



UNIVERSITÀ
DEGLI STUDI
DI PADOVA



DIPARTIMENTO
DI INGEGNERIA
DELL'INFORMAZIONE

UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA

DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA DELL'INFORMAZIONE

**CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN
BIOINGEGNERIA.**

“Influenza della tornitura criogenica sulla resistenza a fatica della lega
Ti6Al4V trattata termicamente per applicazioni biomedicali”

Relatore: Prof.ssa Rachele Bertolini

Correlatore: Dott. Ing. Andrea Stramare

Laureando: Felice Vetrano
Matricola n.2050335

Anno Accademico 2022/2023

INDICE

SOMMARIO.....	iv
CAPITOLO 1: TITANIO E LE SUE LEGHE.....	1
1.1 Introduzione	1
1.2 Il titanio.....	1
1.3 Produzione del titanio	3
1.3.1 Processo Hunter.....	3
1.3.2 Metodo Kroll.....	3
1.4 Proprietà.....	4
1.4.1 Resistenza alla corrosione.....	4
1.4.2 Conduttività ed espansione termica lineare.....	4
1.4.3 Proprietà meccaniche.....	5
1.4.4 Biocompatibilità.....	5
1.4.5 Altre proprietà.....	6
1.5 Aspetti metallurgici.....	7
1.5.1 Struttura cristallina.....	7
1.5.2 Temperatura di transizione.....	8
1.5.3 Leghe α	9
1.5.4 Leghe β	10
1.5.5 Leghe $\alpha + \beta$	10
1.6 Applicazioni del titanio.....	11
1.6.1 Applicazioni del titanio in ambito biomedicale	12
1.7 Protesi in Ti-6Al-4V soggette a flessione	16
CAPITOLO 2: TRATTAMENTI TERMICI	17
2.1 Introduzione	17
2.2 Trattamenti termici	18
2.2.1 Ricottura in campo β	21
2.2.2 Ricottura Duplex.....	24
2.2.3 Ricottura in campo $\alpha + \beta$	25
2.2.4 Trattamento di distensione.....	25
2.3 Analisi microstrutturale.....	25
2.3.1 Attrezzatura e Metodi	28
2.3.2 Attacco chimico.....	32
2.4 Risultati microstruttura	32
2.4.1 Primo tentativo.....	32

INDICE

2.4.2 Secondo tentativo.....	34
2.4.3 Terzo tentativo.....	35
2.4.4 Quarto tentativo.....	37
2.5 Microdurezza.....	38
2.5.1 Attrezzatura e metodi.....	39
2.5.2 Prove Vickers sul materiale.....	39
CAPITOLO 3: CARATTERIZZAZIONE MATERIALE DI PARTENZA.....	41
3.1 Introduzione.....	41
3.2 Trattamento termico definitivo.....	41
3.2.1 Realizzazione setup.....	41
3.2.2 Microstruttura finale.....	43
3.3 Introduzione alla realizzazione dei provini.....	45
3.4 Geometria dei provini.....	45
3.5 Tornitura e lavorazioni per asportazione di truciolo.....	46
3.5.1 Formazione del truciolo.....	46
3.5.2 Morfologia del truciolo.....	50
3.5.3 Fattibilità dell'operazione di taglio.....	52
3.5.4 Formazione di truciolo e temperatura.....	53
3.6 Usura dell'utensile.....	54
3.6.1 Usura sui fianchi.....	55
3.7 TORNITURA.....	56
3.8 Fluidi da taglio.....	60
3.9 Tornitura criogenica.....	61
3.10 Tornitura provini.....	65
3.10.1 Scelta utensili.....	65
3.10.2 Tornitura dei provini Flood.....	66
3.10.3 Tornitura dei provini Cryo.....	69
CAPITOLO 4: MISURE DI RUGOSITÀ.....	71
4.1 Introduzione.....	71
4.2 Parametri areali del profilo.....	73
4.2.1 Parametri R.....	73
4.2.2 Parametri S.....	77
4.3 Attrezzature e metodi.....	80
4.3.1 Profilometro ottico 3D.....	80
4.3.2 Acquisizione della superficie.....	81
4.4 Risultati rugosità.....	82
4.4.1 Provini Flood.....	82

INDICE

4.4.2 <i>Provini Cryo</i>	85
4.4.3 <i>Relazione tra inserti e dati eliminati</i>	86
4.4.4 <i>Confronto tra Flood e Cryo</i>	87
CAPITOLO 5: Prove a fatica	89
5.1 Introduzione	89
5.2 Parametri che influenzano la vita a fatica	92
5.3 Banco prova a flessione rotante.....	94
5.3.1 <i>Caratteristiche generali</i>	94
5.3.2 <i>Calcolo dei carichi da applicare</i>	96
5.4 Determinazione sperimentale delle curve di Wöhler	99
5.4.1 <i>Staircase method</i>	99
5.4.2 <i>Procedura sperimentale</i>	100
5.4.3 <i>Serie Flood</i>	102
5.4.4 <i>Serie Cryo</i>	106
5.5 Superfici di frattura.....	110
5.6 Fatica in presenza di difetti	112
CAPITOLO 6: CONCLUSIONI	119
BIBLIOGRAFIA	123
APPENDICE A.....	129
APPENDICE B.....	133
APPENDICE C.....	139

SOMMARIO

Le leghe di titanio hanno un'ampia gamma di applicazioni in settori come l'automotive, l'aerospaziale e il campo biomedicale, grazie alle eccezionali proprietà meccaniche e fisiche del materiale. Le ragioni principali di tale impiego includono la bassa densità, l'elevata resistenza specifica, la biocompatibilità e la resistenza alla corrosione. La lega Ti-6Al-4V, in particolare, è ampiamente adoperata nel campo biomedicale per la fabbricazione di protesi, placche e viti ortopediche, grazie alle sue caratteristiche di leggerezza, alta resistenza meccanica, resistenza alla corrosione, bassa dilatazione termica, proprietà amagnetiche e ottima biocompatibilità, elementi essenziali nei trattamenti ortopedici. La presente tesi si concentra sulla tornitura criogenica del titanio, dove l'azoto liquido viene impiegato come lubrificante in sostituzione dell'olio da taglio o dei lubrificanti sintetici/a base acquosa. Tale approccio riduce il contatto delle superfici lavorate con sostanze chimiche potenzialmente nocive, che richiedono un'accurata rimozione tramite costose operazioni di lavaggio. Tuttavia, il titanio, caratterizzato da scarsa conducibilità termica e elevata durezza, comporta un'elevata usura degli utensili durante la lavorazione, generando costi di produzione significativi. La tornitura criogenica promette di preservare la durata degli utensili in materiali complessi come il titanio, consentendo, in alcuni casi, un incremento della velocità di taglio senza compromettere la vita utile degli utensili stessi, contribuendo ad aumentare la produttività. Tuttavia, questa tecnica può influenzare la qualità della superficie lavorata, incidendo sulla rugosità superficiale e sulle tensioni residue. L'obiettivo di questa tesi è esplorare gli effetti della tornitura criogenica, basata sull'uso dell'azoto liquido, sul comportamento a fatica della lega Ti-6Al-4V, precedentemente forgiata e sottoposta a trattamenti termici per ottenere una microstruttura di Widmanstätten. Attraverso test di fatica condotti con una macchina a flessione rotante a quattro punti, verranno valutati i componenti torniti da una barra in titanio forgiato, confrontando l'utilizzo della tradizionale lubrificazione con quella criogenica per valutarne l'impatto sulla durata dei componenti.

Nel capitolo 1 si enunciano le varie caratteristiche del Titanio, dalla composizione alla formazione, con particolare rilievo sulle proprietà del materiale ed in particolare, gli aspetti relativi all'ambito biomedicale. Infine, vengono dettagliati i principali campi di applicazione del materiale con focus sul campo protesico e sulle relative complicazioni.

Nel capitolo 2 si conduce una profonda analisi sui trattamenti termici e le relative microstrutture. Si delineano gli obiettivi per la microstruttura desiderata e tramite la spiegazione dei vari test condotti, si descrive la microstruttura finale, le attrezzature, il metodo e le tempistiche adoperate per ottenerla. Attraverso l'utilizzo di microscopi ottici ed elettronici a scansione si è condotta un'analisi sulla microdurezza del campione.

Nel capitolo 3 viene dimostrato il processo per l'ottenimento della microstruttura desiderata per 30 campioni di Titanio. Per ottenere un'omogeneità nei risultati, è stato utilizzato un setup con relativo materiale refrattario. Viene dettagliata la produzione dei campioni sperimentali attraverso la tornitura. Si procede nell'analisi dal punto di vista teorico del modello di taglio ortogonale, della formazione di truciolo, delle tipologie di truciolo e differenti strategie di lubrificazione, in particolare nel caso della tornitura criogenica. Viene condotta un'analisi sulla selezione degli utensili e sui processi di lavorazione inerenti alla tornitura criogenica.

Nel capitolo 4, viene condotto uno studio approfondito della morfologia superficiale generata dalle operazioni di tornitura, focalizzando l'attenzione sui parametri areali di rugosità e del profilo. Vengono elencate le misurazioni ottenute mediante l'utilizzo di un profilometro ottico 3D. L'obiettivo è investigare l'effetto dei due metodi di lubrificazione sulla finitura superficiale e le relative conseguenze sulla vita a fatica dei campioni.

Nel capitolo 5, si esamina la tematica della fatica dei materiali metallici ed i vari approcci teorici utilizzati per l'analisi del fenomeno. Si fornisce un resoconto della procedura adoperata e dell'apparato sperimentale utilizzato per condurre i test di resistenza alla fatica. Grazie all'utilizzo della macchina a flessione rotante in quattro punti e all'analisi dei risultati, si sviluppano le curve di Wöhler per le due serie di campioni: la serie sottoposta a tornitura criogenica e la serie tornita con l'uso di lubrificante a base acquosa. In Appendice sono disponibili le schede provino. In conclusione, sono state sottoposte a confronto le curve di resistenza a fatica dei provini in Titanio forgiato e quelle relative a campioni prodotti tramite additive manufacturing relative ad un articolo scientifico.

Nel capitolo 6 si presentano le conclusioni sul lavoro eseguito e sui risultati conseguiti.

CAPITOLO 1

TITANIO E LE SUE LEGHE

1.1 Introduzione

Il titanio, simbolo Ti, è l'elemento numero 22 della tavola periodica. Esso appartiene al gruppo IV A del sistema periodico, è un metallo di transizione ed ha un peso atomico di 47,9 uma. Il titanio è molto presente nella crosta terrestre, rappresentandone il nono elemento per quantità. Ha una densità di circa 4,5 g/cm³, presenta una temperatura di fusione di circa 1670°C e cristallizza, a temperatura ambiente, nella forma esagonale compatta HCP.

nome	titanio	
numero atomico	22	1668 — temperatura di fusione (°C)
		3287 — temperatura di ebollizione (°C)
simbolo	Ti	658 — energia di prima ionizzazione (kJ/mol)
		1,54 — elettronegatività (secondo Pauling)
massa atomica (u)	47,87	4,55 — densità in g/mL a 20 °C
		+2+3+4 — numeri di ossidazione
		[Ar]3d ² 4s ² — configurazione elettronica

Figura 1.1: Il titanio nella tavola periodica [1]

1.2 Il titanio

Scoperto nel 1791 da William Gregor, presbitero britannico, il titanio è abbastanza diffuso sulla crosta terrestre, essendo il nono elemento in ordine di abbondanza dopo ossigeno, silicio, alluminio, ferro, calcio, sodio, magnesio e potassio. Il titanio costituisce circa lo 0,6% degli elementi cristallini ed è il quarto metallo più usato in ambito strutturale dopo l'alluminio, il ferro e il magnesio. Il titanio presenta buone proprietà meccaniche, fisiche e chimiche, come resistenza, durezza, alto volume specifico e alta resistenza alla corrosione. Nonostante ciò, il suo impiego in ambito industriale risulta essere abbastanza recente [1, 2].



Figura 1.2 barra di titanio ultrapuro (99,995%) [3]

Il titanio non si trova puro in natura, bensì sotto forma di biossido TiO₂ presente in molti minerali, nel terreno e in comuni ciottoli. Questo metallo è noto per il suo elevato rapporto resistenza / peso e per la sua bassa densità. Ha un colore bianco metallico ed è lucente. Tramite l'analisi di campioni lunari, si è scoperto che gli ossidi di titanio sono presenti sul suolo satellitare con una percentuale maggiore rispetto al suolo terrestre.[4]

CAPITOLO 1: *Titanio e le sue leghe*

Affinché il processo di estrazione del titanio sia conveniente, bisogna partire da minerali che ne abbiano un contenuto superiore al 1% e questo è possibile in poche zone della terra.

Nel 2021, i principali produttori di titanio sono stati [5]:

1. Cina
2. Giappone
3. Russia
4. Kazakistan
5. Ucraina

La maggior parte del titanio estratto è adoperato sotto forma di TiO_2 (biossido) nell'industria dei pigmenti poiché ha un colore bianco puro e un elevato indice di rifrazione, rendendolo ideale per la colorazione di plastiche, materiali ceramici e vernici. Il minerale più conveniente dal quale estrarre il titanio metallico è il rutilo i cui depositi sono presenti in Nord America, Australia, India, Brasile e Africa. Il rutilo contiene il più alto contenuto di TiO_2 tra tutti i minerali contenenti titanio. Anche l'ilmenite, ossido di ferro-titanio, è molto utilizzata per la produzione del titanio, infatti è un minerale particolarmente abbondante sulla crosta terrestre, di facile estrazione e presente in vari stati. L'ilmenite viene utilizzata nella produzione di tetracloruro di titanio convertendo il minerale in rutilo sintetico. In questa operazione, il ferro viene lisciviato dall'ilmenite con vari metodi. [2]

Nonostante il titanio offra notevoli vantaggi in termini di proprietà meccaniche, chimiche e fisiche, il suo utilizzo rimane limitato rispetto ad altri metalli a causa dei costi elevati associati alla sua produzione, come indicato nella Figura 1.3

	<i>Prezzi contrattuali 2014, dollari USA/lb</i>		
	Acciaio	Alluminio	Titanio
Minerale	0.02	0.10	0.22 (rutilo)
Metallo	0.10	1.10	5.44
Lingotto	0.15	1.15	9.07
Lamiera	0.30-0.60	1.00-5.00	15.00-50.00

Figura 1.3: Costo del titanio comparato ad altri minerali [3]

1.3 Produzione del titanio

Nel 1887 Otto Pettersson e Lars Fredrik Nilson ottennero titanio puro al 95% partendo dalla riduzione del tetracloruro di titanio con il sodio, conducendo la reazione in un cilindro di acciaio inossidabile ermetico.

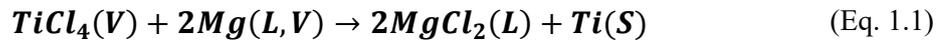
Nel 1910 si ottenne il titanio puro (al 99,9%) grazie a Matthew Hunter, ingegnere neozelandese che utilizzò un processo innovativo.

1.3.1 Processo Hunter

Da una miscela di coke, cloro e rutilo si ottiene il tetracloruro di titanio ($TiCl_4$) e anidride carbonica. Il secondo step prevede la riduzione del tetracloruro di titanio con sodio per formare titanio metallico. Hunter ideò questo processo partendo da tetracloruro di titanio con un elevato grado di purezza, ottenendo titanio puro al 99,9%. Un limite di questo processo era la pericolosità, poiché l'esperimento avveniva in un contenitore di acciaio inossidabile ermetico e, come è noto, il sodio metallico può provocare reazioni esplosive.

1.3.2 Metodo Kroll

Nel 1932, il chimico William J.Kroll produsse titanio combinando il tetracloruro di titanio con il calcio. Successivamente Kroll sostituì il calcio con il magnesio e, ancora oggi, il processo ideato da Kroll rappresenta la base per la maggior parte della produzione di titanio. Il metodo Kroll si basa sulla seguente reazione chimica:



Tutti i metodi commerciali per ridurre gli ossidi al titanio metallico hanno tre passaggi fondamentali:

1. Clorurazione, convertendo l'ossido di titanio in $TiCl_4$ con produzione di tetracloruro di titanio
2. Riduzione del $TiCl_4$ in metallo usando magnesio (Kroll) o sodio (Hunter) ed elettrolisi.
3. Purificazione del titanio mediante fusione ad arco sottovuoto, utilizzando gas inerte per rimuovere i sali residui e i reagenti non consumati.

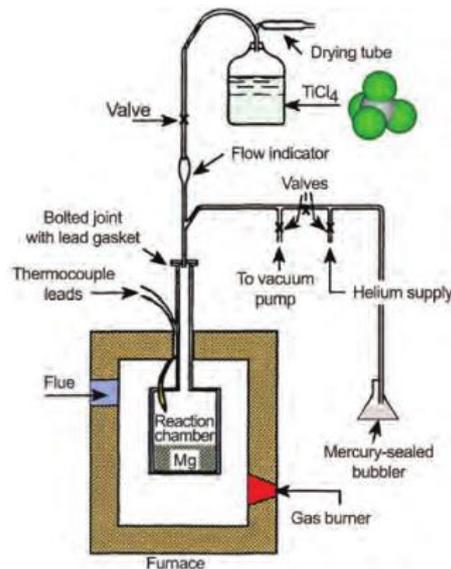


Figura 1.4 Processo di produzione di polvere di titanio [3]

1.4 Proprietà

Il titanio commercialmente puro è classificato in gradi che definiscono la percentuale di ossigeno presente nel materiale, la presenza di ferro e di elementi interstiziali, differenziandone le caratteristiche meccaniche (vedesi Appendice). La maggior parte dei gradi sono leghe con varie aggiunte di alluminio, vanadio, nichel allo scopo di migliorare o combinare varie caratteristiche meccaniche e di resistenza al calore.

In seguito verranno presentate alcune delle principali proprietà delle leghe di titanio:

1.4.1 Resistenza alla corrosione

Il titanio deve essere fuso sottovuoto o in un ambiente con gas inerte per evitare che l'ossidazione possa portare ad una diminuzione della resistenza del metallo fuso. Tuttavia, il titanio presenta un'elevata resistenza alla corrosione, dovuta a un fenomeno elettrochimico, definito passivazione, che consiste nella formazione di un sottile film sulla superficie del metallo. Quest'ultimo è costituito da un sottile strato di ossido (TiO_2) che si forma sulla superficie, con spessore dell'ordine dei nanometri, che conferisce al metallo una resistenza eccezionalmente elevata alla corrosione fino a temperature prossime a $530\text{ }^\circ\text{C}$. La formazione del film superficiale derivante da passivazione a contatto con l'ossigeno ambientale o in presenza di umidità è descritta dalle seguenti reazioni chimiche.



Lo strato di ossido superficiale può inoltre svolgere altre funzioni interessanti, ad esempio in campo biomedicale è stato dimostrato che favorisce l'incollaggio delle porcellane fuse, rendendo il titanio particolarmente adatto alla realizzazione delle protesi dentarie. [6]

La notevole compattezza e la limitata porosità del titanio inibiscono la corrosione, fenomeno invece favorito da agenti atmosferici come acqua, aria, ecc., e da agenti chimici. La buona resistenza alla corrosione del titanio lo rende dunque adatto per applicazioni in ambienti marini e chimicamente aggressivi. Mentre il titanio è resistente alla corrosione in molte situazioni, è reattivo ad alte temperature in presenza di gas come l'ossigeno e l'azoto. Questo può limitare le sue applicazioni a temperature estreme.

1.4.2 Conduttività ed espansione termica lineare

Il titanio presenta un punto di fusione relativamente elevato, situato intorno ai $1670\text{ }^\circ\text{C}$, grazie alle forti interazioni atomiche tra gli atomi. Questa caratteristica lo rende un materiale adatto per applicazioni ad alta temperatura, come motori a reazione e componenti di turbine. Inoltre, il titanio mostra una bassa espansione termica e conduttività termica. Precisamente, come evidenziato nella Tabella 1.1, la conducibilità termica del titanio è di circa 20 W/mK , mentre il coefficiente di espansione termica lineare è di circa $8,410^{-6}\text{ mC}^{-1}$. Vi è un notevole divario tra i valori di queste caratteristiche del titanio rispetto alle proprietà termiche dei materiali metallici comunemente utilizzati. Ad esempio, se paragonato con l'alluminio, il titanio ha una conducibilità termica inferiore più di un ordine di grandezza ed ha un coefficiente di espansione termica di circa un terzo.

1.4.3 Proprietà meccaniche

Il titanio è rinomato per il suo eccezionale rapporto tra resistenza e peso, grazie ad una densità di 4,5 g/cm³. Le sue proprietà meccaniche variano in base alla specifica lega e al trattamento termico; in particolare, la lega Ti-6Al-4V presenta una resistenza a trazione tra 900 MPa e 1050 MPa mentre la tensione di snervamento è compresa tra 830 MPa e 900 MPa. Queste proprietà rendono il materiale ottimale per applicazioni come le protesi mediche, in cui la resistenza è fondamentale. Il modulo elastico del titanio, in particolare nella lega Ti-6Al-4V, oscilla tra 110 GPa e 120 GPa, definendone la sua rigidità e capacità di deformazione sotto carico. Considerando che il modulo elastico dell'osso corticale si colloca nell'intervallo di 10÷30 GPa, emerge una notevole differenza: il modulo elastico del titanio è circa 5 volte superiore rispetto a quello dell'osso compatto. Questa disparità è di fondamentale importanza nelle fasi di progettazione di protesi poiché vi è la necessità di favorire una distribuzione efficace delle sollecitazioni meccaniche sul tessuto osseo circostante.[7] Inoltre, le leghe di titanio mostrano una notevole resistenza al creep, cioè la deformazione permanente o il fluire viscoso del materiale quando è esposto a temperature elevate, per periodi prolungati. Tale resistenza al creep ha un valore compreso tra 100 MPa e 200 MPa con temperatura limite 400÷600°C. In confronto a molti altri materiali con una resistenza meccanica equivalente, le leghe di titanio spiccano per la loro eccezionale resistenza alla fatica.

Principali caratteristiche e proprietà	Ti	Fe	Ni	Al
Temperatura di fusione, °C	1670	1538	1455	660
Modulo elastico, Gpa	115	210	200	72
Tensione di snervamento, Mpa	1000	1000	1000	500
Densità, g/cm ³	4.5	7.9	8.9	2.7
Resistenza alla corrosione, comparazione	Altissima	bassa	media	alta
Reattività con l'ossigeno, comparazione	altissima	bassa	bassa	alta
espansione termica lineare, 10-6m K-1	8.4	11.8	13.4	23.1
Conduttività termica, W m-1 K-1	20	80	90	237

Tabella 1.1 Caratteristiche e proprietà del Titanio

1.4.4 Biocompatibilità

Per biocompatibilità si intende la capacità di un materiale di interagire in modo sicuro con il corpo umano o con il sistema biologico senza causare danni o reazioni avverse (come risposte immunitarie e infiammatorie nocive). Alcuni aspetti chiave della biocompatibilità includono:

- Assenza di tossicità
- Interazione favorevole con i tessuti circostanti
- Stabilità chimica e meccanica
- Minima reazione immunitaria
- Resistenza alla corrosione

Il titanio ha la capacità di osteointegrarsi con l'osso, tuttavia, in caso di perdita dello strato ossidato, può diventare suscettibile alla corrosione.

1.4.5 Altre proprietà

Il titanio è associato a due processi di notevole interesse: la fotocatalisi e l'autopulizia.

La fotocatalisi è un processo che sfrutta la capacità del biossido di titanio di accelerare reazioni chimiche che portano alla rottura delle molecole inquinanti promuovendone l'ossidazione, attraverso la trasformazione di tali molecole in prodotti meno nocivi. Il biossido di titanio ha la funzione di catalizzatore alla presenza di raggi UV; dunque, sfruttando la luce, promuove reazioni chimiche che contribuiscono alla rimozione o trasformazione di inquinanti nell'ambiente. [9]

L'autopulizia opera secondo lo stesso principio, accelerando il deterioramento delle particelle che si accumulano sulla superficie del metallo attraverso lo stesso effetto catalitico. Tale processo è reso possibile grazie alle piogge, le quali permettono di evitare interventi di manutenzione. Inoltre, si sfrutta la formazione spontanea di uno strato ossidato sulla superficie del materiale, il quale contiene anche ossigeno. Questo processo ha rivestito un ruolo fondamentale nella costruzione e progettazione del Guggenheim Museum di Bilbao, che è stato esternamente rivestito con oltre trentamila lastre di titanio, assicurando una pulizia costante della struttura.



Figura 1.5: Guggenheim Museum di Bilbao [10]

1.5 Aspetti metallurgici

1.5.1 Struttura cristallina

La struttura fisica e le proprietà dei materiali dipendono principalmente dalla disposizione degli atomi, ioni o molecole che compongono il solido e dalle forze che li legano. Se gli atomi di un solido sono disposti secondo una disposizione ripetitiva nelle tre dimensioni dello spazio, essi formano un solido cristallino. Una sequenza infinita di punti (atomi nei solidi cristallini) nelle tre dimensioni, prende il nome di reticolo spaziale. Ogni reticolo spaziale può essere descritto specificando la posizione degli atomi in un'unità elementare ripetitiva di una struttura cristallina: la cella elementare. Ci sono quattro tipi fondamentali di cella elementare:

- Semplice
- A corpo centrato
- A facce centrate
- A base centrata

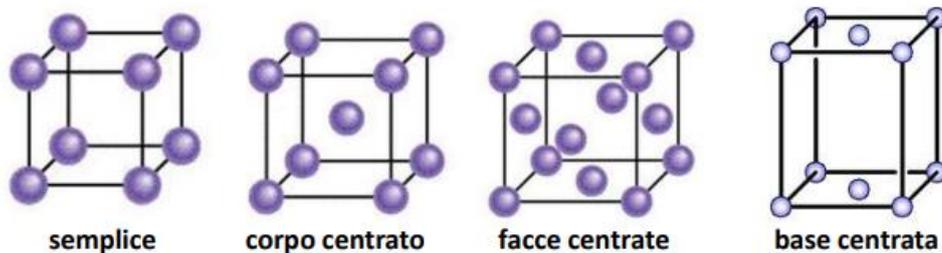


Figura 1.6 Le quattro tipologie fondamentali di celle elementari

La combinazione del sistema cristallino e del tipo di cella fondamentale prende il nome di *struttura cristallina*. Il fisico francese A.J. Bravais dimostrò che il numero di strutture realizzabili è limitato ai “14 reticoli di Bravais”. Durante la solidificazione, il 90% degli elementi metallici si organizza secondo solo tre strutture cristalline:

- Cella cubica a corpo centrato (CCC o BCC);
- Cella cubica facce centrate (FCC)
- Cella esagonale compatta (EC o HCP)

Nel caso dei metalli di transizione, esiste una correlazione tra struttura cristallina e numero di gruppo (nel caso degli elementi). L'esistenza di tale correlazione suggerisce che la struttura elettronica svolge un ruolo importante nel controllo della stabilità di fase.

Il titanio è un elemento che può assumere più strutture cristalline ed è dunque definito allotropico. Come si evince dalla Figura 1.7, la struttura cristallina del titanio, a temperatura ambiente, è esagonale compatta (HCP) e prende il nome di *fase α* . Oltre una determinata temperatura (885°C per il titanio puro) chiamata *temperatura di transizione α - β* (o *β -transus*), diviene stabile la struttura cubica a corpo centrato (BCC), che prende il nome di *fase β* . Questa resta tale fino al punto di fusione (1670°C per il titanio puro).

