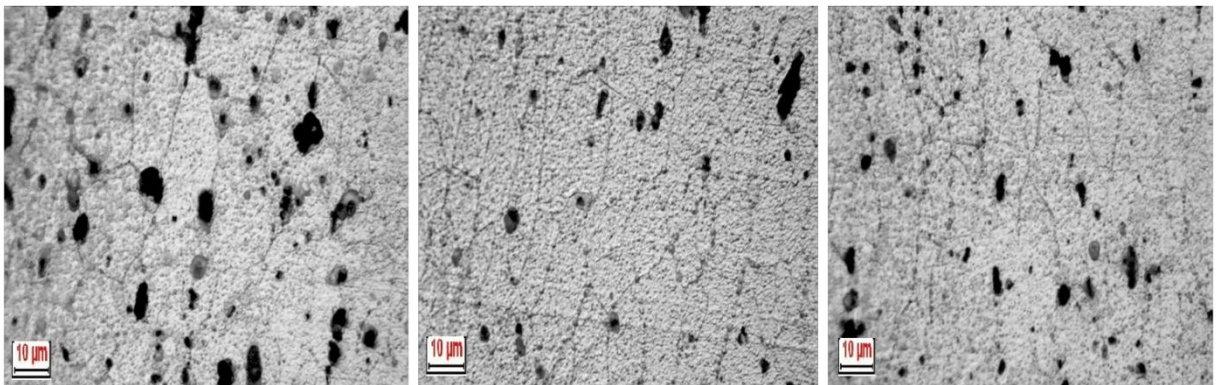


- PROVA 24
t=2mm V=300m/min p=0.55mm

500X

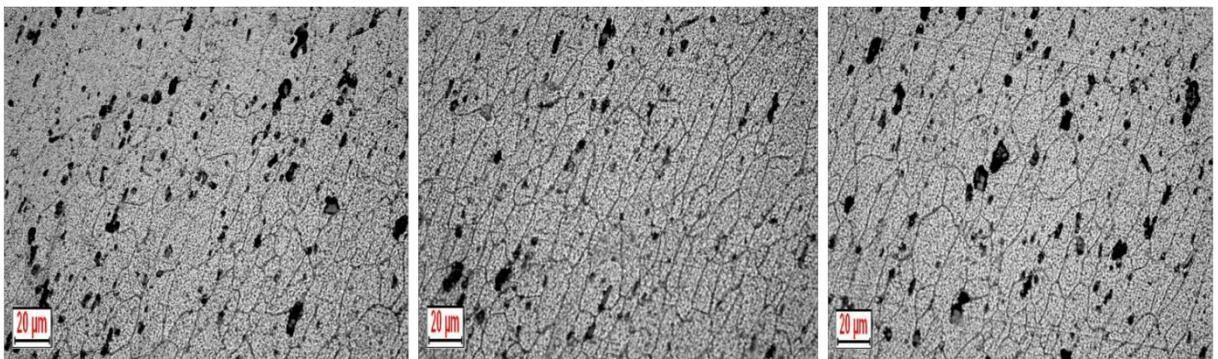


1000X

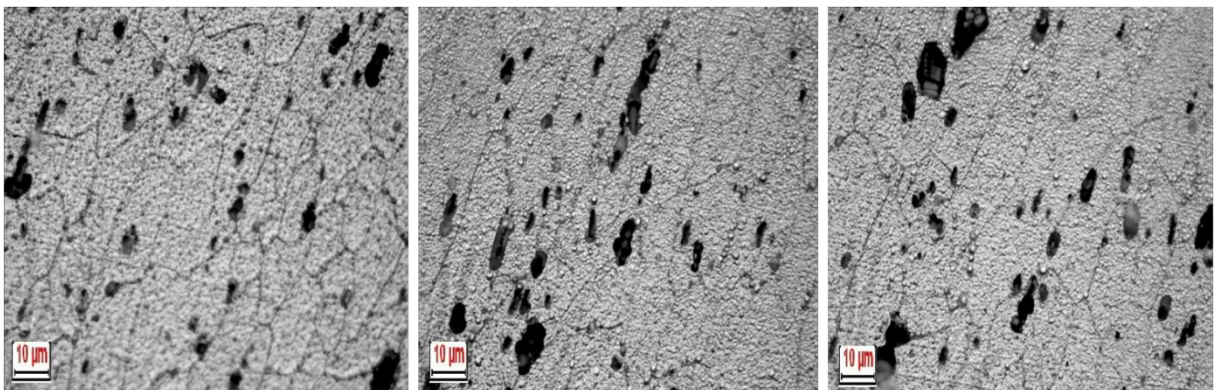


- PROVA 27
t=2mm V=300m/min p=1mm

500X



1000X



Da queste micrografie non è possibile individuare un cambiamento microstrutturale evidente attraverso lo spessore del provino. Anche i diversi parametri di processo non sembrano influire in modo evidente sulle dimensioni dei grani.

2.5.2 MICROGRAFIE-COPPETTE TI6AL4V

Per visualizzare al microscopio la microstruttura della lega Ti6Al4V i campioni sono stati immersi per circa un minuto nel classico Kroll (92ml. di acqua distillata, 6ml. di acido nitrico e 2ml. di acido fluoridrico).

Si riportando di seguito le immagini ottenute.

- **PROVA 4**

t=1mm V=50m/min p=0.1mm

500X



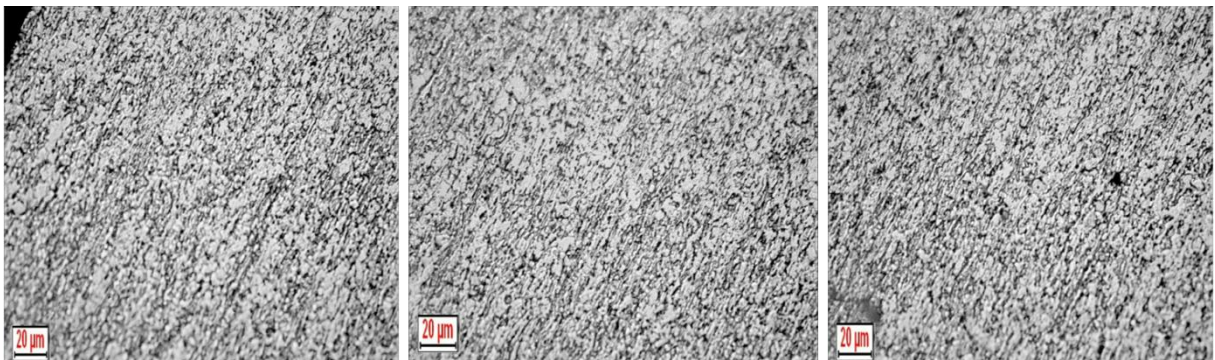
1000X



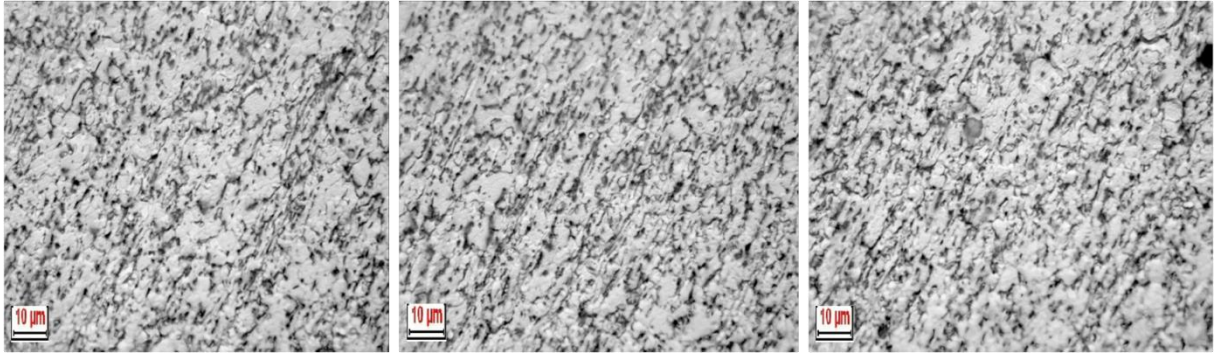
- **PROVA 5**

t=1mm V=50m/min p=0.3mm

500X

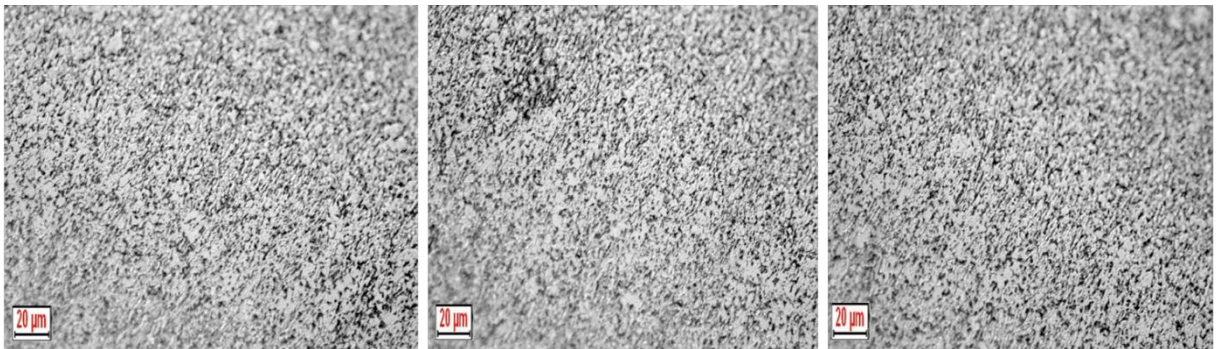


1000X

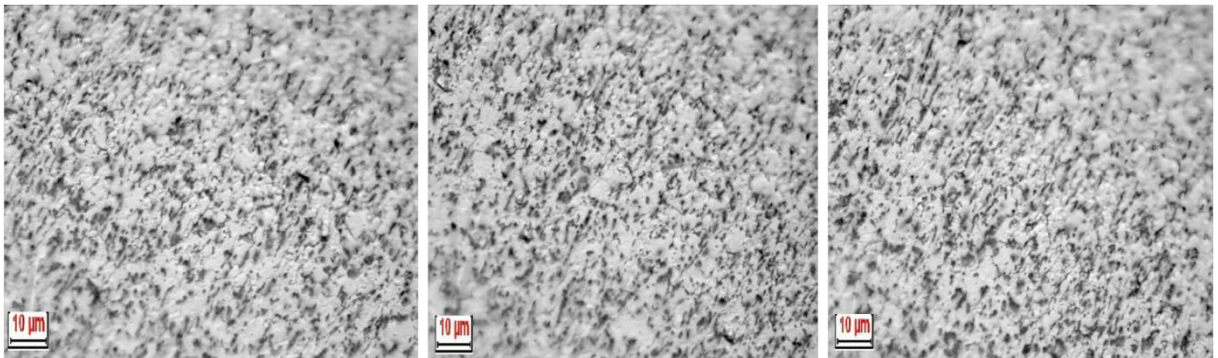


- **PROVA 6**
t=1mm V=50m/min p=0.5mm

500X



1000X

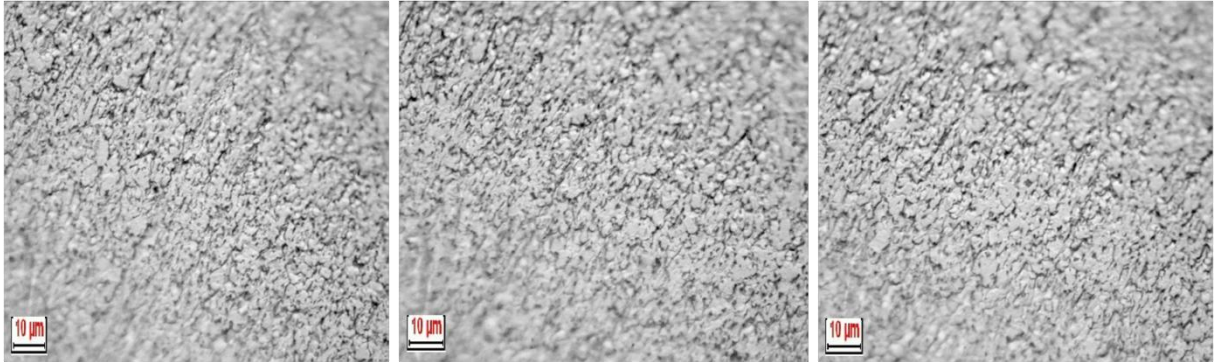


- **PROVA 7**
t=1mm V=500m/min p=0.1mm

500X



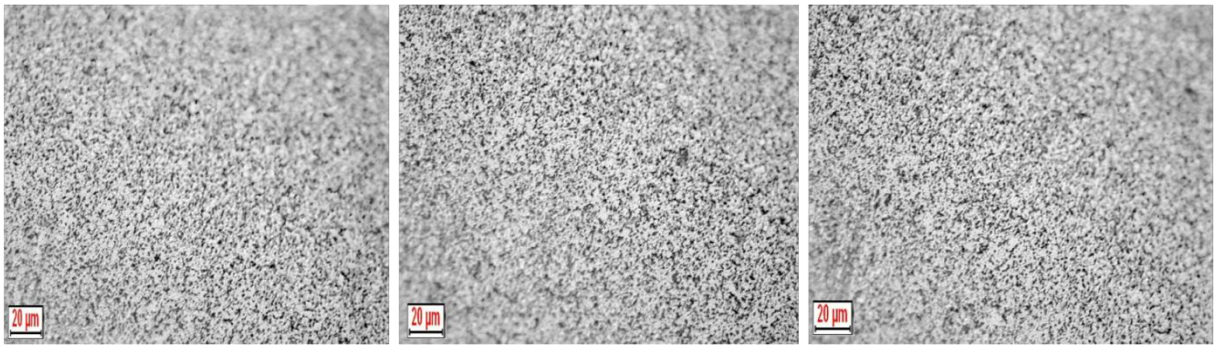
1000X



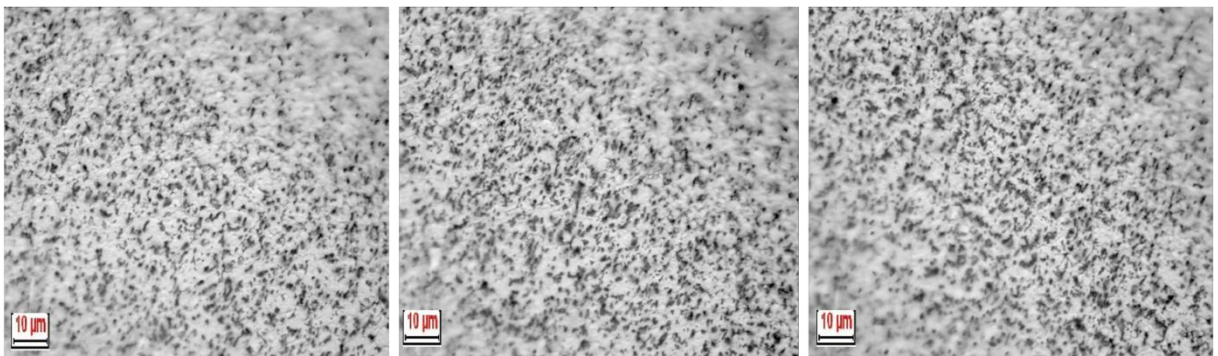
- **PROVA 8**

t=1mm V=500m/min p=0.3mm

500X



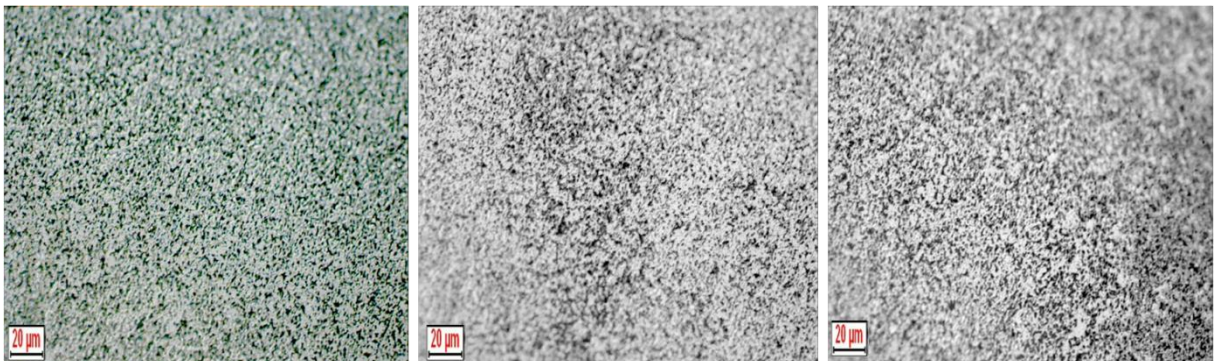
1000X



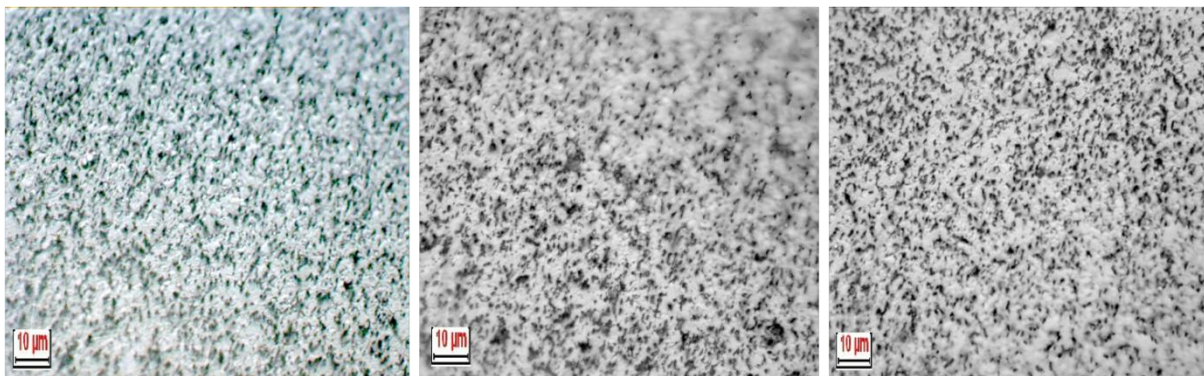
- **PROVA 9**

t=1mm V=500m/min p=0.5mm

500X



1000X



Dall'osservazione delle micrografie effettuate si nota come all'aumentare della velocità di lavorazione (da 50 a 500 m/min), la microstruttura diventa più fine, pur rimanendo equiassica.

Per appurare se effettivamente non vi siano cambiamenti nella dimensione dei grani attraverso lo spessore del provino, data l'interdipendenza tra dimensione del grano e durezza, si è fatto un gradiente di microdurezze sul provino n°5. A questo scopo sono state eseguite 6 misure di microdurezza, con un peso di 50Kg ed un passo di 40µm. In questo modo si sono eseguiti tre gradienti e infine, per ogni posizione si è fatta una media complessiva.

Di seguito i risultati ottenuti:

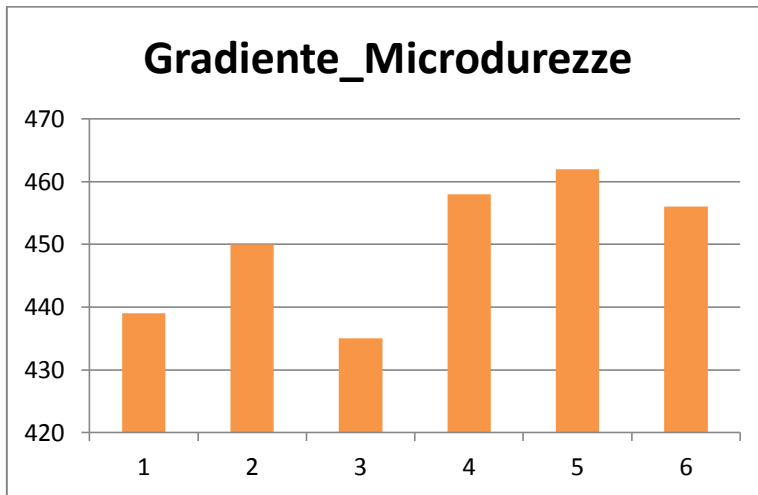
PROFILO 1	DIAGONALE [µm]	DUREZZA [HV]
1	14.15	460
2	14.4	447
3	14.65	429
4	14.3	453
5	14.4	447
6	13.65	494

PROFILO 2	DIAGONALE [µm]	DUREZZA [HV]
1	15.25	396
2	14.75	423
3	14.75	423
4	13.9	480
5	13.75	487
6	13.75	487

PROFILO 3	DIAGONALE [µm]	DUREZZA [HV]
1	14.2	460
2	13.85	480
3	14.25	453
4	14.5	441
5	14.25	453
6	15.45	386

Tabella 2.5 Misure di microdurezza per tre gradienti

Riassumendo:



DUREZZA [HV]	
1	439
2	450
3	435
4	458
5	462
6	456

Tabella 2.6 Valori medio di microdurezza per ogni posizione del gradiente

Figura 2.30 Andamento del valore medio delle microdurezze [HV] in corrispondenza delle 6 posizioni di gradiente

È facilmente osservabile come non si sia evidenziato un andamento decrescente o crescente corrispondenti rispettivamente ad un aumento o ad una diminuzione della dimensione del grano verso l'interno del provino. Per questo è da escludere che vi siano sostanziali cambiamenti nella microstruttura attraverso lo spessore.

2.5 ANALISI FRATTOGRAFICA

Di norma vengono distinte quattro diverse tipologie di frattura: frattura duttile, clivaggio, per fatica e rottura decoesiva. L'analisi frattografica si basa sul fatto che a seconda del tipo di rottura intercorsa, la superficie mostra caratteristiche peculiari che ne permettono l'identificazione.

La frattura duttile è il tipo di rottura più comune e si manifesta di norma a causa di un sovraccarico. In questo caso i microvuoti che nucleano in corrispondenza di zone con deformazione non omogenea (ad esempio in corrispondenza di fasi diverse, inclusioni, bordi grano) aumentano progressivamente di dimensioni, si ha coalescenza fino a formare un'unica superficie di rottura. Nella frattura duttile si osservano i caratteristici *dimples* ovvero delle depressioni a forma di coppetta di dimensione variabile. La loro dimensione dipende dal numero di microvuoti iniziali. Se i siti di nucleazione e accrescimento sono pochi e distanziati i *dimples* assumono dimensioni maggiori; al contrario se i siti di nucleazione sono numerosi, i microvuoti si congiungono prima di arrivare ad elevate dimensioni.

La dimensione dei *dimples* dipende dal tipo di carico che ha provocato la rottura: un carico di trazione assiale comporta *dimples* equiassici ben contornati. Essi possono essere piuttosto profondi o più piatti a seconda della microstruttura e della plasticità del materiale. *Dimples* allungati (e con una estremità non chiusa) sono dovuti a carichi di taglio o di strappo.

La rottura per clivaggio, ovvero la rottura fragile, inizia di norma su vari piani paralleli, ma al progredire della rottura i piani tendono progressivamente ad unirsi tra loro.

La rottura per fatica, dovuta a cicli ripetuti di carico. La cricca tende a cambiare direzione in corrispondenza di discontinuità e bordi grano. La superficie di frattura manifesta una serie di striature caratteristiche.

La rottura decoesiva si manifesta in corrispondenza dei bordi grano e non presenta deformazione plastica e può essere dovuta a diversi meccanismi, compreso il creep.

Per analizzare il meccanismo che ha portato alla rottura delle coppette in esame, sono state eseguite delle frattografie al SEM.

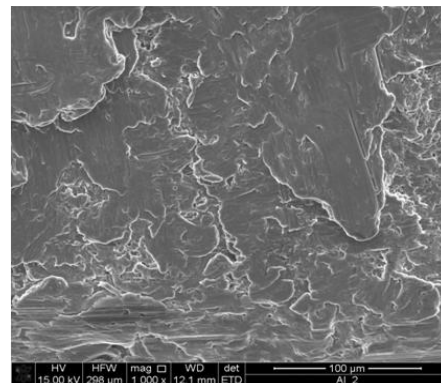
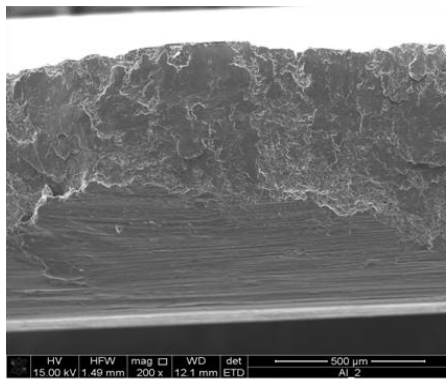
Il SEM (Scanning Electron Microscope) è un microscopio ottico a scansione che invece della luce utilizza un fascio di elettroni che va a colpire il campione opportunamente fissato al suo interno. Per analizzare l'area di frattura sono stati effettuati ingrandimenti a 200-250X e a 1000-1500X.

2.5.1 FRATTOGRAFIE-COPPETTE AA6082

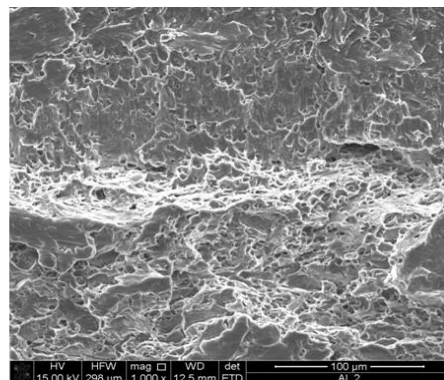
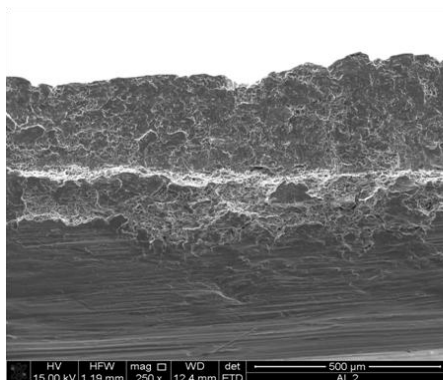
Si riportano ora le immagini ottenute al SEM in corrispondenza delle coppette di Alluminio rotte. I francobolli relativi alla zona fratturata sono stati preventivamente bolliti in etere per ridurre al minimo la presenza di contaminanti che altrimenti si sarebbero notati nelle foto al SEM.

- **PROVA 2**
t=1mm, V=30m/min, p=0.1mm

Per questo provino si è scelto di fare due scansioni in due zone distinte perché presentavano caratteristiche diverse.



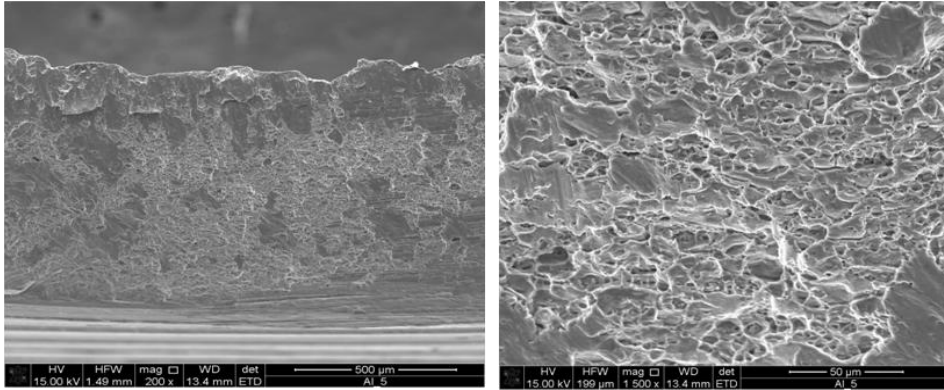
In questa area si osservano zone più lisce e frastagliate caratterizzanti una rottura per clivaggio di cui si notano infatti i vari piani caratteristici.



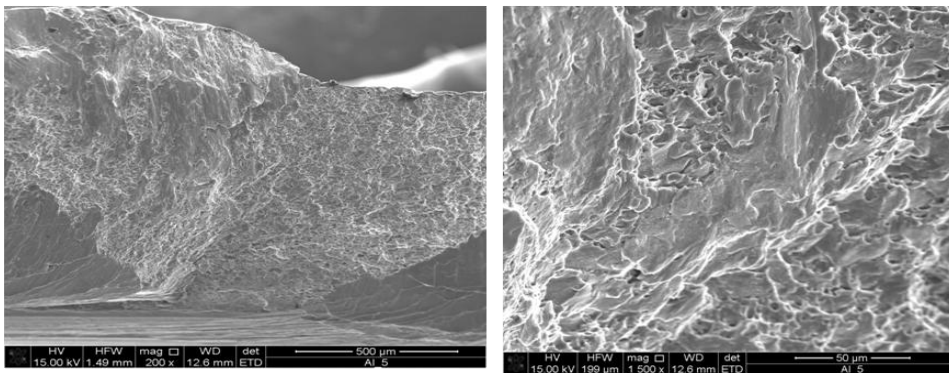
In questa zona invece si osservano i caratteristici *dimples* della frattura duttile, di piccole dimensioni, equiassici e quindi dovuti a rottura per trazione.

- **PROVA 5**
t=1mm, V=30m/min, p=0.55mm

Anche per questo provino si è scelto di fare due distinte scansioni perché la zona di rottura mostrava caratteristiche diverse.