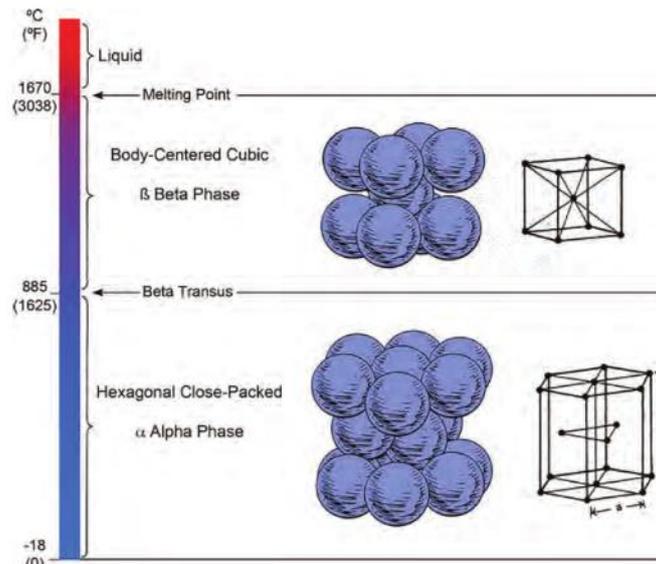


Figura 1.7 Struttura cristallina del titanio [2]

1.5.2 Temperatura di transizione

La temperatura di transizione, indicata come T_{β} o β *transus*, è definita come la temperatura più bassa per cui è presente esclusivamente la fase β . Tale temperatura è strettamente correlata alla composizione della lega, poiché può variare notevolmente tra leghe diverse. Per esempio, per il titanio in forma pura, T_{β} si può assumere di $882 \pm 2^{\circ}\text{C}$. Tuttavia, nelle leghe di titanio T_{β} è fortemente influenzata dalla presenza di stabilizzanti, ovvero elementi che stabilizzano la fase α o la fase β [11]. Il titanio è soggetto a vari trattamenti termici finalizzati alla formazione di una specifica microstruttura del materiale. Questi trattamenti termici sono strettamente correlati alla temperatura di transizione β (T_{β}) e vengono utilizzati per ottenere determinate caratteristiche microstrutturali che hanno un notevole impatto sul comportamento meccanico e di resistenza alla corrosione del materiale. Per quanto riguarda la temperatura di fusione, questa dipende molto dalla lega considerata, comunque il Titanio puro fonde a $1670 \pm 5^{\circ}\text{C}$. Durante la fusione, nel passaggio da solido a liquido, vi è una sensibile diminuzione di densità (circa 150 kg/m^3). [1,12]

Nel contesto delle leghe di titanio, esistono due categorie di elementi che influenzano la temperatura di transizione T_{β} . Tali elementi sono noti come "stabilizzatori alfa" e "stabilizzatori beta" e svolgono un ruolo critico nella regolazione delle proprietà delle leghe.

1.5.2.1 α -stabilizzatori

Gli α -stabilizzatori sono elementi che, aggiunti alle leghe di titanio, hanno lo scopo di aumentare la temperatura alla quale si ha fase α , aumentano la temperatura di transizione. Questi elementi possono essere metalli semplici o elementi interstiziali, spesso appartenenti alla categoria degli elementi non transizionali. La loro presenza contribuisce a stabilizzare la fase α , mantenendo le caratteristiche della struttura cristallina α . Alcuni esempi di stabilizzatori alfa sono: alluminio, ossigeno, azoto e carbonio. Gli ultimi tre sono elementi di piccole dimensioni in grado conseguentemente di posizionarsi all'interno del reticolo cristallino del metallo, detti dunque elementi interstiziali.

1.5.1.2 β -stabilizzatori

Gli elementi β -stabilizzanti, quando aggiunti alle leghe, diminuiscono la temperatura di transizione tra le fasi α e β . Questi elementi sono solitamente metalli di transizione o metalli nobili con bande di elettroni D non completamente riempite o parzialmente riempite. La loro inclusione favorisce la fase β e contribuisce alla regolazione delle proprietà della lega. Gli elementi in lega β -stabilizzanti possono determinare la formazione di composti eutetoidici come nel caso di cromo, ferro, nichel e silicio oppure essere isomorfi con la fase β , come molibdeno e vanadio.

In sintesi, gli α -stabilizzatori promuovono la fase α , mentre gli β -stabilizzatori favoriscono la fase β . Questi elementi sono utilizzati nella progettazione di leghe di titanio per ottenere le combinazioni desiderate di proprietà meccaniche, termiche e strutturali per applicazioni specifiche.

Nella Figura 1.8, si evidenzia che nelle leghe a base di titanio puro, le zone monofase-alfa e monofase-beta non si trovano in contatto diretto. Queste regioni sono invece separate da una zona bifase alfa + beta. È interessante notare che l'ampiezza di questa regione bifase tende ad aumentare all'aumentare della concentrazione del soluto.

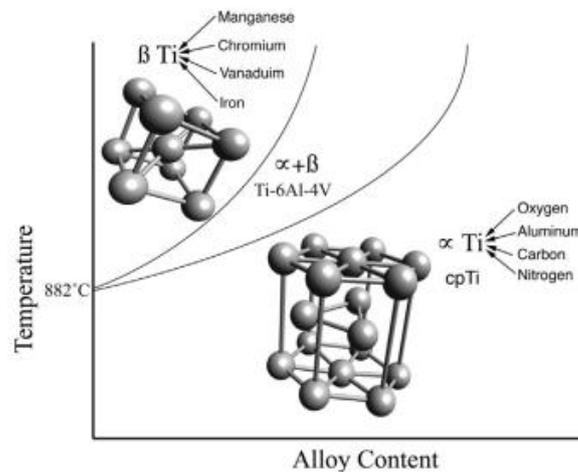


Figura 1.8 Struttura cristallina del Titanio [2]

Sfruttando tali materiali stabilizzanti, è possibile creare leghe di titanio con struttura cristallina esclusivamente nella fase α o β , oppure leghe $\alpha+\beta$ ottenendo proprietà differenti. L'aumento della quantità di elementi interstiziali comporta un aumento del modulo elastico, mentre l'aggiunta di elementi che stabilizzano la fase β tende a diminuirlo. I β -stabilizzanti, al contrario, tendono a incrementare la durezza della lega. Questa variazione di composizione e struttura influisce notevolmente sulle proprietà meccaniche e fisiche del materiale. La resistenza meccanica viene sensibilmente aumentata dall'aggiunta di α -stabilizzanti. [12]

1.5.2 Leghe α

Si tratta di leghe con una percentuale di fase $\beta < 5\%$. Sono caratterizzate da elevata tenacità e saldabilità. Tale tipologia di leghe non risponde ai trattamenti termici. Negli ultimi anni il loro uso è andato via via diminuendo a favore di leghe $\alpha+\beta$, più facilmente deformabili. Inoltre, l'assenza di una trasformazione duttile-fragile, proprietà esclusiva della struttura BCC, rende la lega alfa adatta per applicazioni criogeniche [11].

Le leghe α sono caratterizzate da [1,11,12]:

- buona saldabilità
- moderata resistenza a trazione ad alte temperature (rispetto $\alpha+\beta$ e β)
- scarsa duttilità
- non trattabili termicamente
- buona tenacità a frattura
- resistenza allo scorrimento
- mantenimento delle caratteristiche meccaniche anche a temperature elevate di esercizio, grazie al contenuto generalmente alto di alluminio

1.5.3 Leghe β

Tali leghe presentano una percentuale di fase β superiore al 20%; possono essere soggette a trattamenti termici ma non possono subire trasformazioni martensitiche [11]. Le leghe di titanio β contengono principalmente la fase β -titanio, che è stabile a temperature superiori a circa 882°C (1620°F). Queste leghe sono generalmente più dure e resistenti rispetto alle leghe α . Sono spesso utilizzate in applicazioni ad alta resistenza e ad alta temperatura, come parti di motori a reazione. Tali leghe garantiscono le migliori proprietà meccaniche. In particolare [1]:

- possibilità di trattamenti termici per aumentare la resistenza
- formabilità a freddo
- eccellente lavorabilità
- saldabilità molto limitata o nulla
- eccellente resistenza alla trazione fino a circa 370°C
- bassa resistenza al creep sopra i 370°C
- alta duttilità (se a temperatura ambiente si ha completamente fase β)
- buona tenacità a frattura e bassa velocità di propagazione della cricca

1.5.4 Leghe $\alpha + \beta$

Le leghe $\alpha + \beta$ sono definite tali poiché, a temperatura ambiente, presentano sia fase alfa che beta. Sono definite $\alpha + \beta$ se hanno una percentuale di fase β compresa tra il 10% e 20%. Queste leghe possono subire trasformazioni martensitiche e rispondono a trattamenti termici. La più conosciuta ed usata tra queste leghe, oggetto anche di studio in questa tesi, è il Ti-6Al-4V. Sebbene questa particolare lega sia difficile da formare, anche allo stato ricotto, le leghe $\alpha + \beta$ mostrano generalmente una buona fabbricabilità, un'elevata resistenza alla temperatura ambiente e una moderata resistenza alla temperatura elevata. Possono contenere tra il 10 e il 50% di fase beta a temperatura ambiente; se ne contengono più del 20% non sono saldabili. Tali leghe sono comunemente utilizzate in settori come l'aerospaziale e l'industria medica, dove è richiesta una buona combinazione di resistenza, resistenza alla corrosione e lavorabilità. Le proprietà delle leghe $\alpha + \beta$ possono essere affinate mediante trattamento termico. Le caratteristiche principali delle leghe $\alpha + \beta$ sono [1,11]:

- buona resistenza alle alte temperature
- possibilità di trattamenti termici per aumentare la resistenza
- buona tenacità a frattura
- la microstruttura della fase α influisce molto sulle proprietà
- scarsa saldabilità (fattore dipendente dalla tipologia di lega. Ti-6Al-4V si salda bene)
- buona lavorabilità

- si usano spesso allo stato ricotto

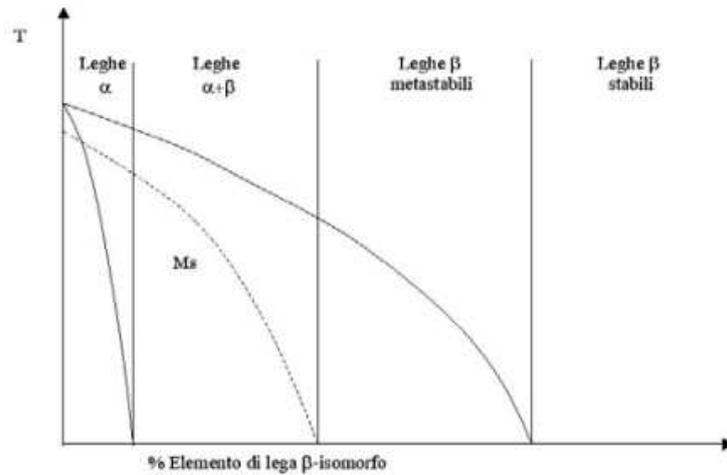


Figura 1.9 Campi di esistenza delle leghe di Ti [11]

1.6 Applicazioni del titanio

Il titanio trova numerose applicazioni in vari settori grazie alle sue eccezionali proprietà meccaniche, chimiche e di biocompatibilità. Di seguito alcune delle principali applicazioni del titanio:

Aerospaziale: Il titanio è ampiamente utilizzato nell'industria aerospaziale per la produzione di parti leggere e resistenti. Viene utilizzato per componenti strutturali di aerei, elicotteri, razzi e satelliti, grazie alla sua resistenza, leggerezza e resistenza alla corrosione.

Industria automobilistica: Grazie alla sua ottima resistenza e trazione, il titanio è un materiale ideale per produrre telai e parti meccaniche, garantendo una diminuzione di peso e una migliore efficienza del carburante. L'ingresso del titanio in tale settore, si deve alla Porsche, negli anni '60. Viene utilizzato in parti come le valvole, le bielle e altre componenti del motore. Rappresenta un'ottima alternativa all'acciaio. La resistenza alla corrosione invece fa sì che sia perfetto per la produzione di marmitte, sospensioni, molle, viti, dadi e bulloni. Resta ancora da superare lo scoglio del costo, tuttora molto elevato rispetto ad altri materiali. Ecco perché il suo uso generalmente resta confinato alla produzione di auto di lusso.



Figura 1.10 Icona Vulcano Titanium: la prima macchina totalmente in titanio [13]

Industria chimica: A causa della sua elevata resistenza alla corrosione, il titanio è utilizzato per la produzione di reattori, scambiatori di calore, serbatoi e altre apparecchiature che entrano in contatto con sostanze chimiche aggressive.

Impianti energetici: Il titanio è utilizzato in turbine a gas e parti di generatori a causa della sua resistenza alle alte temperature e alla corrosione. Viene utilizzato anche nelle pale delle turbine eoliche per la sua combinazione di resistenza e leggerezza. Il titanio è utilizzato in generatori nucleari e in altre applicazioni legate all'energia nucleare a causa della sua capacità di resistere alle radiazioni e alle alte temperature.

Sport: Grazie alla sua resistenza e leggerezza, il titanio è utilizzato nella produzione di biciclette ad alte prestazioni, attrezzature da arrampicata, racchette da tennis, mazze da golf e altri prodotti sportivi.



Figura 1.11 Bicicletta con telaio in titanio [14]

Industria navale: Grazie alla sua resistenza alla corrosione in ambienti marini, il titanio trova applicazioni nell'industria navale per la produzione di scafi di navi, parti di sistemi di propulsione e altre strutture.

Settore alimentare: Il titanio è utilizzato nella produzione di attrezzature per l'industria alimentare, come scambiatori di calore e serbatoi, grazie alla sua resistenza alla corrosione e alla sua inerzia chimica.

Settore gastronomico: Il biossido di titanio (TiO_2) viene adoperato come additivo alimentare per migliorare la consistenza e l'aspetto di alcuni prodotti alimentari. Viene spesso utilizzato in alimenti come caramelle, per conferire una maggiore lucentezza e un colore bianco brillante.

1.6.1 Applicazioni del titanio in ambito biomedicale

Come accennato nel §1.4.4, il titanio viene adoperato in impiantologia grazie alla sua capacità di osteointegrarsi. Con tale termine si intende l'apparente attacco diretto o connessione del tessuto osseo ad un materiale alloplastico inerte senza l'intervento del tessuto connettivo. Per i pazienti che soffrono di grave allergia ai metalli, il titanio e le sue leghe sono l'unica opzione nelle procedure che richiedono un impianto metallico permanente. Il titanio commercialmente puro (Cp-Ti) e la lega Ti-6Al-4V sono i più comunemente utilizzati per le applicazioni implantari. Esempi di applicazioni biomediche sono:

- impianti dentali e protesi sostitutive (figure 1.12 e 1.13)
- pacemaker
- viti

- impianti maxillofacciali
- alloggiamenti per dispositivi di assistenza ventricolare

Inoltre, le leghe di titanio sono adoperate anche nelle sostituzioni articolari di spalla, anca, colonna vertebrale, ginocchio, gomito e polso. In figura 1.12 si evince come le protesi siano composte da diversi elementi, in questi due casi specifici, il titanio è presente: nella protesi del ginocchio come piatto tibiale, nella protesi dell'anca come stelo. Nella protesi d'anca, la testa femorale veniva fabbricata in titanio, ma, a causa della scarsa resistenza ad usura e alla produzione di microparticelle, è stata sostituita da altri materiali come ceramica, polietilene ultra-resistente.[14]

In tabella 1.2 vengono presentati vantaggi e svantaggi dell'uso di diversi materiali per applicazioni biomedicali ed implantologiche, tra cui è presente il titanio.

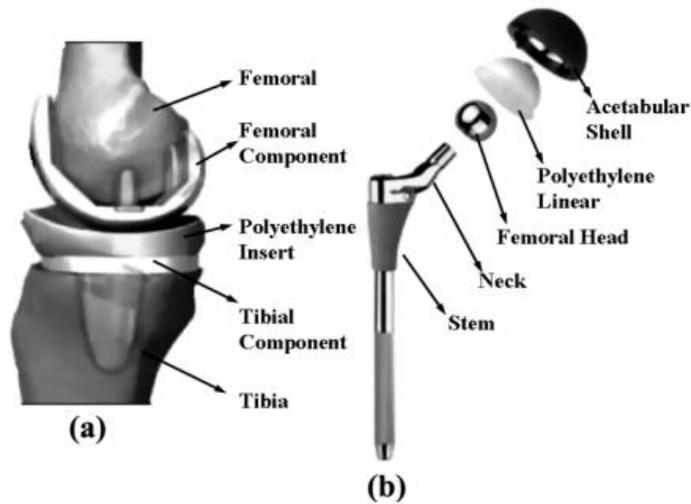


Figura 1.12 a) Protesi totale del ginocchio. b) Protesi totale dell'anca [15]



Figura 1.13 Impianto dentale realizzato in Ti6Al4V [15]

Alloys	Advantages	Disadvantages	Typical Applications
Fe-based	<ul style="list-style-type: none"> • Good corrosion and fatigue resistance in short-term applications • Low cost • Easy to be machined 	<ul style="list-style-type: none"> • Tend to corrode in long-term applications • High modulus (stress-shielding effect) • Ni and Cr allergy 	<ul style="list-style-type: none"> • Instruments • Temporary devices (316L) • Permanent implants (Orthinox stem)
Co-based	<ul style="list-style-type: none"> • Long-term corrosion resistance • Best fatigue and wear resistance • Biocompatibility 	<ul style="list-style-type: none"> • Difficult to machine and thus expensive to process • High modulus (stress-shielding effect) • Co, Ni, and Cr allergy 	<ul style="list-style-type: none"> • Permanent joint implants
Ti-based	<ul style="list-style-type: none"> • Light • Greatest corrosion resistance • Best biocompatibility, free of metal-related allergy • Low Young's modulus 	<ul style="list-style-type: none"> • Lower shear strength • Low wear resistance • Still have, though to a lesser degree, stress-shielding effect 	<ul style="list-style-type: none"> • Permanent implant • Stem of hip prostheses • Dental screws • Temporary device

Tabella 1.2 Vantaggi e svantaggi nell'uso di diversi materiali negli impianti biomedicali [16]

1.6.1.1 Problemi e sfide attuali

All'interno della cavità orale, vi possono essere fenomeni corrosivi scatenati da ambienti ostili, come il pH, o da azioni meccaniche come la masticazione. Esistono diverse tipologie di corrosione: galvanica, da sfregamento, interstiziale. La corrosione da sfregamento è dovuta dall'interazione tra impianto dentale e osso, causato dalla masticazione che favorisce il rilascio di detriti metallici nei tessuti, aumentandone la citotossicità, l'infiammazione e alterazioni neoplastiche [18,19]

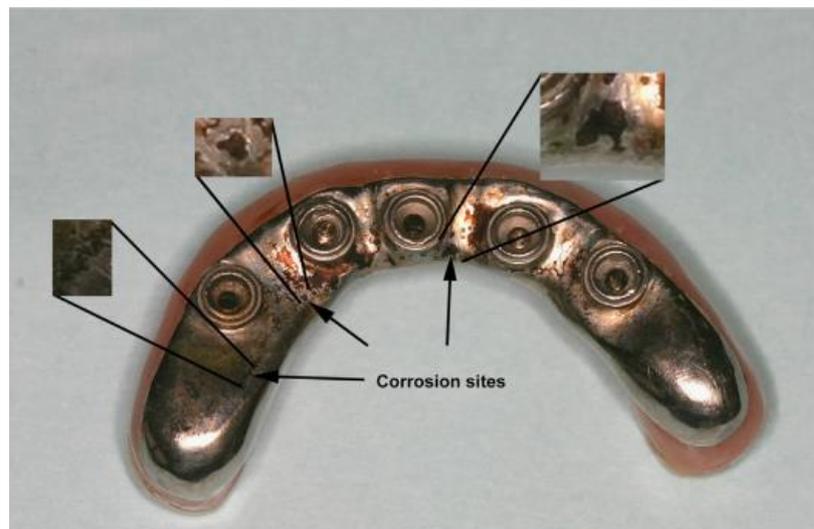


Figura 1.15 Effetti della corrosione sulla protesi dentale [17]

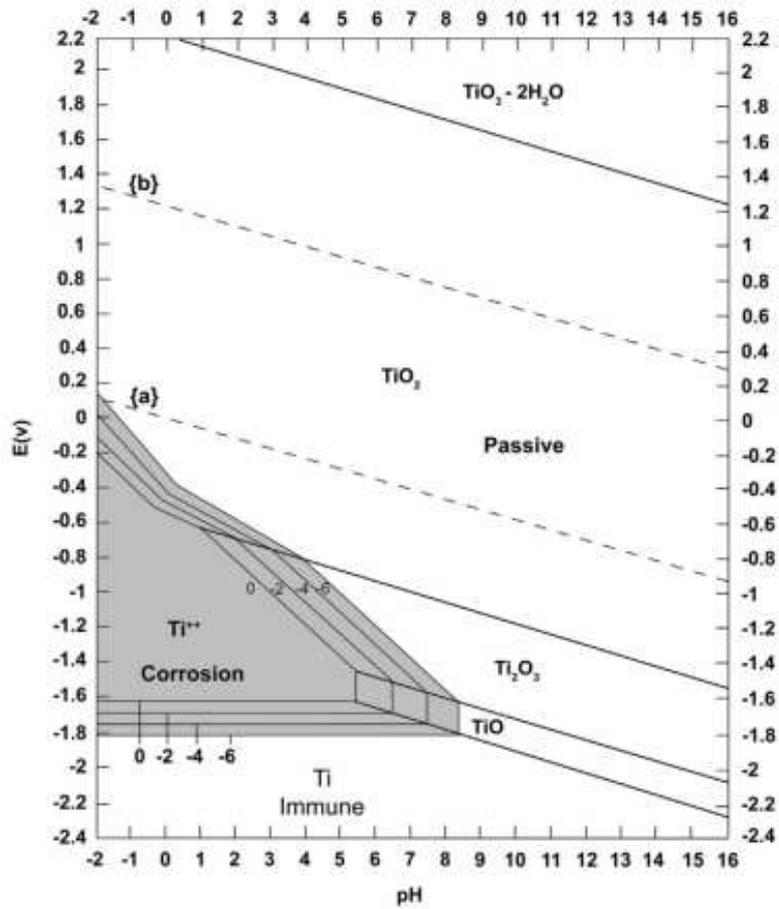


Figura 1.16 Diagramma di Pourbiac per il Ti in acqua. Le diverse regioni del diagramma indicano le condizioni che favoriscono corrosione, passivazione o immunità, illustrando così che una pellicola di ossido sulla superficie del Ti (TiO , Ti_2O_3 , TiO_2) è stabile in un ampio intervallo di pH e potenziali. [20]

1.7 **Protesi in Ti-6Al-4V soggette a flessione**

Nel presente lavoro di tesi si è posta particolare attenzione alla resistenza a fatica del Ti-6Al-4V. In campo biomedicale esistono 2 tipologie principali di protesi soggette a fatica di flessione rotante:

1. **Protesi per la sostituzione dell'anca:** in particolare per la componente del gambo dell'impianto, grazie alle sue eccellenti proprietà meccaniche, alla resistenza alla corrosione e alla biocompatibilità. Le protesi dell'anca senza cemento che incorporano questa lega possono includere il gambo femorale, la testa sferica della protesi e altre componenti che richiedono resistenza e durabilità sotto carichi flessionali e sollecitazioni meccaniche. [21,22]
2. **Protesi per articolazioni di ginocchio:** Parti delle protesi per l'articolazione del ginocchio, come le viti, le placche o le staffe, possono essere fabbricate in titanio 6Al-4V. Queste componenti devono resistere a carichi ciclici dovuti alla flessione e rotazione del ginocchio.[23]



Figura 1.17 **Protesi totale del ginocchio in Ti6Al4V** [23]

CAPITOLO 2

TRATTAMENTI TERMICI

2.1 Introduzione

I trattamenti termici sono una parte essenziale della metallurgia del titanio, consentendo la regolazione della microstruttura del materiale per ottenere le proprietà meccaniche desiderate. Essi sono ampiamente impiegati nell'industria aerospaziale, automobilistica e medica: settori in cui il titanio è adoperato per sfruttarne la leggerezza, la resistenza e la resistenza alla corrosione. In base alla tipologia di trattamenti termici adoperati, il titanio e le sue leghe possono assumere differenti tipologie di microstrutture dovute alle variazioni nella morfologia della fase α e della fase β . Queste variazioni sono influenzate da vari fattori, tra cui la composizione chimica della lega, il tipo di processo a cui è sottoposta, la temperatura di inizio del raffreddamento e la velocità di raffreddamento. Di conseguenza, è possibile ottenere microstrutture con caratteristiche diverse: strutture a grana grossa, strutture finemente aciculari e strutture equiassiche, come mostrato in Figura 2.1.[24] La tipologia di microstruttura influenza il comportamento meccanico del titanio e delle sue leghe: una microstruttura fine aumenta la duttilità e la resistenza meccanica; una microstruttura grossolana presenta una resistenza alla propagazione delle crepe maggiore. Analizzando nello specifico la lega di Titanio $\alpha + \beta$, le microstrutture ottenibili attraverso i trattamenti termo-meccanici sono:

- Bimodale (duplex)
- Equiassico
- Lamellare

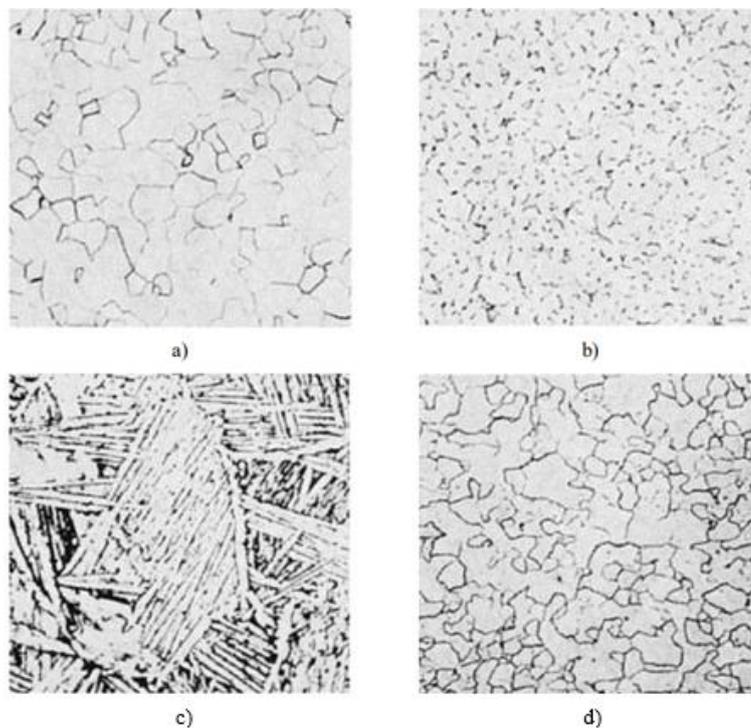


Figura 2.1 Differenti tipologie di microstruttura delle leghe di titanio: (a) titanio puro equiassico; (b) $\alpha + \beta$ equiassico (c) $\alpha + \beta$ aciculare (d) β equiassico [25]

2.2 Trattamenti termici

L'applicazione di trattamenti termici sul titanio e le sue leghe comporta i seguenti benefici [11]:

- Riduzione delle tensioni residue sviluppate durante la fabbricazione;
- Miglioramento della duttilità, lavorabilità e stabilità dimensionale e strutturale, specialmente nelle leghe alfa-beta (ricottura).
- Aumento della resistenza mediante il trattamento della soluzione e l'invecchiamento
- Ottimizzazione della tenacità alla frattura, resistenza alla fatica e resistenza allo scorrimento a temperature elevate

Vari tipi di trattamenti di ricottura, trattamenti in soluzione e regimi di invecchiamento vengono imposti per ottenere proprietà meccaniche selezionate. la distensione e la ricottura possono essere impiegate per prevenire attacchi chimici preferenziali in alcuni ambienti corrosivi, per prevenire distorsioni e per condizionare il metallo per le successive operazioni di formatura e fabbricazione.

Tuttavia, le leghe con una struttura alfa o quasi alfa non possono subire trattamenti termici a causa delle limitazioni legate alle loro trasformazioni di fase, poiché nelle leghe di tipo α la struttura cristallina rimane di tipo esagonale compatto e dunque il trattamento termico non sortisce alcun effetto. D'altra parte, le leghe con una struttura beta o una combinazione di fasi alfa e beta sono suscettibili di trattamenti termici che hanno un impatto significativo sulla loro resistenza statica, duttilità, tenacità alla frattura e resistenza a fatica. Nel contesto del lavoro di tesi, è stata posta l'attenzione sulle leghe a due fasi ($\alpha + \beta$). È importante notare che, attraverso opportuni trattamenti termici, è possibile influenzare la composizione, le dimensioni e la distribuzione delle fasi all'interno delle leghe $\alpha + \beta$, come riportato nella Tabella 2.1.

Summary of heat treatments for alpha-beta titanium alloys

Heat treatment designation	Heat treatment cycle	Microstructure
Duplex anneal	Solution treat at 50–75 °C (90–135 °F) below T_{β} (a), air cool and age for 2–8 h at 540–675 °C (1000–1250 °F)	Primary α , plus Widmanstätten $\alpha - \beta$ regions
Solution treat and age	Solution treat at ~40 °C (70 °F) below T_{β} , water quench(b) and age for 2–8 h at 535–675 °C (995–1250 °F)	Primary α , plus tempered α' or a $\beta - \alpha$ mixture
Beta anneal	Solution treat at ~15 °C (30 °F) above T_{β} , air cool and stabilize at 650–760 °C (1200–1400 °F) for 2 h	Widmanstätten $\alpha - \beta$ colony microstructure
Beta quench	Solution treat at ~15 °C (30 °F) above T_{β} , water quench and temper at 650–760 °C (1200–1400 °F) for 2 h	Tempered α'
Recrystallization anneal	925 °C (1700 °F) for 4 h, cool at 50 °C/h (90 °F/h) to 760 °C (1400 °F), air cool	Equiaxed α with β at grain-boundary triple points
Mill anneal	$\alpha - \beta$ hot work plus anneal at 705 °C (1300 °F) for 30 min to several hours and air cool	Incompletely recrystallized α with a small volume fraction of small β particles

(a) T_{β} is the β transus temperature for the particular alloy in question. (b) In more heavily β -stabilized alloys such as Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo or Ti-6Al-6V-2Sn, solution treatment is followed by air cooling. Subsequent aging causes precipitation of α phase to form an $\alpha - \beta$ mixture.

Tabella 2.1 Correlazione tra trattamento termico e microstruttura [25]

Un aspetto cruciale nel settore dei trattamenti termici delle leghe di Titanio è la temperatura di transizione, nota come "beta transus" (T_{β}). Attraverso il superamento di tale soglia, la microstruttura raggiunge una conformazione costituita completamente da fase beta, come illustrato nella Figura 2.2. È importante notare che, per la lega trattata in questo lavoro di tesi, Ti6Al4V, la temperatura di transizione T_{β} è effettivamente di 995°C [26,12]. La determinazione di questa temperatura T_{β} può essere effettuata mediante analisi metallografiche. Per determinare sperimentalmente T_{β} , campioni della lega sono sottoposti a temperature elevate con incrementi di 5°C, partendo da 980°C fino a

1015°C, e poi, successivamente, vengono temprati rapidamente in acqua. Il limite superiore del campo di temperatura di transizione T_{β} è identificato dal campione che, dopo essere stato temprato alla temperatura più elevata, mostra ancora delle isole di fase alfa primaria. Al contrario, il limite inferiore è determinato dal campione che, temprato alla temperatura più bassa, presenta una struttura completamente composta al 100% dalla fase β . [1]

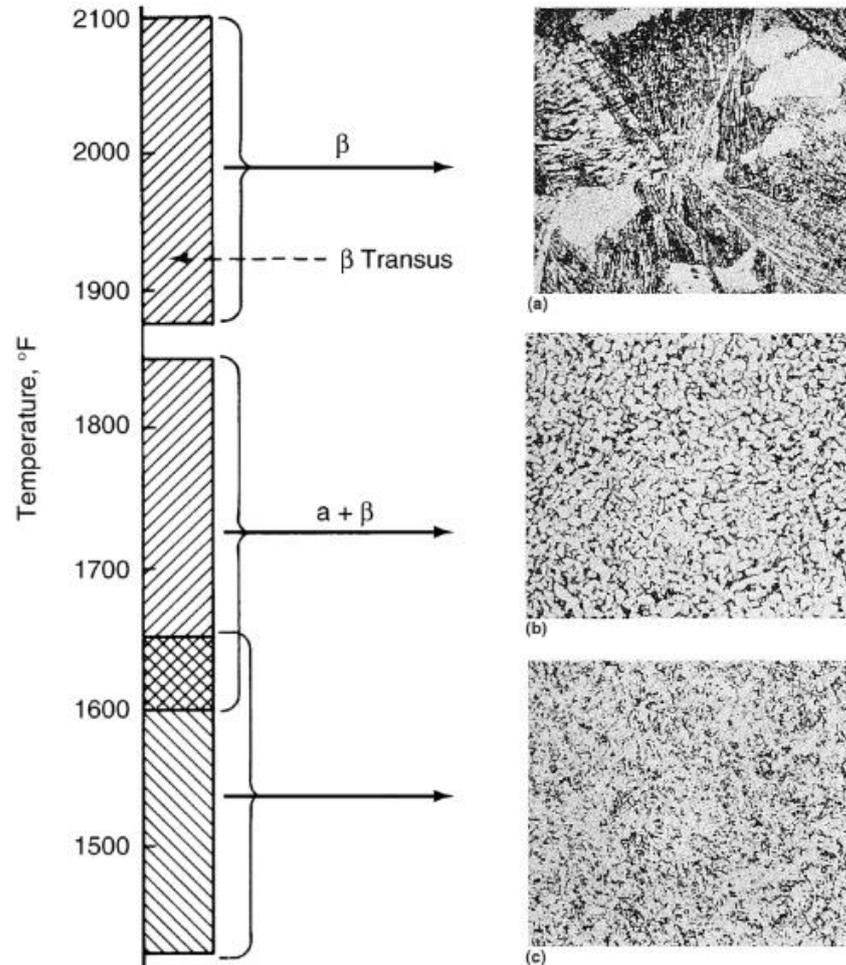


Figura 2.2 Cambiamento microstrutturale in base a T_{β} della lega Ti-8Al-1Mo. (a) aciculare alfa (b) equiassico alfa e intergranulare beta (c) alfa+beta [25]

Tramite la fase di raffreddamento, la fase beta può subire varie trasformazioni, sia in fasi di equilibrio che in fasi di non equilibrio, a seconda della velocità di raffreddamento e della presenza di elementi di lega. Durante il raffreddamento dalla regione di fase beta del titanio, la trasformazione beta/alfa provoca una leggera distorsione del reticolo atomico (Figura 2.3).[24]

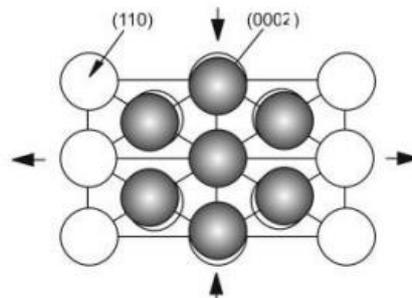


Figura 2.3 Distorsione atomica del reticolo [24]

La velocità di raffreddamento può comportare, se elevata, alla formazione di martensite, con una microstruttura che presenta una morfologia ed un reticolo cristallino correlati agli elementi contenuti nella lega (Figura 2.5). La formazione di martensite induce una riduzione della tensione di snervamento ed un incremento della duttilità. [11]

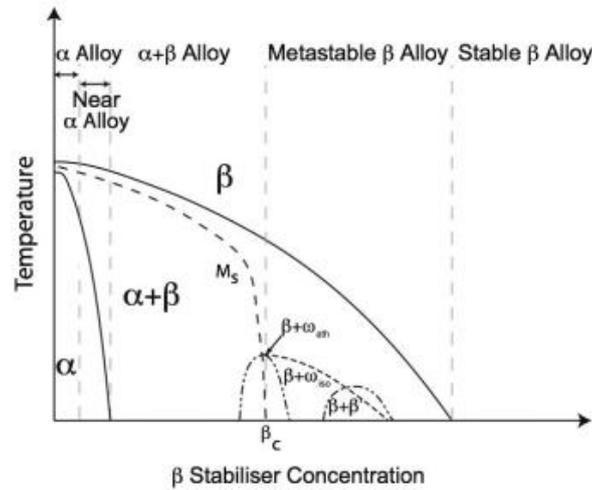


Figura 2.5 Relazione tra temperatura e concentrazione di elementi beta-stabilizzanti nelle leghe di titanio [27]

Esistono due tipologie di martensite, visibili anche in Figura 2.6:

- **martensite α'** : la lega di titanio presenta una quantità ridotta di elementi beta-stabilizzanti. Il reticolo cristallino è di tipo esagonale. Tale martensite assume una morfologia “aciculare” o massiva.
- **martensite α''** : reticolo cristallino di tipo ortorombico a facce centrate. Presenta elevati contenuti di soluto.

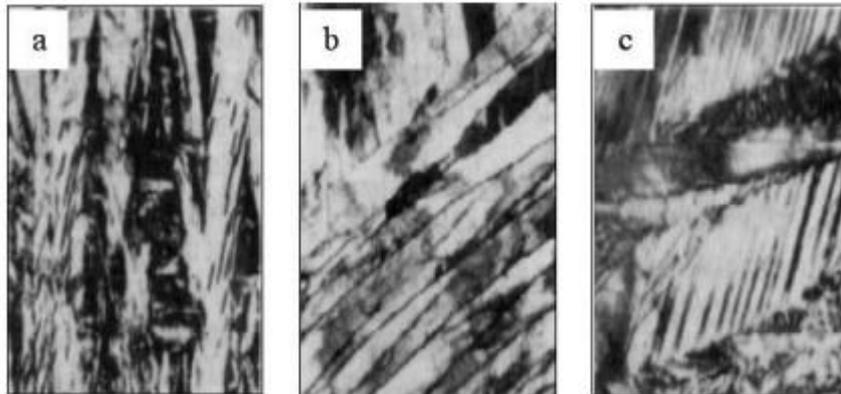


Figura 2.6 Tipologie di martensite: (a) martensite α' (b) martensite α' aciculare (c) martensite α'' [11]

2.2.1 Ricottura in campo β

Si tratta di un processo finalizzato a ottenere una microstruttura di tipo lamellare o “di Widmanstätten”. Questa microstruttura si forma dai bordi-grano della fase β attraverso la formazione di lamelle dovute alla generazione e accrescimento della fase α , durante il raffreddamento. All’interno dei grani β , le lamelle di fase α si raggruppano in colonie, all’interno delle quali assumono lo stesso orientamento. I grani β sono delimitati dalla formazione di fase α , definita α GB.

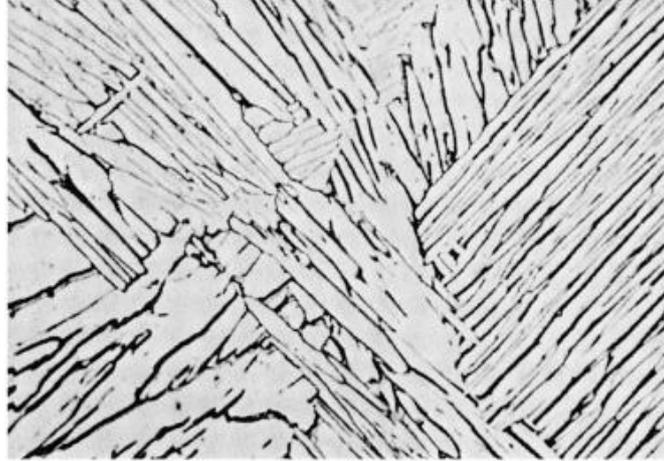


Figura 2.7 Microstruttura di Widmanstätten della lega Ti6Al4V. Microscopio ottico, ingrandimento 500x [25]

I principali parametri che determinano tale tipologia di microstruttura sono: la dimensione delle lamelle, la dimensione delle colonie delle lamelle, la presenza e lo spessore della fase alfa al bordo-grano (α GB). La ricottura in campo β è definita fondamentalemente una ricottura di ricristallizzazione.

Per ottenere una microstruttura lamellare è necessario eseguire i seguenti trattamenti termici sul materiale: omogeneizzazione, deformazione, ricottura in campo β ed invecchiamento, come raffigurato in Figura 2.8.

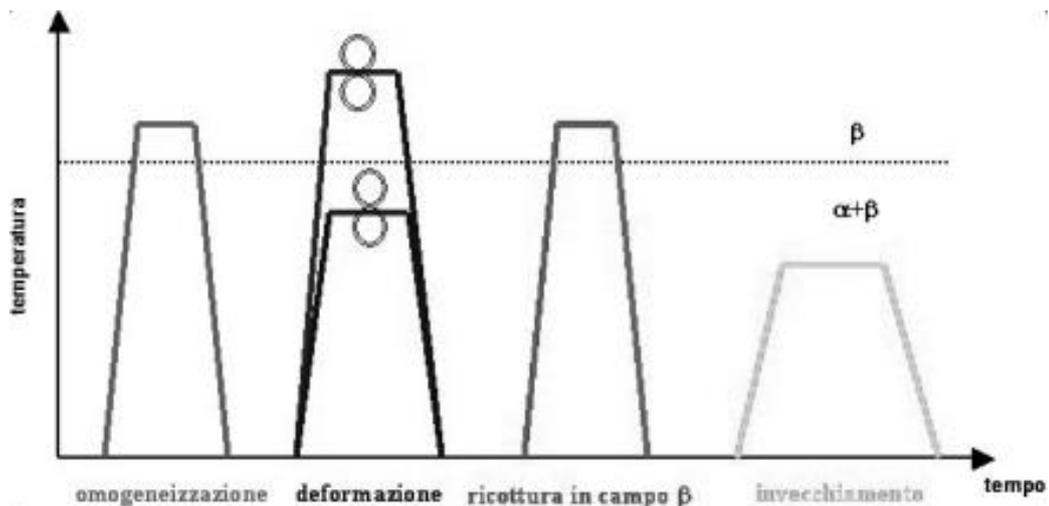


Figura 2.8 Step termici per l'ottenimento della microstruttura di Widmanstätten [11]

La temperatura a cui si effettua il secondo step, indicato pocanzi, ovvero la deformazione plastica, ha un impatto significativo sulle dimensioni dei grani β , ed è importante evitare il loro ingrossamento. Le deformazioni plastiche vengono quindi eseguite a temperature appena superiori a T_β (β -transus). La dimensione dei grani β è determinata infatti dalla deformazione plastica e dalla temperatura alla quale essa viene eseguita. La temperatura di ricristallizzazione, invece, è uno dei parametri determinanti delle dimensioni delle colonie di lamelle (fase α) che si sviluppano all'interno dei grani β (figura 2.9). Per tale motivazione, la temperatura di ricristallizzazione supera T_β solo di 30-50°C [28].

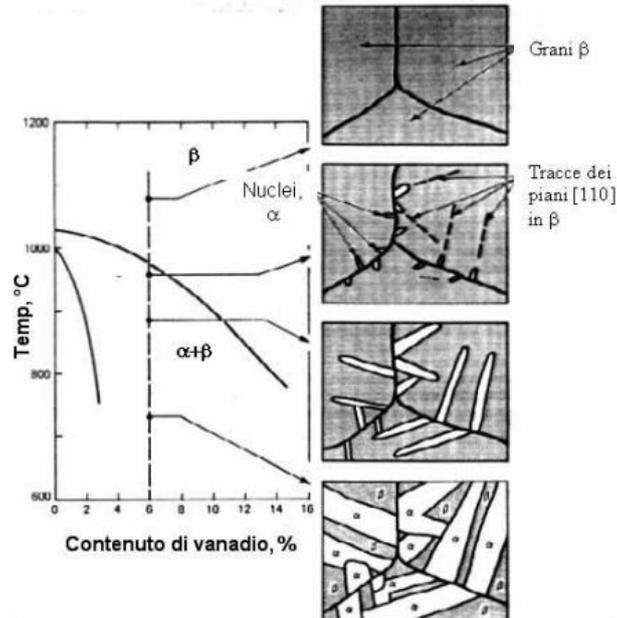


Figura 2.9 Formazione delle colonie di lamelle di fase α [11]

La dimensione delle lamelle di fase α è definita dalla velocità di raffreddamento, svolgendo un ruolo significativo nella determinazione della microstruttura finale del materiale. Una velocità di raffreddamento più lenta permette una crescita più controllata delle fasi α e β e, soprattutto, una microstruttura più fine, inducendo un miglioramento della duttilità del materiale. Per velocità di raffreddamento elevate si ottiene una microstruttura grossolana, incrementando la resistenza del materiale. Nel caso di velocità di raffreddamento molto elevate, si può verificare una trasformazione di tipo martensitica. La correlazione tra velocità di raffreddamento e dimensione delle lamelle di fase α è visibile in figura 2.10

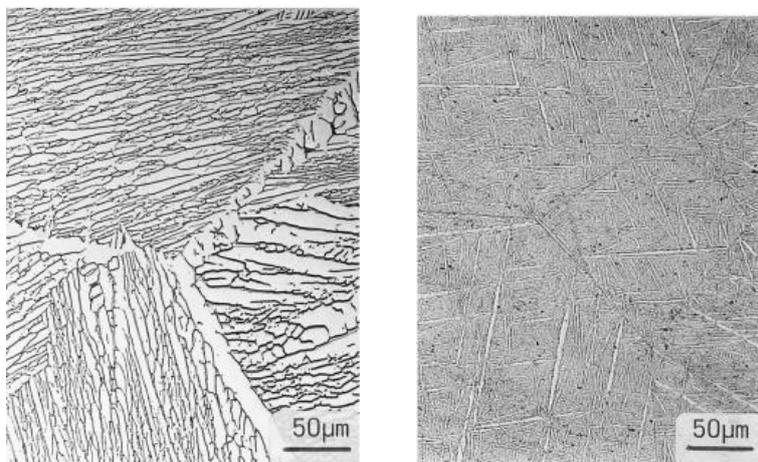


Figura 2.10 Microstruttura lamellare a seguito di velocità di raffreddamento differenti: a sinistra 1°C min⁻¹, a destra 8000°C min⁻¹ [28]

Una delle differenze sostanziali tra le due tipologie di microstrutture lamellari è possibile osservarla nella figura 2.11: il percorso della cricca. La tenacità a frattura e la resistenza alla propagazione delle cricche sono maggiori per microstrutture più grossolane. Infatti, la microstruttura fine non devia in maniera sostanziale il percorso della cricca durante il suo sviluppo, a differenza della microstruttura più grossolana.[11]

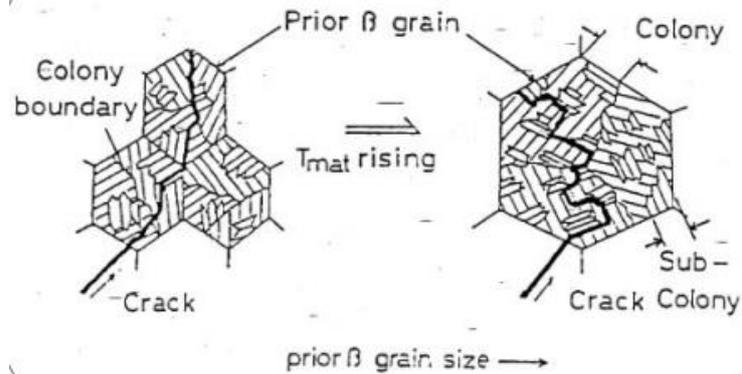


Figura 2.11 Effetti della dimensione dei grani sul percorso della cricca. A sinistra si ha una microstruttura lamellare fine, a destra grossolana [11]

Dal punto di vista metallografico, è possibile notare le differenze tra le due tipologie di lamelle, nella figura 2.12.

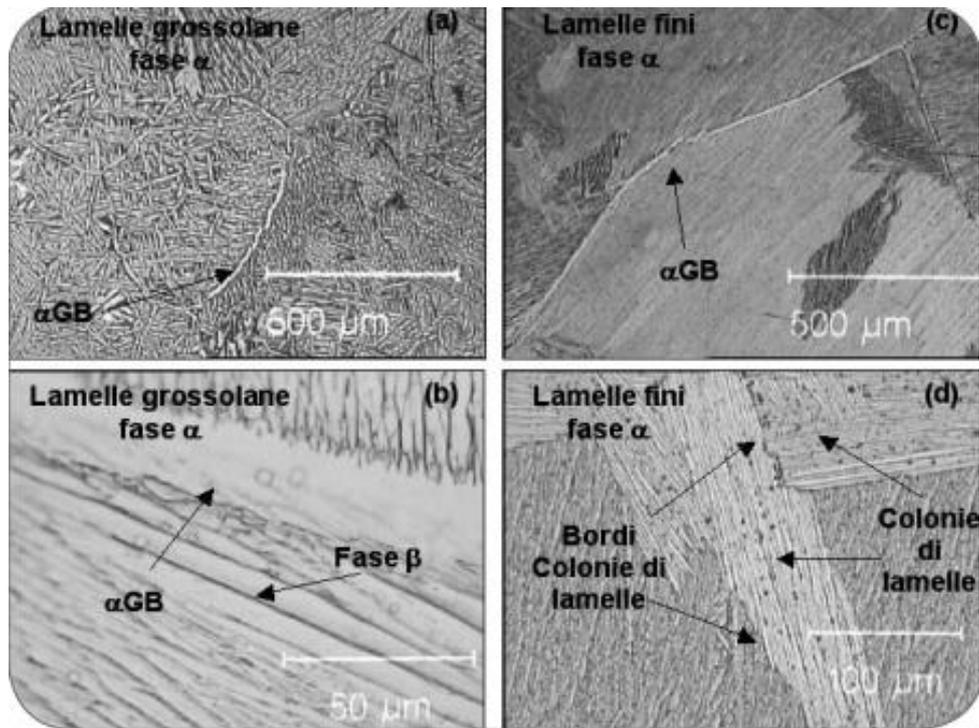


Figura 2.12 Due tipologie di microstruttura di Widmanstätten (a) (b) Lamelle grossolane. (c)(d) Lamelle fini [11]

La ricottura è generalmente seguita da un trattamento d'invecchiamento per favorire la formazione del precipitato rinforzante Ti₃Al nella fase α che, da un punto di vista meccanico, determina un incremento della tensione di snervamento. L'invecchiamento può anche essere utilizzato per ottenere una microstruttura di fasi alfa e beta stabili dalle fasi metastabili presenti a seguito di un rapido raffreddamento. Ciò può comportare la formazione di sottili lamelle di fase alfa secondaria all'interno della fase beta metastabile. Dal punto di vista delle proprietà meccaniche, le particelle Ti₃Al determinano un aumento della tensione di snervamento e una diminuzione della duttilità, soprattutto in strutture lamellari grossolane.

2.2.2 Ricottura Duplex

L'obiettivo di questo trattamento termico è creare una struttura "bimodale" o "duplex" in un materiale metallico. La microstruttura del titanio, in questo caso, è composta da grani equiassici di fase α primaria e da una struttura lamellare fine di fase α secondaria. Lo scopo è minimizzare la presenza e le dimensioni delle interfacce α GB. La realizzazione di questa struttura è correlata alla corretta esecuzione di 4 operazioni, le quali sono di seguito elencate: omogeneizzazione in campo beta, deformazione plastica sotto T_β , ricottura duplex e invecchiamento, come riportato in figura 2.13.

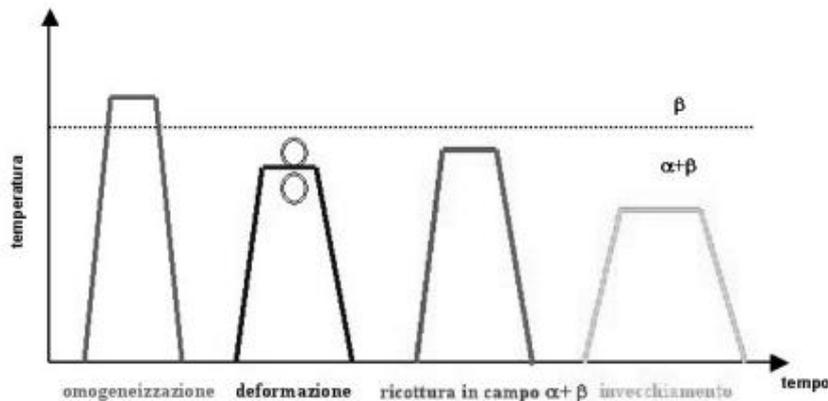


Figura 2.13 Step termici per l'ottenimento della microstruttura duplex [11]

In questa tipologia di trattamento termico, è fondamentale la scelta della velocità di raffreddamento in seguito alla fase di omogeneizzazione, in quanto influisce sulle dimensioni della struttura lamellare finale. Strutture lamellari più sottili consentono di ottenere grani equiassici di fase α primaria di dimensioni minori rispetto a strutture di Widmanstätten e distribuiti più uniformemente, come visibile in figura 2.14.

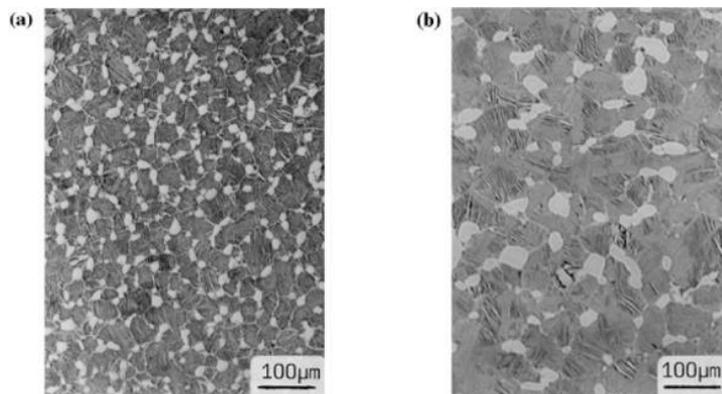


Figura 2.14 Influenza della velocità di raffreddamento nella formazione della microstruttura bimodale: (a) alta velocità di raffreddamento; (b) bassa velocità di raffreddamento [28]

Nella fase di deformazione, la temperatura, al di sotto del β -transus, influenza morfologicamente le fasi α e β . Durante la ricottura in campo $\alpha+\beta$, la temperatura del trattamento determina le dimensioni dei grani di fase α primaria, influenzando la crescita e le dimensioni finali delle lamelle. Il tempo di mantenimento della temperatura non ha un impatto significativo sulle dimensioni dei grani β , poiché la crescita di quest'ultimi è rallentata dalla presenza contemporanea delle due fasi. La velocità di raffreddamento risulta cruciale per la microstruttura, poiché si sviluppa dai grani di fase β ricristallizzata. Il trattamento d'invecchiamento, step finale del processo, favorisce la formazione del precipitato di rinforzo Ti3Al o lo sviluppo di una microstruttura estremamente fine costituita da fasi α e β stabili.