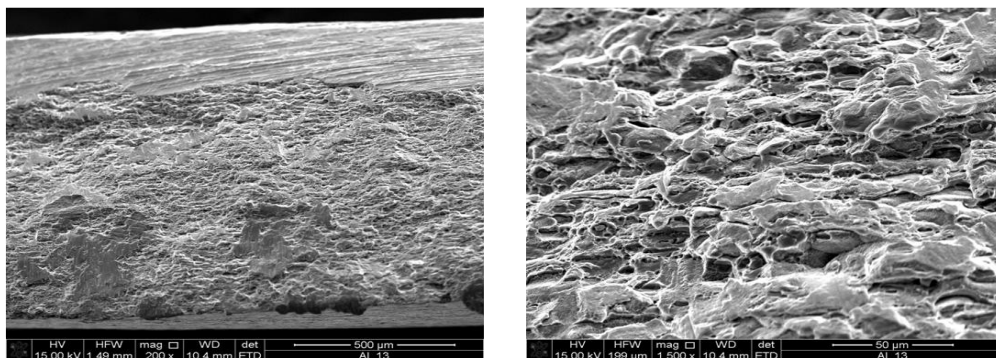


In questa zona si osservano dimples piccoli e ben bordati, equiassici. Si è avuta frattura duttile per trazione.



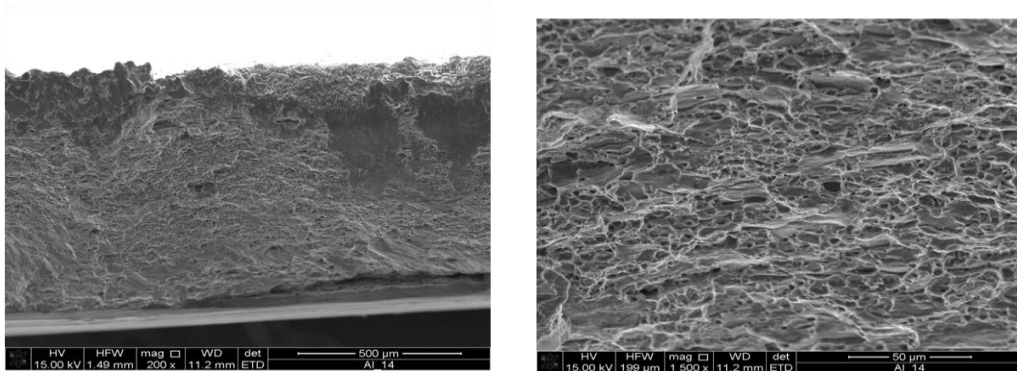
In questa zona oltre ai dimples si osservano delle zone piane frastagliate caratterizzanti una rottura per clivaggio.

- **PROVA 13**
t=1.5mm, V=3m/min, p=0.55mm



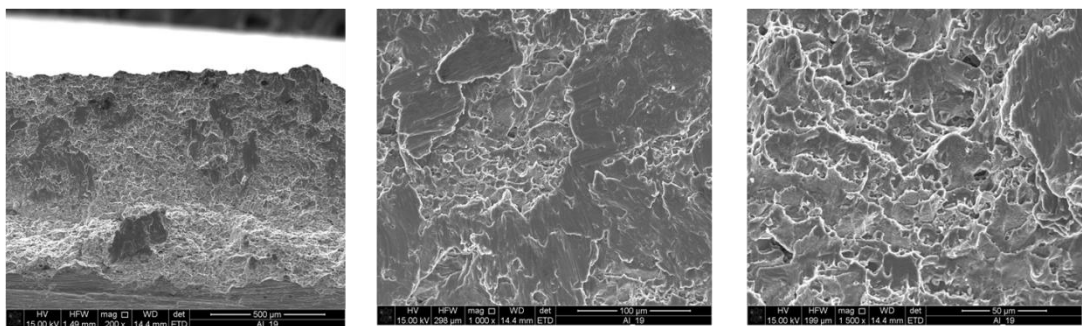
In questa coppetta si osserva che la zona di frattura è caratterizzata da dimples grossolani, probabilmente i siti di nucleazione e accrescimento dei microvuoti erano pochi e ben distanziati. Si tratta anche in questo caso di frattura duttile.

- **PROVA 14**
t=1.5mm, V=30m/min, p=0.55mm



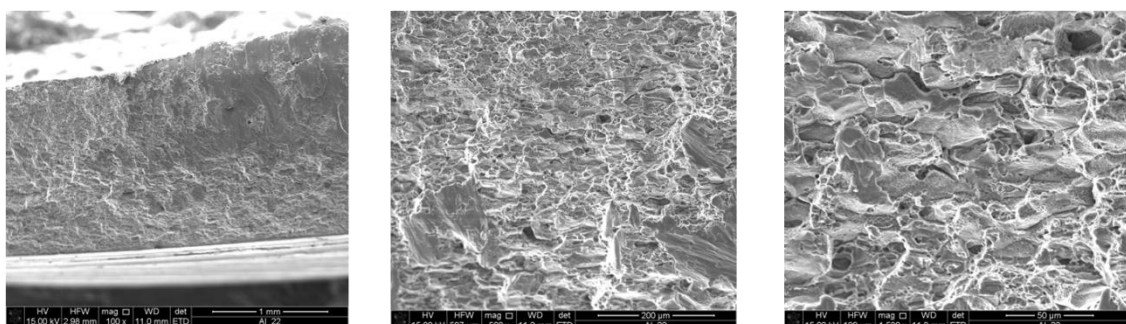
Si osserva una frattura duttile con caratteristici dimples equiassici e bordati propri di una rottura sotto trazione assiale. Dall'ingrandimento a 200x si osservano tuttavia delle piccole zone più lisce, in cui probabilmente si è avuta una rottura per clivaggio.

- **PROVA 19**
t=2mm, V=3m/min, p=0.1mm



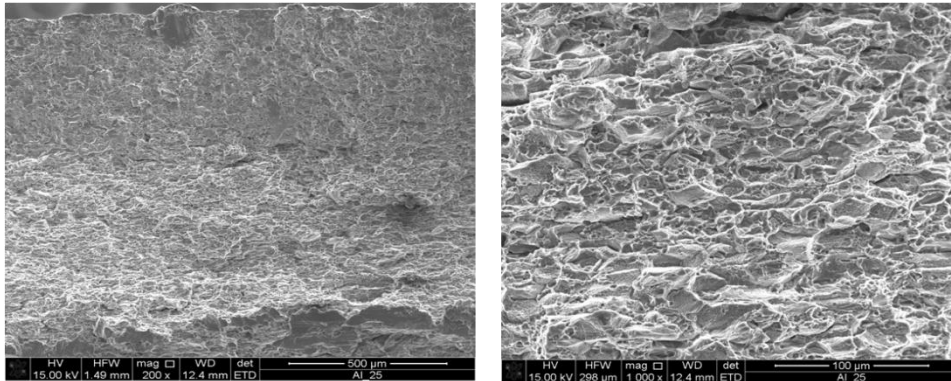
Anche in questo caso si osserva frattura duttile con dimples equiassici dovuti a carico assiale, ma sono presenti zone di rottura fragile per clivaggio.

- **PROVA 22**
t=2mm, V=3m/min, p=0.55mm



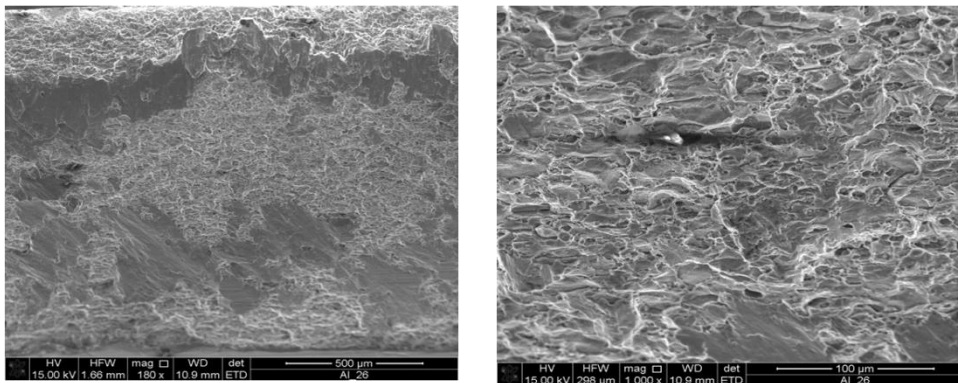
In questa coppetta si osservano chiaramente dimples equiassici (rottura sotto trazione assiale) piuttosto grossolani, caratteristici di frattura duttile con pochi siti di nucleazione dei microvuoti di partenza.

- **PROVA 25**
t=2mm, V=3m/min, p=1mm



Anche in questo caso si osserva frattura duttile con dimples equiassici dovuti a rottura sotto carico di trazione assiale.

- **PROVA 26**
t=2mm, V=30m/min, p=1mm



La frattura è duttile con dimples equiassici dovuti a rottura sotto carico di trazione assiale, con alcune zone di clivaggio.

Le coppette mostrano sempre una frattura duttile con dimples caratteristici equiassici, relativi ad una rottura sotto carico di trazione assiale. Si osservano dimples più o meno grandi, ma non si è notata una correlazione tra la loro dimensione e i parametri di processo.

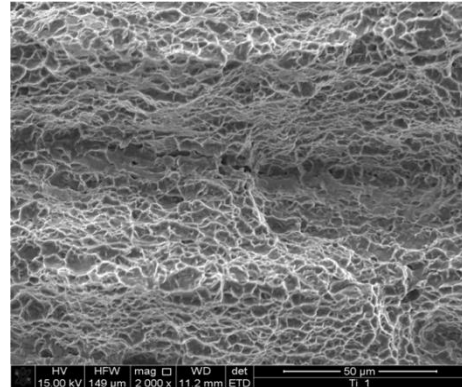
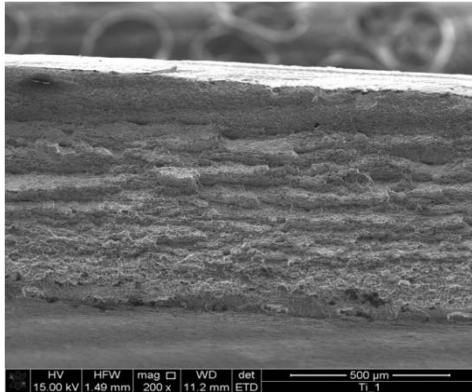
Tuttavia in alcuni casi si osservano anche zone di rottura fragile per clivaggio, con i caratteristici piani, tipicamente per V=30m/min, unica eccezione il provino 19 che invece è caratterizzato da V=3m/min.

2.5.1 FRATTOGRAFIE: COPPETTE Ti6Al4V

L'analisi frattografica è stata condotta anche sulle tre coppette in lega Ti6Al4V che si sono rotte.

- **PROVA 1**

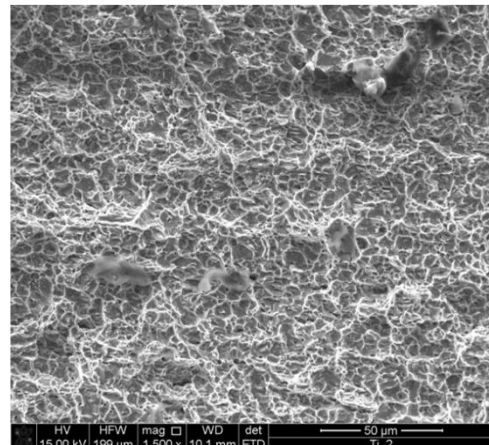
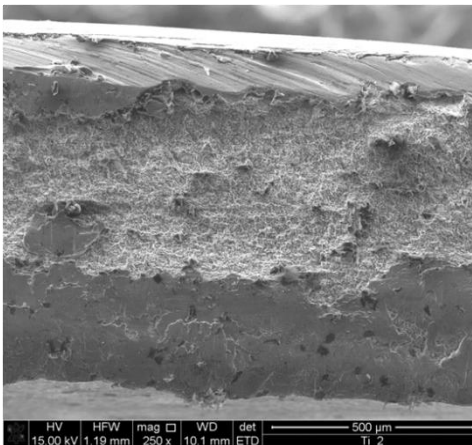
t=1mm, V=5m/min, p=0.1mm



Dall'ingrandimento si osservano vari dimples caratteristici di una frattura duttile della fase α della lega. I dimples, appaiono equiassici e bordati tipici di una rottura per trazione assiale. I dimples sono per lo più di piccole dimensioni, ciò suggerisce che vi siano stati numerosi siti di nucleazione e accrescimento dei microvuoti di partenza. La superficie di rottura si mostra macroscopicamente "striata".

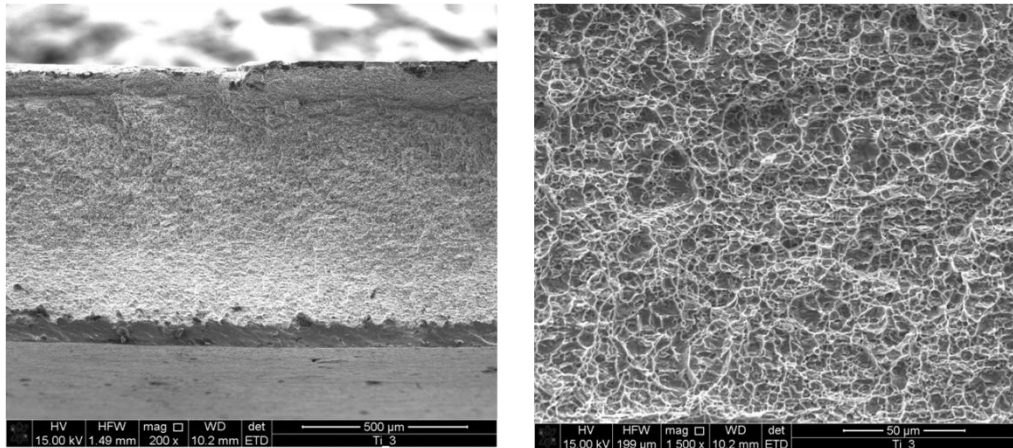
- **PROVA 2**

t=1mm, V=5m/min, p=0.3mm



Anche in questo caso si osserva una frattura duttile della fase α con i caratteristici *dimples*, che sembrano più piccoli del caso precedente. Le zone un po' offuscate sono dovute a sporcizia residua (nonostante i campioni siano stati precedentemente bolliti in etere). Si osserva inoltre una piccola zona di frattura fragile per clivaggio.

- **PROVA 3**
t=1mm, V=5m/min, p=0.5mm



Anche in questo caso la frattura si mostra duttile, con dimples caratteristici di dimensioni analoghe al caso precedente. Dal punto di vista macroscopico, questa superficie di frattura è quella che si mostra più omogenea.

Si può concludere che tutte e tre le coppette mostrano una frattura duttile con dimples evidenti, che tuttavia sembrano essere più bassi rispetto a quelli dell'Alluminio, che appaiono più profondi. Tranne in una piccola zona della seconda coppetta, non vi sono zone di clivaggio che sono invece presenti in modo più o meno diffuso nelle coppette di Alluminio.

2.7 USURA DEGLI UTENSILI

Con usura si identifica "la perdita o rimozione progressiva di materiale superficiale" [5]. L'usura degli utensili durante i processi di lavorazione è estremamente significativa dato che va ad interferire con la qualità superficiale del prodotto ottenuto.

In particolar modo si distingue tra usura adesiva e abrasiva.

L'usura adesiva è una forma di usura severa caratterizzata da elevate velocità di usura ed un coefficiente di attrito instabile, per cui si ha adesione di materiale tra un corpo e l'altro. L'usura adesiva caratterizza in particolar modo i metalli spesso anche a causa della scarsa efficacia del lubrificante interposto.

Di norma due superfici semplicemente a contatto non aderiscono in quanto intervengono vari agenti contaminanti quali ossigeno, acqua o oli (a parte i metalli nobili, tutti i metalli sono ricoperti da uno strato di ossido che previene il contatto diretto tra pezzo e utensile).

Svariati test hanno mostrato che nel caso di adesione forte può avvenire il trasferimento di materiale dal metallo più debole a quello più forte. La forte adesione che si osserva in alcuni casi è spiegata dal trasferimento di elettroni tra superfici a contatto. Per descrivere questo fenomeno di scambio tra elettroni liberi si utilizza di norma il modello di Jellium: se la distanza tra i due corpi a contatto è inferiore a 1nm, gli elettroni possono muoversi da un metallo all'altro e unire le due superfici. Dalla teoria si deduce che se due diversi metalli sono a contatto, quello con maggiore densità elettronica dona elettroni all'altro materiale.

In particolare è stato osservato che i metalli a struttura HCP hanno minore adesione rispetto alle altre forme cristalline. Infatti essi hanno meno sistemi di scorrimento e sono pertanto meno duttili. Inoltre elevata durezza, rugosità superficiale, modulo elastico ed energia superficiale fanno calare l'adesione. Tuttavia bisogna considerare che se una maggior rugosità superficiale aumenta l'usura adesiva, una superficie troppo liscia riduce la capacità di trattenere detriti e lubrificanti e fa aumentare le forze d'interazione molecolare. Infine anche una microstruttura complessa (costituita da due o più fasi) riduce la saldabilità a freddo e l'usura adesiva. La duttilità invece accentua l'usura adesiva!

L'azione combinata di adesione tra asperità e moto di scorrimento causa una notevole deformazione plastica delle asperità, la frattura avviene dalla parte del componente più debole che richiede meno energia. Il frammento di usura che viene così a formarsi può rimanere attaccato al materiale più duro formando un "transfer film" oppure diventare un frammento libero. In quest'ultimo caso però la velocità d'usura aumenta drammaticamente.

La legge di Archard permette di descrivere l'usura adesiva basandosi sulla probabilità che una giunzione porti alla formazione di un frammento di usura:

$$V = k \frac{LW}{3p}$$

in cui V è il volume di materiale rimosso per usura, k è il coefficiente di usura, L è la lunghezza del percorso di strisciamento, W è il carico normale e p è la durezza d'indentazione del corpo più tenero. La solubilità reciproca dei materiali a contatto è molto importante nella determinazione dell'adesione, infatti coppie di metalli simili hanno un coefficiente k più elevato.

Il secondo tipo di usura, quella abrasiva consiste nella perdita di materiale a causa dello strofinamento di particelle di durezza maggiore o uguale a quella della superficie opposta. Particelle possono rimuovere del materiale attraverso micro tagli, microfrazioni, pull-out di singoli grani o fatica accentuata da deformazioni ripetute. Di solito la durezza del materiale deve essere < 0.8 della durezza della particella per avere rapida abrasione. Il modello classico è quello del taglio in cui un'asperità dura taglia una superficie più soffice. Il materiale tagliato viene rimosso come detrito d'usura. Se si ha a che fare con un materiale duttile, la superficie usurata viene deformata ripetutamente., per cui il detrito è originato dal fenomeno di fatica. Per ceramici in cui i bordi di grano sono deboli si ha un pull-out e l'intero grano forma un detrito.

2.7.1 STUDIO DELL'USURA DEI PIN-COPPETTE Ti6Al4V

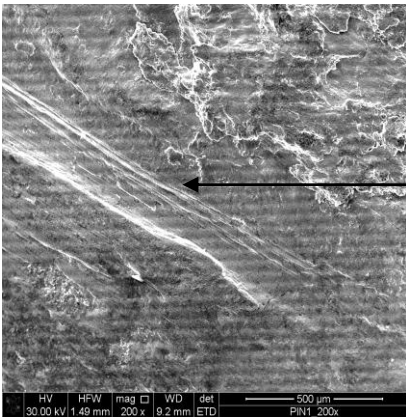
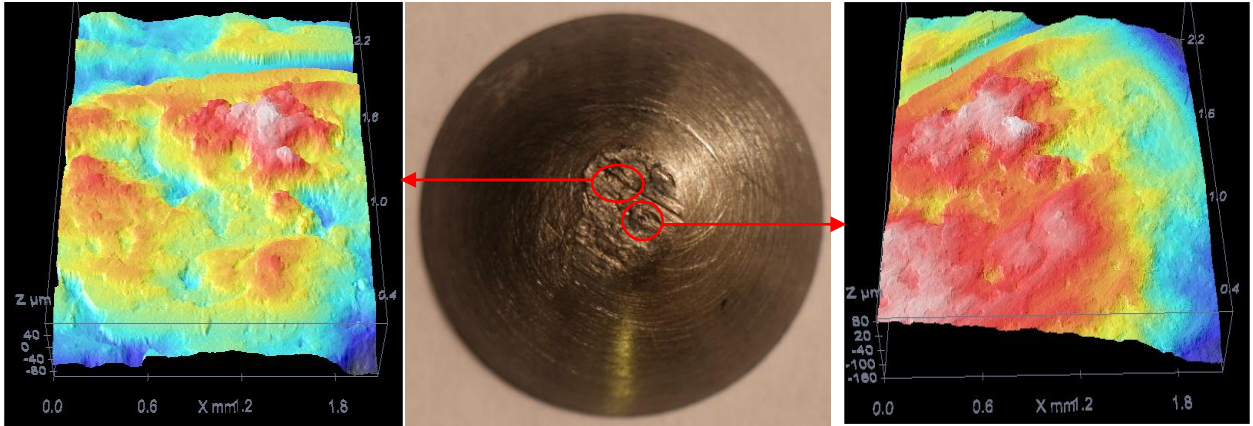
Per valutare l'entità dell'usura che ha colpito i pin di acciaio C38 usati per la lavorazione delle coppette in Ti6Al4V (per ogni coppetta è stato utilizzato un pin vergine) si è deciso di eseguire una serie di scansioni al profilometro usato anche per l'analisi topografica delle coppette. Le scansioni sono state effettuate in corrispondenza di zone particolarmente deformate, solcate o con evidente colorazione (un'analisi dell'intero pin non è stata possibile a causa di limiti di memoria dello strumento). A seguire sono stati eseguite delle scansioni al SEM a ingrandimenti di 200/1000/2000X in corrispondenza delle stesse zone. Infine su due pin, il n°4 e il n°7 corrispondenti rispettivamente alla coppetta peggiore e migliore in termini di finitura superficiale, è stata condotta un'analisi al SEM mediante sonda EDS per rilevare eventuale trasferimento di materiale dalla coppetta al pin durante

la lavorazione e quindi l'instaurarsi di usura adesiva. La sonda EDS (spettroscopia in dispersione di energia) permette di raccogliere i fotoni emessi a seguito del bombardamento di elettroni da parte del filamento del SEM, le cui lunghezze d'onda cadono nell'ambito dei raggi X e sono caratteristici per ogni materiale. Poiché la stessa intensità dei fotoni emessi è proporzionale alla concentrazione dell'elemento presente, è possibile fare anche un'analisi quantitativa sul livello di usura adesiva intercorsa.

Nell'ambito della nostra analisi è stata utilizzata l'opzione di Quick Mapping che ha portato ad un tempo di scansione per singolo pin di circa 23 minuti.

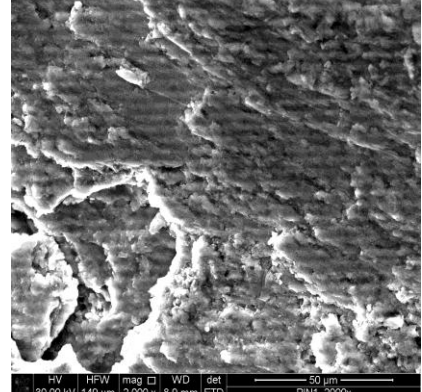
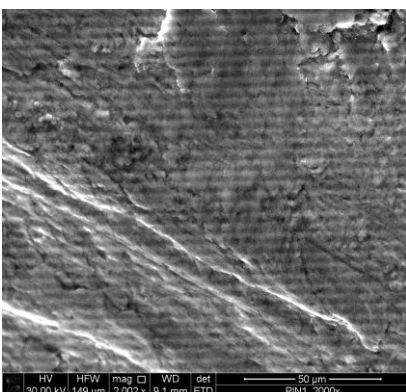
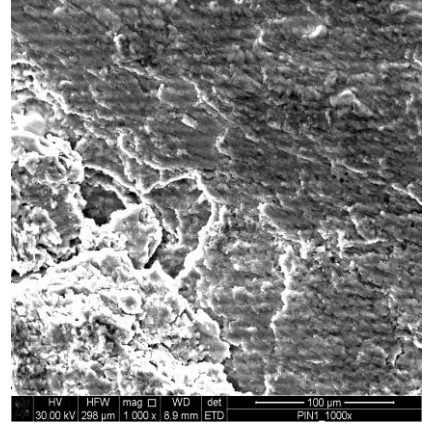
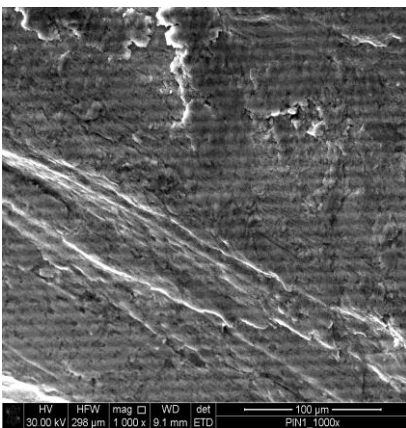
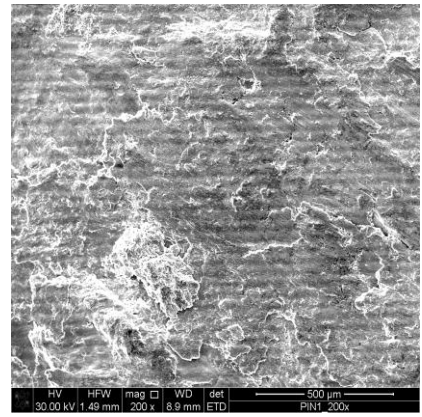
Di seguito i risultati ottenuti.

- **PIN 1**
t=1mm, V=5m/min, p=0.1mm

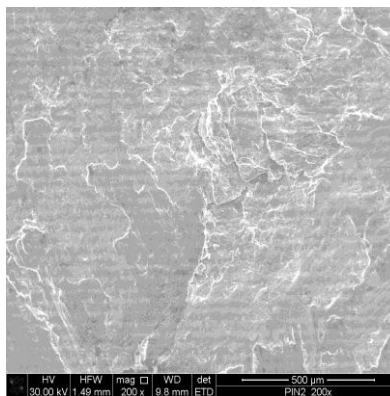
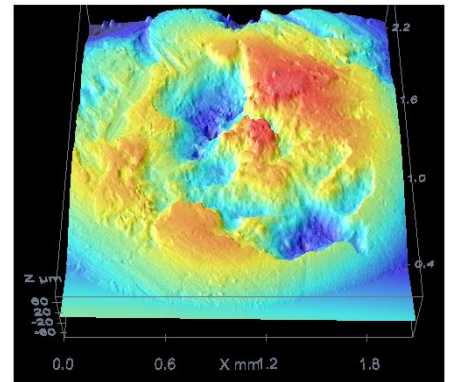
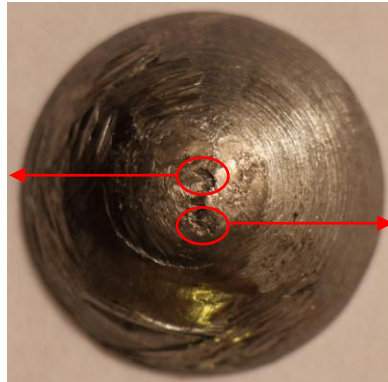
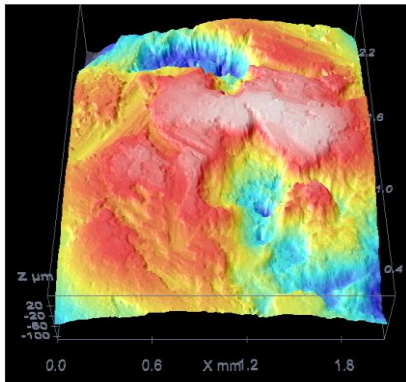


Il pin è lucido, la coppetta corrispondente si è rotta prima di formarsi.