Rispetto alla struttura lamellare, la struttura bimodale induce un moderato aumento della resistenza alla fatica a basso numero di cicli, ma comporta un notevole aumento della duttilità dovuto alle dimensioni delle lamelle e dunque alla microstruttura più fine. [28]. La tenacità e la resistenza alla propagazione delle cricche dipendono dal percorso che le cricche devono seguire durante la loro crescita. La microstruttura duplex, essendo più fine rispetto a quella lamellare, non devia in modo significativo le cricche durante la loro crescita, ciò è visibile in figura 2.15

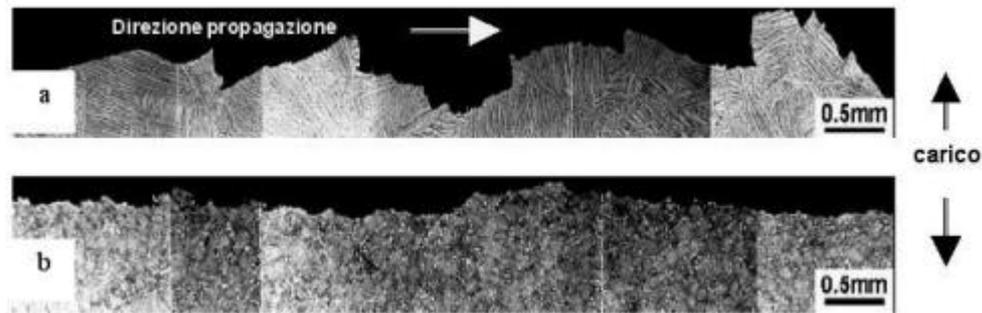


Figura 2.15 Percorso di propagazione di una cricca in due differenti microstrutture: (a) microstruttura lamellare (b) microstruttura bimodale [28]

2.2.3 Ricottura in campo $\alpha+\beta$

La ricottura in campo $\alpha+\beta$ è finalizzata a ottenere una struttura composta da grani di fase α primaria di dimensioni uniformi (equiassica). Il parametro di fondamentale importanza, per il presente processo, è la velocità di raffreddamento dalla temperatura a cui avviene la ricottura di ricristallizzazione, come evidenziato nella figura 2.16.

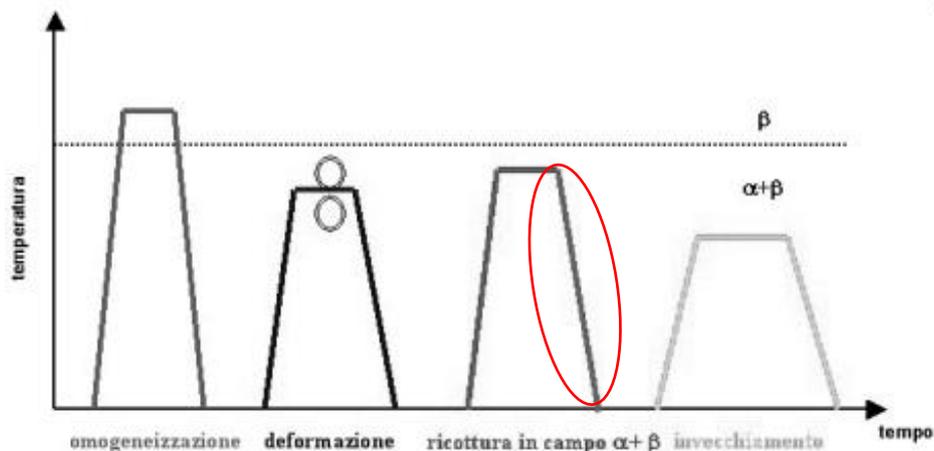


Figura 2.16 Step termici per la realizzazione della ricottura in campo $\alpha+\beta$ [11]

La differenza principale rispetto al processo per ottenere una struttura bimodale è la velocità di raffreddamento successiva alla fase di ricristallizzazione. Una velocità di raffreddamento sufficientemente lenta porta all'ingrossamento dei grani di fase α primaria anziché alla formazione di una struttura lamellare. La dimensione dei grani, più grandi rispetto alla struttura duplex, è influenzata dai seguenti fattori:

- Microstruttura iniziale;
- Velocità di raffreddamento (durante la fase di omogeneizzazione);
- Temperatura di esecuzione della ricottura di ricristallizzazione.

Aumentando la temperatura di ricristallizzazione si promuove l'ingrossamento dei pochi grani α presenti. Il trattamento d'invecchiamento conclusivo mira a promuovere la formazione dei precipitati di rinforzo Ti_3Al .

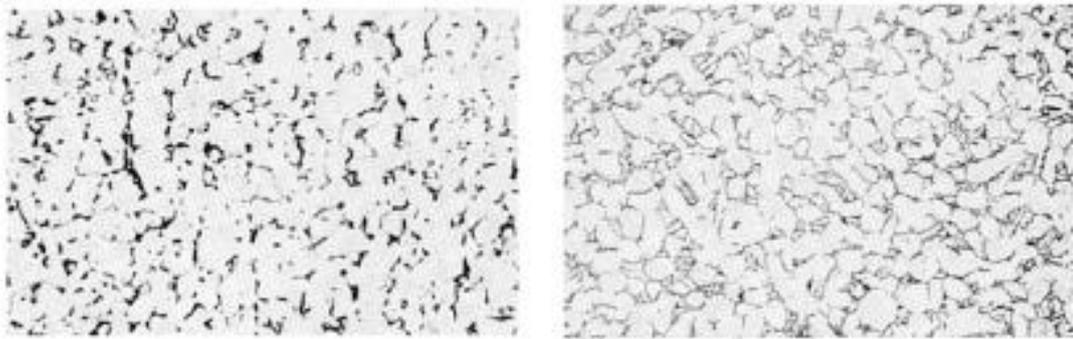


Figura 2.17 Microstrutture equiassiche della lega $Ti6Al4V$ differenziate per la grandezza della fase β a bordo grano [25]

Una variante della ricottura in campo $\alpha+\beta$ è la cosiddetta **ricottura di lavorabilità**, che consente di ottenere una microstruttura costituita da fase α primaria parzialmente ricristallizzata. In questo trattamento, la ricottura di ricristallizzazione in campo $\alpha+\beta$ viene completamente omessa, come osservabile in figura 2.18. La parziale ricristallizzazione della fase α si verifica durante la fase di deformazione, e questo dipende dalla temperatura di deformazione, dal grado di deformazione plastica e dal tempo di mantenimento alla temperatura di deformazione, ma soprattutto dalla velocità di raffreddamento estremamente ridotta. [11]

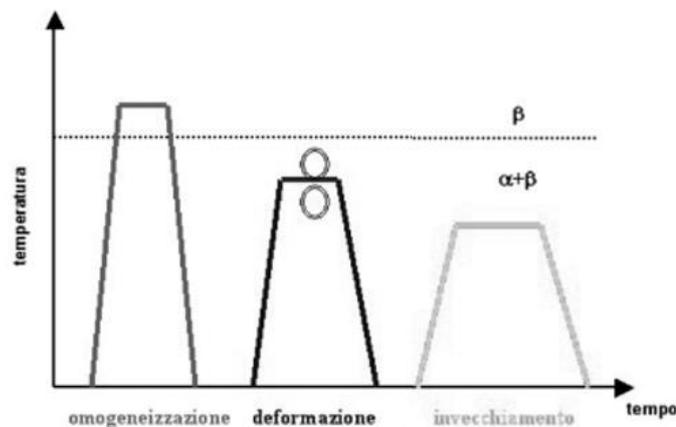


Figura 2.18 Step per la ricottura di lavorabilità

2.2.4 **Trattamento di distensione**

Questo trattamento mira a preservare la stabilità geometrica e dimensionale di un componente, riducendo al minimo gli effetti delle tensioni residue che possono derivare da processi di deformazione plastica, saldatura o trattamenti termici precedenti. I principali effetti delle tensioni residue sono una minor vita a fatica e una maggior velocità di propagazione delle cricche. Questa tipologia di trattamento può essere omessa in caso di ricottura o di trattamento d'invecchiamento. L'efficacia nel ridurre le tensioni residue è strettamente correlata alla temperatura di esecuzione, la quale non deve interferire con i risultati ottenuti nei trattamenti termici precedenti, e alla durata del trattamento. Inoltre, è fondamentale che la velocità di raffreddamento non generi gradienti di temperatura all'interno del materiale. [11]

2.3 **Analisi microstrutturale**

Il primo obiettivo di questo lavoro di tesi è ottenere una microstruttura lamellare fine partendo da barre tonde di Titanio aventi una microstruttura equiassica. Sono stati adoperati inizialmente dei provini di lunghezza 1.65 cm, diametro di 10 mm e un diametro vuoto interno di 4 mm in lega di titanio Ti6Al4V (Figura 2.19) e sono stati impiegati per condurre trattamenti termici sperimentali. Questi trattamenti termici hanno coinvolto variazioni di temperatura, tempo e velocità di raffreddamento al fine di identificare il trattamento termico più efficace per il raggiungimento dell'obiettivo prefissato inizialmente. Una volta individuato il trattamento termico ottimale, lo stesso è stato applicato alle barre tonde forgiate in titanio.

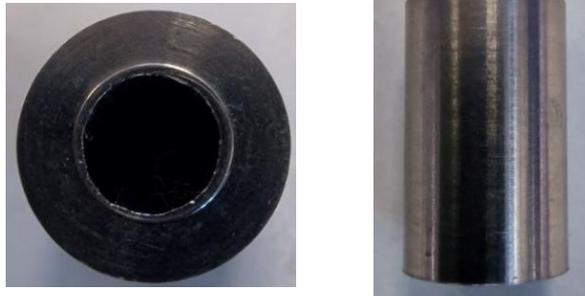


Figura 2.19 Provini in lega di Titanio, Ti6Al4V, adoperati inizialmente

2.3.1 Attrezzatura e Metodi

2.3.1.1 Forno

Per eseguire trattamenti termici sulla lega del Titanio, Ti6Al4V, è stato adoperato un forno. Il laboratorio TE.SI dell'Università di Padova, situato a Rovigo, è provvisto di un forno della ditta, *Carbolite Gero 30-3000°C*, modello *CWF 1200*, come in figura 2.20. Si tratta di un modello da banco, con temperatura operativa massima di 1300°C. Al forno adoperato in laboratorio TE.SI, è stata collegata una bombola di argon per creare un ambiente di lavorazione inerte. L'introduzione dell'argon, infatti, permette di ridurre l'ossidazione e proteggere il Titanio da contaminazioni durante il trattamento termico.



Figura 2.20 Modello di forno presente nel laboratorio TE.SI di Rovigo [28]

2.3.1.2 Troncatrice

Una volta eseguiti i trattamenti termici, per l'analisi della microstruttura, il primo step da eseguire è il prelievo di campioni di materiale da alcuni spezzoni di barra forata. Per condurre tale step, è necessario l'utilizzo di una troncatrice. Il laboratorio per la preparazione dei campioni metallografici dell'Università di Padova presenta due tipologie differenti di troncatrici, entrambe adoperate per il taglio dei materiali metallici. Il primo prototipo è una troncatrice manuale della ditta *Struers*, modello *Labotom-3*, visibile in figure 2.21(a). La seconda tipologia è una troncatrice di precisione compatta, manuale ma con avanzamento automatico controllato. Il laboratorio dell'Università di Padova è provvisto della troncatrice dell'azienda QATM, modello *Brilliant 210 A*, visibile in figura 2. 21 (b).



Figura 2.21 Troncatrici usate per il taglio dei campioni della lega di Titanio Ti6Al4V. (a)Troncatrice della ditta Struers, modello Labotom-3; (b) Troncatrice della ditta QATM, modello Brilliant 210 A.

2.3.1.3 *Inglobatrice*

Una volta troncati, i campioni vengono puliti, sgrassati e successivamente si esegue l'inglobamento. Per maneggiare e condurre più facilmente le operazioni successive, i campioni metallografici vengono inglobati all'interno di una resina. Esistono due metodologie per inglobare un campione: attraverso inglobo a caldo o a freddo. Il primo prevede l'utilizzo di resine termoindurenti, ed è il metodo selezionato in questo lavoro di tesi; il secondo invece prevede l'utilizzo di resine che polimerizzano a temperatura ambiente. Sono state scelte due tipologie di resine termoindurenti differenti: *WEM Phenol* della ditta *CT Cloeren Technology s.r.l.* e *WEM Dap*. La resina *WEM Phenol* è una resina fenolica nera con polvere di legno riempitivo, è economica ma, in fase di lucidatura, comporta il fenomeno della ritenzione dei bordi causando la formazione di un solco tra la resina e i bordi del campione metallico. La seconda resina invece è caratterizzata da una migliore resistenza all'abrasione.[1]

Nel laboratorio di Padova è presente l'inglobatrice della ditta *Struers*, modello *Labopress-3*, visibile in figura 2.22.



Figura 2.22 Inglobatrice della ditta *Struers*, modello *Labopress-3*

2.3.1.4 *Levigatrice*

I campioni inglobati devono essere sottoposti alla levigazione in modo tale da rimuovere la porzione di superficie alterata termicamente durante la troncatura e rendere la superficie del materiale uniforme. Il macchinario in grado di svolgere la funzione descritta pocanzi è la levigatrice, la quale agisce per mezzo di un disco di carta abrasiva. Nel presente lavoro di tesi sono state adoperate le seguenti carte abrasive: P220, P500, P800, P1200, P4000. Nel laboratorio per la preparazione dei campioni metallografici dell'Università di Padova, sono presenti due tipologie di levigatrici: automatica e manuale. In figura 2.23 si possono osservare.



Figura 2.23 Tipologia di levigatrici presenti in laboratorio automatica/manuale

2.3.1.5 *Lucidatrice*

Una volta levigata la superficie del campione inglobato, è necessaria la lucidatura per ottenere una superficie a specchio. La lucidatrice utilizzata per la preparazione di campioni metallografici, all'Università di Padova, è il modello *Labopol-1*, prodotta dalla ditta *Struers*, visibile in figura 2.24. Per lucidare i campioni, viene adoperato un panno traforato sul quale viene emulsionata una soluzione composta da 2/3, in volume, di sospensione silicea alcalina con concentrazione di 238 g/l e 1/3 di perossido di idrogeno al 30%.



Figura 2.24 Lucidatrice prodotta dalla ditta *Struers*, modello *Labopol-1*

2.3.1.6 *Microscopio ottico*

Per l'osservazione della microstruttura dei campioni metallici, è stato adoperato un microscopio ottico della ditta *Leica*, modello *DMR*, con telecamera *Zeiss AxioCam ERc5s*. Tale strumento è connesso ad un pc sul quale è installato il software *Zeiss ZEN core* che permette di visionare il campione tramite il monitor. In figura 2.25.è possibile visionare lo strumento.



Figura 2.25 Microscopio ottico DMR Leica

2.3.1.7 *Microscopio SEM*

È stato utilizzato un microscopio elettronico a scansione per l'analisi microstrutturale dei campioni di Titanio ad alto ingrandimento. Tale strumento è definito SEM: Scanning Electron Microscope ed è composto da un emettitore di elettroni, lenti elettromagnetiche e vari detector in grado di captare gli elettroni. L'Università degli studi di Padova, presso il laboratorio Te.Si di Rovigo, possiede un modello SEM *FEI Quanta 450*: tale tipologia presenta due detector: BSED (Backscattered Electrons Detector) e ETD (Everhart Thornley Detector). In figura 2.26, è possibile visionare la tipologia di SEM presente in laboratorio.



Figura 2.26 Microscopio elettronico a scansione presente nel laboratorio Te.Si

2.3.2 Attacco chimico

Il campione di Ti6Al4V, una volta lucidato, presenta una superficie liscia e riflettente. Per poter visionare la microstruttura del materiale metallico è necessario proseguire con un attacco chimico per corrodere i bordi grano. Nel presente lavoro di tesi, i campioni sono stati sottoposti ad attacco chimico composto dal reagente Kroll: una soluzione a base di acido fluoridrico (HF) e acido nitrico (HNO₃). In modo specifico, la composizione del reagente adoperato è: 3 ml HF, 6 ml HNO₃, 100 ml H₂O. Il tempo di esposizione del metallo al reagente è circa di 6-10 s.

2.4 Risultati microstruttura

Sono stati condotti dei 4 tentativi di trattamenti termici sperimentali con l'obiettivo di ottenere, da una microstruttura di partenza equiassica dei provini adoperati, ad una microstruttura di Widmanstätten, o lamellare. Per ottenere il risultato prefissato, è stato necessario condurre due tipologie differenti di trattamenti termici: fase di ricottura in campo beta o ricristallizzazione, trattamento termico di invecchiamento, come visibile in figura 2.27

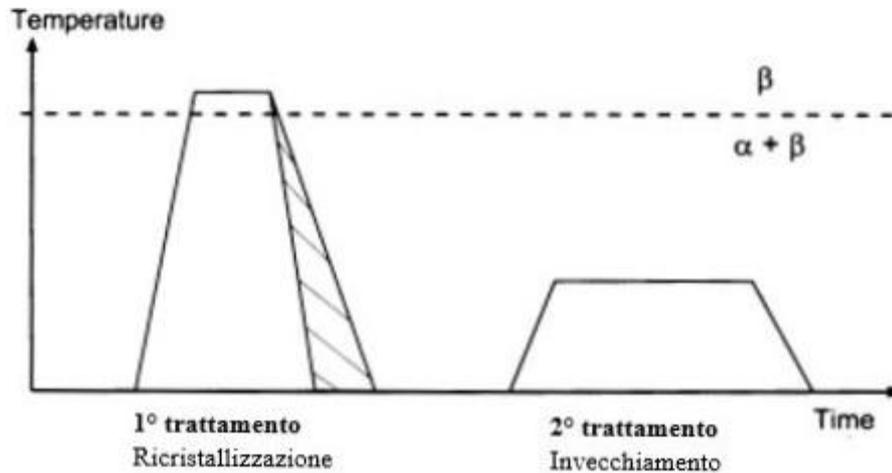


Figura 2.27 Tipologie di trattamenti termici condotti per ottenere la microstruttura di Widmanstätten

2.4.1 Primo tentativo

È stato eseguito un trattamento di ricristallizzazione di 40 minuti, ad una temperatura di 1050°C, seguito da un raffreddamento rapido tramite immersione in acqua o raffreddamento più lento in aria. Inoltre, è stato eseguito un trattamento termico di invecchiamento, con una durata di un'ora, a temperature specifiche di 700°C per alcuni campioni metallici e 800°C per altri, allo scopo di ottenere la microstruttura desiderata. Il risultato ottenuto ha suggerito una diminuzione del tempo impiegato per la fase di ricristallizzazione. Inoltre, come evidenziato nelle figure successive, l'attacco chimico sulla superficie del campione metallico è stato eccessivo: si è prolungata l'esposizione del campione con il reagente per un periodo di 15 secondi.

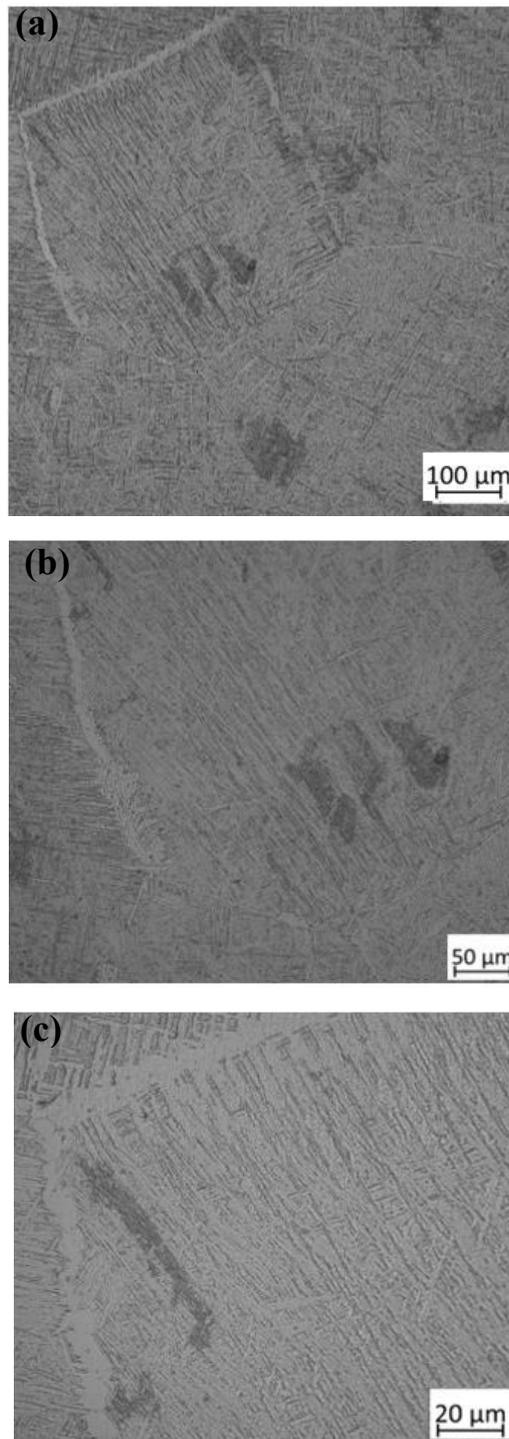


Figura 2.28 Analisi microstrutturale del campione di Ti6Al4V sottoposto al seguente trattamento:

- *Ricristallizzazione per 40 minuti a 1050°C con raffreddamento in acqua*
- *Invecchiamento per 1 ora a 800°C*

Si hanno i seguenti ingrandimenti: (a)100x;(b)200x;(c)500x

Da notare come le zone più scure siano dovute ad un maggiore adesione del reagente Kroll.

2.4.2 Secondo tentativo

Sono state apportate le seguenti modifiche al processo: il tempo di ricristallizzazione è stato ridotto del 50%, mantenendo la temperatura costante a 1050°C, ma esplorando un'ulteriore modalità di raffreddamento: l'immersione nell'olio. La temperatura del trattamento termico di invecchiamento è stata fissata a 750°C per una durata di 1 ora.

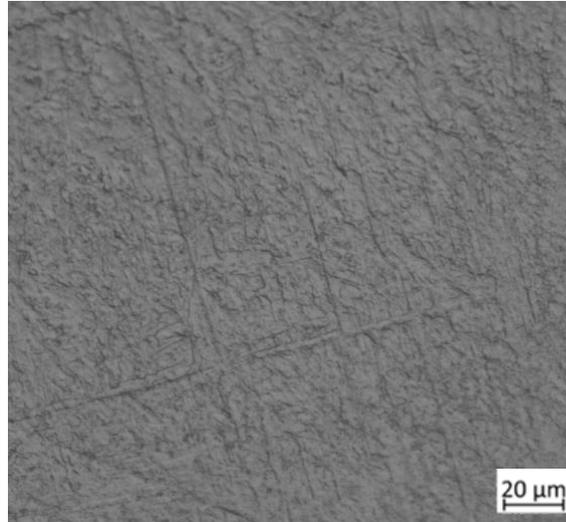


Figura 2.29 Microstruttura lamellare ottenuta attraverso il raffreddamento tramite aria naturale.

Tempo di ricristallizzazione: 20 minuti.

Ingrandimento 500x

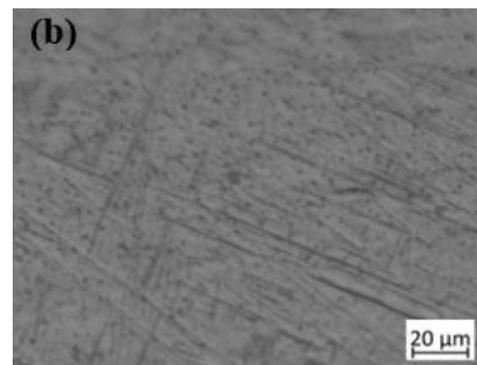
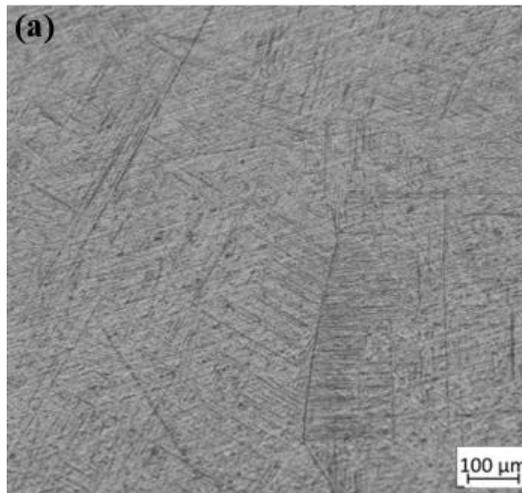


Figura 2.30 Microstruttura lamellare ottenuta attraverso la tempra in olio.

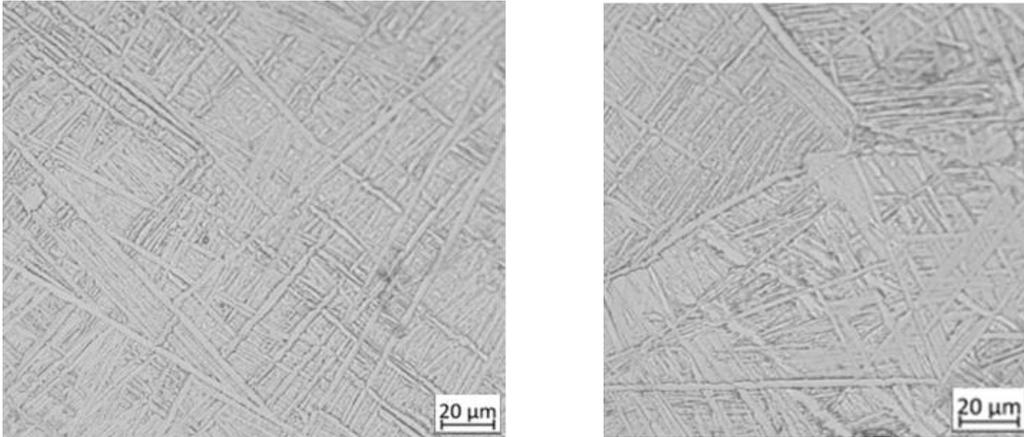
Tempo di ricristallizzazione: 20 minuti.

(a) Ingrandimento 100x

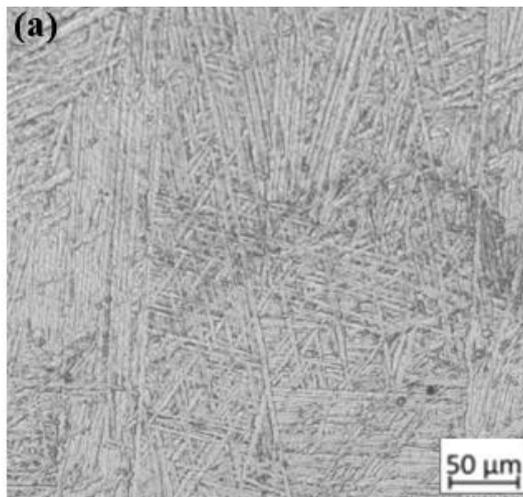
(b) Ingrandimento 500x

2.4.3 Terzo tentativo

Nel terzo tentativo sono state implementate le seguenti modifiche: il tempo di ricristallizzazione è stato fissato a 15 minuti ad una temperatura di 1035°C, con sperimentazione di un'aggiuntiva modalità di raffreddamento: l'aria compressa. Successivamente è stato applicato un trattamento termico di invecchiamento ad una temperatura di 750°C. L'attacco chimico tramite il reagente Kroll, è stato diminuito a 8 secondi, con risultati notevoli.



*Figura 2.32 Microstruttura lamellare ottenuta attraverso il raffreddamento tramite aria compressa.
Ingrandimento 500x*



*Figura 2.33 Microstruttura lamellare ottenuta attraverso il raffreddamento tramite aria naturale.
(a) Ingrandimento 200x*

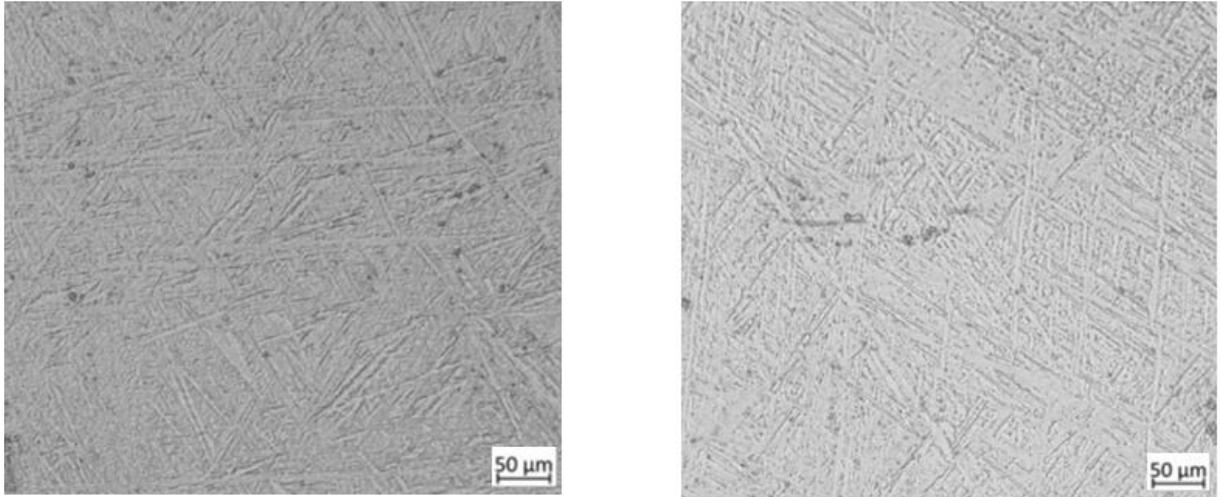


Figura 2.34 Microstruttura lamellare ottenuta attraverso la tempra in olio.

(a) Ingrandimento 200x

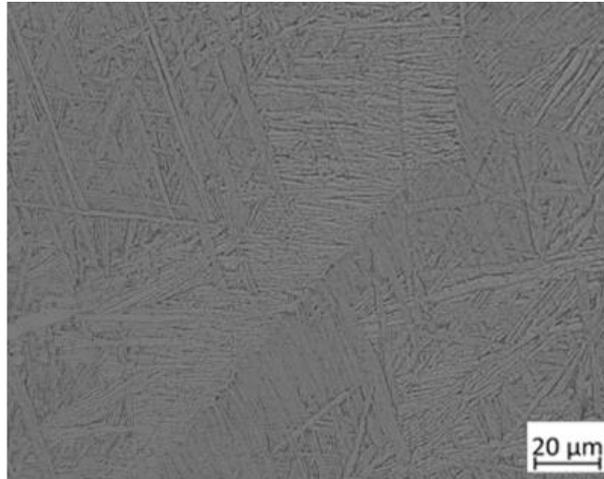
(b) Ingrandimento 200x



Figura 2.35 Microstruttura lamellare ottenuta attraverso la tempra in aria naturale dopo un tempo di ricristallizzazione di 10 minuti.

Ingrandimento 50x

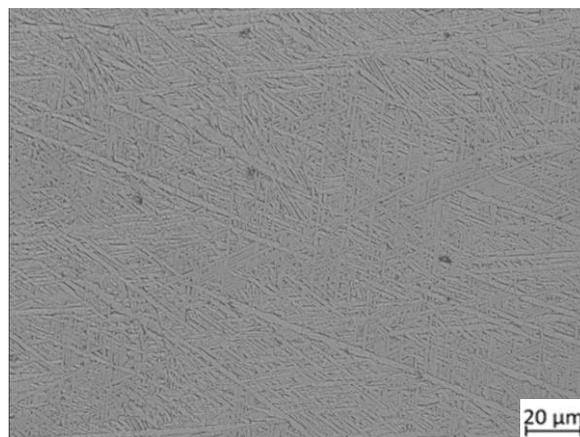
È stato condotto un ulteriore tentativo con raffreddamento ad aria naturale, tempo di esposizione a temperatura di 1035°C pari a 10 minuti, come visibile in figura 2.35, dove sono ben visibili i grani di fase α . Di seguito si possono osservare le lamelle ottenute, esse non risultano omogenee in questo specifico caso, dunque, il percorso migliore per ottenere una struttura di Widmanstätten, dopo il terzo tentativo, è quello rappresentato dal raffreddamento ad aria naturale, la cui velocità di raffreddamento è circa 10°Cs^{-1} . L'acqua, d'altro canto, presenta una velocità di raffreddamento pari a $200^{\circ}\text{Cs}^{-1}$ [30,31]. L'olio invece ha una velocità di raffreddamento intorno a $100^{\circ}\text{Cs}^{-1}$ [32].



*Figura 2.35 Microstruttura lamellare ottenuta attraverso la tempra in aria naturale dopo un tempo di ricristallizzazione di 10 minuti.
Ingrandimento 500x*

2.4.4 Quarto tentativo

Nel quarto e ultimo tentativo, è stata condotta un'analisi dettagliata del trattamento termico di invecchiamento, considerando gli eccellenti risultati della ricristallizzazione. I campioni metallici sono stati sottoposti a una fase di ricristallizzazione della durata di 15 minuti a una temperatura di 1035°C, seguita da un raffreddamento ad aria naturale (10°Cs^{-1}). Successivamente, è stato necessario esplorare variazioni nella tempistica del trattamento termico di invecchiamento, stabilendo una temperatura di 750°C per un periodo di 1 ora e 20 minuti, in modo da confrontare i risultati con l'invecchiamento della durata di 1 ora.



*Figura 2.36 Microstruttura lamellare ottenuta con un periodo di invecchiamento pari a 1h e 20 min.
Ingrandimento 500x*

L'ultimo tentativo ha prodotto i risultati più soddisfacenti, confermando l'efficacia del processo. Di conseguenza, è stata presa la decisione di implementare questo specifico approccio nel trattamento delle barre in Ti6Al4V.

2.5 Microdurezza

Per valutare la durezza di un materiale si eseguono delle misure di microdurezza in base alle norme stabilite dalla normativa specifica per il test di microdurezza Vickers, EN ISO 6507-1[32]. Si utilizza un penetratore di diamante avente la forma di una piramide retta a base quadrata, per penetrare la superficie del materiale metallico, rilasciando un'impronta. Successivamente, viene misurata la lunghezza della diagonale dell'impronta, in seguito alla rimozione del carico di prova. Il funzionamento è spiegato in figura 2.37.

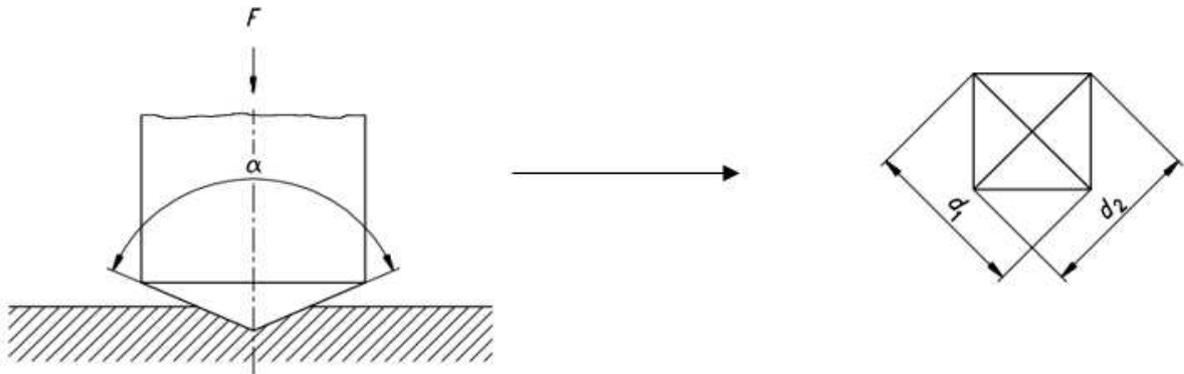


Figura 2.37 Penetrazione dell'indentatore sulla superficie (sinistra) e impronta (destra).[33]

α è l'angolo al vertice tra le facce opposte del penetratore (136°)

F è il carico di prova,

d_1 e d_2 sono le diagonali dell'impronta, da cui si ricava la diagonale media d .

Per eseguire la prova, secondo normativa EN ISO 6507-1, è necessario che il campione sia disposto su un supporto rigido; il tempo di applicazione del carico di prova da parte del penetratore sia compreso tra 10 s e 15 s. Fattore cruciale per la riuscita dell'impronta è l'assenza di urti o vibrazioni durante la prova. La durezza Vickers è indicata con il simbolo HV [kgf/mm^2] e viene calcolata come segue:

$$HV = 1854,4 \times \frac{P}{d^2} \quad (\text{Eq. 2.1})$$

Dove:

P = peso applicato [gf]

d = diagonale media [μm]

2.5.1 Attrezzatura e metodi

Presso il laboratorio dell'Università degli studi di Padova, è presente il microdurometro *Leitz*; esso è disposto di una serie di pesi per la determinazione della microdurezza del materiale. In figura 2.38 È visibile sia lo strumento che i pesi disponibili.



Figura 2.38 Microdurometro Leitz con pesi disponibili. In particolare, sono visibili: 10,15,25,50,100,200,300,500 gf.

2.5.2 Prove Vickers sul materiale

Per condurre delle prove di microdurezza, i campioni metallici devono essere troncati, inglobati, levigati, lucidati. Dunque, non si procede con l'attacco chimico tramite reagente Kroll ma si prosegue con le prove di microdurezza Vickers. In questo lavoro di tesi, sono state eseguite delle prove di microdurezza Vickers su un campione di materiale metallico equiassico e 2 provini di Ti6Al4V sottoposti precedentemente ad un trattamento d'invecchiamento di rispettivamente 1 ora e 1 ora e 20 minuti. In figura 2.39 è visibile l'impronta rilasciata dall'indentatore a fine prova.

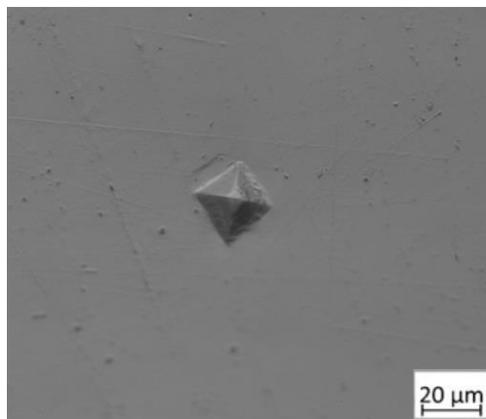


Figura 2.39 Visione dell'impronta tramite microscopio ottico DMR Leica

CAPITOLO 2: *Trattamenti Termici*

Sono state eseguite 10 impronte per ciascun campione, adoperando un carico di 100 gf, scelto per garantire una diagonale minima di 20 μm , come da normativa ISO 6507-1. La misurazione delle diagonali è avvenuta tramite software *ImageJ*: un programma di elaborazione digitale delle immagini sviluppato dal National Institute of Health.

n	Orizzontale d ₁ [μm]	Verticale d ₂ [μm]	d [μm]	HV
1	26.43	25.75	26.09	272.45
2	25.54	24.86	25.20	292.02
3	25.28	26.03	25.66	281.75
4	26.45	25.52	25.99	274.60
5	25.75	26.81	26.28	268.56
6	25.56	26.51	26.04	273.57
7	25.29	25.41	25.35	288.56
8	25.36	25.58	25.47	285.85
9	26.35	27.07	26.71	259.91
Media				277.48 \pm 10.37

Tabella 2.1 Risultati misurazioni di microdurezze Vicker su campione metallico iniziale, avente microstruttura equiassica

n	Orizzontale d ₁ [μm]	Verticale d ₂ [μm]	d [μm]	HV
1	22.20	24.42	23.310	341.29
2	23.43	25.87	24.650	305.19
3	24.25	25.44	24.845	300.42
4	22.37	24.85	23.610	332.67
5	22.55	25.11	23.830	326.55
6	23.86	26.19	25.025	296.11
7	23.63	25.09	24.360	312.50
8	22.74	25.03	23.885	325.05
9	23.68	24.75	24.215	316.25
Media				317.34 \pm 15.26

Tabella 2.2 Risultati misurazioni di microdurezze Vickers su campione metallico sottoposto a trattamenti termici

CAPITOLO 3

CARATTERIZZAZIONE MATERIALE DI PARTENZA

3.1 Introduzione

In seguito ai trattamenti termici condotti sui campioni della lega di Titanio Ti6Al4V, sono state utilizzate delle barre tonde forgiate con diametro nominale pari a 12 mm. Si tratta di Titanio di grado 5: una specifica tipologia impiegata nell' implantologia endossea, la cui composizione chimica è presente in tabella 3.1.

% C	%N	%O	%Fe	%H	%Al	%V
0,0170	0,0070	0,1070	0,1590	0,0060	6,0300	4,1400

Tabella 3.1 Composizione chimica barre tonde forgiate in Ti6Al4V

Le proprietà meccaniche di tali campioni sono enunciate nella tabella 3.2

Tensile Strenght [N/mm^2]	Yield Strenght [N/mm^2]	Elongation	Hardness
961	860	20	29,9 HRC

Tabella 3.2 Proprietà meccaniche barre forgiate in Ti6Al4V

3.2 Trattamento termico definitivo

3.2.1 Realizzazione setup

Le barre forgiate sono state sottoposte a un processo di trattamento termico, che comprende le fasi di ricristallizzazione e invecchiamento, come dettagliato nel capitolo 2. Un punto critico affrontato è stato garantire uniformità nei trattamenti termici per tutte le barre, al fine di ottenere microstrutture omogenee per tutti i campioni. Un sistema in acciaio è stato progettato e successivamente realizzato per ospitare un materiale refrattario opportunamente lavorato, al fine di posizionare 10 barre in titanio sopra di esso, come visibile nelle figure successive.



Figura 3.1 Visione del materiale refrattario con la barra in Ti6Al4V. È possibile notare il solco iniziale per il posizionamento del provino e il materiale grezzo ancora da lavorare.



Figura 3.2 Materiale refrattario post lavorazione. Il cambio di colore è dettato dai trattamenti termici a cui è stato sottoposto, all'interno del forno, insieme ai provini.



Figura 3.3 Setup in acciaio: a destra, è possibile visionare l'ossidazione dovuta ai trattamenti termici



Figura 3.4 Visione della struttura ideata subito appena uscita dal forno. In figura è possibile distinguere il setup, il materiale refrattario lavorato e la barra, di colorazione rossa.

3.2.2 **Microstruttura finale**

Nel secondo capitolo, è stato delineato il percorso termico ottimale per indurre la formazione controllata della microstruttura di Widmanstätten a partire da una configurazione microstrutturale equiassica nei campioni in Ti6Al4V. Tale percorso prevede un ciclo termico composto da un trattamento di ricristallizzazione a 1035°C per 15 minuti, seguito da un rapido processo di tempra con aria naturale. Successivamente, si esegue un trattamento di invecchiamento a 750°C per una durata di 1 ora e 20 minuti. Attraverso l'utilizzo del setup e del materiale refrattario lavorato, è stato possibile sottoporre ai trattamenti termici dieci barre forgiate alla volta. La microstruttura finale è di seguito raffigurata:

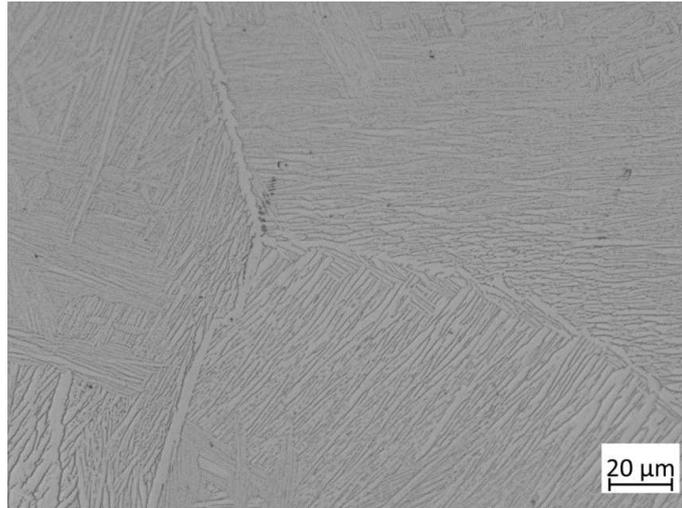


Figura 3.5 Microstruttura lamellare ottenuta in seguito ai trattamenti termici eseguiti sulle barre forgiate. Ingrandimento: 500x

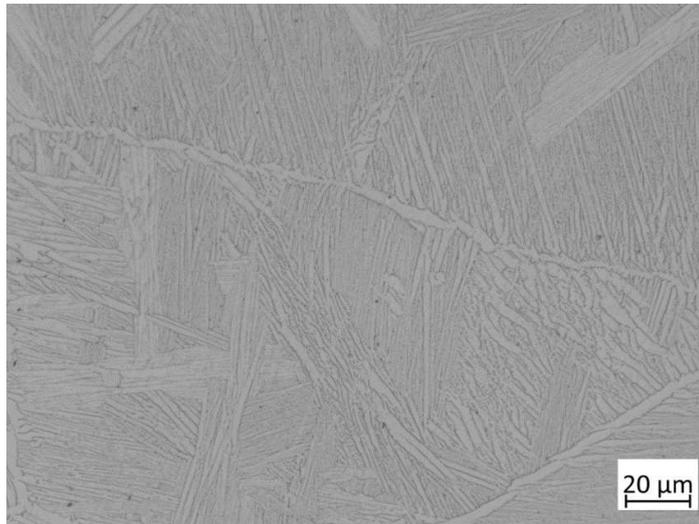


Figura 3.6 Microstruttura lamellare ottenuta in seguito ai trattamenti termici eseguiti sulle barre forgiate. Ingrandimento: 500x

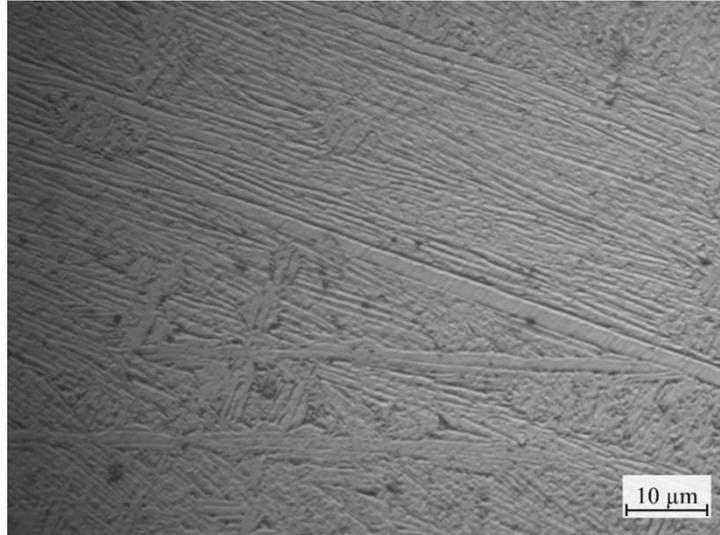


Figura 3.7 Microstruttura lamellare ottenuta in seguito ai trattamenti termici eseguiti sulle barre forgiate. Ingrandimento: 1000x

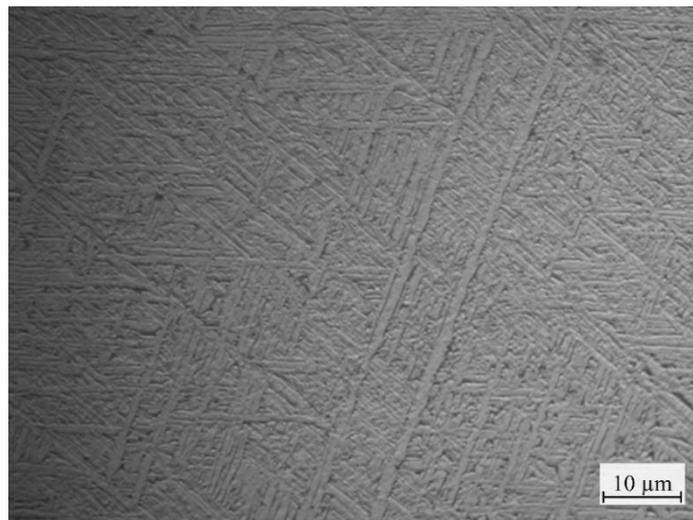


Figura 3.8 Microstruttura lamellare ottenuta in seguito ai trattamenti termici eseguiti sulle barre forgiate. Ingrandimento: 1000x

3.3 Introduzione alla realizzazione dei provini

Una volta eseguiti i trattamenti termici su 30 barre, la ditta esterna “Officine Carraretto Loris s.r.l” è stata incaricata di eseguire le lavorazioni di sgrossatura sui componenti in Ti-6Al-4V. Successivamente, i provini sono stati torniti presso il laboratorio Te.Si dell’Università degli studi di Padova, situato a Rovigo. La tornitura è avvenuta suddividendo i componenti metallici in due gruppi, ciascuno sottoposto ad una tipologia di lubrificazione differente: il primo gruppo con lubrorefrigerante tradizionale a base acquosa, il secondo con azoto liquido (LN₂). La tornitura, come altre operazioni di asportazione di truciolo, esercitano un’influenza significativa sulla determinazione delle caratteristiche superficiali del pezzo lavorato. Durante tale processo, la scelta delle caratteristiche dell’utensile, come dimensioni e tipologia, e del tipo di lubrificazione, è strettamente correlato alla formazione dei solchi, noti come “feed marks”. La formazione del truciolo comporta inoltre una deformazione plastica indotta dal tagliente, potenzialmente portando a un indurimento superficiale. Durante l’asportazione del materiale, si verificano fenomeni termicamente attivati che impattano sulla qualità del taglio e, di conseguenza, sull’integrità superficiale del componente.[1]

Questi processi influenzano la morfologia della superficie e, in alcuni casi, possono provocare alterazioni microstrutturali a causa delle elevate temperature raggiunte nella zona di taglio [34]. Inoltre, le lavorazioni alterano lo stato tensionale superficiale, generando tensioni residue di compressione, fenomeno di notevole rilevanza. Tali aspetti possono avere un impatto significativo sulla vita a fatica di un componente, soprattutto se soggetto a sollecitazioni di flessione o torsione durante il funzionamento. Al fine di valutare l’effetto dei diversi tipi di lubrificazione durante la tornitura sulla vita a fatica di componenti in titanio forgiato, è stato scelto di utilizzare un test a flessione rotante. Tuttavia, la realizzazione dei provini richiede particolare precisione per rispettare rigorose tolleranze geometriche e dimensionali.

3.4 Geometria dei provini

I provini vengono torniti in modo tale da poter essere montati sulla macchina a flessione rotante per poi essere sottoposti ai test a fatica. Per procedere con il montaggio sul macchinario su cui si eseguiranno i test, è necessario che i provini rispettino la geometria, la lunghezza e le tolleranze prescritte dal costruttore della macchina [35]. Il rapporto di ciclo ideale R è pari a -1 ed è definito dalla posizione dei mandrini e dal bilanciere porta pesi. Bisogna considerare che, in condizione di assenza di peso sul bilanciere, il provino è soggetto ad un carico, dovuto alla macchina a flessione rotante, pari a $2,53 \text{ kg}$. La macchina è composta da: 2 mandrini, definiti “lato motore” e “lato libero”, un motore ed un contagiri. Alla fine della tornitura, il diametro netto dei provini con la geometria definitiva è pari a $d=4,5 \text{ mm}$.

In figura 3.9 è possibile visionare il funzionamento della macchina a flessione rotante [1]

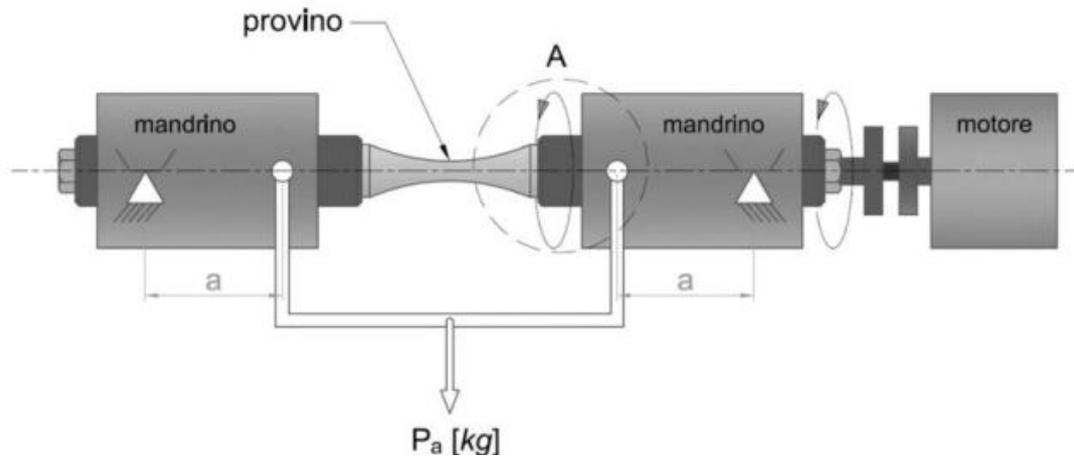


Figura 3.9 Rappresentazione schematica della prova a flessione rotante di un provino a clessidra [1]

Sono stati condotti test di resistenza a fatica su componenti in Titanio Ti-6Al-4V con microstruttura lamellare o Widmanstätten (Capitolo 5). In precedenti lavori di tesi, sono stati effettuati test utilizzando l'additive manufacturing [36-37], mentre altri test sono stati eseguiti su provini forgiati con una microstruttura equiassiale, come menzionato nel riferimento [1]. Nel presente lavoro di tesi, infine sono stati confrontati i risultati ottenuti con quelli dei test con l'additive manufacturing.

3.5 Tornitura e lavorazioni per asportazione di truciolo

3.5.1 Formazione del truciolo

La formazione di truciolo è una conseguenza del taglio ortogonale. Questo presenta 3 principali fattori, ben distinti in figura 3. 10: utensile da taglio, pezzo da lavorare e truciolo.

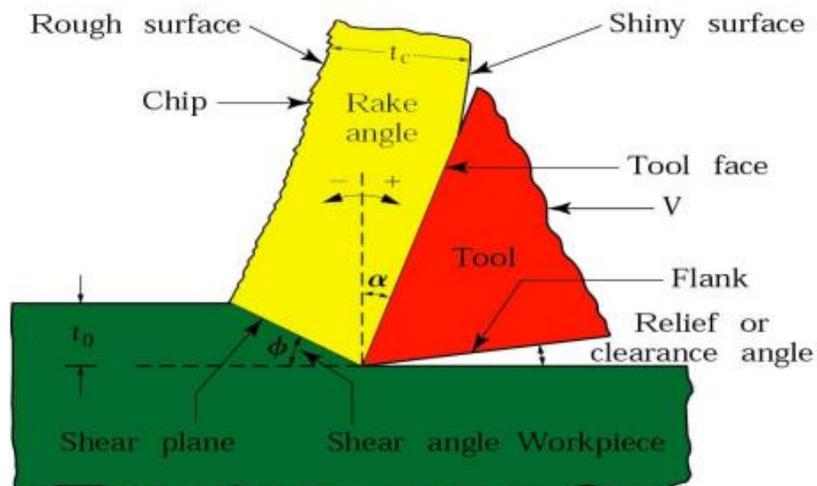


Figura 3.10 Schema del taglio ortogonale. È possibile distinguere i 3 agenti principali: utensile da taglio (rosso), truciolo (giallo) e pezzo da lavorare (verde) [39]

L'utensile da taglio si sposta a una velocità specifica, nota come **velocità di taglio v** . Nel contesto del taglio ortogonale, l'utensile viene rappresentato come un triangolo, e sono identificate due direzioni distinte: la direzione di movimento dell'utensile, che è orizzontale, e la direzione verticale. L'utensile è caratterizzato da due angoli distinti: l'angolo formato tra l'utensile e la direzione orizzontale, conosciuto come angolo di spoglia inferiore, e l'angolo tra l'utensile e la direzione verticale, conosciuto come angolo di spoglia superiore. Questi angoli definiscono le due facce principali dell'utensile: la faccia di spoglia o petto dell'utensile (che è a contatto con il truciolo) e la faccia di fianco o dorso dell'utensile (che è rivolta verso la superficie lavorata). Durante il processo, l'utensile si sposta rispetto alla superficie lavorata, rimuovendo uno strato di materiale pari a t_0 , noto come **profondità di passata**. [38]

Il truciolo è il materiale della superficie lavorata che si forma a seguito dell'azione dell'utensile. Esso si forma lungo il piano di scorrimento attraverso deformazione plastica. L'utensile separa il materiale dalla superficie lavorata formando il truciolo. Dopo la formazione del truciolo, questo raggiungerà la rottura; tuttavia, l'utensile non rompe il truciolo. L'utensile divide semplicemente il materiale a causa delle tensioni tangenziali che agiscono sul piano di scorrimento. Lo sforzo tangenziale causerà la formazione del truciolo. La caratteristica principale del truciolo è la presenza di due facce distintive: una in contatto con l'utensile, che solitamente risulta essere una superficie lucida, mentre l'altra presenta una superficie ruvida.