Il solco evidente è segno della presenza di usura abrasiva: particelle abrasive strisciando hanno rimosso parte del materiale

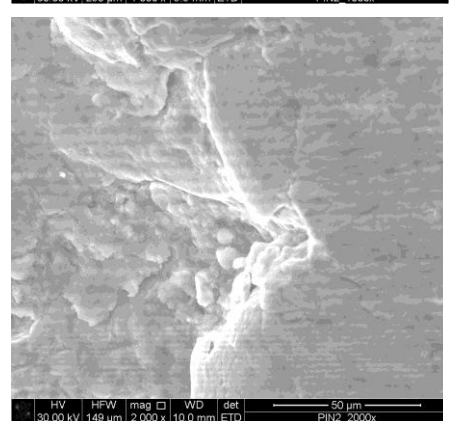
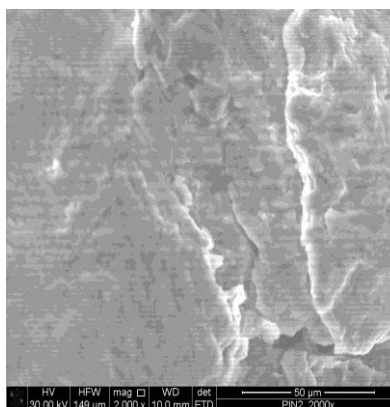
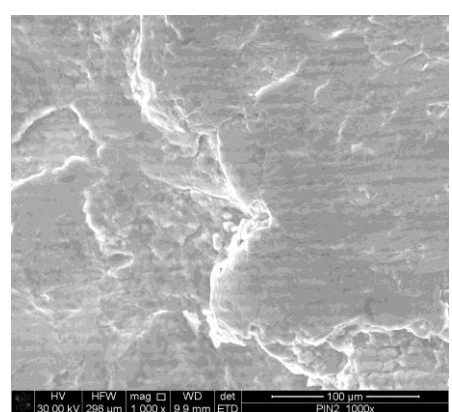
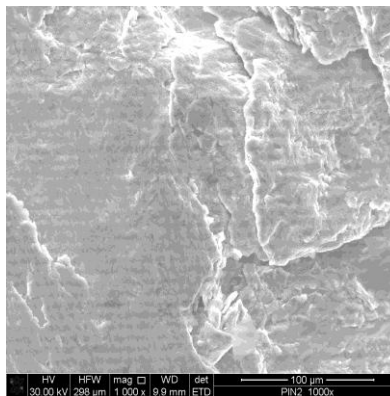
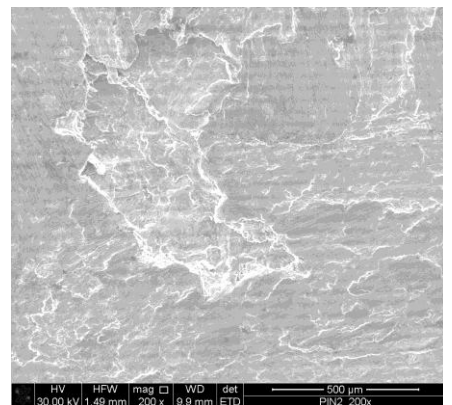


- **PIN 2**
t=1mm, V=5m/min, p=0.3mm



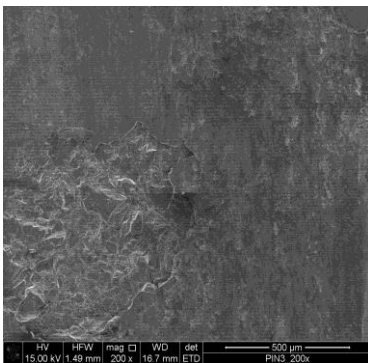
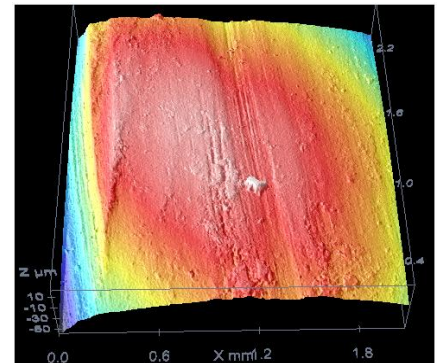
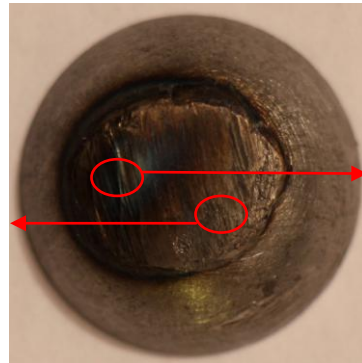
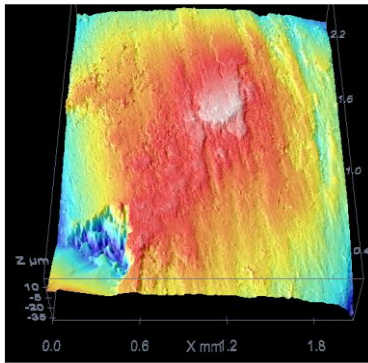
Il pin è lucido, la coppetta corrispondente si è rotta prima di formarsi.

Si notano due crateri nella zona centrale segno di evidente usura abrasiva.



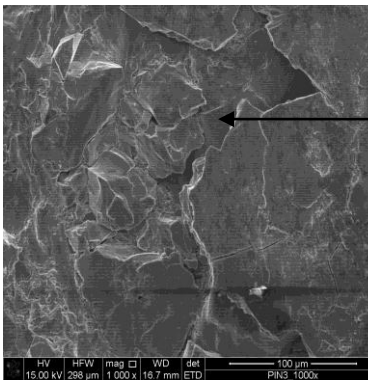
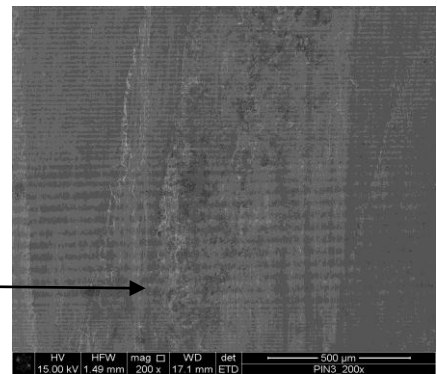
- **PIN 3**

t=1mm, V=5m/min, p=0.5mm



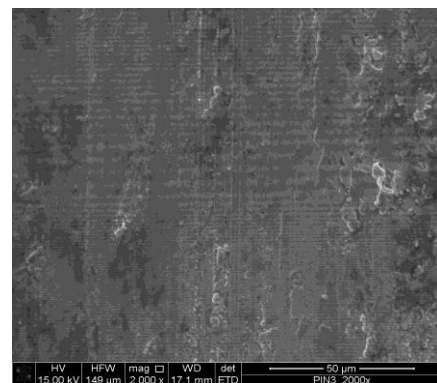
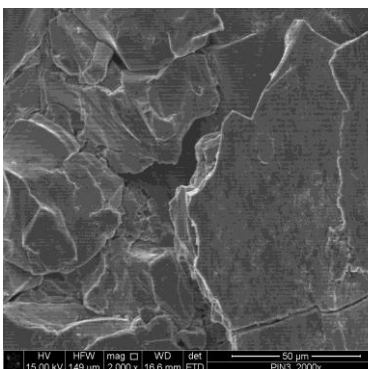
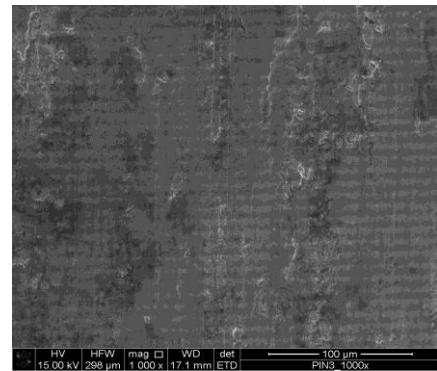
Il pin mostra solchi evidenti (si è avuta usura abrasiva) e alterazione cromatica: si evidenzia un'area di colore bluastro.

Si evidenzia una deformazione superficiale dovuta ad usura adesiva.

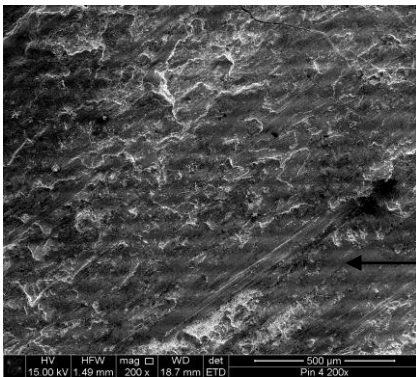
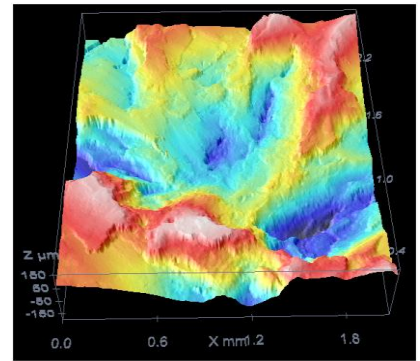
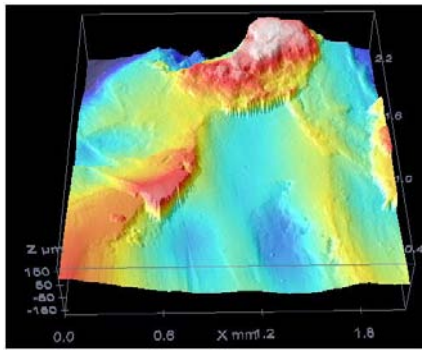


Dalle foto al SEM si nota un'area in cui si è avuta frattura fragile.

La coppetta corrispondente si è rotta prima di formarsi.

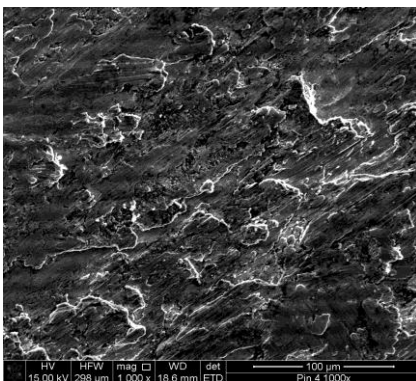
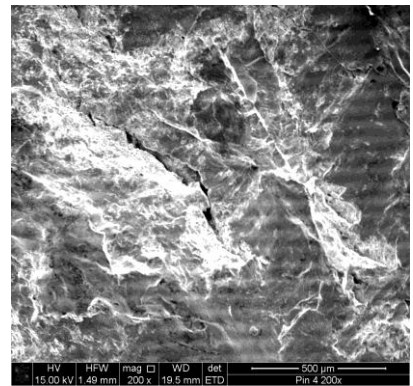


- **PIN 4**
t=1mm, V=50m/min, p=0.1mm



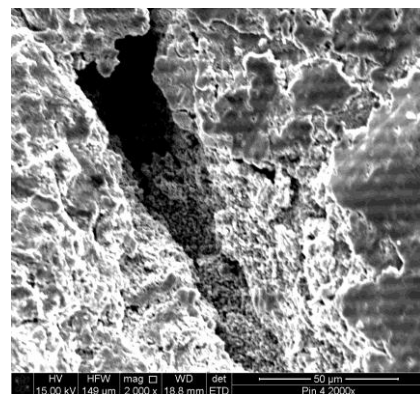
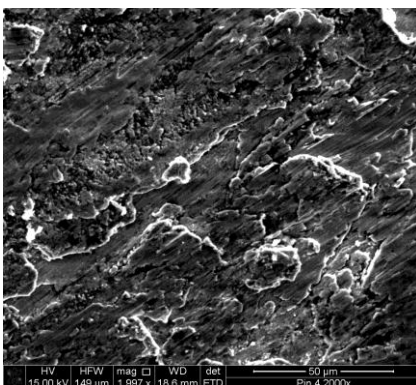
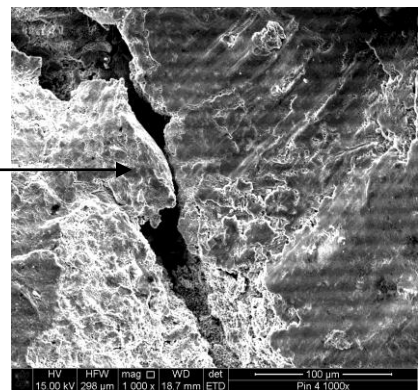
Il pin mostra evidenti crateri, solchi e zone cromaticamente alterate: si è verificata usura severa sia abrasiva che adesiva.

L'usura adesiva si nota dalla presenza di irregolarità geometriche dovute alla progressiva perdita di materiale dalla coppetta che va a depositarsi sul pin.

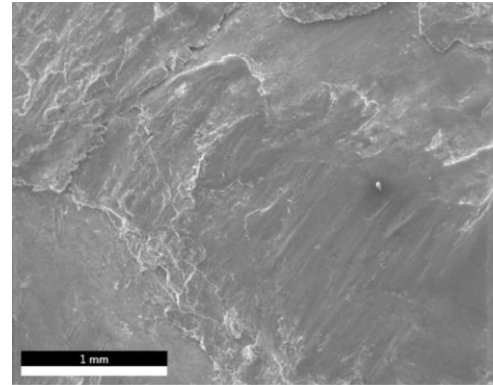
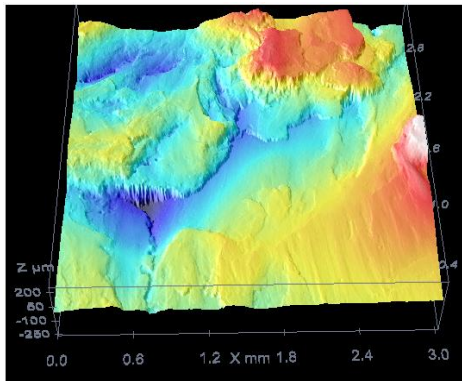


Si osserva anche una microfrattura.

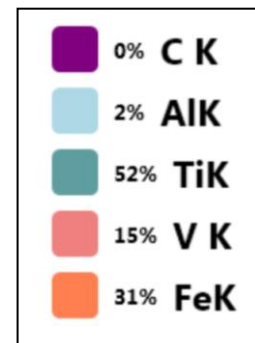
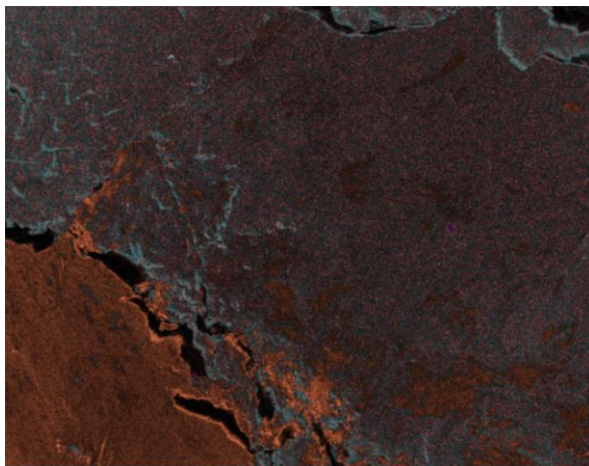
La corrispondente coppetta mostra rugosità interna elevatissima ed evidente surriscaldamento.



Nella zona centrale oltre ad una scansione al profilometro, è stata eseguita anche l'analisi EDS per osservare l'entità dell'usura adesiva intervenuta.

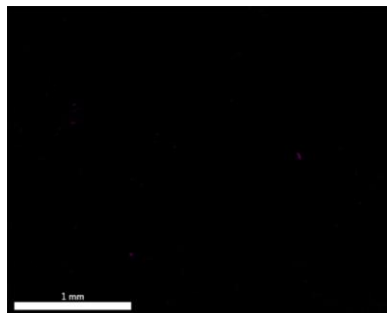


MAPPA COMPLESSIVA

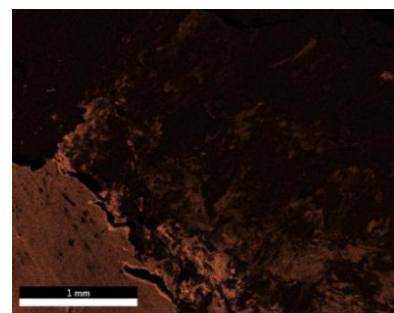


ELEMENT	WEIGHT%	ATOMIC%	NET.INT.	NET.INT.ERROR
C	0	0	0	1
Al	0	0	0	1
Ti	50.22	54.05	3235.7	0
V	0	0	0	1
Fe	49.78	45.95	1779.6	0

Ricerca di Ferro e Carbonio, costituenti dell'acciaio dei pin:

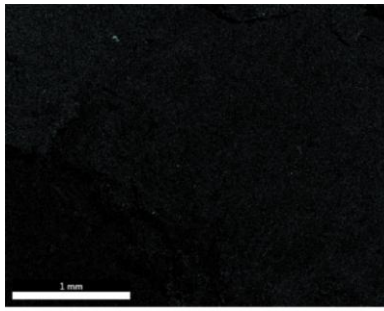


CARBONIO

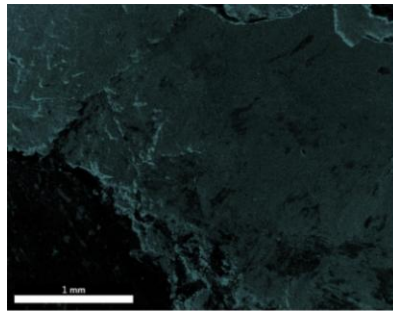


FERRO

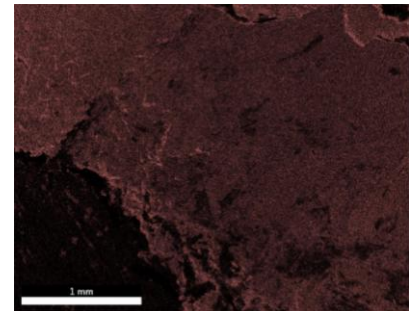
Ricerca di Titanio, Alluminio e Vanadio costituenti della lega Ti6Al4V della coppetta:



ALLUMINIO

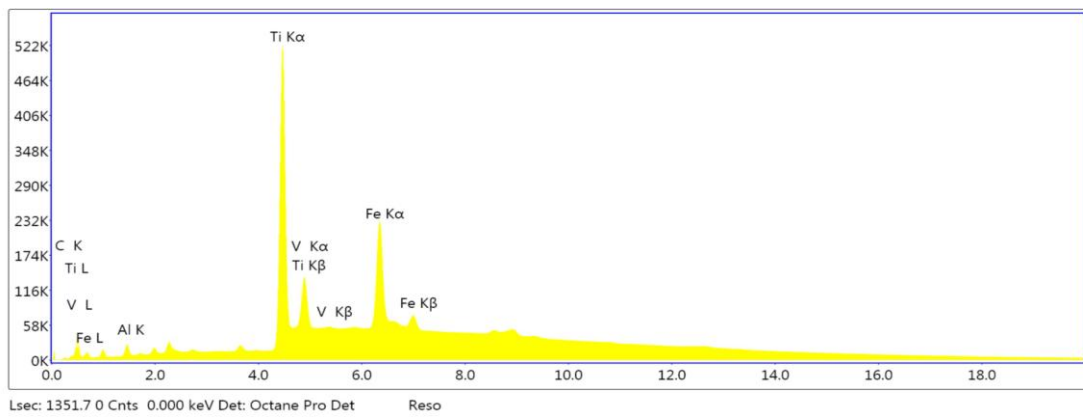


TITANIO

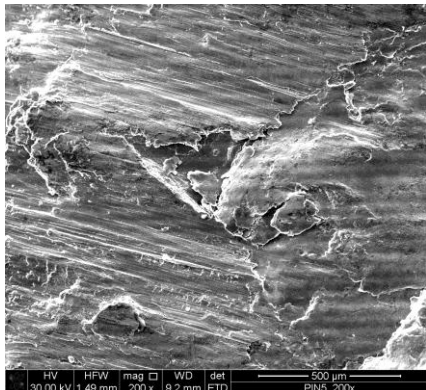
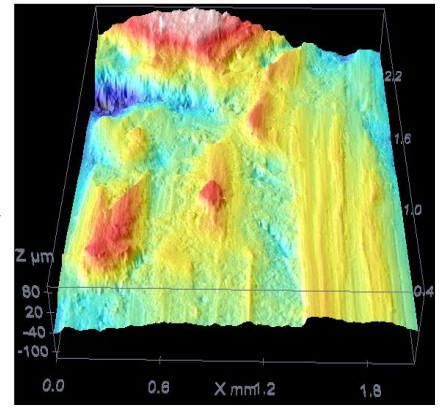
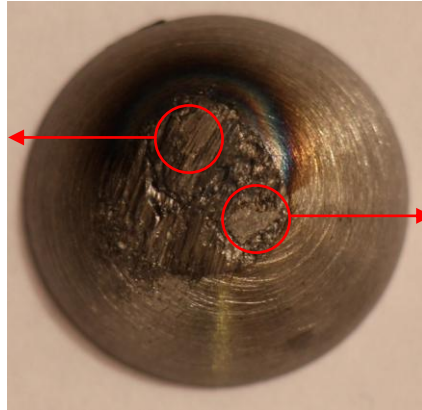
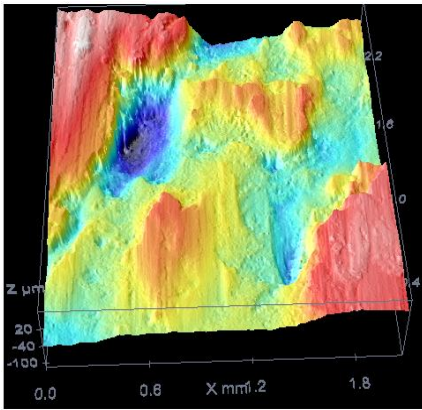


VANADIO

Lo spettro ottenuto è il seguente:

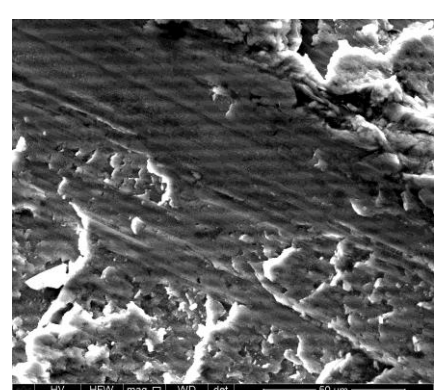
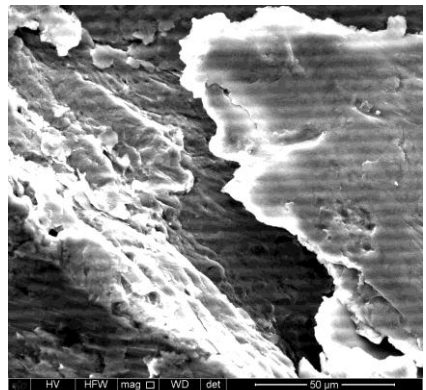
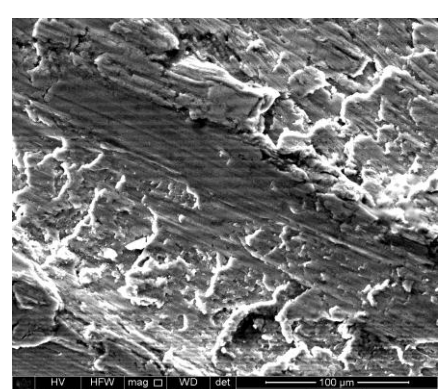
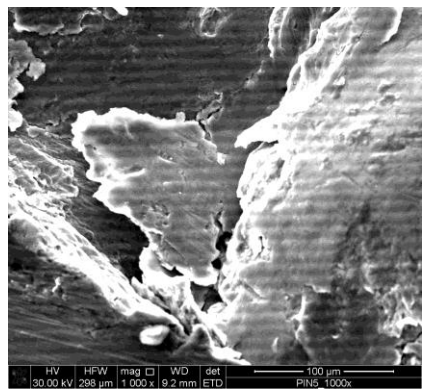
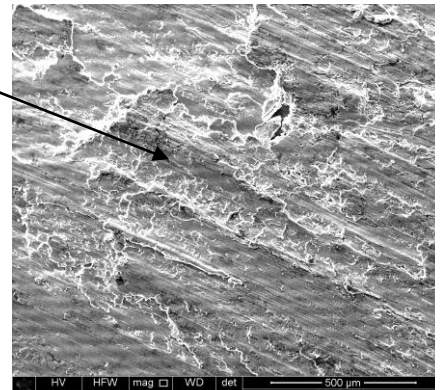


- PIN 5
t=1mm, V=50m/min, p=0.3mm

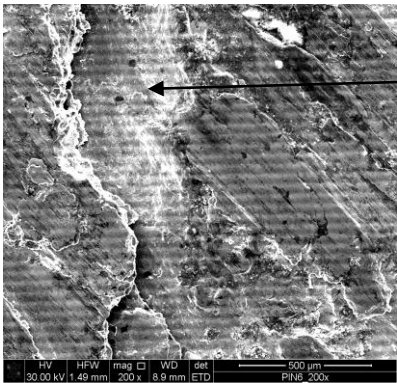
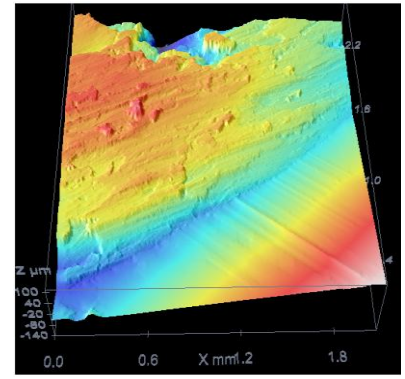
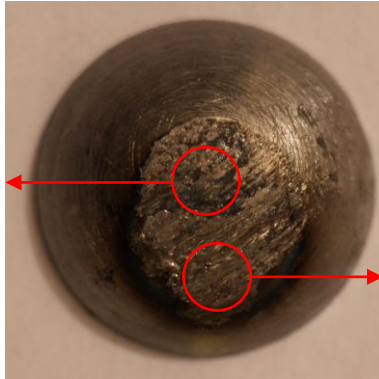
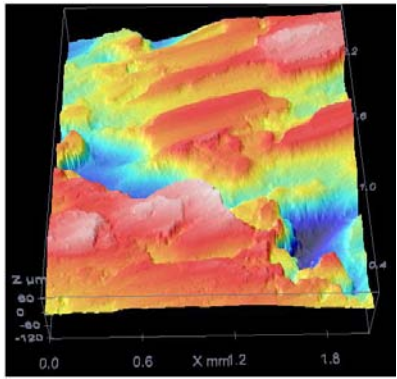


Il pin mostra evidenti solchi per cui è intervenuta usura abrasiva.

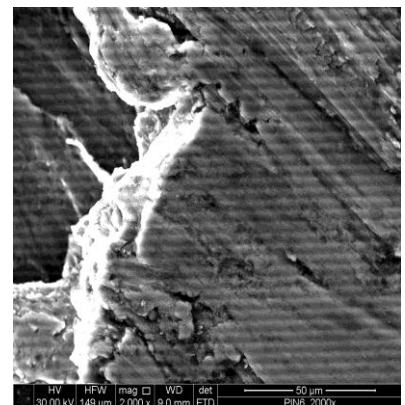
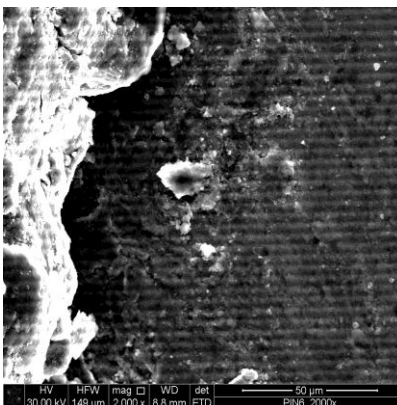
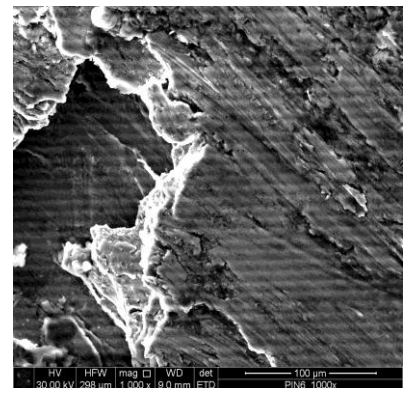
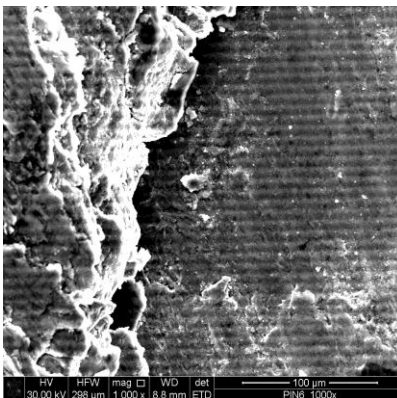
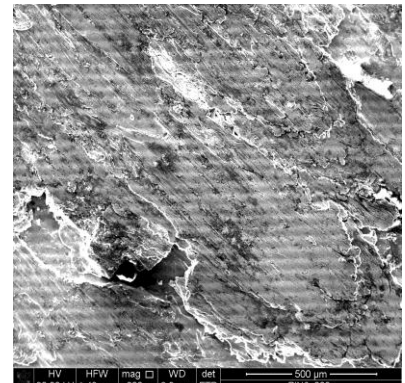
Una zona cromaticamente alterata è presente sul bordo superiore.



- **PIN 6**
t=1mm, V=50m/min, p=0.5mm

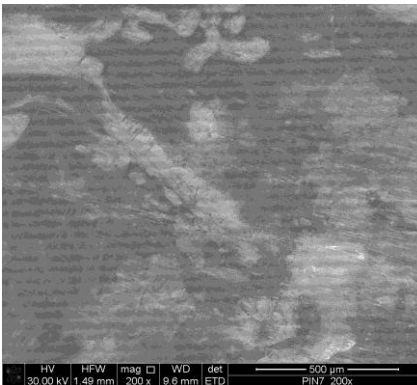
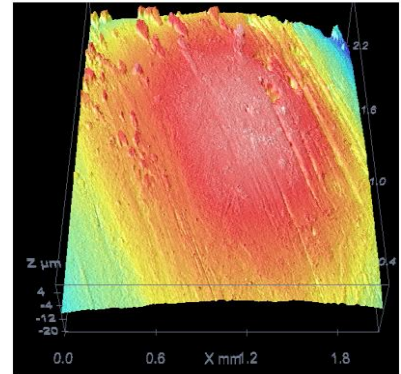
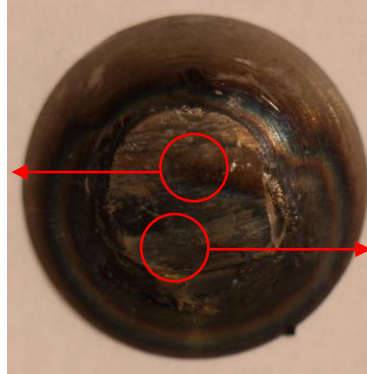
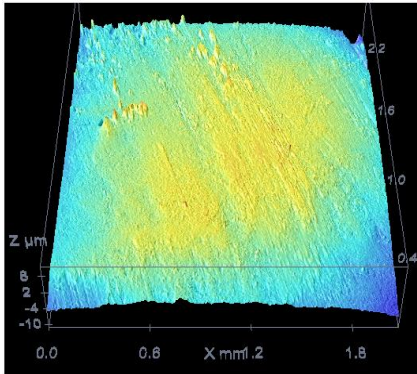


Il pin mostra solchi evidenti, segno di usura abrasiva, inoltre la deformazione del pin si è protratta anche al di sotto della zona centrale.