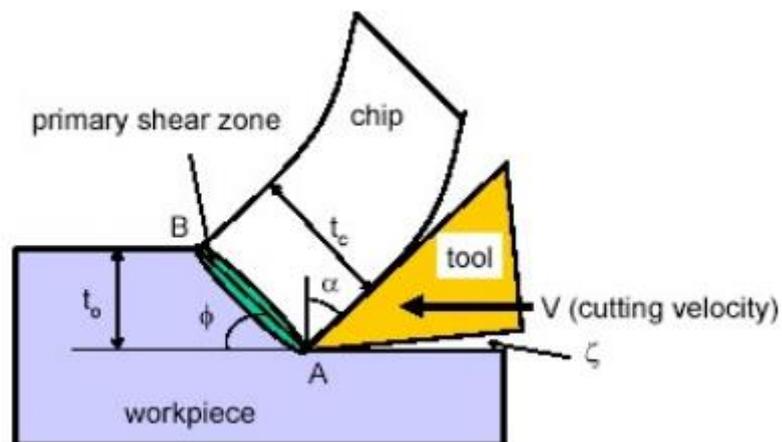


Figura 3.11 Schema del taglio ortogonale [39]

Lo spessore del truciolo, definito t_c , è sempre superiore alla profondità di passata t_0 . È importante notare che lo spessore del truciolo, indicato con t_c , risulta essere maggiore rispetto a t_0 , a causa di sforzi tangenziali di taglio, lo spessore del truciolo risulta maggiore rispetto allo spessore del piano di scorrimento.

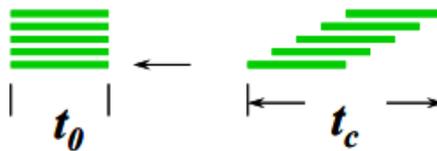


Figura 3.12 Spiegazione del perché la profondità di passata è inferiore allo spessore del truciolo. [39]

Bisogna tenere in considerazione tre elementi fondamentali nel contesto dell'operazione di lavorazione: il pezzo da lavorare, il truciolo e l'utensile stesso. Quando il pezzo è stazionario,

l'obiettivo principale è rimuovere la profondità di passata, mentre l'utensile si muove con una certa velocità di taglio orizzontale v . L'utensile presenta due facce distinte: una faccia in contatto con il truciolo e l'altra rivolta verso la superficie lavorata. Nella configurazione del taglio ortogonale, si osserva sempre un angolo chiamato angolo di spoglia inferiore tra il fianco dell'utensile (flank face) e la superficie lavorata. L'angolo di spoglia superiore è invece formato tra la direzione verticale e il petto dell'utensile (rake face). La combinazione di questi due angoli identifica univocamente l'utensile utilizzato per l'operazione.

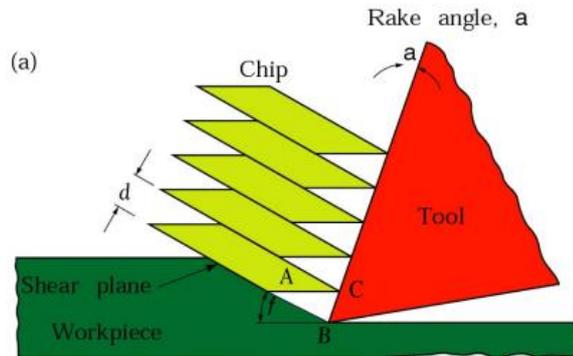


Figura 3.13 Schema piano di scorrimento e azione dell'utensile [39]

L'interfaccia tra il pezzo e il truciolo è nota come **piano di scorrimento** (shear plane), rappresentando la superficie in cui avviene la deformazione. Ciò avviene in seguito alle forze di taglio che inducono lo scorrimento del materiale rispetto al petto dell'utensile. Il piano di scorrimento è definito dall'angolo di scorrimento f , che rappresenta l'inclinazione del piano rispetto all'orizzontale.

Affinché avvenga il taglio ortogonale, è necessario considerare le seguenti ipotesi:

- Il processo è rappresentato adeguatamente da una geometria bidimensionale.
In condizioni di deformazione piana, la terza dimensione è molto più alta dello spessore
- lo strumento sia perfettamente affilato. non ho gli angoli arrotondati il tagliente deve essere perpendicolare alla direzione verticale.
- l'utensile entra in contatto con il pezzo solo sulla sua faccia anteriore.
la faccia laterale dell'utensile non è in contatto con il pezzo, solo il truciolo con la faccia di spoglia.
- La deformazione primaria avviene in una zona molto sottile adiacente al piano di taglio. tutte le deformazioni avvengono nel piano di taglio. ho una deformazione molto localizzata.
- il tagliente è perpendicolare alla direzione di taglio
- il truciolo non scorre lateralmente

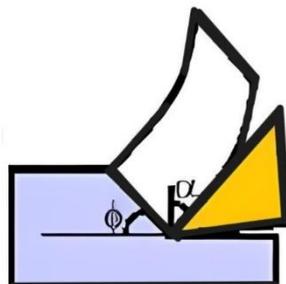


Figura 3.14 Schema del taglio ortogonale con focus sugli angoli. [39]

Definita la profondità di passata t_0 e noto lo spessore del truciolo, si può calcolare il rapporto di taglio come:

$$r = \frac{t_0}{t_c} = \frac{\overline{AB} \sin \phi}{\overline{AB} \cos(\phi - \alpha)} \quad (\text{Eq. 3.1})$$

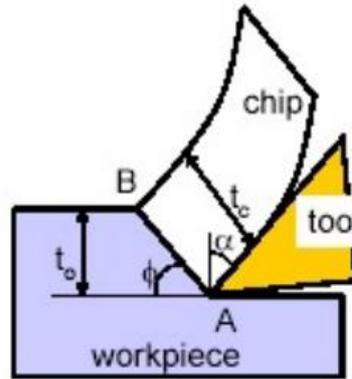


Figura 3.15 Schema della formazione del truciolo: si distingue la profondità di passata dallo spessore del truciolo. [39]

L'angolo di scorrimento è dettato dall'angolo di spoglia dell'utensile:

$$\tan \phi = \frac{r \cos \alpha}{1 - r \sin \alpha} \quad (\text{Eq. 3.2})$$

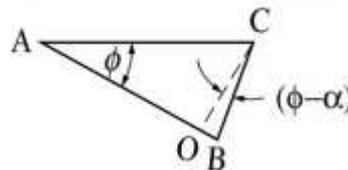


Figura 3.16 Triangolo ripreso dalla figura 3.13: struttura formata tra truciolo, petto dell'utensile e pezzo da lavorare [39]

Lungo la direzione di taglio si ha una deformazione dovuta allo stato tensionale principale (tangenziale). Tale deformazione che devia dallo stato tangenziale di sforzo è detta **deformazione di taglio**.

Per angoli piccoli:

$$\gamma = \frac{AB}{OC} = \frac{AO}{OC} + \frac{OB}{OC} \quad (\text{Eq. 3.3})$$

$$\gamma = \cot(\phi) + \tan(\phi - \alpha) \quad (\text{Eq. 3.4})$$

Quest'ultima formula permette di sapere il livello di deformazione che si ha nel processo.

3.5.2 *Morfologia del truciolo*

Come prodotti della lavorazione del metallo, si hanno i seguenti tipi di trucioli:

- a) Truciolo continuo;
- b) Truciolo continuo con tagliente di riporto.
- c) Truciolo discontinuo;
- d) Truciolo segmentato o non omogeneo;



Figura 3.17 Schema della formazione del truciolo: (a) continuo; (b) BUE; (c) discontinuo; (d) segmentato [40]

3.5.2.1 *Truciolo continuo*

È una tipologia di truciolo prodotta durante un processo di lavorazione e non si rompe dopo la sua formazione (figura 3.18). Sebbene questo tipo di formazione del truciolo elimini problemi legati alle vibrazioni, c'è la possibilità di avvolgimenti del truciolo attorno alla macchina utensile. La formazione di truciolo continuo è influenzata dalla profondità di taglio, geometria dell'utensile e velocità di avanzamento.

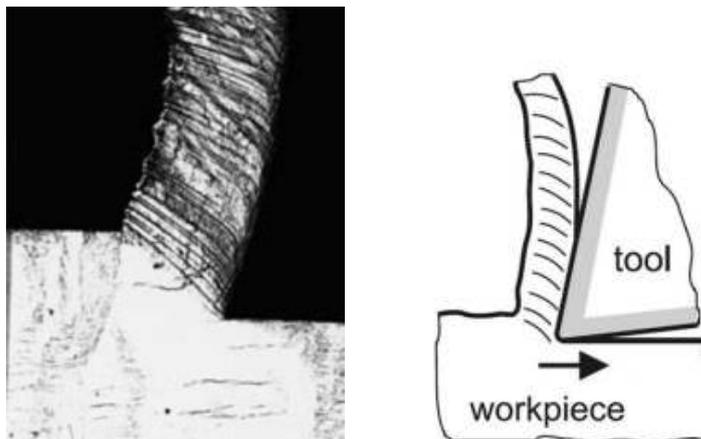


Figura 3.18 Formazione truciolo continuo [41, 42].

3.5.2.2 *Truciolo discontinuo*

Dopo la sua formazione (nel piano di scorrimento), il truciolo si rompe. Rispetto al truciolo continuo, non si verificano avvolgimenti, ma si presentano vibrazioni. Questo avviene perché si ha un'evoluzione ciclica della forza durante il processo, che si traduce in vibrazioni. Queste vibrazioni si riflettono in una finitura superficiale non ottimale. Tale tipologia di truciolo si forma in assenza di un adeguato fluido di taglio, con velocità di taglio eccessivamente alta o bassa, in materiali che contengono impurità e inclusioni dure.

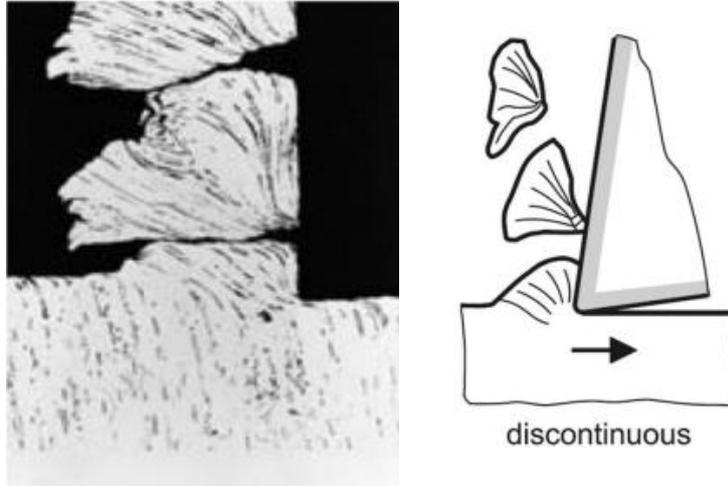


Figura 3.19 *Formazione truciolo discontinuo* [41, 42]

3.5.2.3 *Truciolo segmentato*

A differenza del truciolo discontinuo, questo tipo di truciolo presenta meno problemi legati alle vibrazioni e agli intrecci. Pur mostrando un'evoluzione ciclica, le forze non si annullano completamente a causa dell'assenza di una frattura completa del truciolo. Tuttavia, è importante considerare che possono sorgere problematiche sulla superficie finale lavorata. Il truciolo segmentato è tipico in materiali come il titanio e, inoltre, rimane costante anche con variazioni dei parametri di lavorazione a causa delle caratteristiche intrinseche del materiale.

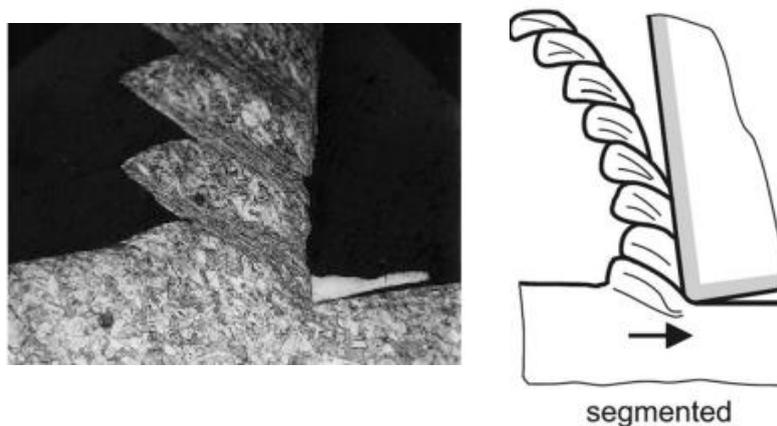


Figura 3.20 *Formazione truciolo segmentato* [41, 42]

3.5.2.4 *BUE*

Con il termine inglese Built-up edge (BUE) o tagliente di riporto, si intende un cappuccio formato da strati di materiale in lavorazione sovrapposti, depositati in prossimità del tagliente dell'utensile durante un'operazione di taglio dei metalli [43].

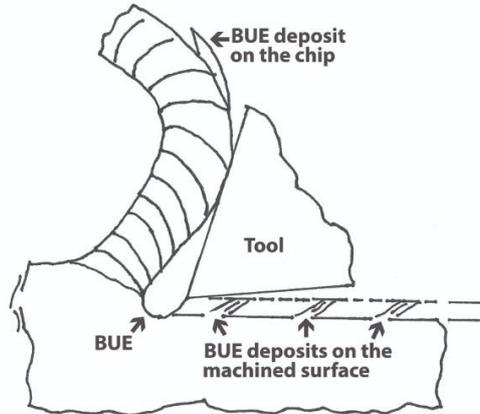


Figura 321. *Formazione del tagliente di riporto* [44]

La formazione del tagliente di riporto prevede due fasi:

1. Adesione del materiale del pezzo lavorato sulla superficie rastremata dell'utensile (rake face)
2. Crescita dello strato di materiale adesivo.

Con l'aumentare della velocità di passata, si ha una diminuzione delle possibilità di formazione di BUE. Per evitare la formazione di BUE, vi sono vari accorgimenti che si possono utilizzare:

- Diminuire la profondità di passata;
- Aumentare il rake angle;
- Usare un utensile con raggio minore;
- Usare fluidi da taglio come lubrificanti;

3.5.3 *Fattibilità dell'operazione di taglio*

Verificare la potenza richiesta per un'operazione di taglio è fondamentale per garantire che la macchina utensile e l'utensile stesso siano in grado di sopportare lo sforzo richiesto senza danneggiarsi. La potenza di taglio è un indicatore della quantità di lavoro svolto durante il processo di taglio. La verifica della potenza richiesta è importante per garantire che la macchina utensile abbia la capacità di erogare la potenza necessaria senza sovraccaricarsi o danneggiarsi durante l'operazione di taglio. Per capire se un'operazione di taglio è fattibile, dunque, si verifica la potenza definita come:

$$P = u \text{ MRR} \tag{Eq. 3.5}$$

MRR è il tasso di rimozione del materiale: è il volume di materiale tagliato nell'unità di tempo [mm³/s]

u è definito come energia di taglio specifica [N/mm²]

Dove

$$MRR = t_0 w v \quad (\text{Eq.3.6})$$

t_0 è lo spessore
 w è la larghezza (terza dimensione)
 v è la velocità di taglio

Di seguito sono riportate le energie di taglio specifiche u:

MATERIAL	SPECIFIC ENERGY	
	W-s/mm ³	hp-min/in ³
Aluminum alloys	0.4-1.1	0.15-0.4
Cast irons	1.6-5.5	0.6-2.0
Copper alloys	1.4-3.3	0.5-1.2
High-temperature alloys	3.3-8.5	1.2-3.1
Magnesium alloys	0.4-0.6	0.15-0.2
Nickel alloys	4.9-6.8	1.8-2.5
Refractory alloys	3.8-9.6	1.1-3.5
Stainless steels	3.0-5.2	1.1-1.9
Steels	2.7-9.3	1.0-3.4
Titanium alloys	3.0-4.1	1.1-1.5

* At drive motor, corrected for 80% efficiency; multiply the energy by 1.25 for dull tools.

Tabella 3.3 Energie di taglio specifiche per ciascuna tipologia di materiale. Maggiore è la resistenza meccanica, maggiore sarà l'energia specifica di taglio e minore sarà la tendenza del materiale ad essere tagliato [39]

3.5.4 FORMAZIONE DI TRUCIOLO E TEMPERATURA

Durante il processo di lavorazione, l'aumento della temperatura si manifesta sull'utensile da taglio, sul materiale lavorato e sul truciolo. Tale aumento termico è una conseguenza del superamento dell'attrito necessaria per effettuare il taglio del materiale. Le temperature elevate generano la formazione del truciolo stesso. Tuttavia, questo aumento termico può provocare danni sulla superficie del materiale lavorato, causare variazioni microstrutturali e influenzare la resistenza dell'utensile da taglio, modificando l'integrità superficiale.

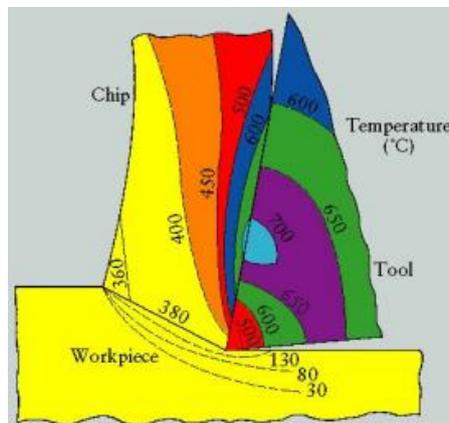


Figura 3.22 Tornitura in azione durante l'utilizzo di azoto liquido. [39]

La mappa termica in figura 3.22 rappresenta le temperature relative al truciolo, all'utensile e al pezzo lavorato durante il processo di tornitura. Inizialmente, nel pezzo lavorato si rileva una bassa temperatura, poiché il processo avviene a basse temperature. Man mano che ci si avvicina alla superficie lavorata, si osserva un graduale aumento della temperatura. Nel truciolo, si registra un notevole incremento termico, soprattutto sulla superficie a contatto con la faccia di spoglia dell'utensile, poiché il truciolo scorre e l'attrito contribuisce all'innalzamento della temperatura.

Tuttavia, ciò che accade all'utensile riveste particolare importanza: la temperatura più alta non è localizzata sulla parte tagliente dell'utensile o cutting edge (indicato dalla parte rossa a contatto con il pezzo lavorato). Invece, la zona più calda è distante sia dalla faccia di fianco dell'utensile che dalla parte tagliente. Questo fenomeno è dovuto all'inerzia termica superiore del pezzo rispetto all'utensile, che favorisce la dispersione del calore dall'utensile al pezzo. Questa discrepanza di temperature spiega perché la parte tagliente non raggiunge la temperatura massima.

3.6 Usura dell'utensile

Per usura si intende la perdita di materiale dall'utensile da taglio durante le lavorazioni meccaniche. L'usura dipende da diversi fattori, tra cui il materiale dell'utensile e le specifiche operazioni di taglio. Abbiamo due tipologie principali di usura: l'usura da craterizzazione e flank wear (o usura sui fianchi).[45]

L'usura da craterizzazione interessa la faccia di spoglia dell'utensile ed è situata sul petto dell'utensile. La profondità massima dell'usura crateriforme è raggiunta nella zona di massima temperatura [45]. È un tipo di usura dovuto alla combinazione di diffusione e usura abrasiva. Si ha un decadimento della qualità dell'utensile dovuto alla formazione di un cratere. Si consiglia di applicare refrigerante e adottare una geometria di taglio che riduca il calore, oltre a ridurre la velocità di taglio e di passata.

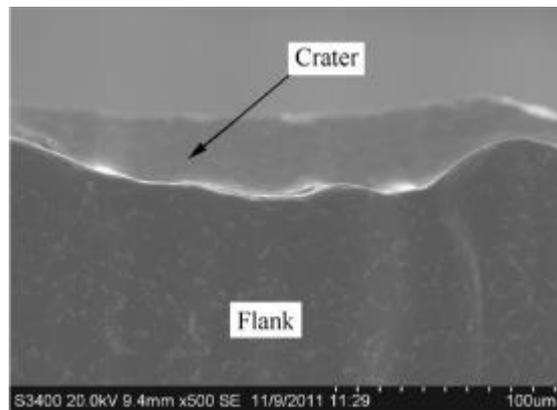


Figura 3.23 Visione al microscopio dell'usura da craterizzazione [46]

L'usura sui fianchi (o flank wear) è situata sul dorso dell'utensile. Le cause scatenanti tale problematica sono: abrasione ed erosione e consiste nel distacco di parti del rivestimento dell'utensile. Per minimizzare la formazione di tale tipologia di usura è suggerito l'applicazione di refrigerante e la riduzione della velocità di taglio.

Entrambi questi fenomeni sono fenomeni di usura abrasiva, il che significa che c'è meno materiale sull'utensile. Ciò comporta un cambiamento delle condizioni di taglio a seguito della modifica della geometria dell'utensile. Dopo un certo periodo, sarà necessario interrompere l'operazione di taglio, rimuovere l'utensile e sostituirlo. Entrambi i fenomeni sono attivati termicamente, il che significa che la temperatura svolge un ruolo principale nell'attivazione e nella propagazione dell'usura.

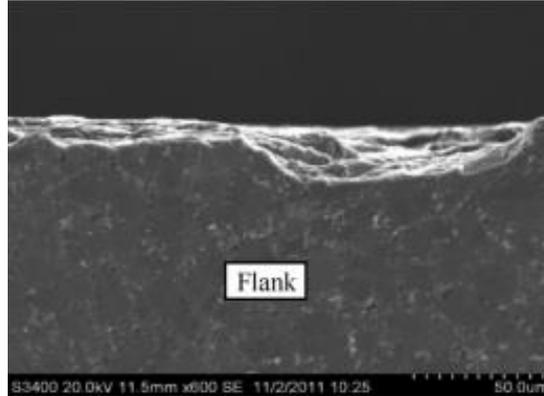


Figura 3.23 Visione al microscopio dell'usura sui fianchi [46]

Il Built-Up Edge (BUE) o tagliente di riporto può essere considerato un fenomeno di usura. In questo caso, è un fenomeno di usura adesiva in quanto si verifica l'adesione di uno strato di materiale all'utensile, comportando comunque una variazione nella geometria dell'utensile. Si tratta di un fenomeno ciclico, in cui il BUE si forma e si rompe.

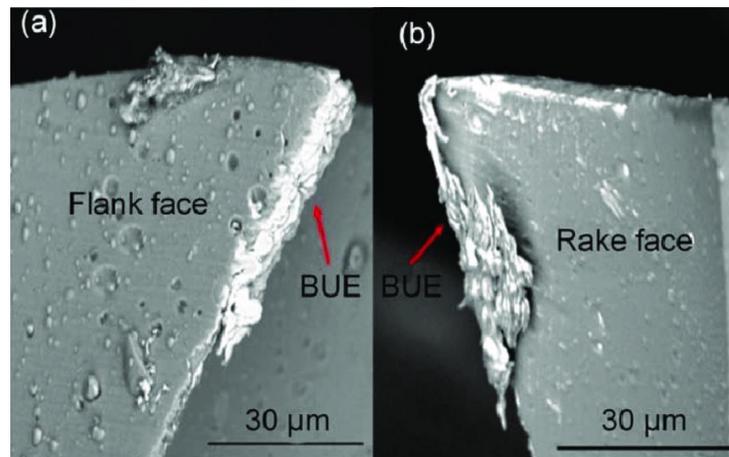


Figura 3.24 Osservazione del tagliente di riporto [47]

3.6.2 Usura sui fianchi

L'usura sui fianchi dell'utensile rappresenta un fenomeno termicamente attivato. Questo fenomeno è generato sia dall'innalzamento della temperatura nell'utensile, che incrementa la sua suscettibilità all'usura, sia dall'avanzamento meccanico dell'utensile sulla superficie del pezzo lavorato. La teoria del taglio ortogonale suggerisce che il fianco dell'utensile non debba entrare in contatto con il pezzo; tuttavia, durante la lavorazione pratica, tale contatto si verifica. Durante il processo di lavorazione meccanica, il fianco dell'utensile viene a contatto e strofina sulla superficie del pezzo lavorato, generando così questo tipo di usura. La durata di un utensile dipende dalla dimensione dell'usura del fianco che è correlata alle caratteristiche dell'operazione di taglio ed alle caratteristiche dello strumento.

Per verificare la durata dell'utensile, viene utilizzata l'equazione di Taylor, nota come equazione di vita dell'utensile. Questa equazione (3.7) relaziona la velocità di taglio V , la vita dell'utensile T e le costanti n e C che dipendono dal materiale dell'utensile (n) e del pezzo (C). Maggiore è la resistenza meccanica del materiale dell'utensile, maggiore sarà il valore di n (si ritarda lo stato di usura). Utilizzando una velocità di taglio elevata, si avrà un aumento della produttività.

L'equazione di Taylor è la seguente:

$$VT^n = C \quad (\text{Eq. 3.7})$$

Si arriva all'equazione di Taylor estesa:

$$VT^n d^X f^Y = C \quad (\text{Eq. 3.8})$$

d è la profondità di taglio

f è la velocità di avanzamento

3.7 TORNITURA

La tornitura è un'operazione di lavorazione meccanica applicata principalmente a pezzi simmetrici rispetto all'asse, come cilindri. Nella tornitura, si utilizza una barra che ruota a una certa velocità, mentre un utensile si sposta lungo l'asse della barra, tagliando una determinata profondità di taglio. L'obiettivo principale del processo è ridurre il diametro della barra, creando una forma desiderata. Questa operazione è ampiamente impiegata per ottenere precisione dimensionale e una superficie liscia sui pezzi lavorati.

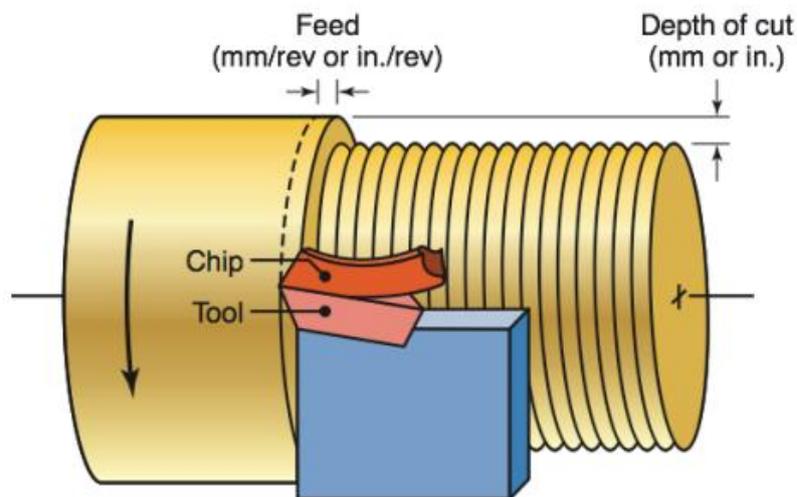


Figura 3.25 Schema di funzionamento dell'operazione meccanica della tornitura [39]

In figura 3.25, si notano due parametri fondamentali per la tornitura: feed o avanzamento e "depth of cut" o profondità di taglio.

La quantità per cui l'utensile avanza lungo l'asse, per ogni rivoluzione della barra, è nota come "**velocità di avanzamento**" nelle operazioni di tornitura. Solitamente viene misurata in millimetri per rivoluzione (mm/rev). La velocità di avanzamento determina quanto materiale viene rimosso con ogni rivoluzione del pezzo lavorato e svolge un ruolo cruciale nel raggiungere le dimensioni desiderate e la finitura superficiale dell'elemento lavorato.

In totale, i parametri fondamentali per la tornitura sono:

- Velocità di taglio V_t : velocità relativa tra l'utensile e il pezzo;
- Velocità di avanzamento v_a : velocità con cui l'utensile si sposta lungo la direzione di avanzamento [mm/min]
- Avanzamento f : distanza percorsa dall'utensile lungo la direzione di avanzamento per ogni giro del pezzo da lavorare [mm/giro];
- Profondità di taglio d : quantità di metallo da rimuovere, si misura perpendicolarmente alla direzione di avanzamento.

Indichiamo con N il numero di giri del mandrino, con D_0 il diametro iniziale, D_f il diametro finale.

$$V_t = \frac{\pi DN}{10^3} \left[\frac{m}{min} \right] \quad (\text{Eq. 3.9})$$

$$d = \frac{D_0 - D_f}{2} [mm] \quad (\text{Eq. 3.10})$$

$$v_a = Nf \left[\frac{m}{min} \right] \quad (\text{Eq. 3.11})$$

L'azione di taglio dell'utensile produce un andamento a spirale sulla superficie della barra che altera la sua finitura superficiale, ossia la sua rugosità. È possibile determinare la rugosità sulla base del passo di avanzamento adottato e del raggio della punta dell'utensile. La superficie lavorata mostrerà una traccia a spirale, la cui visibilità è influenzata dal passo di avanzamento dell'utensile e dalle caratteristiche geometriche del suo tagliente. Il raggio della punta (nose radius) dell'utensile è un determinante cruciale nella definizione della rugosità superficiale. Attraverso la predefinizione dei parametri di taglio, come il passo di avanzamento e le specifiche geometriche dell'utensile, è possibile prevedere con precisione la finitura superficiale e, di conseguenza, la rugosità. Tali parametri hanno un impatto diretto sulla superficie lavorata. Tuttavia, l'integrità superficiale, comprendente aspetti quali la vita a fatica e la resistenza alla corrosione, è più strettamente condizionata dal processo di lavorazione in sé. Elementi come il tipo di utensile impiegato, la velocità di taglio, la temperatura generata durante l'operazione e altri fattori influenzano la struttura microscopica della superficie lavorata, giocando un ruolo significativo nella determinazione della sua integrità. La rugosità da picco a valle è calcolata come segue:

$$R_t = \frac{f^2}{8R} \quad (\text{Eq. 3.12})$$

Dove

R è il raggio della punta dell'utensile

f è il tasso di avanzamento, ovvero la velocità con cui l'utensile si muove lungo il pezzo durante l'operazione di taglio

Uno dei problemi principali a cui è soggetto il titanio è l'“ **α -case**” che danneggia lo strato superficiale diminuendo la resistenza a fatica e la duttilità della superficie del materiale. Quando, nella fase di produzione della lega, il Ti entra in contatto con l'atmosfera alle alte temperature, l'altissima solubilità dell'ossigeno con il Ti fa sì che, sullo strato superficiale, avvenga un fenomeno di rafforzamento per soluzione solida dell'ossigeno nel Ti. [48]



Figura 3.26 Fenomeno dell'α-case sullo strato superficiale del materiale [48]

Durante il processo di tornitura del campione, lo strato esterno del materiale, che contiene il fenomeno dell'alfa case, viene eliminato. Questa rimozione è visibile nelle due figure sottostanti.

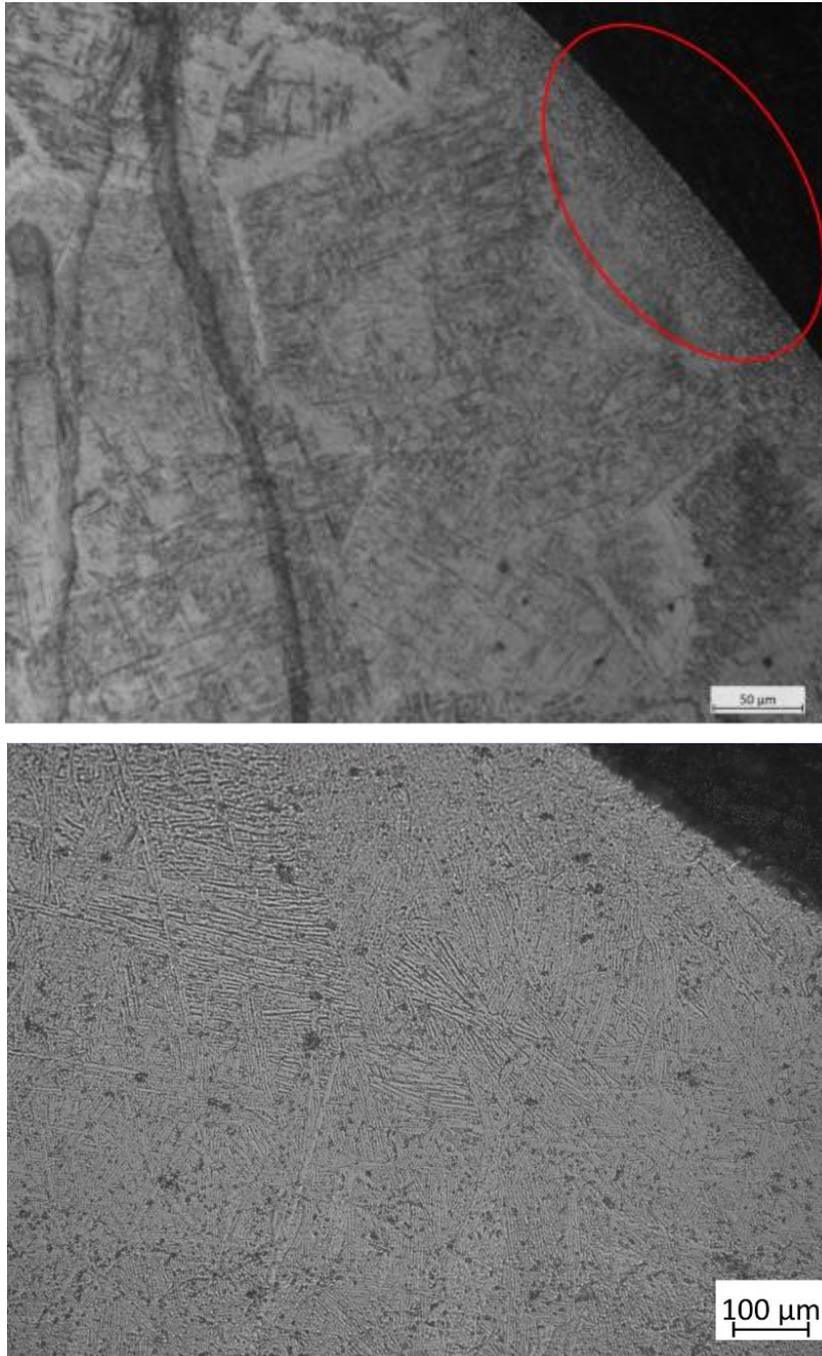


Figura 3.27 Fenomeno dell'α-case sullo strato superficiale del materiale (sopra). Assenza del fenomeno nella microstruttura del materiale in seguito alla lavorazione meccanica.

3.8 Fluidi da taglio

Durante la lavorazione meccanica, si possono definire tre zone di deformazione in cui si genera calore: zona di deformazione per taglio, zona di contatto tra utensile e truciolo e zona di contatto tra utensile e pezzo lavorato. I lubrorefrigeranti o fluidi di taglio sono agenti impiegati per diminuire il calore nel contesto delle operazioni di lavorazione dei metalli, quali fresatura, tornitura. [49] In generale, i lubrorefrigeranti vengono introdotti nelle lavorazioni meccaniche per i seguenti motivi:

- Riduzione dell'attrito tra utensile e pezzo e dell'usura, migliorando la superficie finale e la vita dell'utensile (lubrificazione);
- Riduzione della rugosità superficiale del pezzo lavorato;
- Raffreddamento della zona di taglio;
- Pulizia dal truciolo;
- Protezione contro l'ossidazione e la corrosione delle parti della macchina;
- Riduzione delle forze e del consumo di energia.

Generalmente, i fluidi di taglio si suddividono in quattro categorie principali: oli puri, oli solubili in acqua, sintetici e semisintetici. Gli oli derivati dal petrolio costituiscono la base degli oli puri e di quelli solubili in acqua. Al contrario, i fluidi sintetici consistono in composti organici complessi privi di olio minerale, spesso impiegati in presenza di acqua. In aggiunta, ai fluidi di taglio vengono aggiunti diversi additivi, tra cui emulsionanti, antiossidanti, battericidi, inibitori di corrosione e agenti schiumogeni, a seconda degli obiettivi specifici. I fluidi di taglio a base di olio vengono utilizzati nelle operazioni che richiedono buone proprietà lubrificanti, mentre i fluidi di taglio a base acquosa sono preferibili quando sono essenziali proprietà di raffreddamento e lubrificazione. I fluidi da taglio a base acquosa possono essere ulteriormente suddivisi in emulsioni e soluzioni. In figura è possibile osservare i principali vantaggi e svantaggi di ogni tipologia di refrigerante. [50,51]

Un corretto utilizzo dei fluidi da taglio rappresenta un aspetto fondamentale per raggiungere risultati ottimali nella lavorazione, influenzando positivamente la finitura superficiale, la durabilità degli utensili e l'efficienza globale del processo.

Type of cutting fluids	Advantages	Disadvantages
Straight oils	Excellent lubricity and rust control	Low cooling, fire hazard, create mist or smoke, limited to low-speed and heavy cutting operations
Soluble oils	Good lubricity and cooling	Rust control problems, bacterial growth, evaporation losses
Semi-synthetics	Good cooling, rust control and microbial control	Foam easily, stability is affected by water hardness, and easily contaminated by other machine fluids
Synthetics	Excellent cooling, microbial control, non-flammable, non smoking, good corrosion control, reduced misting and foaming problems	Poor lubricity and easily contaminated by other machine fluids

Tabella 3.4 Vantaggi e svantaggi dei fluidi da taglio [51]

Tra i vantaggi che il lubrorefrigerante presenta, il **raffreddamento** è l'effetto più importante. Il fluido di taglio trasferirà il calore dalle aree di taglio e ridurrà la temperatura dell'utensile e del pezzo, in particolare sul filo tagliente e sulla punta dell'utensile. L'effetto di raffreddamento è ottenuto attraverso una varietà di processi di scambio termico, come conduzione, convezione, evaporazione (o vaporizzazione) e in minima parte radiazione. [50]

Esistono due principali metodi di applicazione dei fluidi da taglio:

1. Raffreddamento a inondazione (flood)

Si fornisce un flusso costante di fluido all'utensile. La portata è compresa tra 10-225 l/min. Generalmente si prevede l'inondazione dell'utensile dal lato del truciolo attraverso uno o più ugelli sottoposti a pressione.

2. Raffreddamento a nebbia (mist)

Si usa con fluidi da taglio a base acquosa, essi vengono applicati con un flusso d'aria pressurizzata ad alta velocità. L'evaporazione delle goccioline di fluido garantisce un raffreddamento efficace. La pressione a cui il fluido è sottoposto è compresa tra 70-600 kPa.

Tuttavia, oltre a queste consuete tecniche di raffreddamento, emergono tre metodologie alternative nell'applicazione dei fluidi da taglio, evidenziando una tendenza verso nuove soluzioni in grado di migliorare l'efficienza e ridurre l'impatto ambientale nella lavorazione: [51]

1. Lavorazione a secco

Questo metodo evita l'impiego di lubrificanti per prevenire problematiche quali lo smaltimento e la contaminazione. Tuttavia, presenta come svantaggio il surriscaldamento degli utensili, il quale può portare a un aumento della formazione di abrasioni, ossidazioni e diffusione dei materiali.

2. Lubrificazione minima (MQL)

Questa metodologia si basa sull'applicazione controllata di una sottilissima nebulizzazione di lubrificante, riducendo notevolmente la quantità di fluido utilizzata rispetto alle pratiche tradizionali di lubrificazione a inondazione (10-100 ml/h nell'applicazione a quantità minima contro 100-1000 l/h nel sistema di raffreddamento a inondazione). Il lubrificante, così dosato, viene completamente consumato durante il processo di lavorazione. Le applicazioni di lubrificante a quantità minima sono in linea con la tendenza a adoperare fluidi ecologici ed economicamente vantaggiosi.

3. Lavorazione criogenica

Questa tecnica impiega gas criogenici come azoto o elio come agenti refrigeranti. L'azoto, costituente il 78% dell'atmosfera terrestre, è più leggero dell'aria e si trova a una temperatura di -200°C. Durante il processo di lavorazione, assorbe il calore generato e si vaporizza rapidamente.

3.9 TORNITURA CRIOGENICA

Nel presente lavoro di tesi, l'azoto liquido (LN₂) è stato utilizzato come lubrorefrigerante grazie alle sue proprietà inerenti e non tossiche, nonché grazie alla sua capacità di ridurre il calore generato durante il processo di taglio. Questo fluido è ampiamente adottato a livello industriale non solo per la sua funzione di refrigerazione, ma anche come agente sterilizzante, il che risulta particolarmente rilevante per le componenti biomedicali, dove la sterilizzazione rappresenta un costo significativo per le aziende produttrici. La natura inerte dell'azoto liquido elimina il rischio di contaminazione, garantendo un ambiente sterile durante il processo di lavorazione. L'impiego di questo fluido rientra nella categoria dei lubrorefrigeranti basati su gas criogenici, come l'azoto e l'anidride carbonica, che consentono di dissipare una quantità considerevole di calore dalla zona di taglio, prevenendo fenomeni indesiderati come l'adesione e la formazione del bordo di accumulo sul tagliente. Diverse tecniche sono state studiate per l'applicazione di questo fluido, come il raffreddamento preliminare del pezzo o dell'utensile per conduzione termica, l'introduzione di azoto liquido in un'apposita camera sul portautensile o la sua spruzzatura tramite ugelli sul fianco e sul petto dell'utensile. [1,52,53]

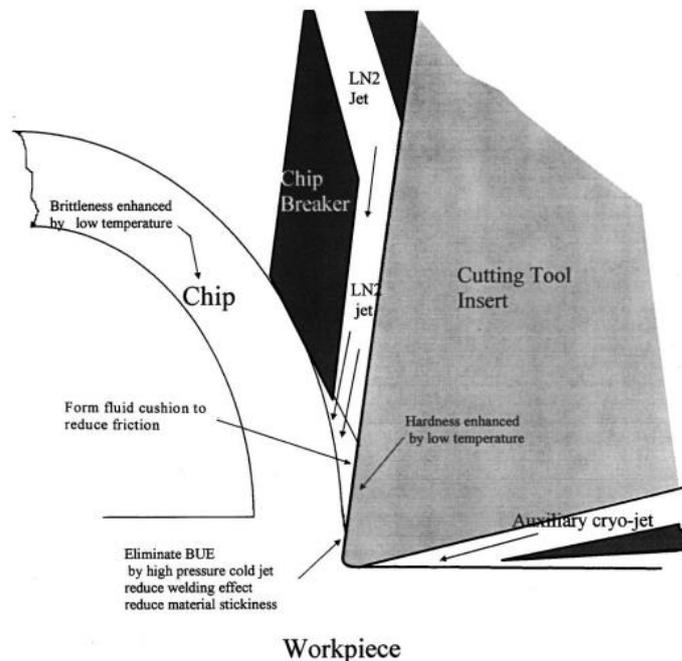


Figura 3.28 Schema di introduzione dell'azoto liquido sull'utensile. [53]

Il refrigerante criogenico, in particolare l'LN₂, aumenta la durata degli utensili, in base all'equazione di Taylor (3.8). Infatti, la durata dell'utensile è fortemente influenzata dalla velocità di taglio e quindi dalla temperatura di taglio. Il raffreddamento criogenico mantiene basse temperature di taglio e quindi prolunga la durata dell'utensile, riducendo significativamente i tassi di usura degli utensili.

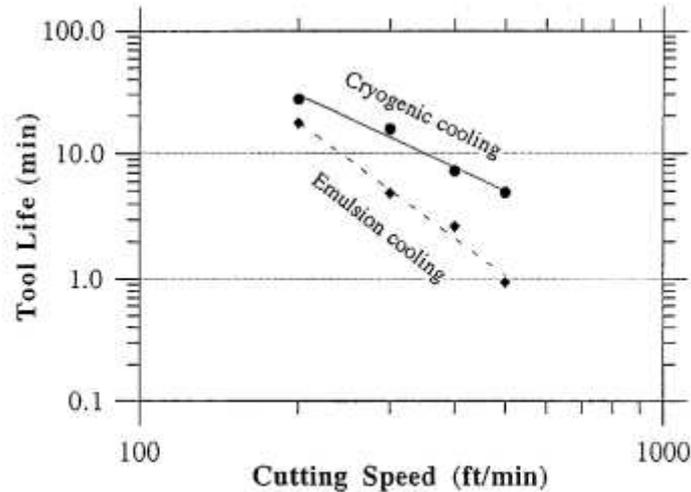


Fig. 7 Tool life comparison for cryogenic cooling and emulsion cooling in log-log scale

Figura 3.29 Schema di introduzione dell'azoto liquido sull'utensile. [53]

Una maggiore durata dell'utensile nella lavorazione criogenica riduce la necessità di sostituire l'inserto dell'utensile, diminuendo il costo per la sostituzione per l'azienda. Il costo dell'utensile si ottiene dividendo il prezzo di mercato dell'inserto dell'utensile per il numero di taglianti per inserto e il numero di cambi di utensile per pezzo. In figura è possibile osservare la correlazione tra costo e velocità di taglio in relazione alla tipologia di lubrorefrigerante adoperato.

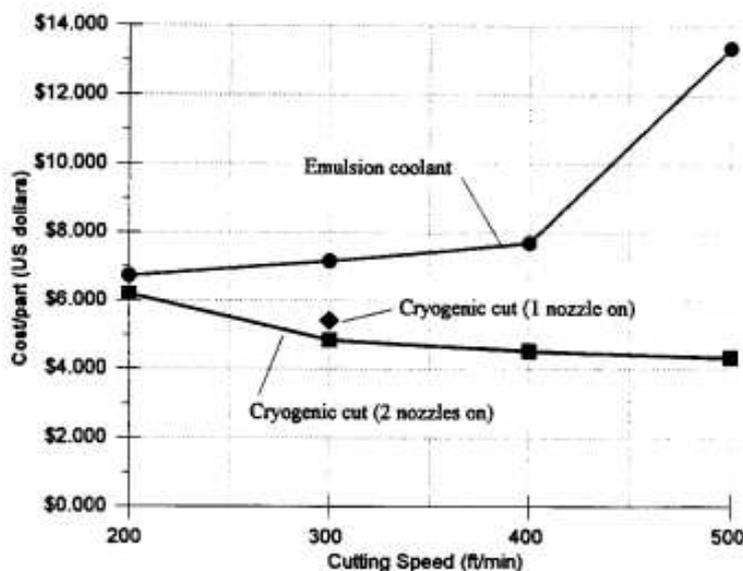


Fig. 12 Production cost comparison of cryogenic and conventional machining

Figura 3.30 Schema di introduzione dell'azoto liquido sull'utensile. [53]

Con l'utilizzo di gas criogenici si hanno temperature di taglio basse, le condizioni d'attrito all'interfaccia tra utensile e truciolo cambiano, inoltre si modificano le proprietà del pezzo in lavorazione. La finitura superficiale, intesa come rugosità media, tende a migliorare rispetto agli altri sistemi di lubrificazione. Questo si nota soprattutto dopo un certo tempo di lavorazione, poiché l'usura dell'utensile varia a seconda del tipo di lubrorefrigerante impiegato. In figura 3.31 si nota inoltre come, all'aumentare della velocità di taglio, l'utilizzo di fluidi da taglio tradizionali comporta un peggioramento della rugosità superficiale rispetto a tutti gli altri metodi, mentre, la tornitura criogenica rappresenta la miglior soluzione.

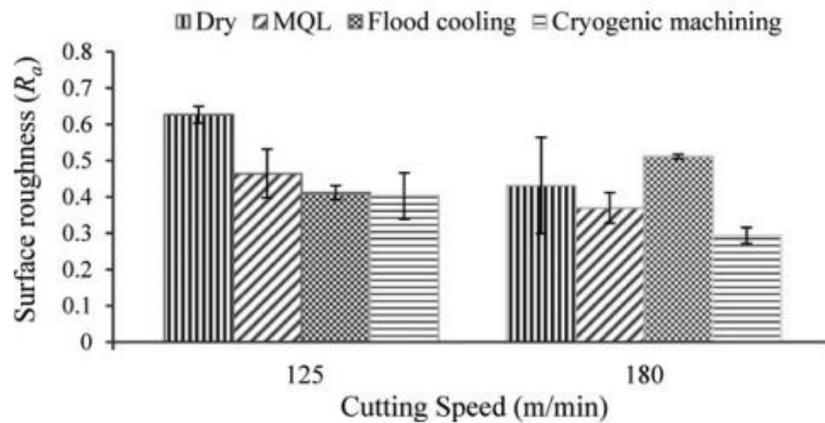


Figura 3.31 *Rugosità superficiale dell'acciaio AISI 316L in base a lubrorefrigeranti e condizioni di lavorazione differenti [54]*

L'utilizzo di azoto liquido ha come conseguenza anche la formazione di truciolo quasi continuo rispetto al truciolo segmentato, come visibile in figura 3.32

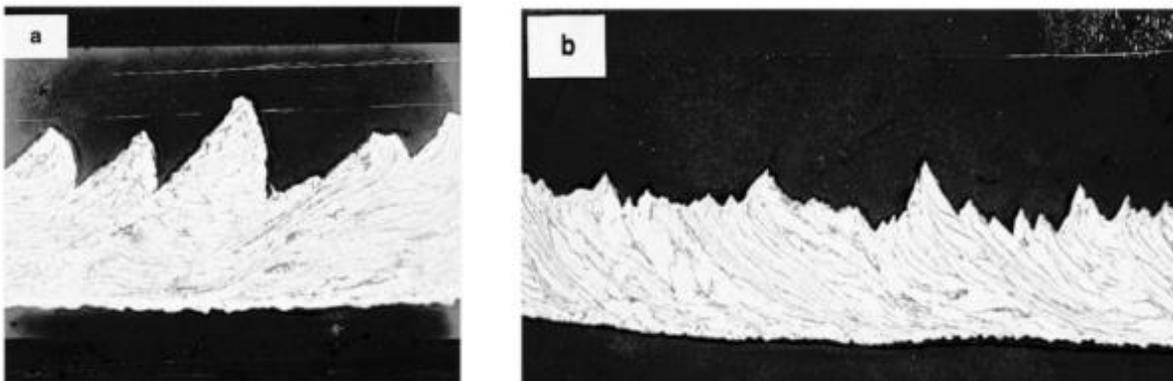


Figura 3.32 *Rugosità superficiale dell'acciaio AISI 316L in base a lubrorefrigeranti e condizioni di lavorazione differenti [55]*

3.10 Tornitura provini

3.10.1 Scelta utensili

Per eseguire la tornitura dei provini, sono stati impiegati utensili romboidi con inserti in metallo duro rivestiti (HC) con doppio strato di PVD di nitruro di alluminio e Titanio (TiAlN) (Tabella 3.5). Questi particolari inserti fanno parte della serie *CoroTurn 107* prodotta da *Sandvik Coromant*, con specifico riferimento al modello VCET 11 03 01-UM 1115. I taglienti dell'inserto sono designati come A e B, corrispondendo rispettivamente alla punta orientata verso l'alto e verso il basso all'interno della custodia, come rappresentato nella Figura 3.33 [1]



Figura 3.33 Utensili [56]

Le caratteristiche principali di questi inserti, come riportato anche dai fornitori, sono elencate nella tabella 3.5.

caratteristiche	valori
Numero taglienti	2
Lunghezza tagliente	10,8709 mm
Raggio punta	0,2 mm
Substrato	HC
Rivestimento	PVD TiAlN+TiAlN

Tabella 3.5 Caratteristiche principali degli inserti. [56]

Prima dell'inizio del processo di tornitura, si è eseguita un'analisi dei taglienti degli inserti utilizzando un microscopio elettronico a scansione (SEM). L'obiettivo è stato valutare la qualità dei taglienti e assegnare loro un rating numerico da 1 a 5 in base alla qualità del rivestimento di TiAlN. Il valore 1 è stato attribuito a un tagliente con un rivestimento di TiAlN di bassa qualità.

Inserto	Giudizio
1a	4
1b	5
2a	1
2b	3
3a	5
3b	4.5
4a	1
4b	3
5a	3
5b	3
6a	4
6b	3
7a	1
7b	5
8a	1
8b	4
9a	4
9b	1
10a	4.5
10b	5

Inserto		voto
1		5
2		2
3		5
4		2
5		3
6		3.5
7		3
8		2.5
9		2
10		5

Figura 3.36 *Valutazione taglienti degli inserti.*

Come ben visibile dalla figura sovrastante, il 25% dei taglienti è stato escluso per la bassa qualità dimostrata. In figura 3.37, è possibile osservare la differente qualità dei taglienti, osservata al SEM, in base alla valutazione data; in ordine decrescente, da sinistra verso destra si possono osservare i valori 5,4,3,1.

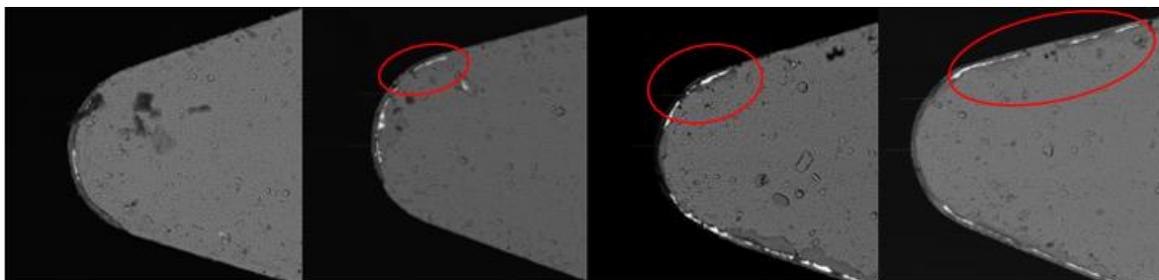


Figura 3. 37 *Analisi al SEM delle punte degli inserti. Si può notare la qualità degli inserti in modo decrescente, da sinistra verso destra. In particolare, sono rappresentate le punte: 10B, 9A, 2B, 8A. Ingrandimento 800x
Detector: BSED*

3.10.2 Tornitura dei provini Flood

Dopo i processi termici, le barre sono state lavorate mediante sgrossatura presso l'azienda "Officine Carraretto Loris s.r.l." Inizialmente, prima della lavorazione di tornitura, i provini presentavano un sovrametallo di 0,5 mm sul raggio e una sezione cilindrica di 20 mm in una delle estremità, come visibile in figura 3. 38.



Figura 3.38 *Provino post sgrossatura*

La lavorazione meccanica dei provini è stata eseguita presso il laboratorio Te.Si dell'Università degli studi di Padova, situato a Rovigo. Il presente laboratorio è dotato di un tornio della ditta *DMG MORI SEIKI*, modello *NL1500MC/500*, visibile in figura 3. 39. Tale macchinario è un centro di tornitura a due assi con una torretta porta utensili a 12 posizioni [57].