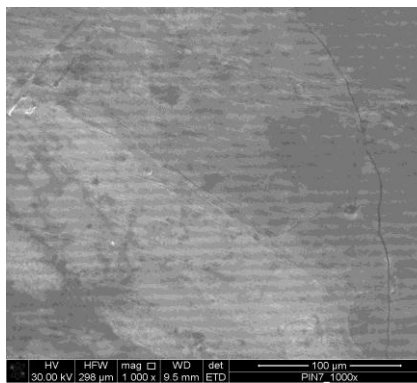
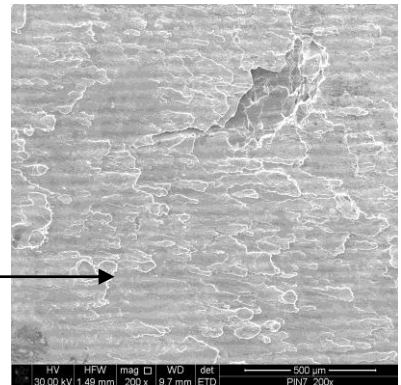
- PIN 7

t=1mm, V=500m/min, p=0.1mm



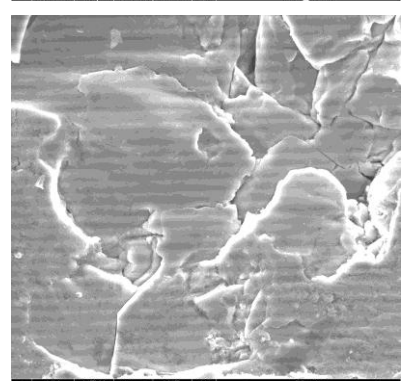
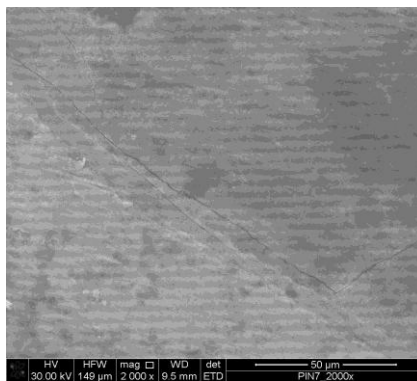
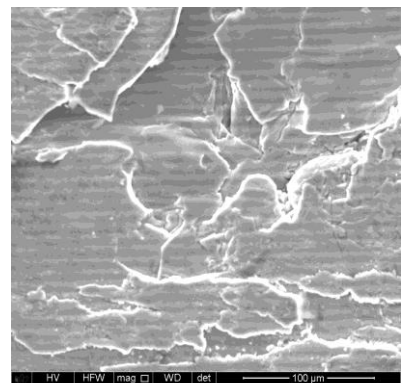
Il pin risulta piuttosto levigato con zone cromaticamente alterate.

Dall'analisi al SEM, oltre ad una piccola area di frattura, si osserva una chiara deformazione superficiale dovuta ad usura adesiva.

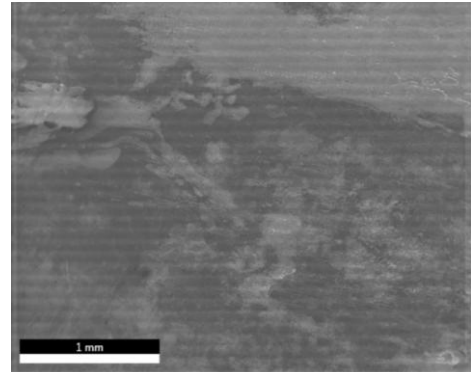
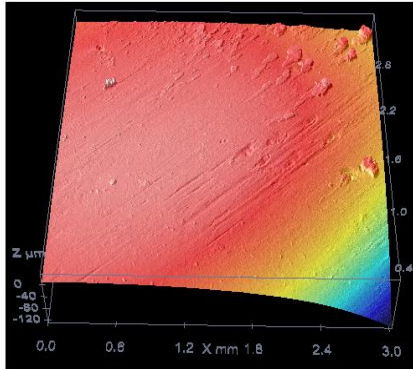


Dall'analisi al profilometro si nota qualche residuo, probabilmente detriti di usura abrasiva.

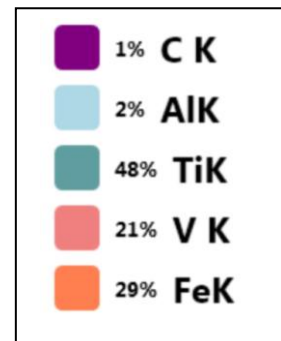
La corrispondente coppetta ha bassissima rugosità interna e ha subito evidente surriscaldamento.



Anche in questo caso è stata eseguita un'ulteriore topografia in corrispondenza della zona centrale e infine un'analisi tramite sonda EDS per valutare la presenza di usura adesiva.

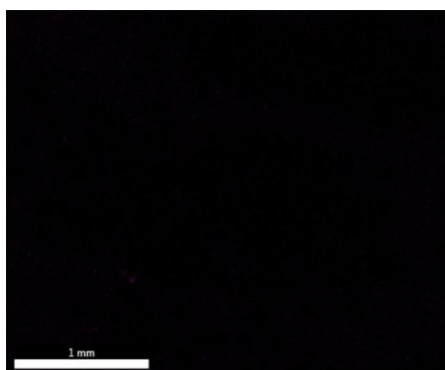


MAPPA COMPLESSIVA

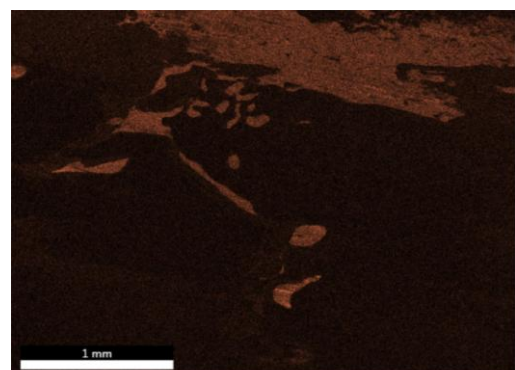


ELEMENT	WEIGHT%	ATOMIC%	NET.INT.	NET.INT.ERROR
C	0	0	0	1
Al	0	0	0	1
Ti	59.25	62.9	2149.2	0
V	0	0	0	1
Fe	40.75	37.1	808.7	0

Ricerca dei componenti dell'acciaio del pin: Carbonio e Ferro.

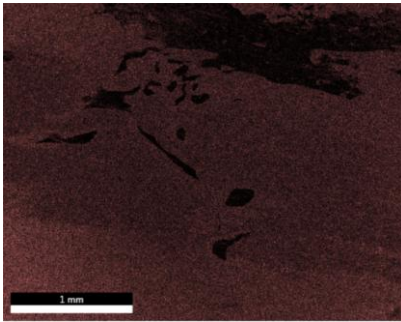


CARBONIO

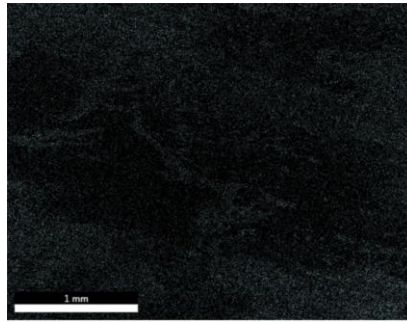


FERRO

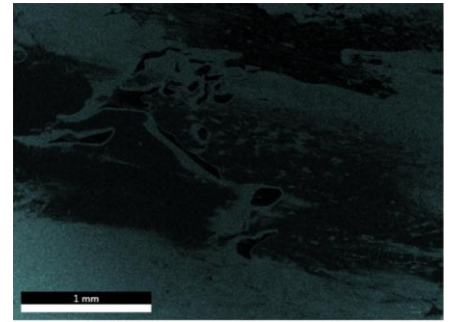
Ricerca degli elementi costituenti della lega Ti6Al4V della coppetta: Titanio, Alluminio e Vanadio.



VANADIO

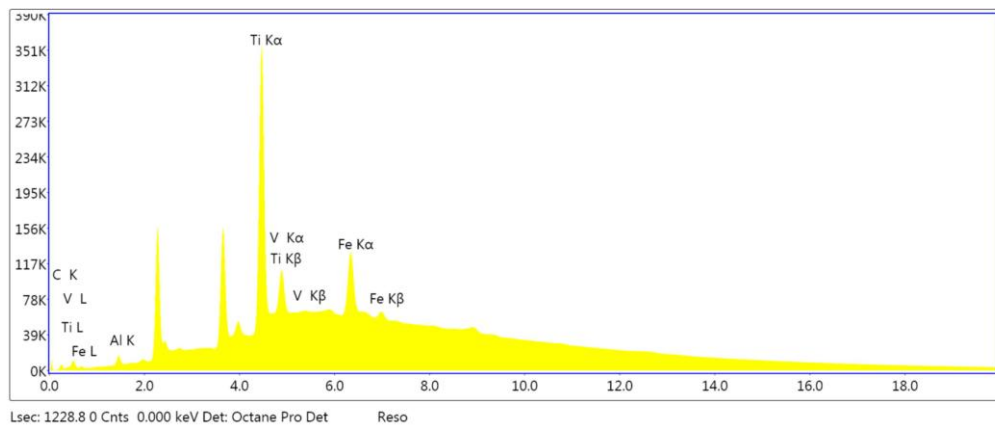


ALLUMINIO

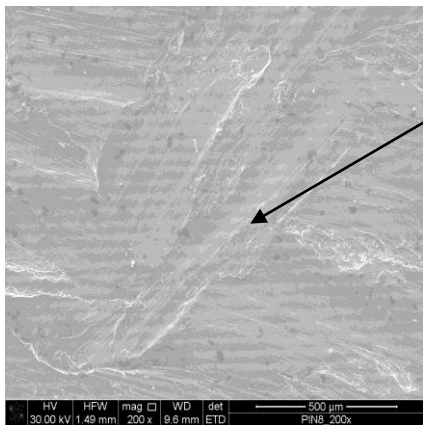
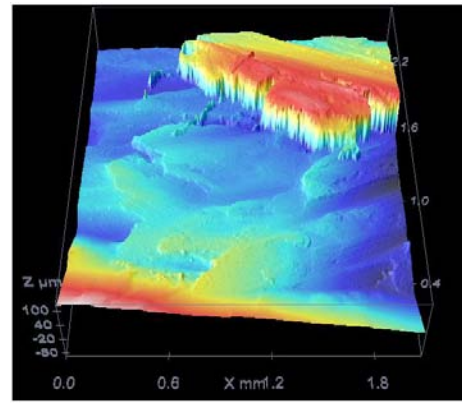
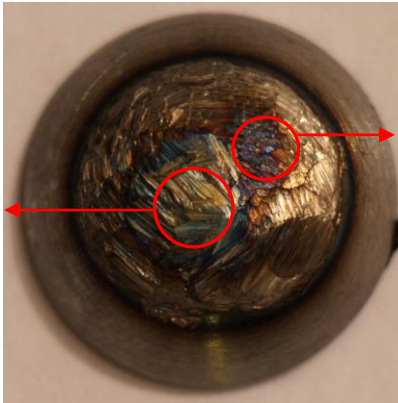
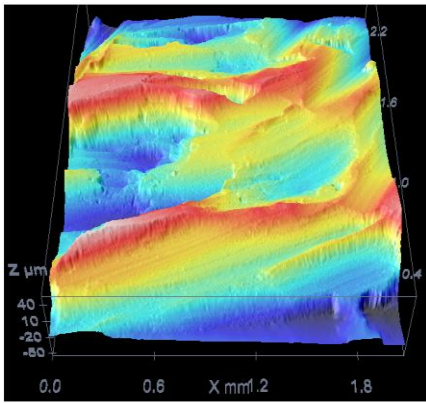


TITANIO

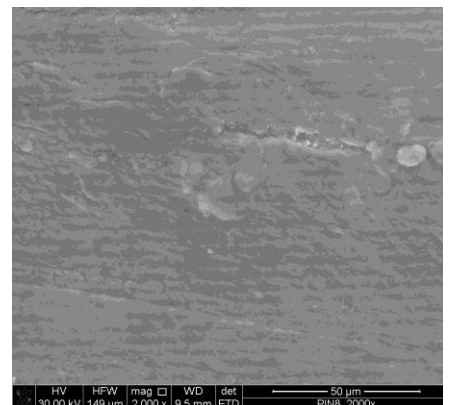
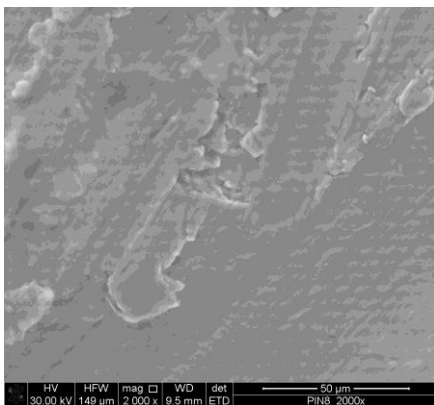
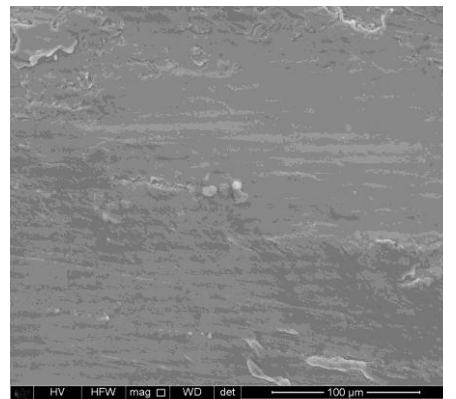
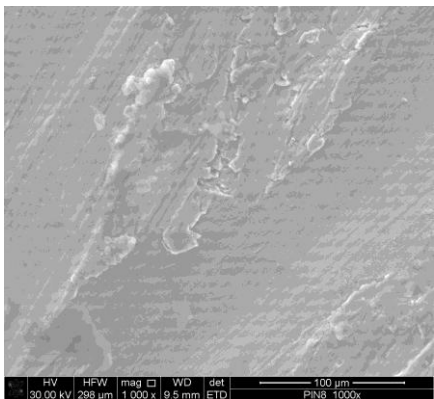
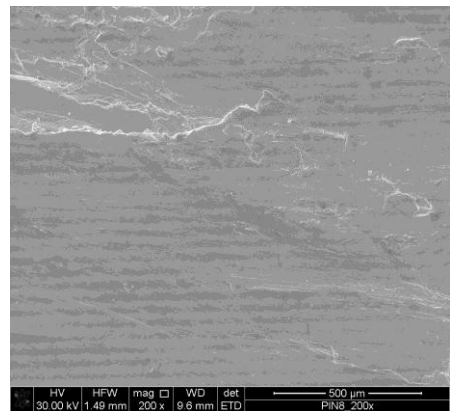
Lo spettro ottenuto è il seguente:



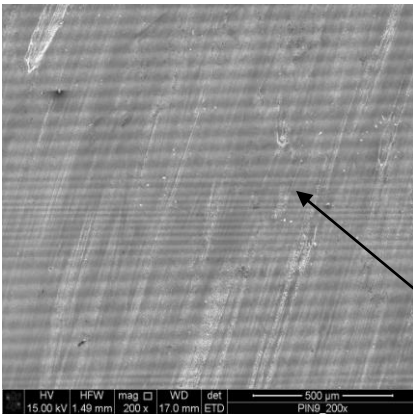
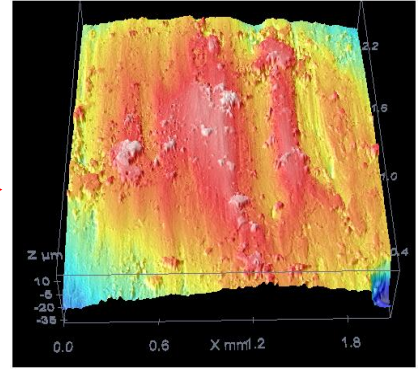
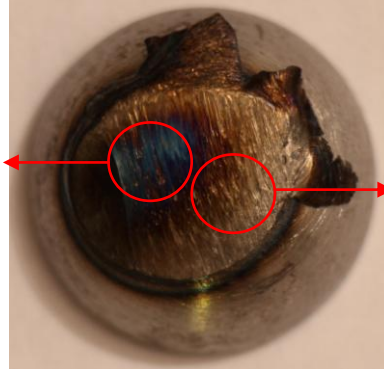
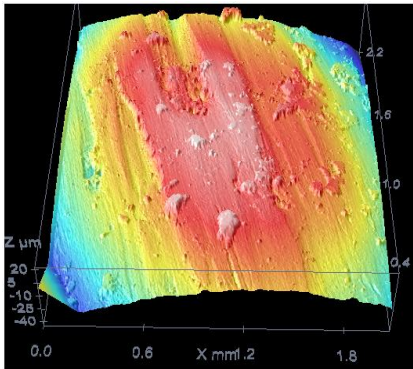
- PIN 8
t=1mm, V=500m/min, p=0.3mm



Il pin mostra evidenti sfaccettature e solchi: è intervenuta usura abrasiva ed adesiva. La zona centrale è cromaticamente alterata.



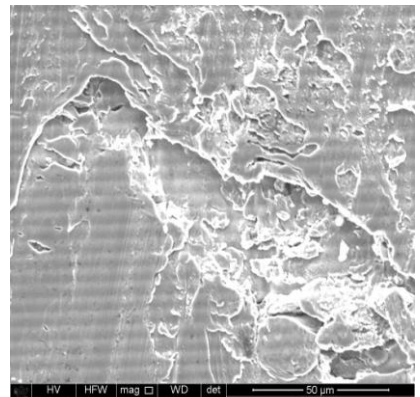
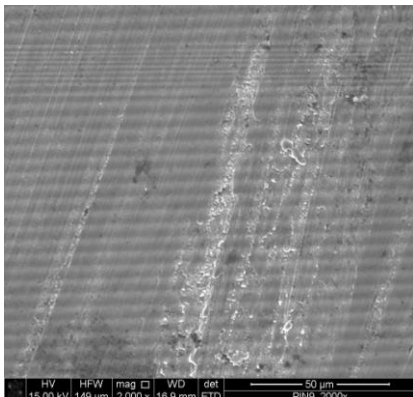
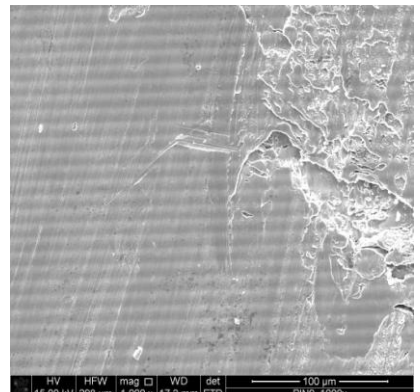
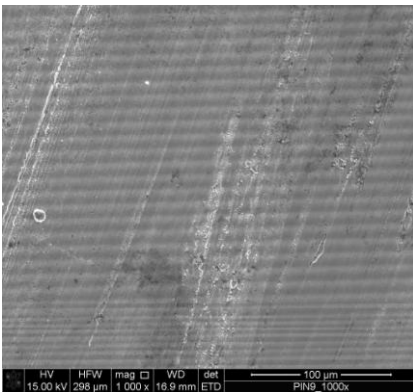
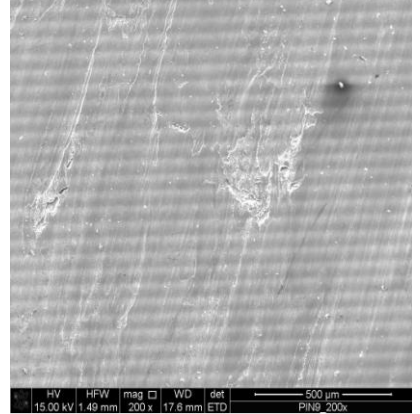
- **PIN 9**
t=1mm, V=500m/min, p=0.5mm



Il pin mostra solchi evidenti ed un'area blustra. Presenta anche evidente bava.

L'analisi al SEM mostra solcature evidenti, segno di usura abrasiva.

Dall'analisi al profilometro si evidenziano alcuni detriti di usura.



In conclusione si è osservato come tutti i pin abbiano subito una notevole deformazione con conseguente perdita dell'integrità geometrica superficiale. Solo i pin n° 1 e 2 hanno subito minore deformazione, ma questo è dovuto al fatto che le relative coppette si sono rotte prima di formarsi completamente. In tutti i casi è avvenuta sia usura abrasiva che adesiva. Analogamente a quanto esaminato per le relative coppette, si è osservato come i pin relativi alla velocità di lavorazione $V=30\text{m/min}$ hanno subito una maggiore usura, mentre i pin relativi a $V=300\text{m/min}$ hanno subito usura minore. Considerando inoltre che l'acciaio C38 dei pin ha una durezza di circa 155HV a fronte di una durezza del Titanio di 349HV è chiaro come sia il pin, più tenero, a subire la deformazione maggiore e il trasferimento di materiale dalla coppetta.

2.8 CONSIDERAZIONI FINALI

Nell'ambito dello studio del Single Point Incremental Forming delle coppette in esame, dal punto di vista della formabilità si è osservato che:

- Per le coppette in Alluminio la formabilità migliore si ha a velocità maggiori ($V=300\text{m/min}$), nel qual caso nessuna coppetta si è rotta. Le coppette formate hanno raggiunto in media l'altezza richiesta di 40mm. La rottura o la formazione di truciolo è avvenuta solo per $V=3-30\text{m/min}$. Nessuna coppetta manifesta alterazioni cromatiche.
- Anche per le coppette in Titanio la formabilità migliore si ha a velocità maggiore ($V=500\text{m/min}$), nel qual caso nessuna coppetta si è rotta. La rottura è avvenuta solo alla velocità minore di 5m/min. Alterazioni cromatiche si sono notate nelle coppette n°4 e 7 e leggermente nella n°5. In effetti le deformazioni maggiori si sono notate in corrispondenza di queste coppette. L'aumento di formabilità al diminuire del passo è dovuto probabilmente al fatto che, con passo minore, la deformazione è più localizzata.
- Entrambe le leghe mostrano quindi una migliore formabilità a velocità maggiori. Tenendo conto che la velocità relativa utensile-pezzo è direttamente proporzionale al calore che viene prodotto, probabilmente all'aumentare della velocità l'aumento di temperatura migliora la formabilità della lega. Questo è particolarmente evidente nel Titanio che ha conducibilità termica molto minore rispetto all'Alluminio per cui accumula più calore. Per entrambi i tipi di coppette la rottura e/o la formazione di truciolo si ha solo in corrispondenza di velocità basse o intermedie per cui il minor calore che si genera richiede forze maggiori per la formatura.

Per quanto riguarda la topografia si sono ottenuti i seguenti risultati:

- Per quanto riguarda le coppette in Alluminio, si è osservato come la rugosità interna non dipenda sensibilmente dalla quota né dallo spessore (questo risultato è stato poi preso come riferimento nello studio delle coppette in Titanio).
- La rugosità cala all'aumentare della velocità di lavorazione, sia per le coppette in Alluminio che per quelle in Titanio, questo è evidente per il parametro Ra, una maggiore variabilità si è manifestata nel parametro Sa.
- Per quanto riguarda la dipendenza della qualità superficiale col passo, per le coppette in Alluminio i risultati peggiori si osservano per $p=0.55\text{mm}$, ma in generale non è possibile individuare una correlazione tra passo e qualità superficiale. Al contrario per le coppette in Titanio si osserva un aumento della rugosità interna all'aumentare del passo, per le prove a

velocità maggiore. Questo risultato era stato già notato in letteratura, infatti all'aumentare del passo aumenta anche l'attrito utensile-lamiera e quindi la qualità superficiale cala.

Per quanto riguarda la microdurezza si è potuto osservare che:

- Le coppette di Alluminio mostrano un lieve calo della microdurezza all'aumentare del passo, ma il suo valore non cambia di molto all'aumentare della velocità o con lo spessore.
- Le coppette in Titanio mostrano un calo della microdurezza del 6% all'aumentare del passo, ma solo velocità elevata ($V=500\text{m/min}$). Inoltre la microdurezza risulta aumentare leggermente a velocità maggiore. Questo è probabilmente dovuto al fatto che l'utensile applica una deformazione maggiore alle maggiori temperature che si ottengono a velocità più elevate.

Per quanto riguarda l'analisi microstrutturale, si osserva che:

- Sia per l'Alluminio che per il Titanio non si osservano cambiamenti microstrutturali attraverso lo spessore del provino.
- Le coppette in Alluminio non mostrano cambiamenti nella dimensione del grano al variare dei parametri di lavorazione.
- Le coppette in Titanio mostrano un affinamento del grano all'aumentare della velocità di lavorazione. Questo è in accordo col lieve aumento di microdurezza in base alla legge di Hall-Petch. La struttura è comunque rimasta di tipo equiassica pertanto il β -transus non è stato superato durante la lavorazione.

Per quanto riguarda l'analisi frattografica si sono ottenuti i seguenti risultati:

- Le coppette in Alluminio mostrano di norma frattura duttile con dimples equiassici, con sporadiche zone di rottura fragile per clivaggio. Nessuna coppetta si è rotta a velocità elevata.
- Le coppette in Titanio mostrano sempre frattura duttile con dimples meno profondi rispetto a quanto evidenziato nell'Alluminio. Nessuna coppetta si è rotta a velocità elevata, la rottura si è manifestata solo in corrispondenza della velocità di lavorazione minore.
- Questo comportamento simile delle due leghe è probabilmente da attribuirsi al fatto che, mentre ad elevate velocità, l'aumento di temperatura migliora la formabilità e riduce le forze in gioco necessarie per la deformazione, questo non avviene a velocità minori, per cui è più probabile l'instaurarsi della frattura. La frattura comunque è sempre duttile.

Dallo studio sull'usura dei pin utilizzati per la lavorazione delle coppette in Titanio, si è dedotto che:

- È intervenuta usura sia abrasiva che adesiva, con trasferimento di Titanio al pin e notevole deformazione.
- Le zone cromaticamente alterate mostrano il surriscaldamento che ha subito il pin.

CAPITOLO TERZO

LO STAMPAGGIO A CALDO

3.1 INTRODUZIONE

Per lo studio del comportamento a caldo della lega in Titanio Ti6Al4V, già presentata e discussa, è stato condotto un set di prove sperimentali presso il Dipartimento di Ingegneria Meccanica dell'Università di Padova:

- Gleeble test su lamierini in Ti6Al4V a temperature via via decrescenti
- Frattografie in corrispondenza dell'area di rottura di ciascun provino
- Analisi microstrutturale della zona fratturata

I risultati ottenuti verranno poi usati per la caratterizzazione del materiale a caldo (su cui in letteratura vi è pochissimo materiale) e come punto di confronto rispetto al processo SPIF già analizzato.

3.2 GLEEBLE TEST

Per valutare il diverso comportamento del materiale a diverse temperature sono state condotte 10 prove su altrettanti lamierini in lega Ti6Al4V. I lamierini hanno spessore 1mm e sono stati ottenuti tramite taglio laser di lamiera in direzione parallela alla direzione di laminazione.



Figura 3.1 Lamierino in Ti6Al4V per prove di trazione



Figura 3.2 Gleeble test

Il Gleeble test permette di valutare la risposta del materiale sottoposto a trazione a diverse temperature. I test sono stati effettuati sul macchinario Gleeble3800 [36], che attraverso un sistema idraulico è in grado di esercitare una forza di 20tons in compressione e 10tons in trazione e permette di riscaldare i provini fino a 10°/s. Dopo aver posizionato il provino sugli afferragli (ad elevata conducibilità termica in modo da poter anche raffreddare velocemente il materiale) e averlo

posizionato all'interno del macchinario, si salda in posizione centrale una termocoppia e si lancia il programma dal computer collegato in base alla velocità di deformazione e temperatura volute. Nel nostro caso si sono svolte 10 prove a temperature progressivamente decrescenti: 900/850/800/750/700/650/600/550/500 °C e infine una prova a temperatura ambiente (24°C).

Si discutono ora i risultati ottenuti (per deformazione ϵ s'intende il rapporto tra spessore iniziale e finale, A_f è l'area di frattura, la deformazione massima a rottura $\epsilon_f = \ln(A_0/A_f)$) e le relative curve sforzo reale-deformazione reale. Per tutte le prove la velocità di deformazione è di 40mm/s tranne per la prova a temperatura ambiente per cui si è avuto 65mm/s tenendo conto del diverso tratto utile a caldo (40mm) e a freddo (65mm).

- **PROVA 1**
T=900°C



Il provino mostra una colorazione rossastra estesa su tutta la lunghezza, ed ha subito notevole strizione fino a rottura. La frattura è di la forma concava/convessa.

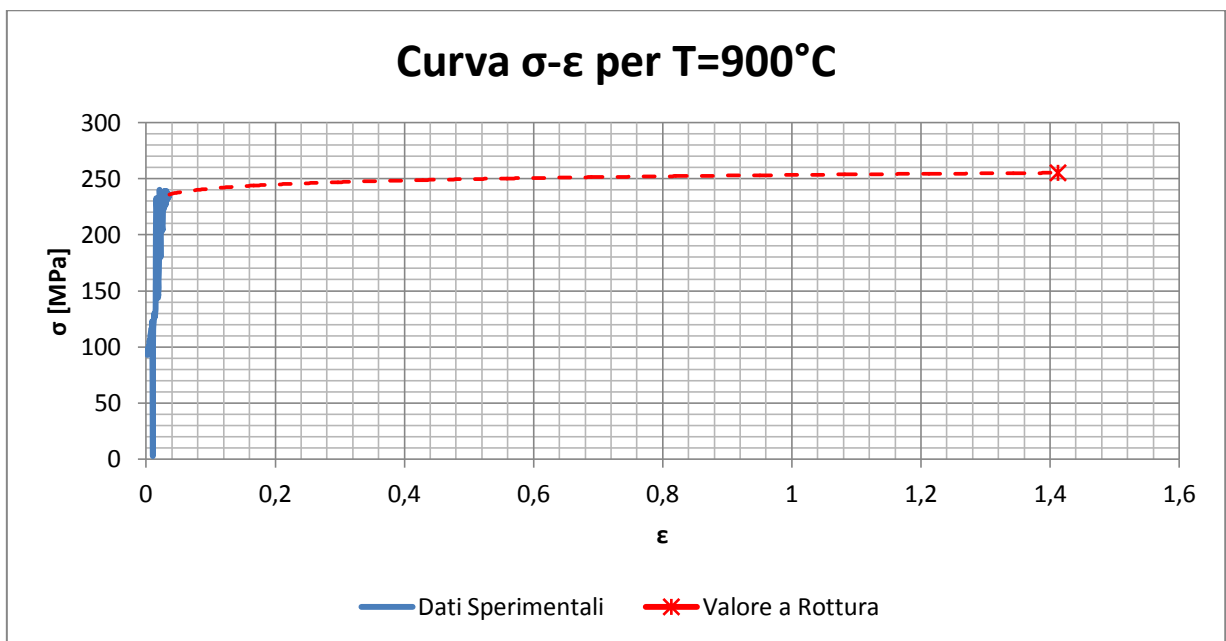


Figura 3.1 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=900°C

Dalla prova si è ottenuto:

- $\epsilon_f = 1.4$
- UTS=255MPa

- **PROVA 2**
T=850°C



$\epsilon_f=2.13$

$A_f=4.0232 \text{ mm}^2$

Il provino mostra una colorazione rossastra estesa su tutta la lunghezza, ed ha subito notevole strizione fino a rottura. La frattura è di la forma concava/convessa.

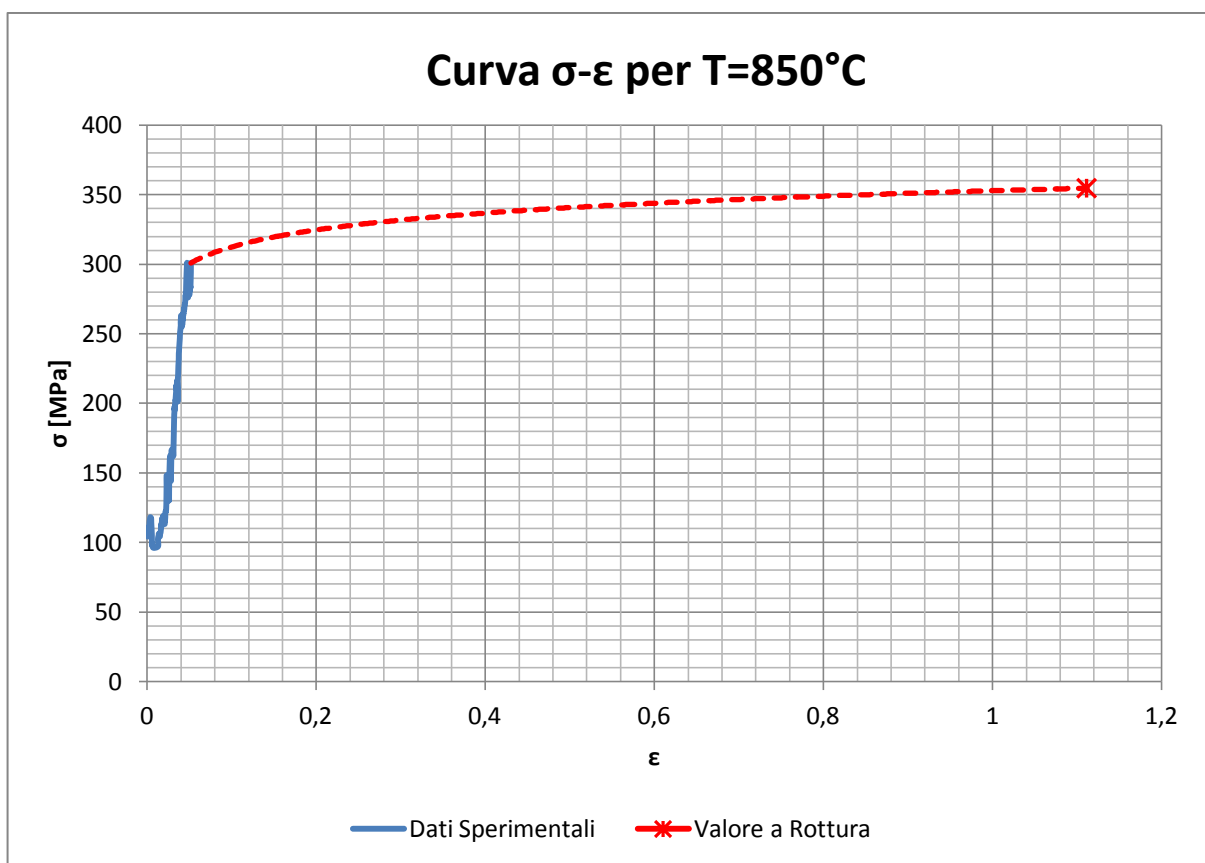


Figura 3.2 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=850°C

Dalla prova si è ottenuto:

— $\epsilon_f=1.1$

— UTS=355MPa

- **PROVA 3**
T=800°C



$\epsilon=1.85$
 $A_f=4.9464 \text{ mm}^2$

Il provino mostra una colorazione rossastra estesa su tutta la lunghezza, ed ha subito strizione fino a rottura. La frattura ha una forma tendente a quella di una lama.

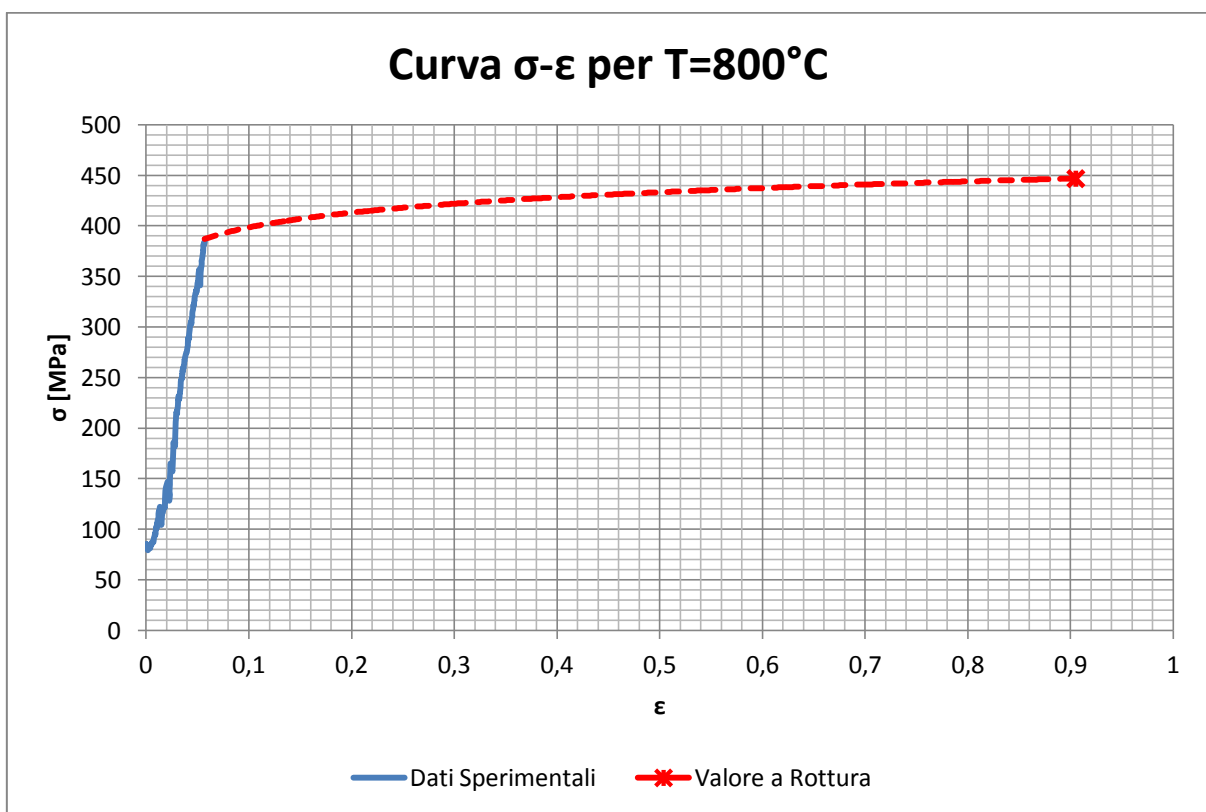


Figura 3.3 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=800°C

Dalla prova si è ottenuto:

- $\epsilon_f=0.9$
- UTS=447MPa

- **PROVA 4**
T=750°C



$\epsilon=1.56$

$A_f=6.4704\text{mm}^2$

Il provino mostra una colorazione rossastra estesa su circa tre quarti del provino. Il provino ha subito strizione e la forma della frattura è di tipo concava/convessa.

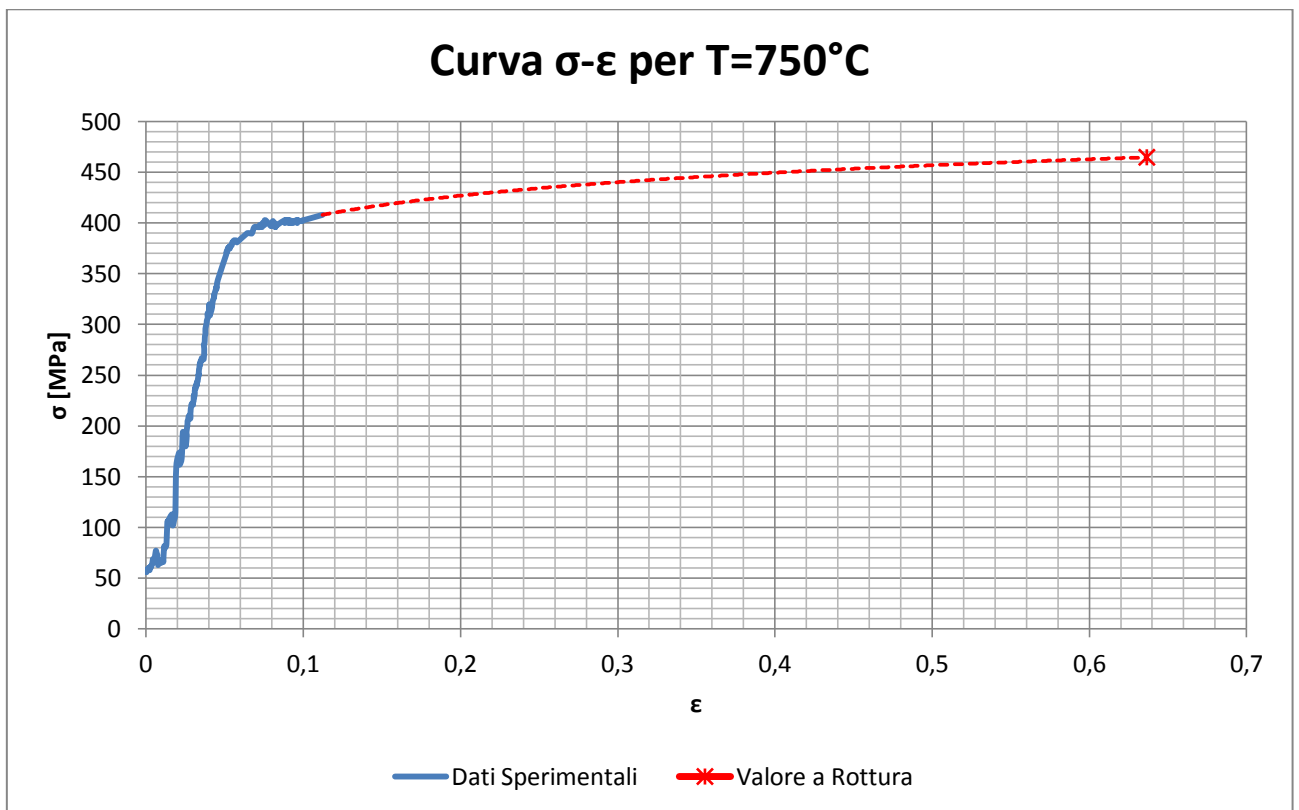
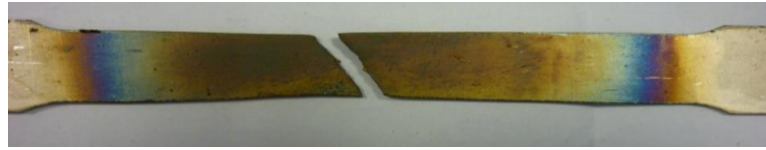


Figura 3.4 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=750°C

Dalla prova si è ottenuto:

- $\epsilon_f=0.63$
- UTS=465MPa

- PROVA 5
T=700°C



$\epsilon=1.35$

$A_f=7.7182\text{mm}^2$

Il provino mostra una colorazione rossastra estesa su circa metà provino, che poi diventa giallastro. Il provino ha subito strizione e la forma della frattura è a lama.

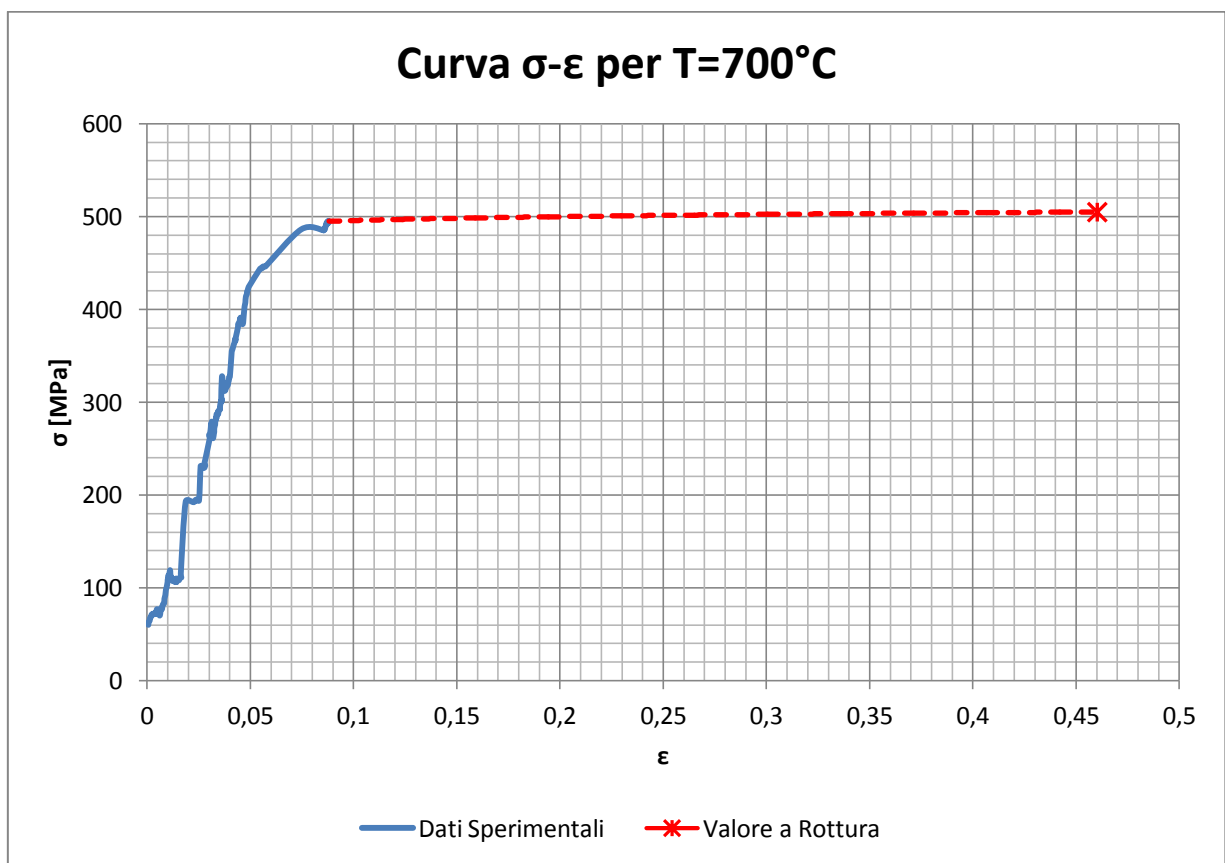
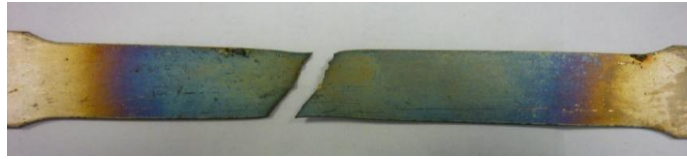


Figura 3.5 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=700°C

Dalla prova si è ottenuto:

- $\epsilon_f=0.46$
- UTS=505MPa

- PROVA 6
T=650°C



$\epsilon=1.33$

$A_f=8.37\text{mm}^2$

Il provino mostra una colorazione bluastra estesa su circa tre quarti della sua lunghezza. Ha subito strizione e la frattura è a forma di lama.

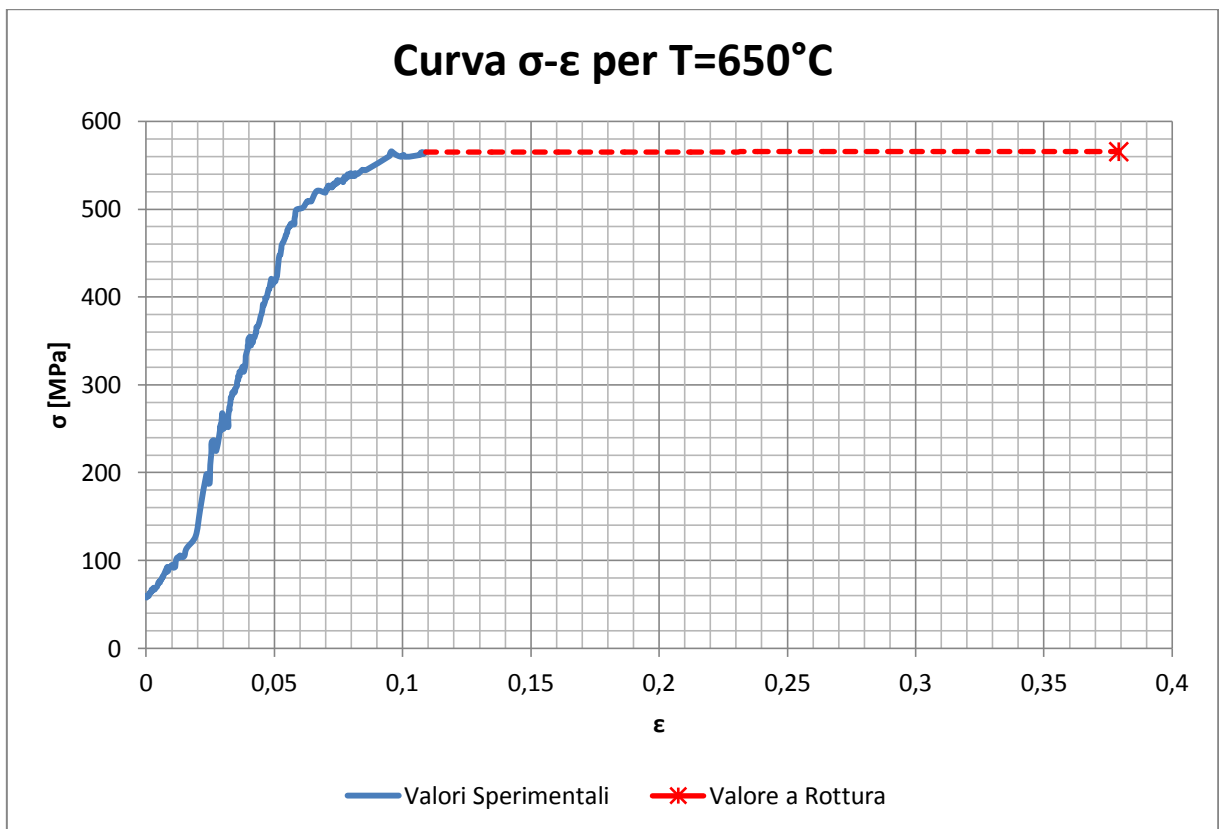


Figura 3.6 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=650°C

Dalla prova si è ottenuto:

— $\epsilon_f=0.38$

— UTS=566MPa

- **PROVA 7**
T=600°C



$\epsilon_f=1.32$

$A_f=8.5728\text{mm}^2$

Il provino mostra una colorazione bluastra estesa su circa metà provino, la zona di frattura è a forma di lama.

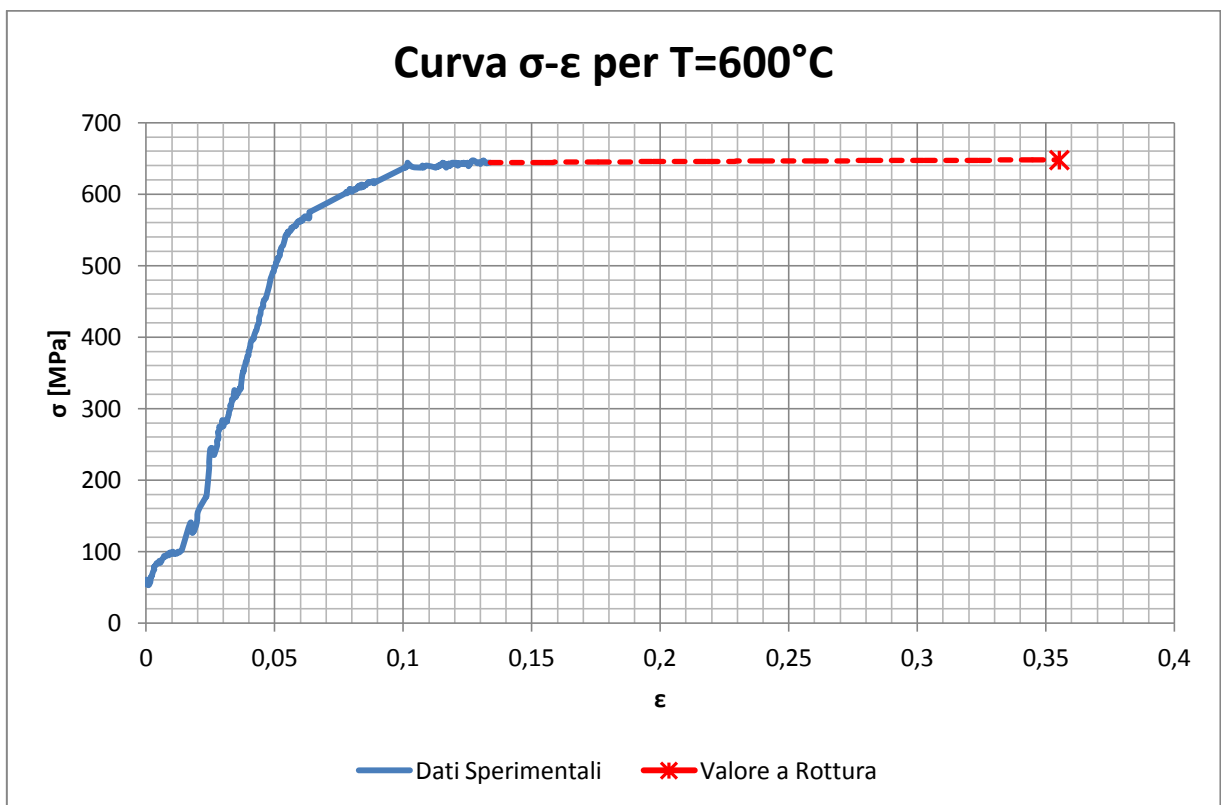


Figura 3.7 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=600°C

Dalla prova si è ottenuto:

— $\epsilon_f=0.36$

— UTS=648MPa

- **PROVA 8**
T=550°C



$\epsilon=1.19$

$A_f=9.744\text{mm}^2$

Il provino mostra una colorazione bluastra nella zona centrale, che sfuma nel giallo. La strizione è limitata e la frattura è a lama.

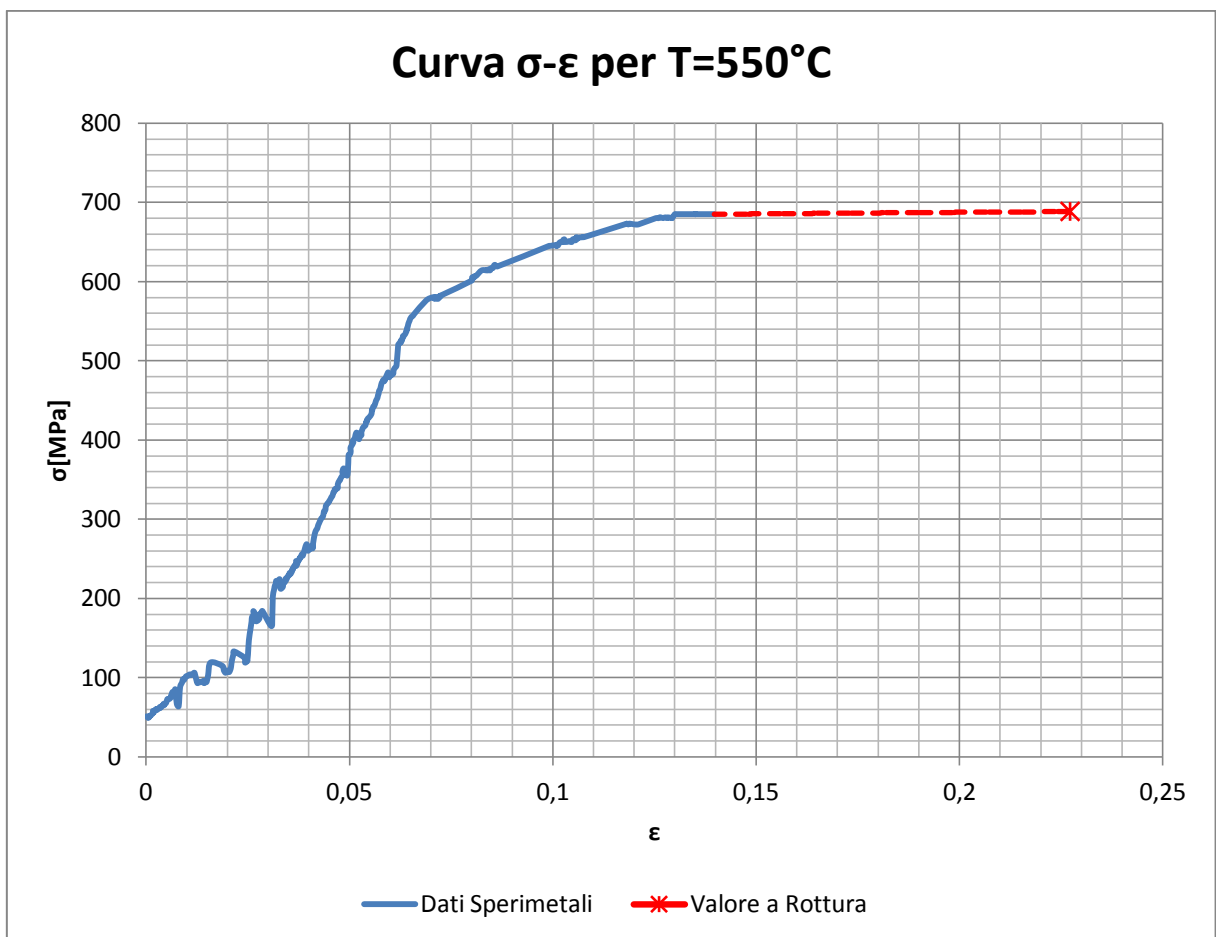


Figura 3.8 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=550°C

Dalla prova si è ottenuto:

— $\epsilon_f=0.23$

— UTS=688MPa

- PROVA 9
T=500°C



$\epsilon_f = 1.16$

$A_f = 9.9846 \text{ mm}^2$

Il provino mostra una colorazione giallastra estesa su tutto il provino. La frattura è a forma di lama.

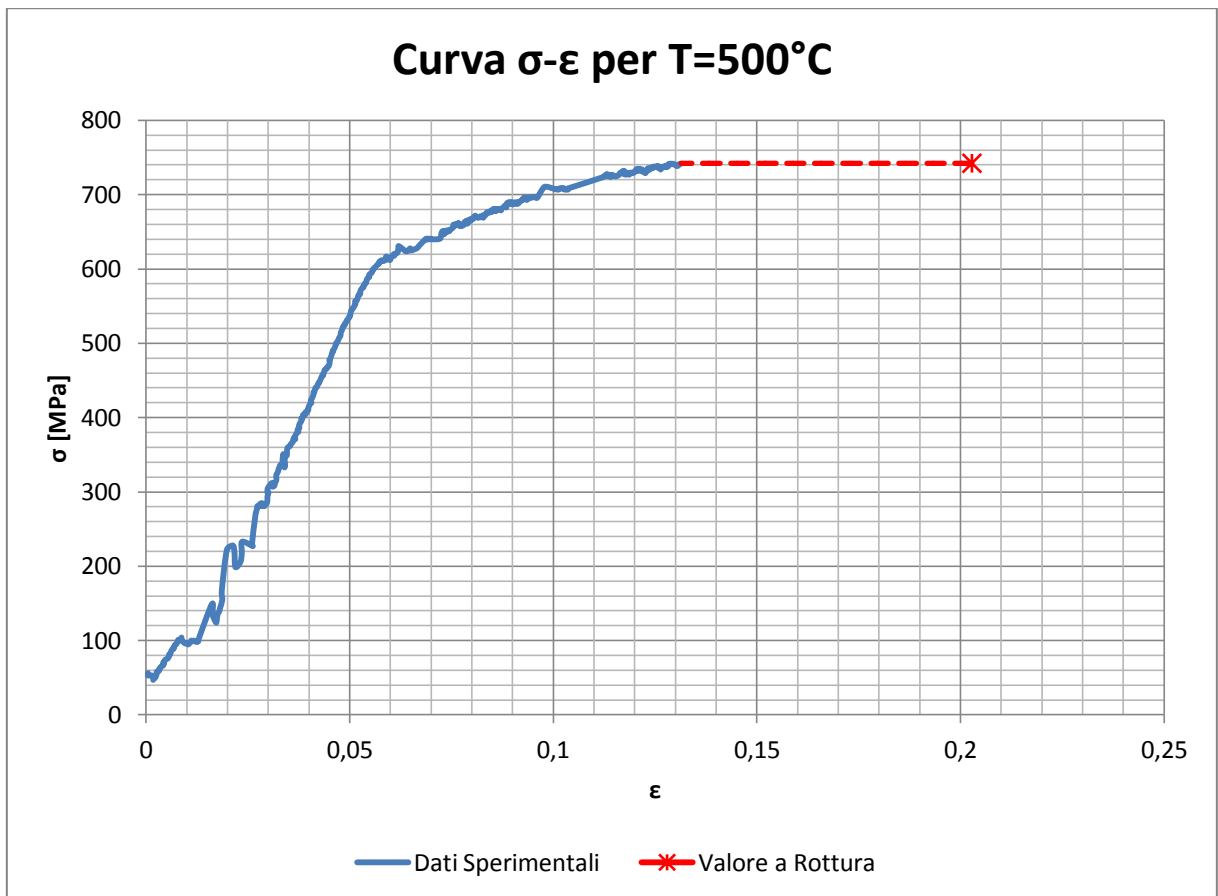


Figura 3.9 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=500°C

Dalla prova si è ottenuto:

- $\epsilon_f = 0.20$
- UTS=742MPa

- **PROVA 10**
T=24°C



$$\epsilon_f = 1.12$$

$$A_f = 10.3418 \text{ mm}^2$$

Il provino non mostra alterazioni cromatiche e mostra una frattura a forma di lama.

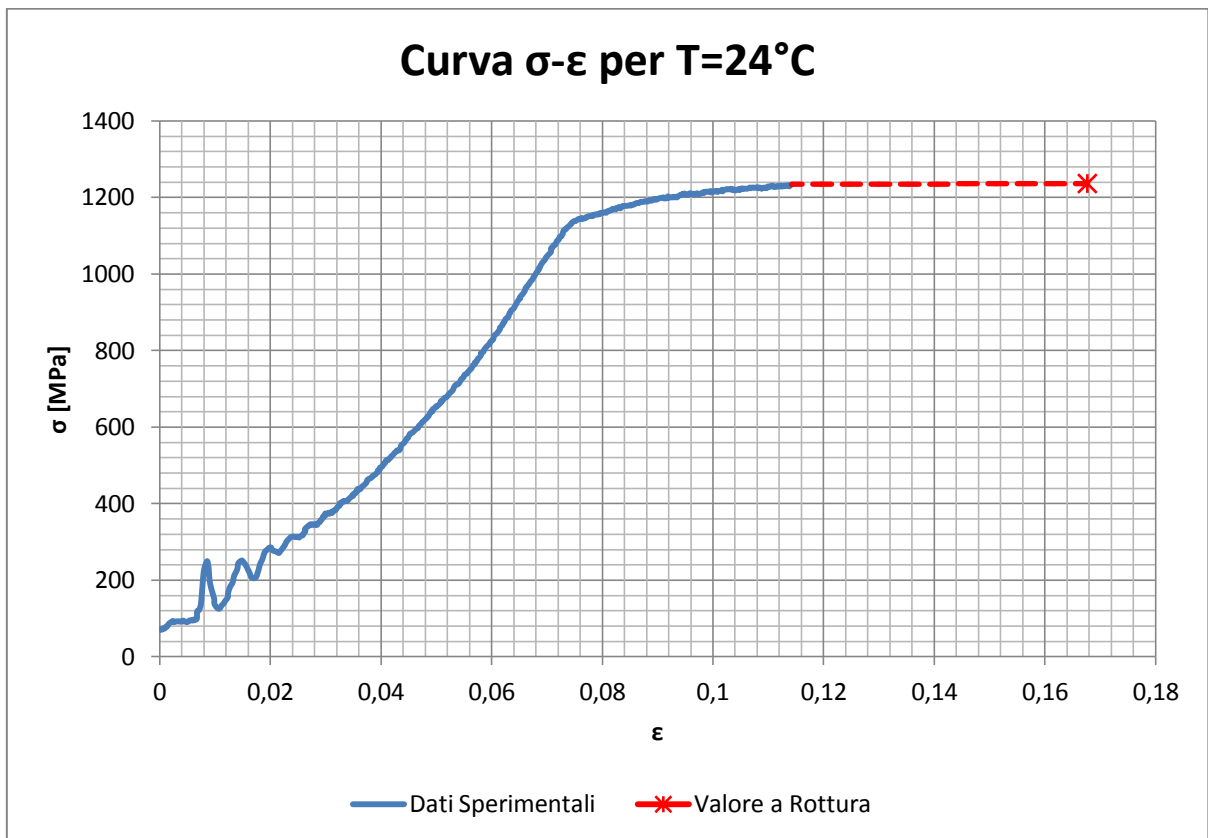


Figura 3.10 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=24°C

Dalla prova si è ottenuto:

— $\epsilon_f = 0.17$

— UTS=1236MPa

Poiché si osserva un plateau nella deformazione dai 550°C a temperatura ambiente si è deciso di effettuare altre due prove intermedie a 350°C e 100°C per verificare che l'andamento sia corretto.

- **PROVA 11**
T=350°C



$\epsilon_f=1.15$

$A_f=10.2256\text{mm}^2$

Il provino ha una colorazione giallognola nella parte centrale e ha subito una frattura a forma di lama.

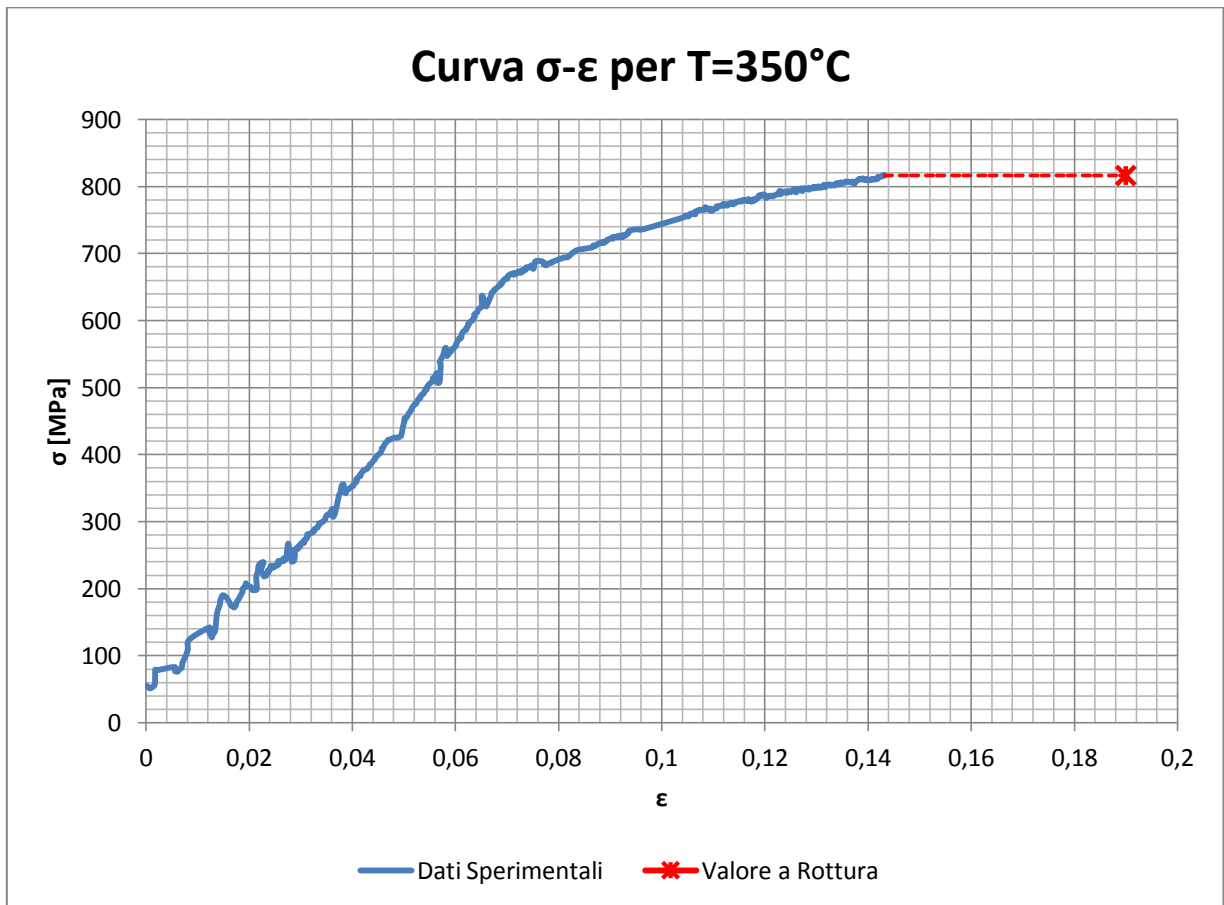


Figura 3.11 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=350°C

Dalla prova si è ottenuto:

— $\epsilon_f=0.19$

— UTS=817MPa

- **PROVA 12**
T=100°C



$$\epsilon_f = 1.14$$

$$A_f = 10.2256 \text{ mm}^2$$

Il provino non mostra colorazione evidente e ha subito una frattura a forma di lama.

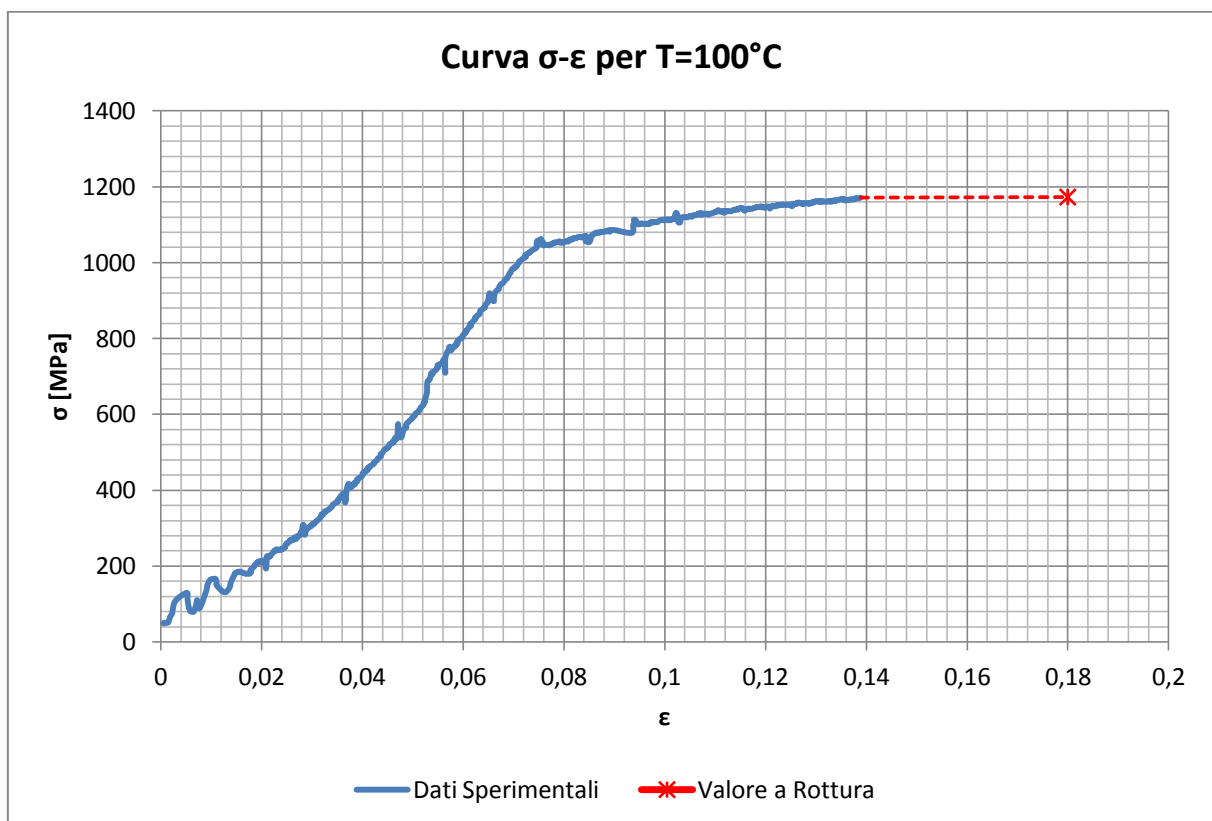


Figura 3.12 Curva sforzo reale/deformazione reale per T=100°C

Dalla prova si è ottenuto:

— $\epsilon_f = 0.18$

— UTS=1173MPa

Dalle prove sperimentali eseguite si osserva che:

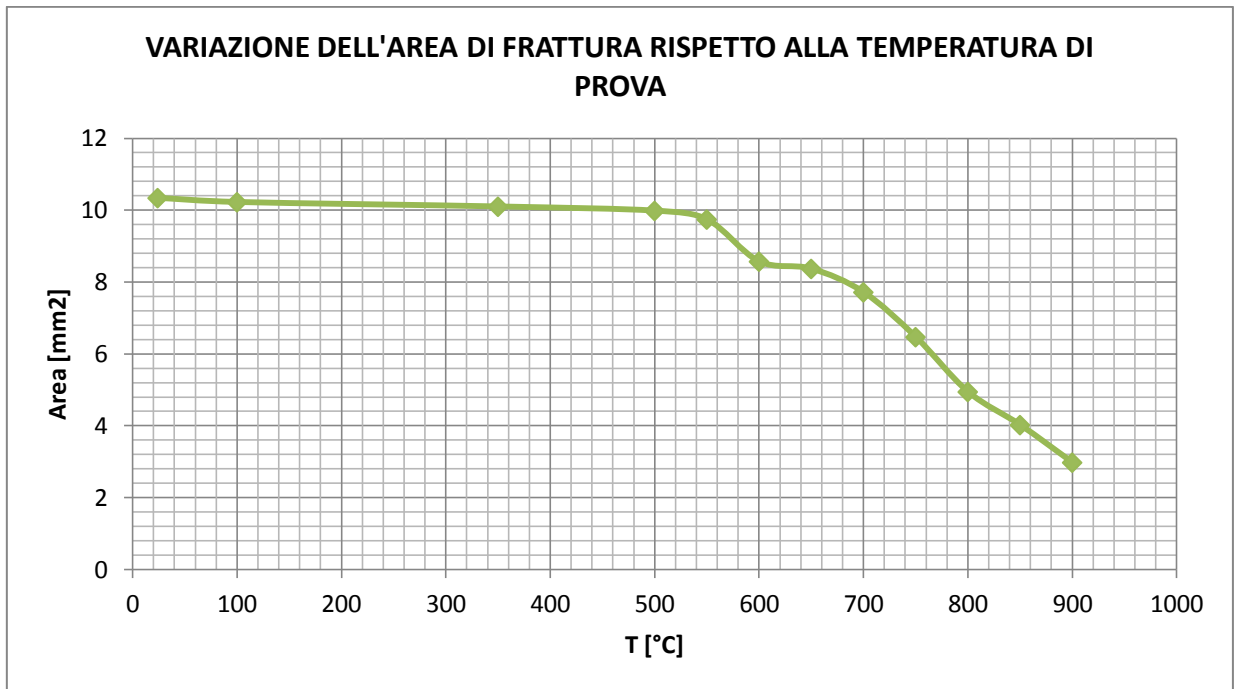


Figura 3.13 Grafico della variazione dell'area di frattura [mm²] rispetto alla temperatura di prova [°C]

L'area di frattura si riduce progressivamente all'aumentare della temperatura di prova. Il cambiamento nella sezione di frattura da concavo/convessa a forma di lama avviene a circa 700°C.

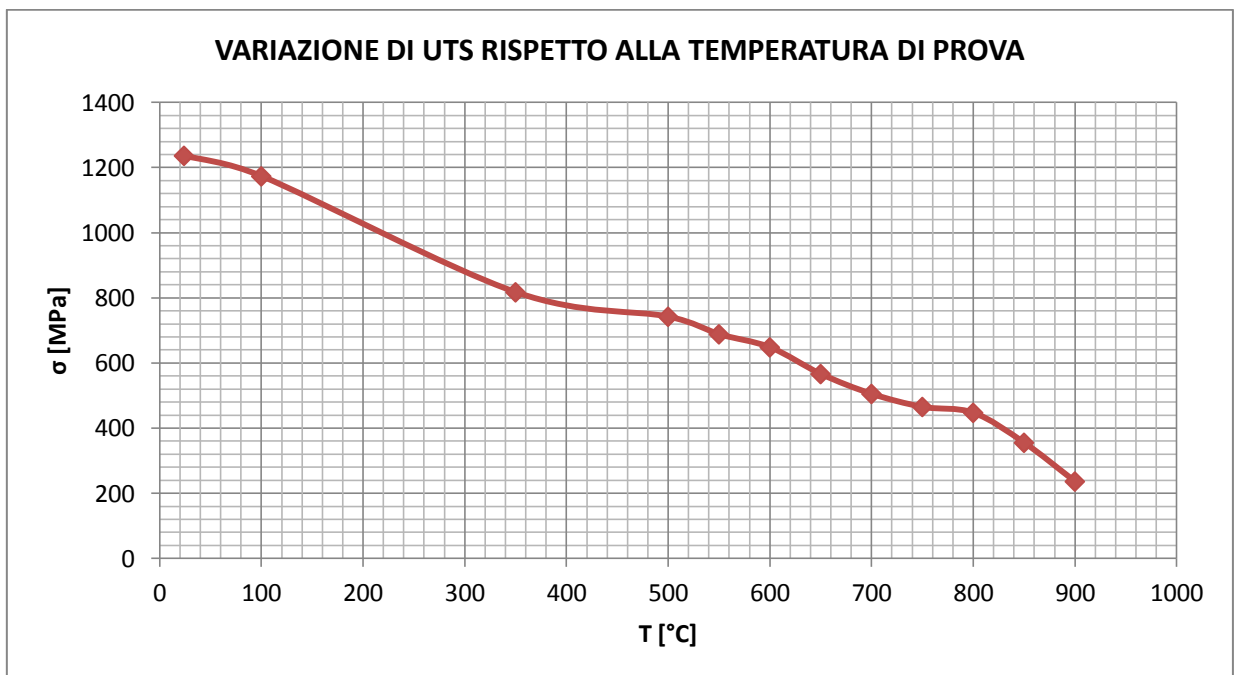


Figura 3.14 Grafico della variazione di UTS [MPa] rispetto alla temperatura di prova [°C]

Si osserva una progressiva riduzione di UTS al calare della temperatura. A temperatura ambiente la resistenza del provino è di 1236MPa, un valore in accordo rispetto a quanto riscontrato in

letteratura. Il divario di resistenza tra un trattamento a freddo rispetto ad uno a caldo a 500°C è del 66%. È evidente quindi come per la lega Ti6Al4V, di norma molto difficile da lavorare a freddo, lo stampaggio a caldo si mostra come una valida opzione.

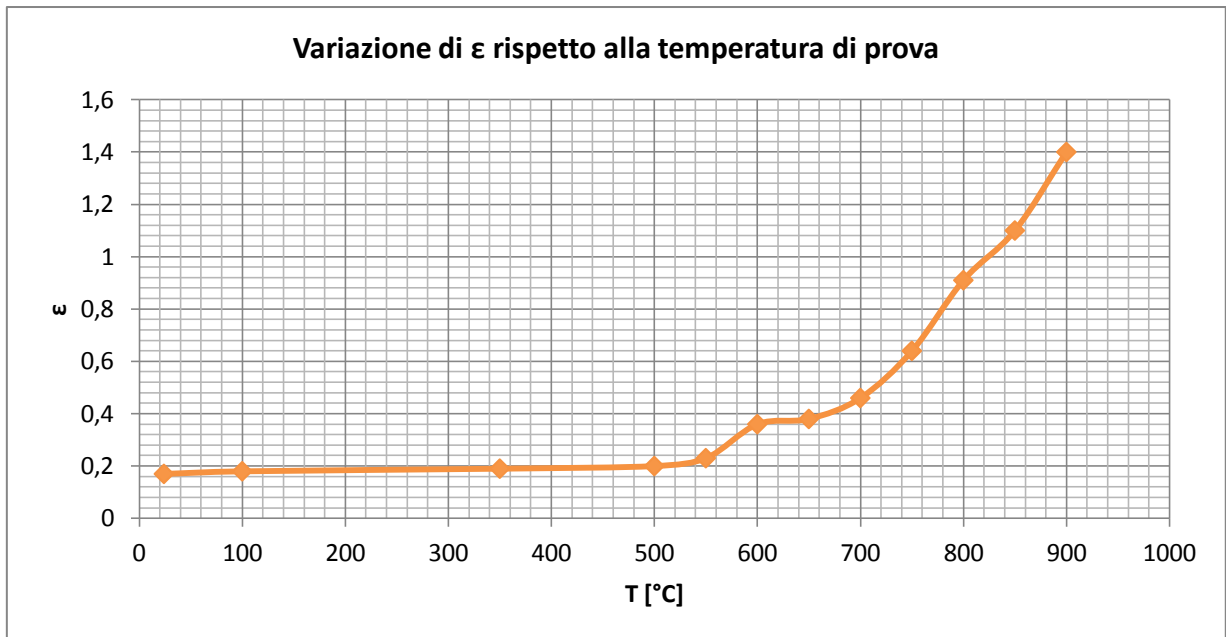


Figura 3.15 Grafico della variazione della deformazione a rottura rispetto alla temperatura di prova [°C]

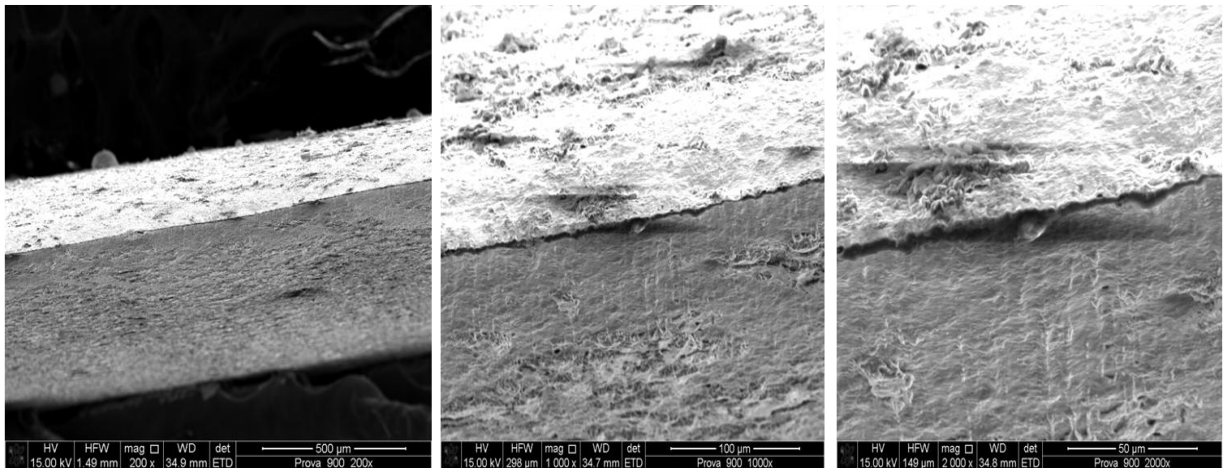
L'andamento della deformazione a rottura è progressivamente crescente all'aumentare della temperatura. Tuttavia si osserva come la deformazione non vari significativamente da temperatura ambiente alle prove a 500 e 550°C per cui dai 550°C l'influenza della temperatura diventa via via minore. Le due ulteriori prove a 100°C e 350°C confermano questo andamento (con deformazioni di 0.18 e 0.19).

Le due ulteriori prove eseguite validano quanto visto precedentemente: un effettivo aumento di deformazione si ha solo in corrispondenza di 600°C, per temperature inferiori i livelli di deformazione si discostano di poco rispetto a quello a temperatura ambiente. Dato questo risultato le analisi seguenti (frattografie e micrografie) sono state effettuate solo per le prime prove.

3.3 ANALISI FRATTOGRAFICA

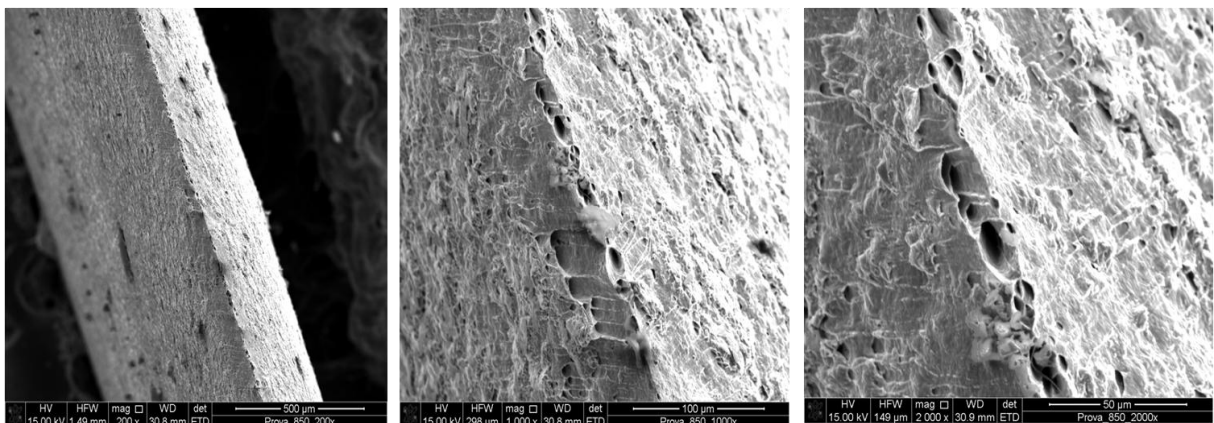
Per valutare la tipologia di frattura che si è manifestata sono state eseguite delle frattografie al SEM, in modo analogo a quanto fatto per le coppette nell'ambito dello studio dello SPIF. Le frattografie sono state ottenute a ingrandimenti di 200/1000/2000X. Di seguito i risultati ottenuti.

- **PROVA 1**
T=900°C



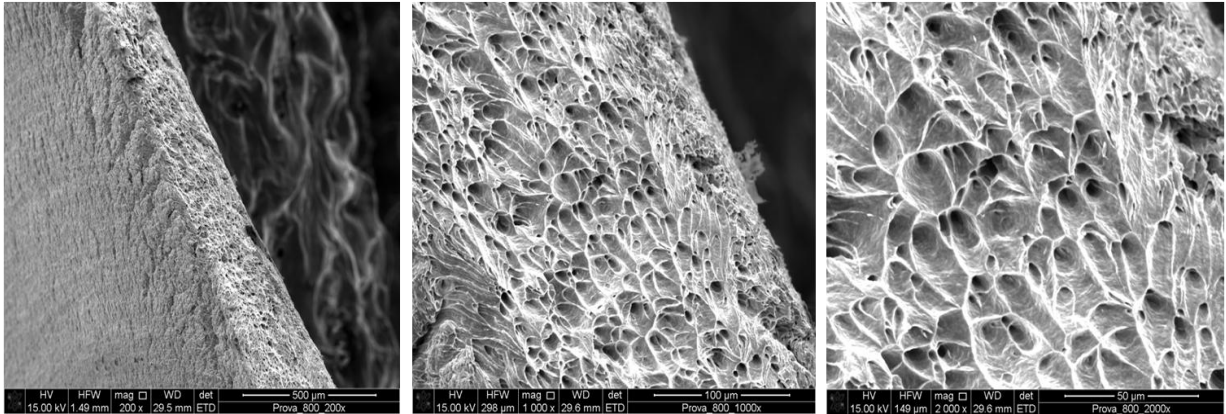
L'area di frattura del provino è estremamente ridotta e purtroppo al SEM non è stato possibile osservare quali fossero le caratteristiche dell'area di frattura nonostante siano state effettuate prove anche ad ingrandimenti maggiori.

- **PROVA 2**
T=850°C



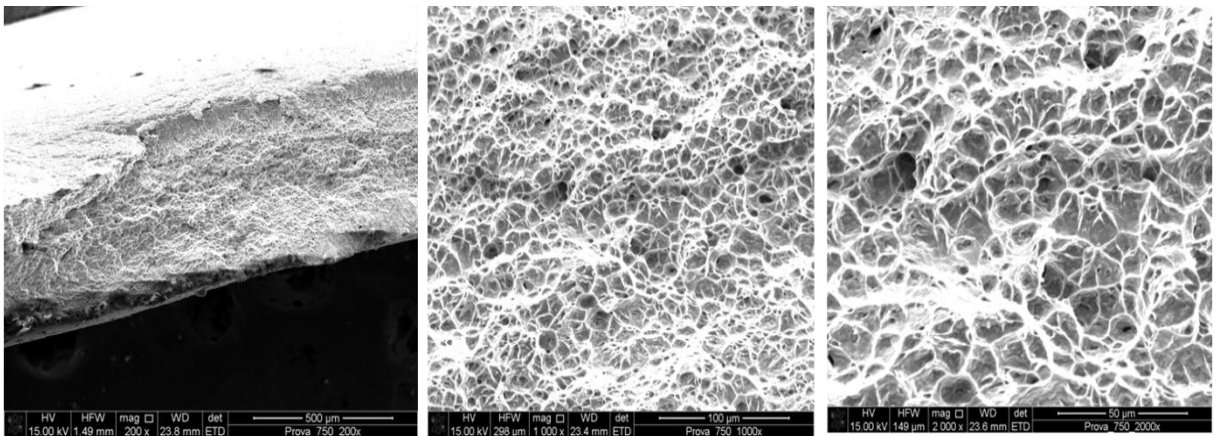
Anche in questo caso l'area di frattura è estremamente sottile, tuttavia si possono osservare alcuni dimples di dimensioni medio-grandi, per cui la frattura è stata di tipo duttile.

- **PROVA 3**
T=800°C



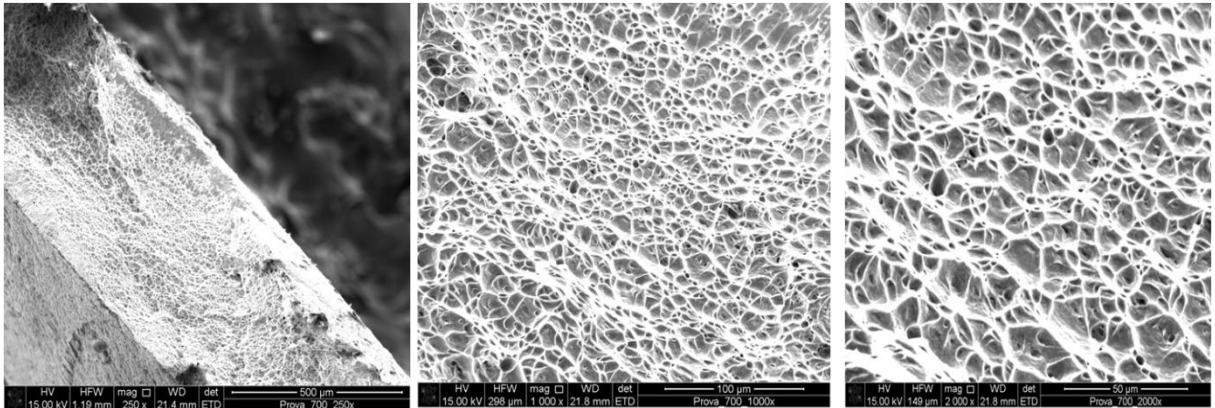
In questo provino si osservano dimples ben bordati, di dimensioni medio-grandi, segno della presenza di pochi siti di nucleazione e accrescimento dei microvuoti di partenza. La frattura è stata chiaramente duttile.

- **PROVA 4**
T=750°C



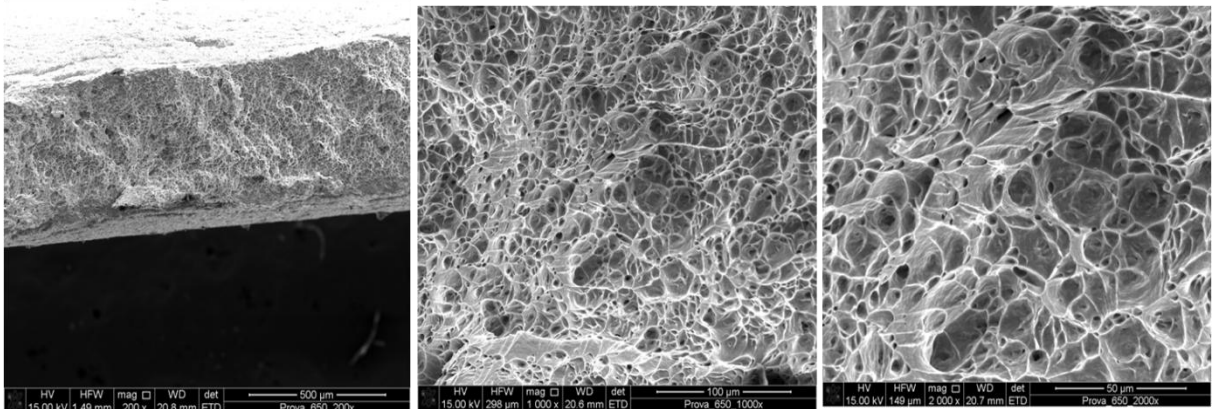
In questo provino si osservano dimples ben bordati ma di dimensioni più piccole rispetto al caso precedente, per cui i siti di nucleazione e accrescimento sono stati più numerosi. La frattura è chiaramente duttile.

- **PROVA 5**
T=700°C



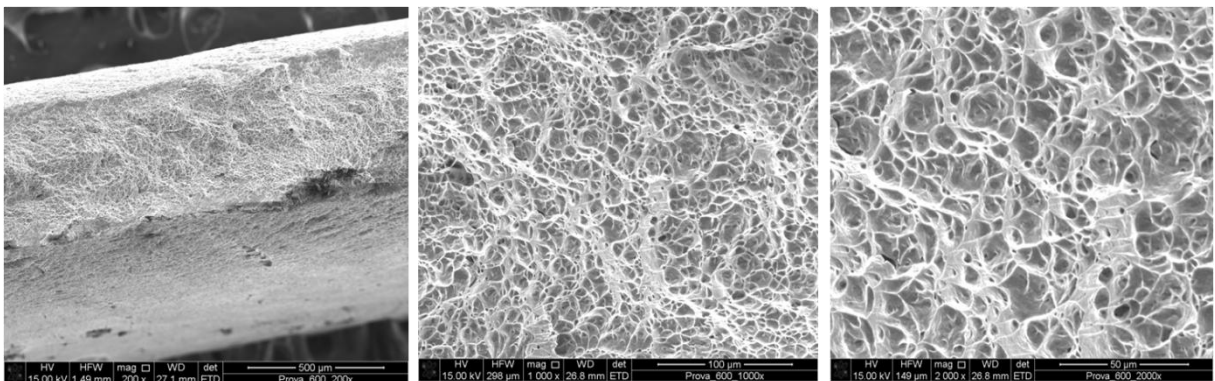
Anche in questo caso si è avuta frattura duttile con dimples equiassici ben bordati, di piccole dimensioni, che risultano inoltre meno profondi del caso precedente.

- **PROVA 6**
T=650°C



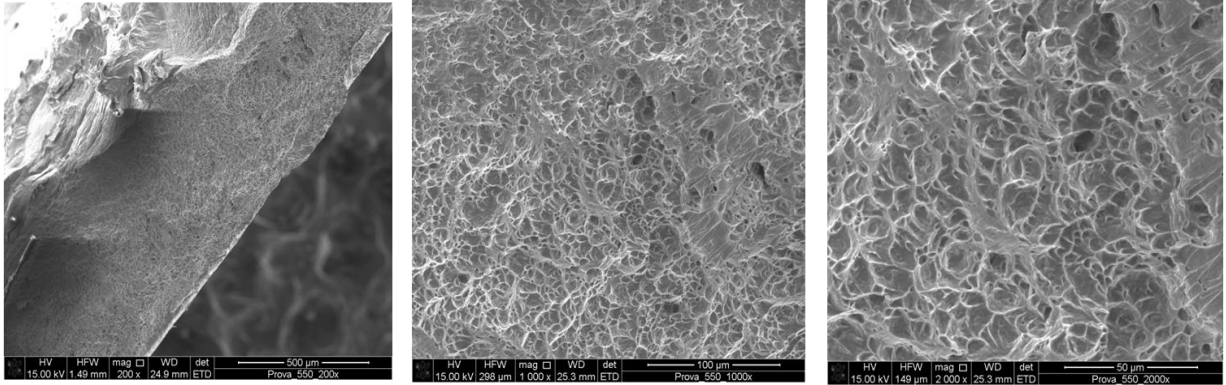
La frattura è duttile con dimples equiassici, ben bordati, di piccole dimensioni.

- **PROVA 7**
T=600°C



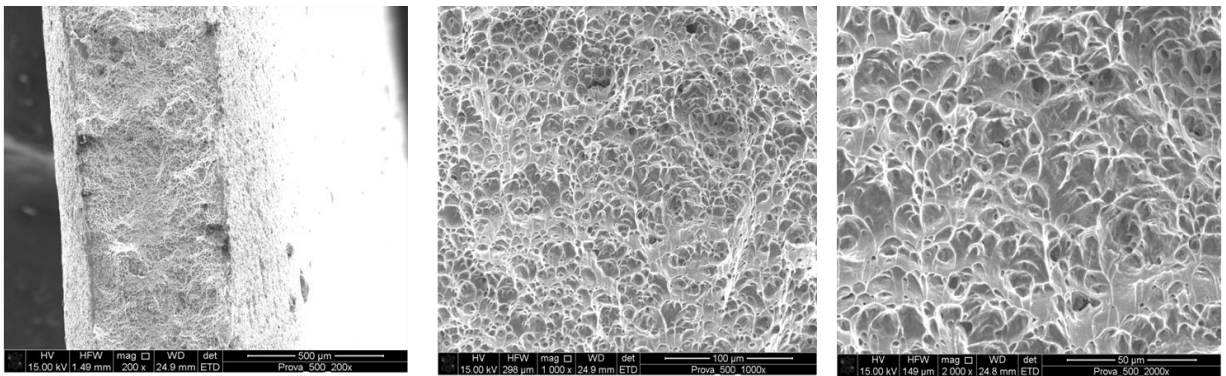
Si osservano dimples equiassici, ben bordati, propri di una frattura duttile.

- **PROVA 8**
T=550°C



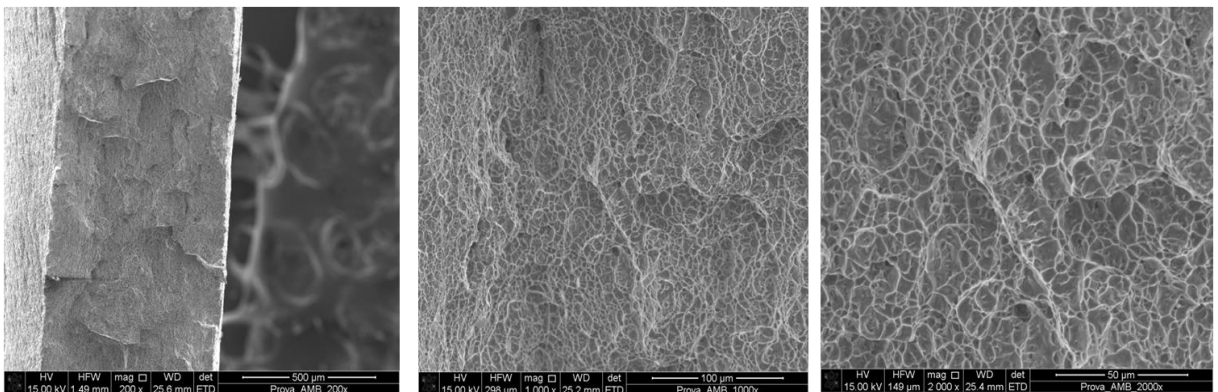
Anche in questo caso si osservano dimples equiassici di piccole dimensioni.

- **PROVA 9**
T=500°C



L'area di frattura mostra dimples di piccole dimensioni ed equiassici, si è avuta frattura duttile.

- **PROVA 10**
T=24°C



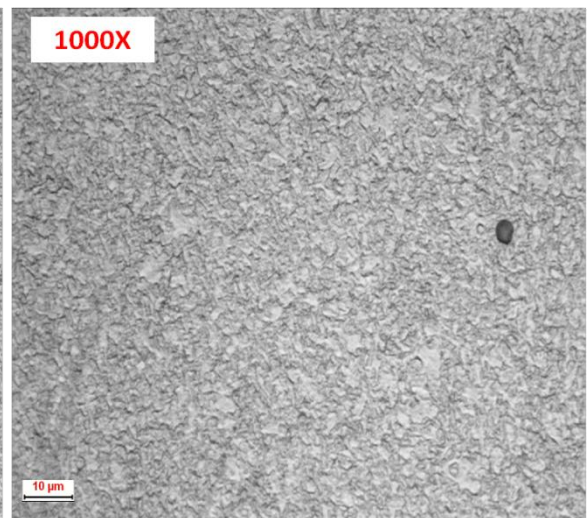
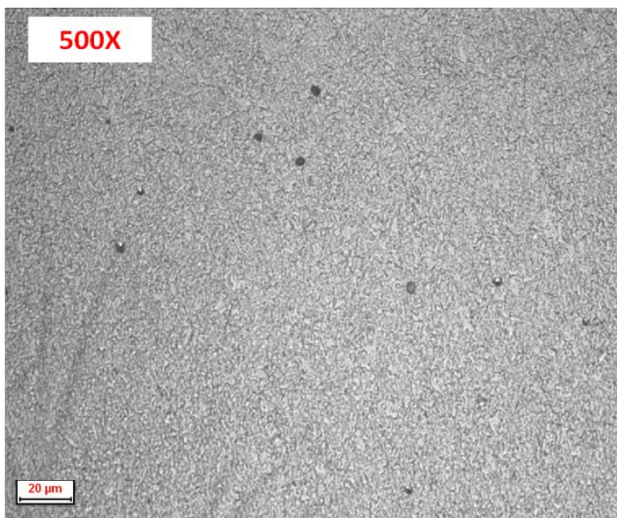
Anche a temperatura ambiente si è avuta frattura duttile con dimples equiassici, poco profondi.

Si può quindi osservare che la frattura è sempre duttile, con dimples equiassici la cui dimensione e profondità diminuisce al calare della temperatura.

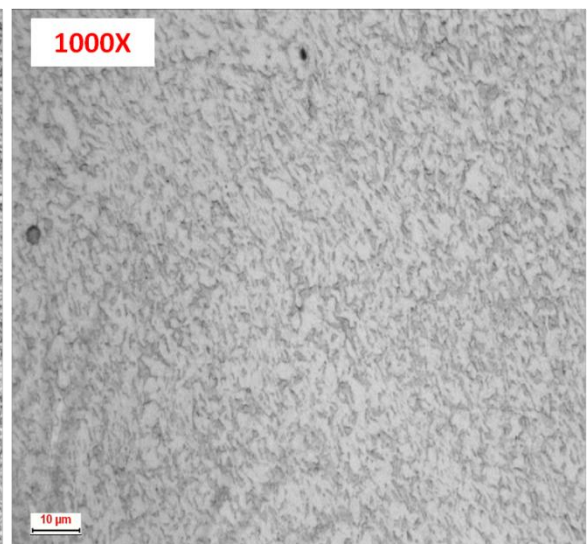
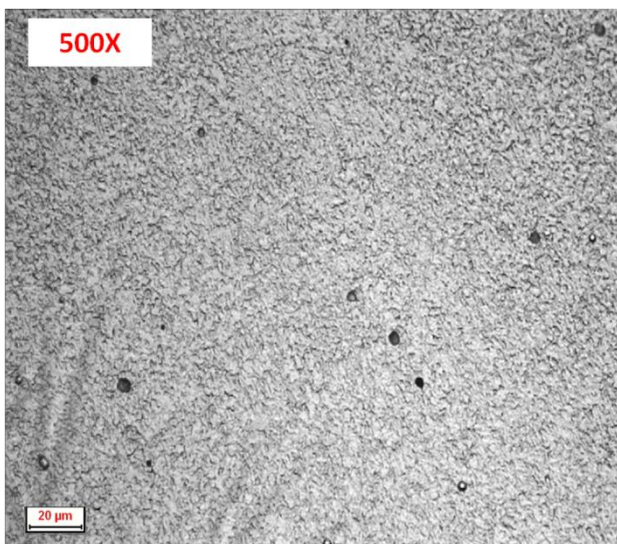
3.4 ANALISI MICROSTRUTTURALE

Per valutare la microstruttura in corrispondenza dell'area di frattura, si sono ritagliati dei francobolli in corrispondenza dell'area di frattura che sono stati poi inglobati a caldo in resina epossidica in modo analogo a quanto visto nell'ambito dello SPIF. Dopo sgrossatura e lucidatura tramite silice colloidale si è effettuato l'attacco chimico mediante Kroll, immergendo i campioni per circa un minuto, ottenendo le immagini di seguito riportate (ingrandimenti a 500X e 1000X).

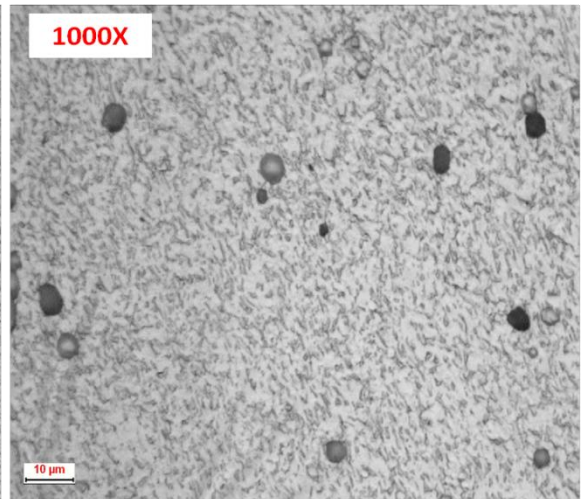
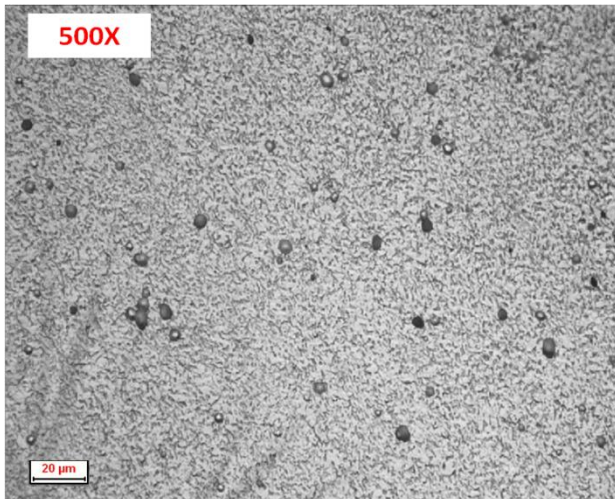
- **PROVA 1**
T=900°C



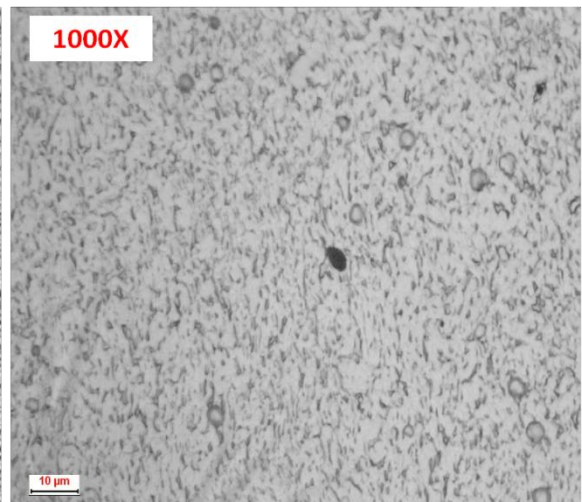
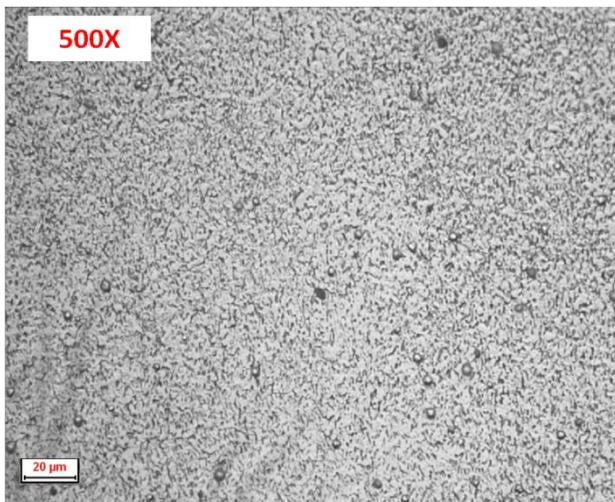
- **PROVA 2**
T=850°C



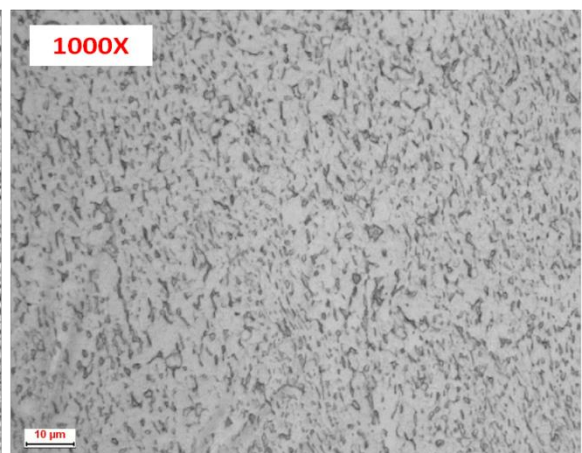
- **PROVA 3**
T=800°C



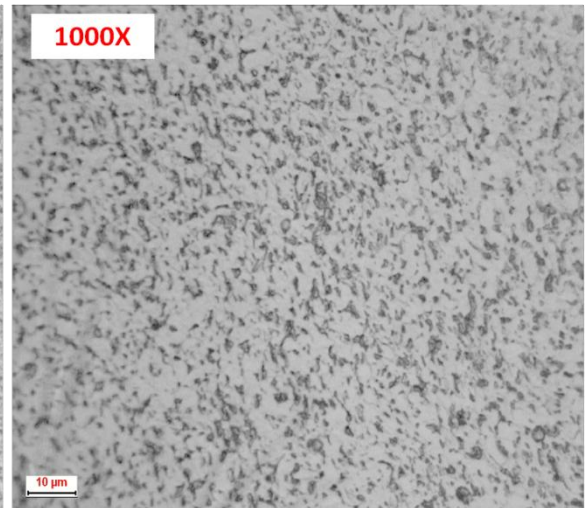
- **PROVA 4**
T=750°C



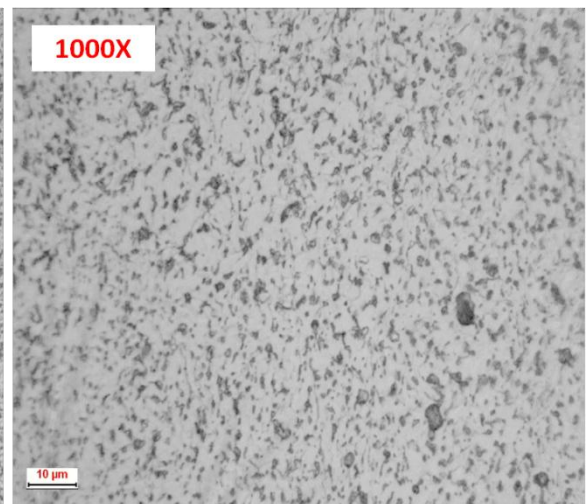
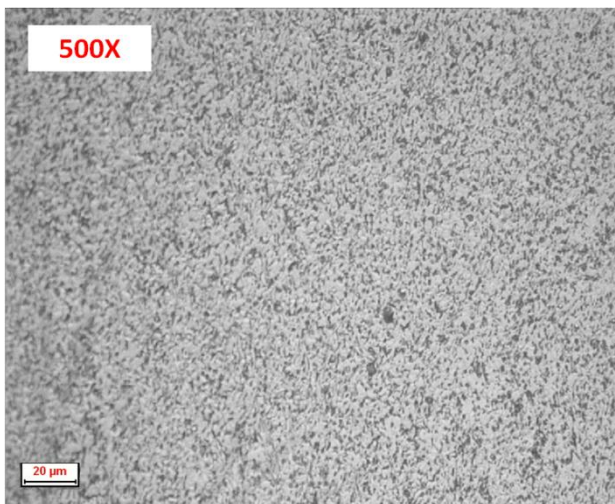
- **PROVA 5**
T=700°C



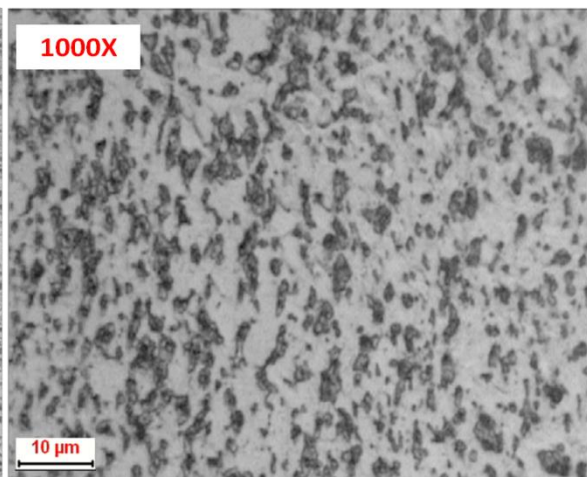
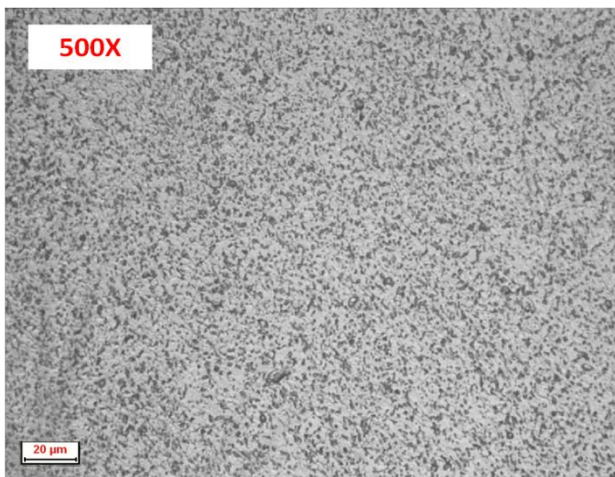
- PROVA 6
T=650°C



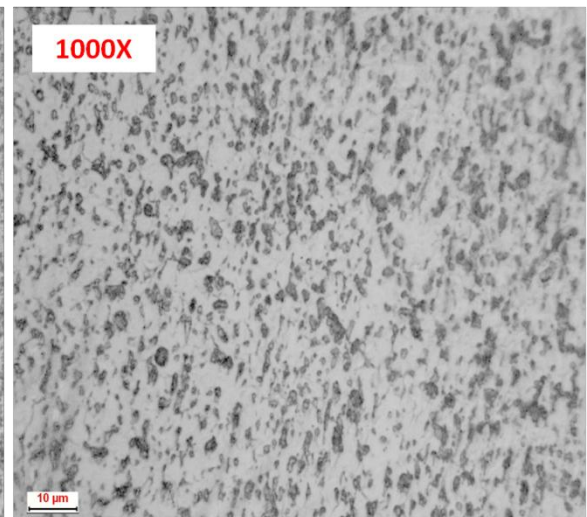
- PROVA 7
T=600°C



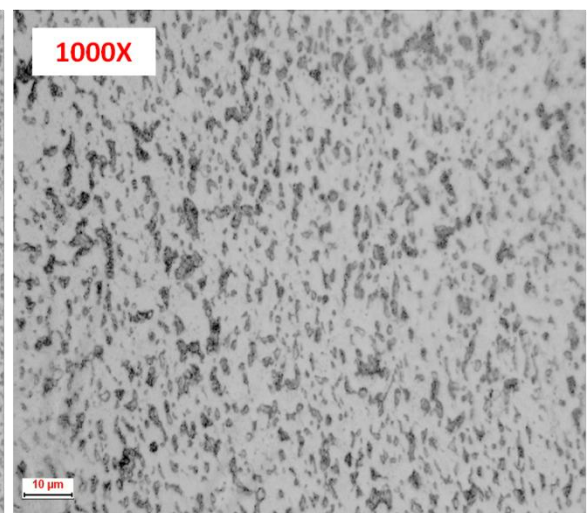
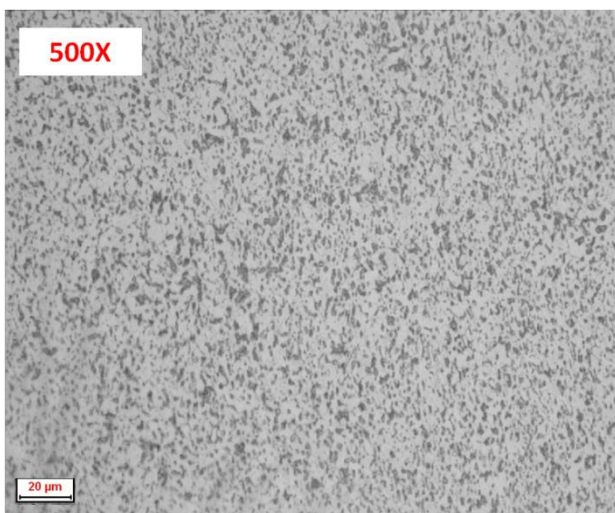
- PROVA 8
T=550°C



- **PROVA 9**
T=500°C



- **PROVA 10**
T=24°C



Si osserva facilmente come la dimensione dei grani aumenti progressivamente. A 900°C la microstruttura è molto fine, pur rimanendo equiassica, ma essendo prossimi a β -transus la microstruttura sta per trasformarsi. A temperatura ambiente la struttura è più grossolana, ma non dissimile da quella ottenuta a 550°C e 500°C, a ulteriore dimostrazione del fatto che non si osservano grossi cambiamenti tra una lavorazione a freddo e una “ a tiepido”.

3.5 CONSIDERAZIONI FINALI

Per quanto riguarda l'osservazione macroscopica dei provini trazionati a caldo, si osserva che:

- La colorazione della lega Ti6Al4V varia dal rosso-violaceo delle alte temperature (900÷700°C), al blu di quelle intermedie(700÷550°C), fino al giallo di quelle più basse (500÷100°C).
- Fino ai 750°C la frattura si mostra con la classica caratteristica coppa/cono dovuta prima al propagarsi della cricca in direzione perpendicolare a quella di applicazione del carico che poi prosegue velocemente lungo un piano di taglio a 45° (a causa dello scorrimento dei piani cristallini dove le tensioni tangenziali sono massime). Al di sotto di 750°C si osserva direttamente una frattura a lama a 45°. L'aspetto scabro e opaco della superficie di frattura suggerisce una rottura duttile.

Dai test Gleeble si è concluso che:

- L'aumento di formabilità a caldo della lega Ti6Al4V avviene solo a 600°C, al di sotto di questa temperatura lo scostamento massimo di deformazione rispetto alla temperatura ambiente è solo del 35%. Pertanto lo stampaggio a caldo è conveniente solo dai 600°C in su, oltre i quali inoltre si ha un progressivo calo di UTS.

Dall'analisi frattografica si è potuto concludere che:

- La frattura è sempre duttile e le dimensioni dei dimples diminuiscono al calare della temperatura. Solo per la prova a 900°C date le piccole dimensioni della zona di rottura (quasi una lama) non è stato possibile evidenziare il tipo di rottura.

Dall'analisi microstrutturale si osserva che:

- La microstruttura si mantiene sempre con fase α equiassica, anche se a 900°C la microstruttura è estremamente fine e si avvicina alla trasformazione che avviene in corrispondenza del β -transus a 970°C. La microstruttura aumenta di dimensioni al calare della temperatura di lavorazione, a temperatura ambiente si osserva una struttura molto più grossolana.

CAPITOLO QUARTO

CONCLUSIONI E SVILUPPI FUTURI

4.1 INTRODUZIONE

Nell'ambito di quest'ultimo capitolo, si vuole proporre un confronto tra i risultati ottenuti tramite la prima tecnologia studiata, il Single Point Incremental Forming, e lo stampaggio a caldo. Questo confronto permetterà di approfondire alcuni aspetti già osservati e di caratterizzare più nel dettaglio i due processi. Infine si presenteranno le linee guida per ciascuna tecnologia sulla base di quanto studiato, nonché qualche applicazione di interesse industriale.

4.2 CONFRONTO TRA SPIF E STAMPAGGIO A CALDO

Lo SPIF e lo stampaggio a caldo sono sicuramente due tecnologie di lavorazione diverse, basti pensare che, se la peculiarità dello SPIF è proprio l'assenza di uno stampo, nella seconda tecnologia quest'ultimo è essenziale. È evidente come la scelta tra uno o l'altro dipenda da vari parametri e necessità. Al fine di poter valutare quale processo sia più adeguato per la produzione di un determinato prodotto, si vuole fare ora un confronto in termini di formabilità, microstruttura e analisi frattografica per quanto riguarda la lavorazione della lega Ti6Al4V che è stata studiata per entrambe le tecnologie.

4.2.1 FORMABILITÀ

Osservando la colorazione delle coppette in Ti6Al4V e confrontandole con quanto visto per i lamierini nelle prove di trazione a caldo, è possibile individuare, se pure a grandi linee, le temperature che sono state raggiunte durante lo SPIF. La prova n°4 ha una colorazione che va dal giallo (circa 500°C) al blu (700÷550°C) dall'esterno verso la base, per cui al procedere della lavorazione la temperatura è aumentata migliorando la formabilità (la deformazione massima è raggiunta proprio per questa coppetta, a discapito della qualità superficiale). La prova n°5 ha una leggera colorazione giallastra per cui sono state raggiunte basse temperature (500°C); presenta anche truciolo localizzato. La coppetta n°7 presenta una colorazione che va dal blu al giallo al rosso della base in cui quindi sono state raggiunte elevate temperature (oltre 700°C).

Per quanto riguarda la deformazione a rottura, per le tre coppette rotte, in corrispondenza di $V=5\text{m/min}$, si sono ottenuti i seguenti valori:

N° PROVA	DEFORMAZIONE $\epsilon_r=t_0/t_f$
PROVA 1	1.25
PROVA 2	1.38
PROVA 3	1.3

Tabella 4.1 Deformazione a rottura-coppette Ti6Al4V

Tali deformazioni sono di entità analoga a quanto visto per le prove di trazione a caldo dai 500 ai 600°C.

4.2.2 FRATTOGRAFIE

Dal confronto tra le frattografie eseguite sulle coppette rotte e sui lamierini a trazione, si osserva che di norma i dimples sulle superfici dei provini trazionati sono più grandi rispetto a quelli che si osservano sulla superficie di frattura delle coppette. Una corrispondenza tra dimensioni si osserva solo con la prova di trazione a temperatura ambiente che mostra dimples più piccoli.

4.2.3 MICROSTRUTTURA

Dal punto di vista microstrutturale le coppette lavorate a velocità maggiore ($V=500\text{m/min}$) mostrano una microstruttura di dimensioni simili a quella evidenziata per i provini lavorati a $500\div 550^\circ\text{C}$. Oltre i 550°C invece le microstrutture delle prove di trazione sono molto raffinate e non trovano alcuna corrispondenza (si osservi che le micrografie per le coppette sono state eseguite in corrispondenza della zona centrale, che presenta anche per le prove n°4 e 7 che, una colorazione giallastra, simbolo del raggiungimento proprio di temperature intorno ai 500°C). Le coppette lavorate a velocità intermedia mostrano invece una microstruttura più grossolana che non trova corrispondenza con alcuna prova di trazione (neanche a temperatura ambiente).

4.3 CONSIDERAZIONI FINALI E APPLICAZIONI

Sulla base delle prove sperimentali svolte nell'ambito di questa tesi e tenendo conto dei risultati presenti in letteratura, per quanto riguarda lo stampaggio del Titanio Ti64 è evidente che a temperatura ambiente è praticamente impossibile da fare date le elevatissime tensioni necessarie alla deformazione plastica, ma anche piuttosto sconveniente dal punto di vista delle deformazioni ottenibili. In [29] gli autori mostrano la possibilità di formare a tiepido (300°C) un componente automobilistico in Titanio grado2 ottenendo buoni risultati paragonati ad un analogo stampaggio a freddo in termini di minore forza necessaria per la deformazione e una minore forza richiesta al premilamiera per cui si riducono gli assottigliamenti nelle zone critiche con una definizione geometrica finale migliore. Tuttavia una lavorazione a tiepido può essere efficace solo per componenti che richiedano una piccola deformazione, infatti dalle prove di trazione a caldo eseguite si osserva che fino a 550°C non si ha un significativo aumento di formabilità rispetto alla temperatura ambiente! Per ottenere elevate deformazioni è necessario lavorare ad elevate temperature, almeno al di sopra di 600°C . Donachie in [30] evidenzia come di norma la lega Ti64 venga formata a $790\pm 15^\circ\text{C}$ (e comunque sempre al di sotto di 815°C) per avere da un lato un miglioramento nella duttilità e nella formabilità, dall'altro per limitare il deterioramento che si osserva alle temperature maggiori. La formatura a caldo permette inoltre di limitare l'effetto Bauschinger (presente soprattutto per lavorazioni a freddo) nonché il ritorno elastico. Non è tuttavia possibile ottenere bordi affilati.

Nell'ambito della produzione industriale è chiaro come la formatura a caldo presenti alcune problematiche come la necessità di avere utensili che resistano alle elevate temperature, la bassa velocità di processo (spesso la lamiera deve essere tenuta in stampo per un tempo variabile) e l'attenzione che si deve porre nello svolgimento del processo per evitare la contaminazione, ad esempio da ossigeno, che renderebbe la lega fragile.

Tuttavia lo stampaggio a caldo è ad oggi la tecnologia più utilizzata per la lavorazione di lamiera soprattutto in ambito aerospaziale e automobilistico ove sono richiesti componenti ad elevate prestazioni. Lo studio condotto sul Single Point Incremental Forming della lega Ti64 in questa tesi,

oltre ai risultati presentati in letteratura, mostra però come questa nuova tecnologia potrebbe risultare più conveniente sotto molteplici aspetti.

I buoni risultati ottenuti ad elevate velocità di deformazione in termini di: qualità superficiale, microstruttura (che rimane pressoché inalterata, preservando quindi le caratteristiche di resistenza) e resistenza a frattura fanno dello SPIF una tecnologia competitiva, quantomeno per la realizzazione di componenti di piccole-medie dimensioni. In effetti la lega Ti64 trattata tramite SPIF mostra un comportamento duttile fino a rottura, come per lo stampaggio a caldo, il surriscaldamento prodotto dall'attrito ad elevate velocità permette una buona finitura superficiale, inoltre non è necessario l'utilizzo di stampi né di riscaldamento esterno. Da questo punto di vista è evidente quindi un risparmio sia in termini di costo che di tempo (in [3] si mostra come il tempo necessario a formare una coppetta in Ti64 è di 3s!), con un limite costituito dall'incapacità di formare pareti ad angolo retto. In [28] si mostra anche la possibilità di creare elementi anche di dimensioni medio-grandi come la portiera di un'automobile.

Nell'ambito di questa tesi non sono state condotte prove di trazione a caldo sull'Alluminio, ma sulla base di quanto presente in letteratura, in particolare in [18] vengono riportati alcuni risultati proprio in riferimento alla lega AA6082 qui studiata nell'ambito dello SPIF si possono fare delle considerazioni analoghe a quanto visto per la lega Ti64. Anche l'Alluminio infatti, presenta dei grossi limiti nella formatura a tiepido ($150\div 300^{\circ}\text{C}$), per cui di norma si preferisce uno stampaggio a caldo con riscaldamento fino a 525°C con conseguente stampaggio con stampi freddi (per evitare il formarsi di precipitati di fase β). In questo modo il processo è piuttosto veloce e la temperatura di lavorazione garantisce la massima duttilità. Tuttavia, come descritto nel primo capitolo di questa tesi, lo stampaggio presenta comunque degli inconvenienti ad esempio il raffreddamento che avviene nel trasferimento della lamiera sugli stampi. Lo studio dello SPIF condotto nel dettaglio nel secondo capitolo, ha mostrato la buona formabilità della lega ad elevate velocità di deformazione, senza evidente cambio nella microstruttura. C'è da aspettarsi quindi che anche le caratteristiche di resistenza rimangano pressoché inalterate. Dall'analisi frattografica si osserva comunque un comportamento duttile a rottura, al pari di quanto avviene per lamiere di Titanio si può sopporre un riscaldamento della lamiera alle elevate velocità di deformazione che ne migliorano la formabilità (al punto che non si ha rottura per velocità elevate!). Per questi motivi lo SPIF si mostra competitivo rispetto allo stampaggio a caldo anche per formare componenti in Alluminio.

Lo SPIF permette inoltre di raggiungere svariate forme senza la preventiva costruzione di stampi dedicati, ma semplicemente impostando correttamente il percorso che deve seguire l'utensile. Inoltre i componenti possono avere dimensioni variabili, dalla micro formatura (area della lamiera= $20\times 20\text{mm}^2$), a superfici più ampie ($300\times 300\text{mm}^2$) [31].

4.3.1 APPLICAZIONI AEROSPAZIALI

Una ulteriore possibile applicazione in ambito aerospaziale della tecnologia dello SPIF è la lavorazione di pannelli sandwich. Al fine di risparmiare peso e migliorare la resistenza strutturale i pannelli sandwich vengono utilizzati all'interno delle ali, nella struttura di capsule spaziali, e in generale come componente strutturale. Le pelli sono di norma costituite di materiali ad elevata resistenza come l'Alluminio, ma soprattutto per applicazioni spaziali, anche in Titanio (di norma Ti6Al4V), mentre l'anima spesso è fatta in materiale polimerico. Spesso la difficoltà di lavorazione di tali pannelli ne limitano l'impiego in applicazioni complesse in cui non è richiesto un pannello piatto,

bensi con una determinata forma. In [27] gli autori mostrano come sia possibile formare un pannello sandwich con forme diverse tramite SPIF senza che si abbia rottura. In particolare risulta possibile formare pannelli con pelli in Alluminio e anima polimerica di spessore totale di 1mm a velocità "intermedie" (10 e 40 mm/s). Gli autori hanno studiato il comportamento di un Alluminio della serie 5000, mentre nell'ambito di questa tesi è stata studiata la formabilità dell'Alluminio AA6082 oltre al Ti6Al4V. Per applicazioni strutturali la qualità superficiale è poco influente, mentre assume un'importanza maggiore la resistenza del materiale. Tuttavia dai test fatti, lo SPIF non sembra influenzare la dimensione dei grani dell'Alluminio, mentre si nota un raffinamento dei grani del Titanio, pur rimanendo una struttura equiassica, ma solo a velocità elevate. Pertanto a velocità intermedie la microstruttura del materiale non cambia, mantenendo la sua resistenza.

La lega Ti6Al4V è molto utilizzata in ambito aerospaziale anche per quanto riguarda gli elementi costituenti dei motori dei razzi, in quanto resiste alle elevate temperature che vanno a formarsi durante l'accensione mantenendo le proprie caratteristiche di resistenza.

Vi è inoltre da considerare come lo SPIF possa essere utile anche per applicare delle ulteriori deformazioni su lamiere già formate alternativamente.

4.3.2 APPLICAZIONI BIOMEDICALI

L'ottima biocompatibilità della lega Ti6Al4V soprattutto per quanto riguarda le protesi ossee, suggerisce una possibile applicazione dello SPIF in questo settore.

In letteratura sono presenti svariati articoli sul tema, soprattutto volti ad esaminare l'influenza della qualità superficiale sull'adesione degli osteoblasti, ovvero delle cellule che riproducono i componenti strutturali dell'osso. In [24] si evidenzia come per quanto riguarda la rugosità superficiale, i parametri di frequenza influenzano maggiormente il potere di adesione delle cellule rispetto ai parametri di ampiezza. Tuttavia in letteratura il parametro di rugosità più utilizzato per descrivere l'influenza della topografia superficiale sull'adesione superficiale è Ra. In [23], Kunzler et al. mostrano un valore di soglia di Ra=2µm oltre il quale si ha un maggior numero di cellule che aderiscono al provino. In altri articoli, però [22, 26] si mostrano valori ottimali di adesione diversi, pari a 0.87µm e 0.15µm, in altri studi si riporta infine un valore ottimale di $0.5 < Ra < 1.5 \mu m$. La diversità dei risultati può essere dovuta a vari aspetti tra cui il fatto che l'esecuzione degli esperimenti può avvenire in modo diverso (in vitro o in vivo), e tenendo conto che la misura di rugosità è di per sé scarsamente ripetibile con precisione. In [25] inoltre si evidenzia come la velocità di proliferazione cellulare però sia maggiore a rugosità minore (0.16µm). In effetti se l'adesione è favorita su superfici più rugose, la crescita è migliore su superfici più lisce. Un altro parametro da tenere in considerazione è la distanza media tra i picchi, che deve essere minore della distanza fra cellule. In letteratura si riporta una dimensione media delle cellule di 20÷80µm, evidenziando come gli osteoblasti riescano a percepire cambiamenti nella rugosità superficiale dell'ordine di 0.6µm, pertanto una rugosità superficiale superiore a tale valore migliora la proliferazione cellulare. Si osserva inoltre come le cellule tendano a disporsi seguendo l'orientamento dei solchi. È evidente da questa breve discussione come il tema sia tuttora aperto e ad oggi non c'è un riferimento comune per quanto riguarda i parametri di rugosità superficiale ottimali per l'adesione e la crescita degli osteoblasti.

Finora le tecniche utilizzate per l'irruvidimento superficiale sono state il Double Acid Etching (DAE), che prevede l'attacco chimico della superficie, e il Sandblasted and Acid Attack (SLA). Una nuova prospettiva potrebbe essere fornita dallo SPIF, ottimizzando i parametri di processo al fine di

ottenere le caratteristiche superficiali richieste. Si riportano brevemente i dati relativi alle coppette in Ti6Al4V studiate (R_a , distanza media tra i picchi d , frequenza media dei picchi f).

N° PROVA	R_a [μm]	d [μm]	f [picchi/mm]
PROVA 1	3.17	56.86	7.05
PROVA 2	4.25	80.67	6.165
PROVA 3	3.23	46.58	10.42
PROVA 4	4.18	43.4	11.156
PROVA 5	5.25	70.57	7.78
PROVA 6	3.95	40.86	9.1
PROVA 7	0.42	38.13	11.75
PROVA 8	1.54	38.58	12.48
PROVA 9	1.71	40.34	11.6

Tabella 4.2 Parametri di rugosità-coppette Ti6Al4V

Nel complesso tenendo conto di quanto presentato in letteratura, la prova che dà i risultati migliori è la n°8 presentando una distanza $d=38.58\mu\text{m}<50\mu\text{m}$ ovvero la dimensione media delle cellule, con la maggiore frequenza dei picchi e con un valore di $R_a=1.54\mu\text{m}$ prossimo ad alcuni valori ottimali riportati (2 e $1.5\mu\text{m}$).

È chiaro tuttavia come sia al momento difficile fare delle considerazioni precise tenendo conto del fatto che su questo tema si sta facendo ancora molta ricerca. È però evidente come lo SPIF permetta di ottenere superfici con varie caratteristiche topografiche superficiali per cui si pone come una valida tecnologia di lavorazione per l'ottenimento delle caratteristiche ottimali.

4.3.3 ALTRE APPLICAZIONI

Oltre alle applicazioni "particolari" già mostrate, lo SPIF mostra potenzialità anche in altri settori, come quello automobilistico. In [28] infatti gli autori mostrano la possibilità di ottenere tramite SPIF la struttura di una portiera d'auto in lamiera di Ti6Al4V di spessore iniziale di 1mm. In questo caso gli autori sperimentano un approccio nuovo, affiancando all'elevata velocità di rotazione dell'utensile (che, si è visto, migliora la lavorabilità della lega) anche un riscaldamento statico. Gli autori hanno eseguito test a velocità di lavorazione diverse, con passi di 0.5-0.67-1mm costante. In questo modo si è osservata rottura solo in corrispondenza della velocità più elevata (1600rpm, circa 167m/min). Tuttavia gli autori mostrano come all'aumentare della velocità di lavorazione, la rugosità interna, identificata tramite il parametro R_a , peggiori progressivamente (andando da 0.5 a $11.9\mu\text{m}$). Questo risultato appare in contrasto con quanto visto durante la campagna sperimentale condotta, e può essere spiegato col fatto che la superficie da lavorare era piuttosto grande con conseguente progressiva usura e perdita di definizione geometrica dell'utensile. Inoltre la velocità di lavorazione massima presentata nella nostra campagna era di 300m/min, maggiore di quella proposta in questo studio, che potrebbe migliorare ulteriormente la formabilità della lamiera. E tuttavia gli autori sono arrivati alla conclusione, analoga a quella riportata durante lo studio dello SPIF, che a velocità maggiori si ha un aumento della temperatura sul pezzo che ne migliora la formabilità. La rugosità esterna non sembra invece variare rispetto al valore di $0.5\mu\text{m}$ di partenza (una scarsa variabilità si era evidenziata anche nelle coppette studiate). La scarsa qualità superficiale non influenza negativamente le possibilità di utilizzo del pezzo, tenendo conto che la superficie "peggiore" può essere posizionata internamente e non a vista.

4.3.4 SVILUPPI FUTURI

Uno dei limiti nell'applicazione su scala industriale del Single Point Incremental Forming è l'imprecisione geometrica a cui sono soggetti i componenti così prodotti a causa del ritorno elastico e plastico che si manifesta nelle zone che circondano l'area di deformazione. In [33] Duflou et al. propongono una nuova tecnica per ridurre significativamente l'errore su una lega di Alluminio (Al5182) e su un acciaio (65Cr2) che consiste nell'applicazione, durante la lavorazione, di un riscaldamento dinamico. Infatti tenendo conto della natura dinamica del processo, l'applicazione di calore permette di avere un controllo spaziale e temporale delle proprietà del materiale con cui viene realizzato il componente. In particolar modo si è osservata l'efficacia di un riscaldamento laser che unisce la versatilità alla controllabilità del processo. A fronte di questo studio, gli autori riportano un aumento significativo della formabilità di circa il 44.5%. La stessa qualità superficiale sembra migliorare all'aumentare della temperatura, arrivando ad un valore di Ra poco al di sotto di $2\mu\text{m}$. Questo valore è effettivamente al di sotto della media ottenuta per le coppette AA6082 esaminate in questa tesi, lavorate in modo tradizionale.

Un'altra opzione è stata presentata in [34], in cui gli autori per evitare le imprecisioni geometriche propongono l'utilizzo di un secondo utensile che deformi la zona esterna, in modo che il gap tra i due utensili sia inferiore allo spessore della lamiera (si parla di "squeezing toolpath"). Tuttavia questa opzione presenta alcuni inconvenienti, oltre un certo livello di deformazione si ha una perdita di contatto tra lamiera e utensile esterno, senza contare il fatto che la progettazione di una doppia traiettoria sarebbe molto più complessa e il meccanismo in sé è più difficile da mettere in pratica.

In conclusione lo SPIF mostra elevate potenzialità sia in termini di tempo, che di semplicità ed economicità. La qualità superficiale è assicurata soprattutto dalla lavorazione ad elevate velocità, così come il mantenimento delle caratteristiche del materiale. Per questo lo SPIF si presenta come una valida tecnologia per l'ottenimento di prodotti non solo in ambiti altamente specializzati come l'aerospaziale o il biomedicale, ma anche per prodotti industriali "comuni" quali: pentolame, piattidoccia, componenti automobilistici, ecc...



Figura 4.2 Sezione frontale dello Shinkansen (treno ad alta velocità giapponese)

Lo scoglio da superare per un'applicazione su scala industriale che lo renda effettivamente competitivo rispetto al più classico stampaggio a caldo è dato dalle imprecisioni geometriche che ancora sono presenti come precedentemente discusso.

BIBLIOGRAFIA

1. R.Boyer, E.W.Collings and G.Welsh, Materials Properties Handbook: Titanium Alloys, ASM International.
2. Gwidon W. Stachowiak, Andrew W. Batchelor, Engineering Tribology, Third Edition,Elsevier,pp:501-571.
3. G.Ambrogio, F.Gagliardi, S.Bruschi, L.Filice, On the High-Speed Single Point Incremental Forming of Titanium Alloys, CIRP Annals Manufacturing Technology, Elsevier.
4. J.Xiao, D.S. Li, X.Q. Li, T.S. Deng, Constitutive modeling and microstructure change of Ti-6Al-4V during the hot tensile deformation, Journal of Alloys and Compounds, Elsevier, 2012.
5. Serope Kalpakjian, Steven R. Schmid, Tecnologia Meccanica, Quinta Edizione, Pearson.
6. Afmlab.poliba.it-Incremental Forming
7. J.R.Davis, ASM Specialty Handbook:Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International.
8. F.Micari, G.Ambrogio,L.Filice, Shape and Dimensional Accuracy in Single Point Incremental Forming: State of the Art and Future Trends, Journal of Materials Processing Technology, Elsevier, 2007.
9. P.A.F.Martins, N.Bay,M. Skjoedt, M.B.Silva, Theory of Single Point Incremental Forming, CIRP Annals Manufacturing Technology,Elsevier,2008.
10. K. Hamilton, J.Jeswiet, Single Point Incremental Forming at High Feed Rates and Rotational Speeds: Surface and Structural Consequences, CIRP Annals Manufacturing Technology, Elsevier, 2010.
11. R. Neugebauer, T.Altan, M. Geiger, M. Kleiner, A. Sterzing, Sheet Metal Forming at Elevated Temperatures, CIRP Annals Manufacturing Technology, Elsevier, 2006.
12. J.Xiao, D.S.Li,X.Q.Li, T.S.Deng, Constitutive modeling and microstructure change of Ti-6Al-4V during the hot tensile deformation, Journal of Alloys and Compounds, Elsevier, 2012
13. Smith Williams F., Structure and Properties of Engineering Alloys, McGraw-Hill Book Company, 1981,p:411.
14. F.C. Campbell, Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials, Elsevier, 2006.
15. R.Dabrowski, The Kinetics of Phase Transformations during Continuous Cooling of Ti6Al4V Alloy from the Diphas $\alpha+\beta$ Range, Archives of Metallurgy and Materials, 2011.
16. Elio Gianotti, Alluminio e sue Leghe-Classificazioni e Trattamenti Termici, Trattamenti Termici Ferioli & Gianotti, Torino.
17. The Aluminum Automotive Manual-Materials Microstructure and Properties,European Aluminum Association, 2002.
18. M.S.Mohamed, A.Foster, J.Lin, D.S.Balint, T.A.Dean, Investigation of deformation and failure features in hot stamping of AA6082: Experimentation and Modelling, International Journal of Machine Tools & Manufacture, Elsevier, 2011.
19. ASM HANDBOOK, Volume 12 Fractography, ASM International, 1987.
20. R.Chattopadhyay, Surface Wear,ASM International,2001.
21. K.A.S.Hamilton, Friction and External Surface Roughness in Single Point Incremental Forming, Queen's University, Canada, 2010.
22. D.D.Deligianni, N.Katsala, S.Ladas, D.Sotiropoulou, J.Amedee, Y.F. Mlssirlis, Effect of Surface Roughness of the Titanium Alloy Ti-6Al-4V on Human bone marrow cell response and on protein adsorption, Biomaterials, Elsevier, 2001.

23. T.P.Kunzler, T.Drobek, M. Schuler, N.D.Spencer, Systematic Study of Osteoblast and Fibroblast Response to Roughness by Means of Surface-Morphology Gradients, *Biomaterials*, Elsevier, 2007.
24. K.Anselme, M.Bigerelle, Modelling Approach in Cell/Material Interactions Studies, *Biomaterials*, 2005.
25. P. Linez-Bataillon, F.Monchau, M.Bigerelle, H.F.Hildebrand, In Vitro MC3T3 Osteoblast Adhesion with Respect to Surface Roughness of Ti6Al4V Substrates.
26. H.Huang, C.Ho, T.Lee, T.LEE, K,Liao, F.Chen, Effect of surface roughness of ground titanium on initial cell adhesion, *Biomoleculare Engineering*, Elsevier, 2004.
27. K.P.Jackson, J.M.Allwood, M.Landert, Incremental Forming of sandwich panels, *Journal of materials processing technology*, Elsevier,2007.
28. G.Palumbo, M.Brandizzi, Experimental Investigations on the Single Point Incremental Forming of a Titanium Alloy Component Combining Static Heating with High Tool Rotation Speed, *Materials and Design*, Elsevier,2012.
29. E.Ceretti, A.Fiorentino, G.P.Marenda, M.Cabrini, C.Giardini, S.Lorenzi, T.Pastore, Valutazione della Formabilità di Lamiere di Titanio a Freddo e a Tiepido, *La Metallurgia Italiana* n.10, 2012.
30. M.J.Donachie, *Titanium: A Technical Guide*, ASM International, 2000.
31. S.R.Marabuto, D.Alfonso, J.A.F.Ferreira, F.Q.MELO, M.Martins,R.J.Alves deSousa, Finding the Best Machine for SPIF Operations, *Key Engineering Materials* vol.473, 2011.
32. www.lcmp.eng.cam.ac.uk/wellformed/incremental-sheet-forming
33. J.R.Duflou, B.Callebaut,J.Verbert,H.De Baerdemaeker, Improved SPIF Performance through Dynamic Local Heating, *International Journal ofMACHINE Tools&Manufacture*,Elsevier, 2008.
34. R.Malhotra,F.Ren,N.V.Reddy,V.Kiridena,J.Cao,Z.C.Xia, Improvement of Geometric Accuracy in Incremental Forming by Using a Squeezing Toolpath Strategy with two Forming Tools, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, ASME,2011.
35. H.Tersing,J.Lorentzon,A.Francois, A.Lundbäck, B.Babu, J.Barboza, V.Bäcker,L.E.Lindgren, Simulation of Manufacturing Chain of a Titanium Aerospace Component with Experimental Validation, *Finite Elements in Analysis and Design*, Elsevier,2011.
36. www.gleeble.com
37. L.L.Vihtonen, B.Wadman, T.Svinning, R.Küttner, Rapid Prototyping for Sheet-Metal Forming, *ASM Handbook* vol.14B, ASM International,2006.