Figura 3.39 *Tornio presente in laboratorio Te.Si [57].*

Attraverso l'utilizzo del tornio sono state effettuate due operazioni di lavorazione: una relativa alla semi-finitura e l'altra alla finitura del pezzo. I parametri di taglio adottati sono i seguenti:

- Velocità di taglio $V= 45 \text{ m/min}$
- Avanzamento al giro $f= 0,03 \text{ mm/giro}$
- Profondità di passata $d= 0,25 \text{ mm (per ciascuna passata)}$

Per i provini Flood, la tornitura è avvenuta con l'assistenza di un fluido lubrorefrigerante a base acquosa, contenente il 5% di olio semisintetico *Astro-Cut HD XBP* della ditta *Monroe Fluid Technology*, in modo da ottenere un'emulsione. [1]

CAPITOLO 3: *Caratterizzazione del materiale di partenza*

Come rappresentato in tabella 3.6, sono stati sottoposti a tornitura, con utilizzo di un fluido lubrorefrigerante a base acquosa, 14 campioni.

Denominazione	Inserto	Tagliente	N. utilizzo
Flood_01-1A-1	1	A	1°
Flood_02-1A-2	1	A	2°
Flood_03-1B-1	1	B	1°
Flood_04-1B-2	1	B	2°
Flood_05-2B-1	2	B	1°
Flood_06-2B-2	2	B	2°
Flood_07-3A-1	3	A	1°
Flood_08-3A-2	3	A	2°
Flood_09-3B-1	3	B	1°
Flood_10-3B-2	3	B	2°
Flood_11-4B-1	4	B	1°
Flood_12-4B-2	4	B	2°
Flood_13-5A-1	5	A	1°
Flood_14-5A-2	5	A	2°

Tabella 3.6 Provini Flood

È possibile osservare la denominazione dei provini. Essa è definita dalle seguenti voci (figura 3.40):

1. Tipologia di tornitura (flood o cryo)
2. Numero provino della serie
3. Numero inserto
4. Tagliente adoperato (A o B)
5. Numero utilizzo del tagliente

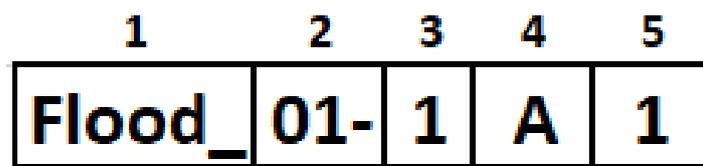


Figura 3.40 Denominazione Provini Flood

3.10.3 Tornitura dei provini Cryo

I campioni ottenuti tramite la tornitura utilizzando azoto liquido (LN₂) come lubrorefrigerante sono comunemente denominati "provini Cryo". Per la lavorazione meccanica di questi campioni, sono stati impiegati gli stessi inserti utilizzati per i campioni trattati con lubrificazione standard, ma la differenza principale risiede nell'uso di azoto liquido anziché di fluidi convenzionali. Nella Figura 3.41, è visibile il posizionamento degli ugelli aventi diametro interno di 0,9 mm e utilizzati per spruzzare l'azoto liquido durante il processo di lavorazione [1]. Questi ugelli sono posizionati in modo da distribuire il liquido sull'area di contatto tra l'utensile e il materiale lavorato, cioè il petto e il fianco dell'utensile. Tuttavia, è importante notare che gli ugelli vengono posizionati a temperatura ambiente; durante l'erogazione del liquido, si raffreddano, rendendo difficile la loro precisione di posizionamento.

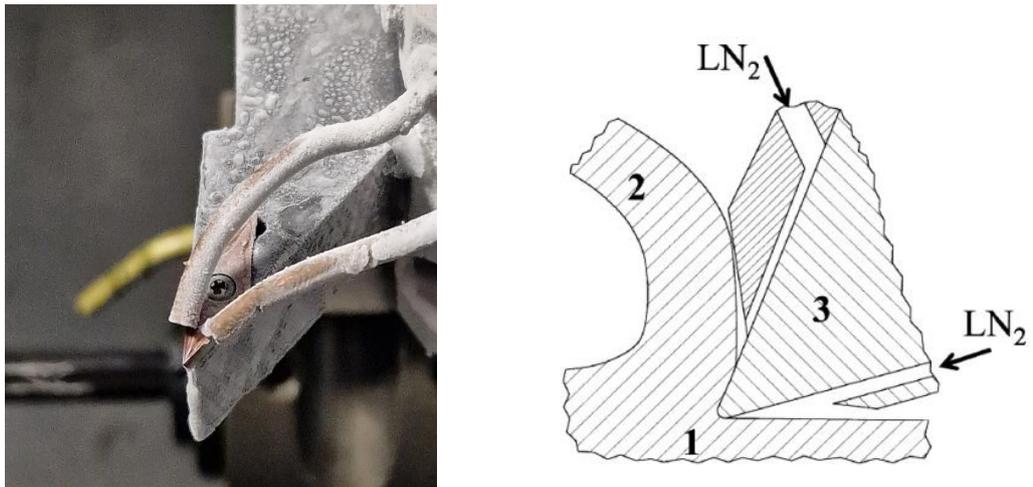


Figura 3.41 *Posizionamento degli ugelli rispetto all'inserto, con schema (a destra) [52]*

In figura 3.42, è possibile osservare la contropunta che stabilizza il provino Cryo, gli ugelli che iniettano il liquido lubrorefrigerante, l'utensile in funzione e il campione trattato con azoto liquido.

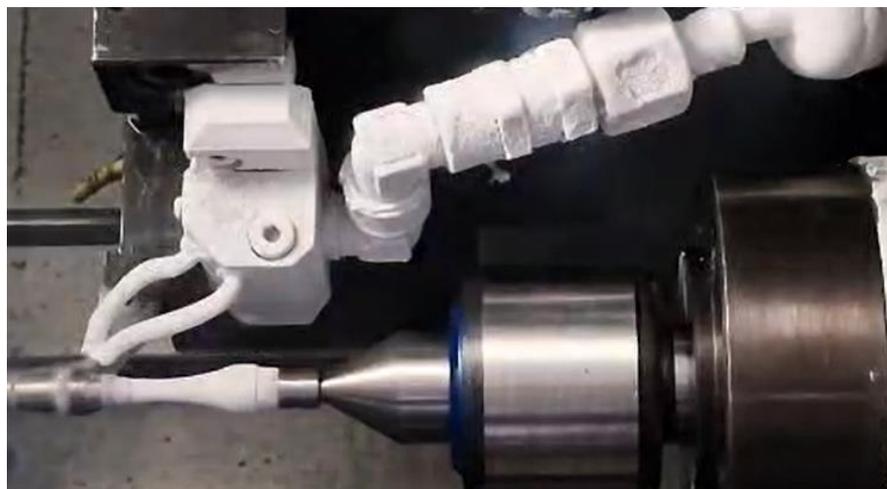


Figura 3.42 *Tornitura in azione durante l'utilizzo di azoto liquido.*

Il lubrorefrigerante adoperato per i provini Cryo è conservato in un contenitore dewar, mantenuto ad una pressione costante di 15 bar. Durante la tornitura, la pressione dell'azoto liquido è stata mantenuta costante per evitare variazioni della qualità della superficie lavorata. In figura 3.43 si può osservare il dewar fornito dall'azienda *Chart*, contenente l'azoto liquido e collegato al tornio attraverso un tubo metallico isolato. [58]



Figura 3.43 Dewar contenente LN₂ e valvola per visionare la pressione interna

In Tabella 3.7 è possibile constatare che 14 provini Cryo sono stati sottoposti a tornitura attraverso l'utilizzo, in totale, di 6 utensili.

Denominazione	Inserto	Tagliante	N. utilizzo
Cryo_01-5B-1	5	B	1°
Cryo_02-5B-2	5	B	2°
Cryo_03-6A-1	6	A	1°
Cryo_04-6A-2	6	A	2°
Cryo_05-6B-1	6	B	1°
Cryo_06-6B-2	6	B	2°
Cryo_07-10A-1	10	A	1°
Cryo_08-10A-2	10	A	2°
Cryo_09-10B-1	10	B	1°
Cryo_10-7B-2	7	B	2°
Cryo_11-7B-1	7	B	1°
Cryo_12-8B-2	8	B	2°
Cryo_13-8B-1	8	B	1°
Cryo_14-9A-2	9	A	2°

Tabella 3.7 Campioni di Ti-6Al-4V torniti attraverso l'uso di azoto liquido come lubrorefrigerante (provini Cryo)

CAPITOLO 4

MISURE DI RUGOSITÀ

4.1 Introduzione

Le superfici dei provini sono caratterizzate da irregolarità microgeometriche dette rugosità ed è possibile dunque distinguere tra superfici reali e ideali. Per superficie geometrica ideale si intende la superficie teorica delimitata dalle dimensioni nominali del pezzo, mentre la superficie reale è la superficie effettiva, ottenuta tramite lavorazione. Le irregolarità presenti sulla superficie possono essere casuali oppure possono avere andamenti preferenziali, come nel caso di pezzi sottoposti a lavorazione con macchine utensili. Con il termine rugosità si intende l'insieme delle irregolarità presenti sulle superfici dei componenti formatesi in seguito a processi di lavorazione o da altri fattori influenti, come la forma dell'utensile, la presenza di vibrazioni, l'uso di lubrificazione. Per definire la rugosità si seziona la superficie secondo un piano detto piano di rilievo, ortogonale alla superficie stessa. In seguito, si procede al rilievo del profilo, caratterizzato da picchi e valli, per una certa lunghezza, detta lunghezza base L (che nel caso di profilo di rugosità è indicata l_r) ed è dell'ordine di qualche mm.

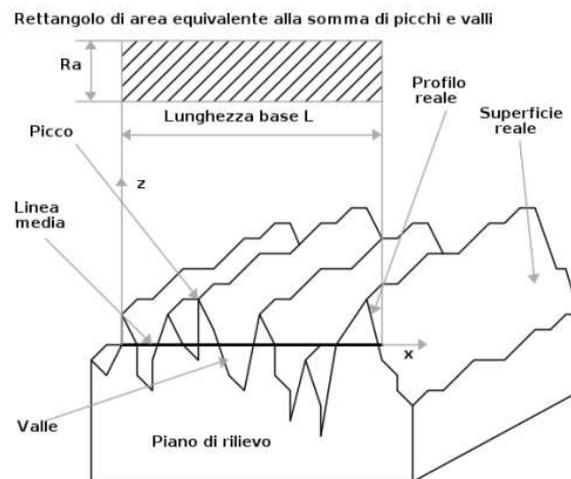


Figura 4.1 Schema piano di rilievo di un componente metallico [59]

In figura 4.2 è possibile visionare la differenza tra profilo reale, caratterizzato da errori di forma, di rugosità e di ondulazione, e il profilo ideale o geometrico, ovvero un profilo privo di difetti.

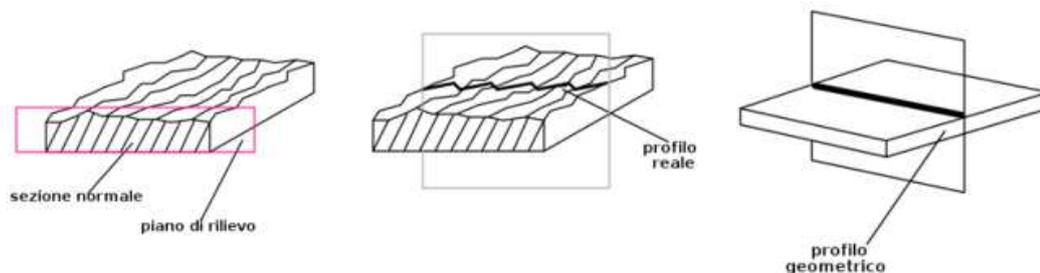


Figura 4.2 Profilo reale e geometrico [59]

La rugosità superficiale è il risultato di quattro principali macrofattori, come evidenziato dal diagramma di Ishigawa illustrato nella figura 4.3. Questi includono i parametri di lavorazione, i fenomeni intrinseci al processo di lavorazione, le caratteristiche dell'utensile impiegato e le proprietà specifiche del materiale lavorato.

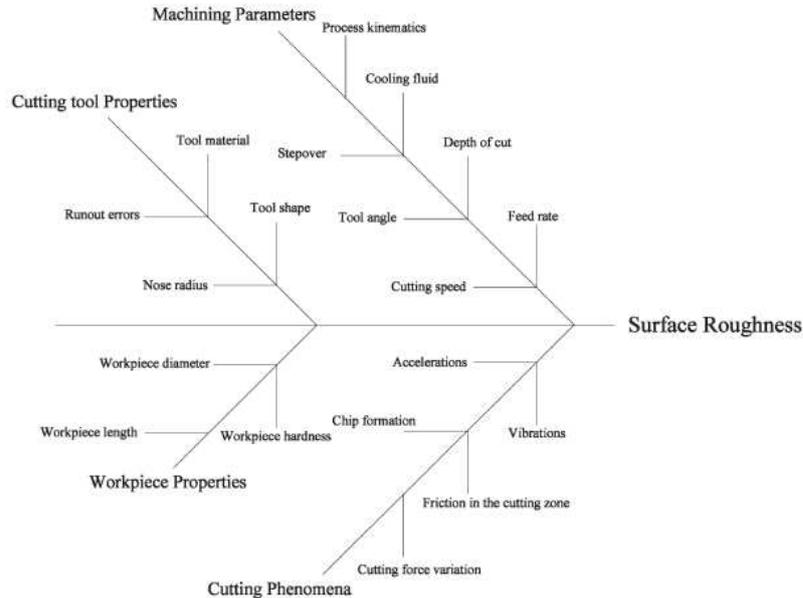


Figura 4.3 Parametri che determinano la rugosità superficiale nel provino [60]

La valutazione della rugosità si esegue considerando la lunghezza di valutazione l_r e l'utilizzo di filtri specifici. Ad esempio, il filtro gaussiano λ_s viene adoperato per escludere le lunghezze d'onda più corte ritenute rumore di fondo, mentre il filtro cut-off λ_c elimina le lunghezze d'onda più lunghe rispetto alla lunghezza di base [1]. La rugosità viene rappresentata, attraverso l'utilizzo di profilometri ottici 3D, mediante i parametri R della norma ISO 4287 ed i parametri S, estensione tridimensionale dei parametri R.

La rugosità svolge un ruolo particolarmente rilevante per quanto riguarda la durata, la resistenza a fatica e la resistenza a corrosione dei componenti meccanici. La relazione tra finitura superficiale e vita a fatica è definita mediante l'utilizzo di un fattore di abbattimento del limite a fatica k_l , in accordo con la UNI 7670. [1]

Definiti:

- $\sigma_{a\infty,-1}$ il limite a fatica del materiale, ottenuto mediante prove a fatica con rapporto di ciclo $R=-1$ su provini lisci e lucidati;
- $\sigma_{a\infty,-1}^*$ il limite di fatica di un componente reale dello stesso materiale dei provini, ma avente caratteristiche diverse (di forma, dimensione, di finitura ecc.),

Nel caso in cui il componente reale abbia solo finitura superficiale diversa rispetto ai provini lisci e lucidati, si ha:

$$\sigma_{a\infty,-1}^* = \frac{\sigma_{a\infty,-1}}{k_l} \quad (\text{Eq. 4.1})$$

4.2 Parametri areali del profilo

4.2.1 Parametri R

Qui di seguito sono elencate le definizioni dei principali parametri R che descrivono il profilo di rugosità. Nella rappresentazione del profilo, l'asse verticale è associato alle altezze (z), mentre l'asse orizzontale è rappresentato da x.

- **R_p**: rappresenta l'**altezza massima del picco del profilo** considerando la lunghezza di base l_r.

$$R_p = \max(z(x)) \quad (\text{Eq. 4.2})$$

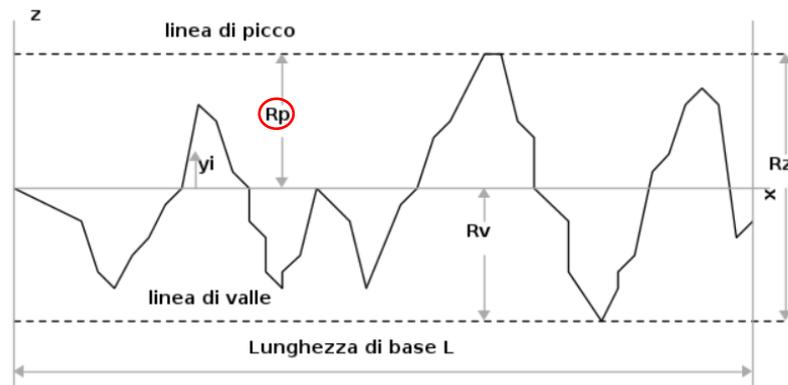


Figura 4.4 Parametro R_p [59]

- **R_v**: rappresenta la **massima profondità della valle** considerando la lunghezza di base l_r.

$$R_v = |\min(z(x))| \quad (\text{Eq. 4.3})$$

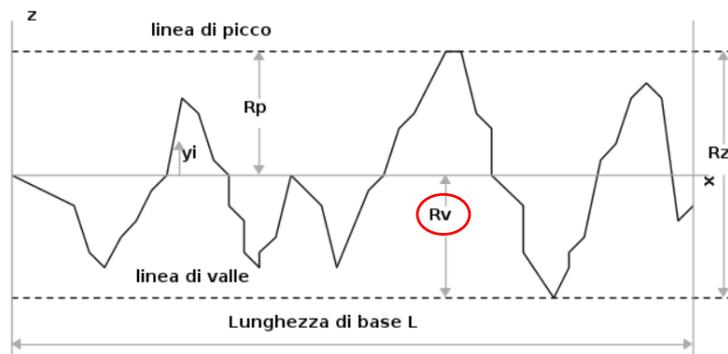


Figura 4.5 Parametro R_v [59]

- **Rz**: rappresenta la **massima altezza del profilo** calcolata come la somma dell'altezza massima del picco e della profondità massima della valle, considerando una lunghezza di riferimento l_r .

$$R_z = R_p + R_v \quad (\text{Eq. 4.4})$$

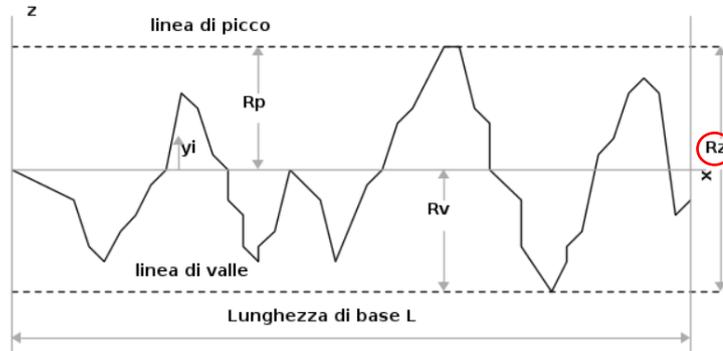


Figura 4.6 Parametro Rz [59]

- **Rt**: rappresenta l'**altezza totale del profilo** valutata considerando la lunghezza di valutazione del profilo e non la lunghezza base l_r . È un parametro più rigido rispetto a Rz.

$$R_t = \max(z_{p_i}) + \max(z_{v_i}) \quad (\text{Eq. 4.5})$$

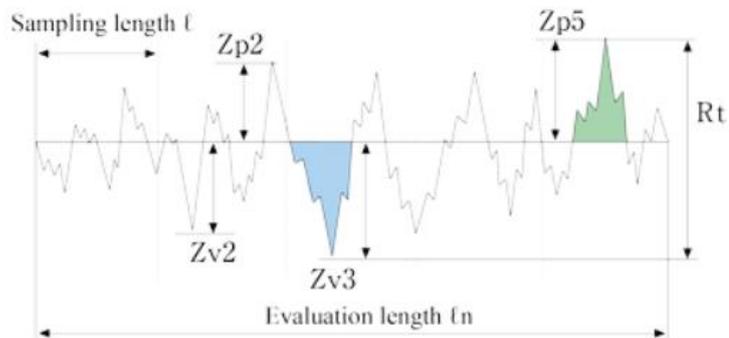


Figura 4.7 Parametri Rt [61]

- **Ra**: rappresenta la media aritmetica del profilo, considerando la lunghezza di campionamento.

$$R_a = \frac{1}{l_r} \int_0^{l_r} |z(x)| dx \quad (\text{Eq. 4.6})$$

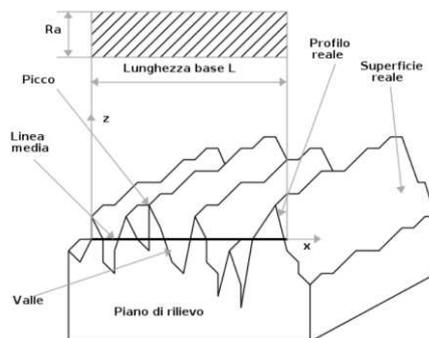


Figura 4.8 Parametro Ra nella visione complessiva dei parametri del provino [59]

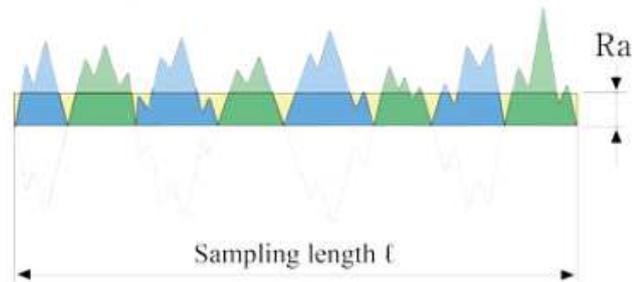


Figura 4.9 Parametro Rz [61]

- **Rq**: rappresenta l'errore quadratico medio per $z(x)$, considerando la lunghezza di campionamento. Corrisponde alla deviazione standard della distribuzione in altezza. Fornisce le medesime informazioni di Ra.

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{lr} \int_0^{lr} z^2(x) dx} \quad (\text{Eq. 4.7})$$

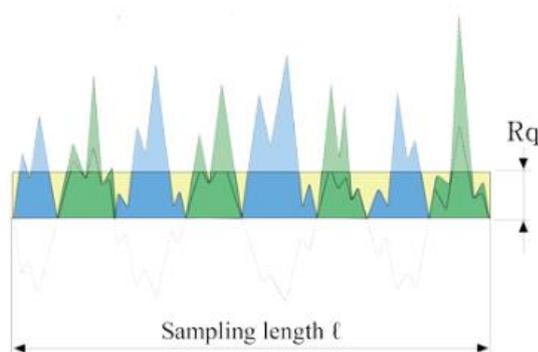


Figura 4.10 Parametro Rq [61]

- **Rsk**: asimmetria. È un parametro correlato alla distribuzione delle altezze.

$$Rsk = \frac{1}{R_q^3} \frac{1}{lr} \int_0^{lr} z^3(x) dx \quad (\text{Eq. 4.8})$$

$Rsk=0$: distribuzione gaussiana rispetto alla linea media

$Rsk>0$: profilo dominato da picchi

$Rsk<0$: profilo dominato da valli

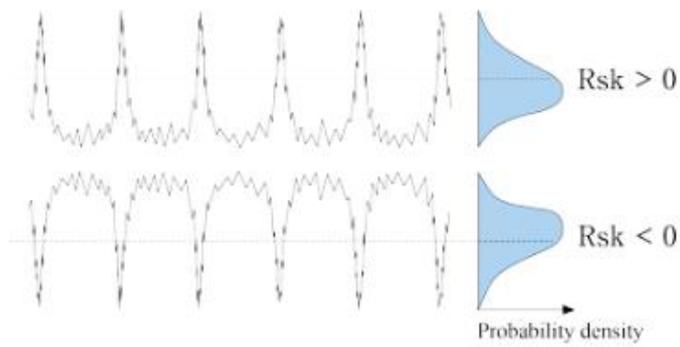


Figura 4.11 Parametro Rsk [61]

- Rku: curtosi. È un parametro correlato alla forma dei picchi e delle valli.

$$Rku = \frac{1}{R_q^4} \frac{1}{lr} \int_0^{lr} z^4(x) dx \quad (\text{Eq. 4.9})$$

Rku = 3: profilo con andamento gaussiano

Rku > 3: profilo dominato dalla presenza di picchi acuti

Rku < 3: profilo dominato dalla presenza di picchi arrotondati

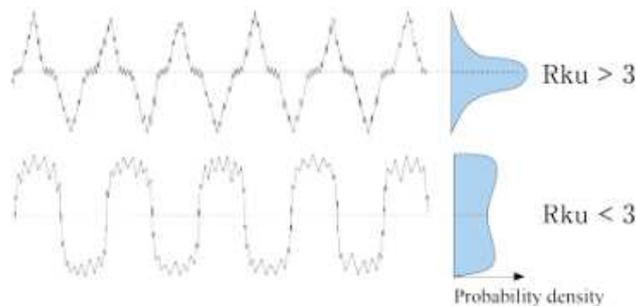


Figura 4.12 Parametro Rku [61]

- **RSm**: rappresenta la media delle lunghezze Xs, considerando la lunghezza di campionamento.

$$RSm = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m x_{s_i} \quad (\text{Eq. 4.10})$$

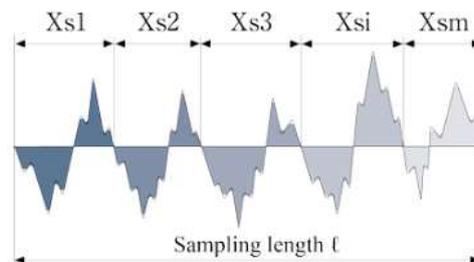


Figura 4.13 Parametro RSm [61]

4.2.2 Parametri S

- **Sp**: rappresenta l'altezza massima del picco.

$$S_p = \max (z(x, y)) \quad (\text{Eq. 4.11})$$

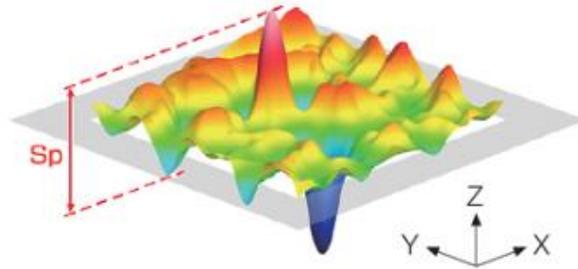


Figura 4.14 Parametro S_p [62]

- **Sv**: Rappresenta il valore massimo di profondità delle valli.

$$S_v = |\min (z(x, y))| \quad (\text{Eq. 4.12})$$

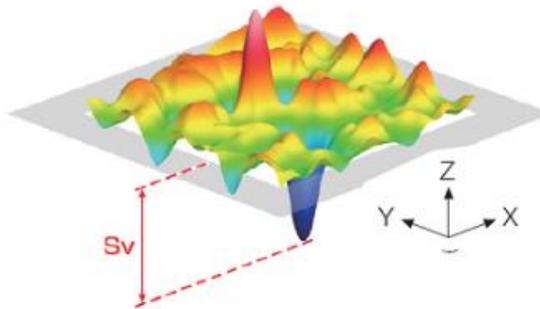


Figura 4.15 Parametro S_v [62]

- **Sz**: rappresenta l'altezza massima valutata come somma della profondità massima delle valli e dell'altezza massima dei picchi

$$S_z = S_p + S_v \quad (\text{Eq. 4.13})$$

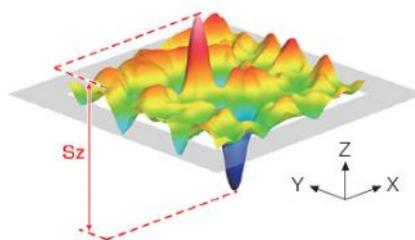


Figura 4.16 Parametro S_z [62]

- **Sa:** rappresenta la media aritmetica della differenza media delle altezze del piano medio.

$$S_a = \frac{1}{A} \iint_A |z(x,y)| dx dy \quad (\text{Eq. 4.14})$$

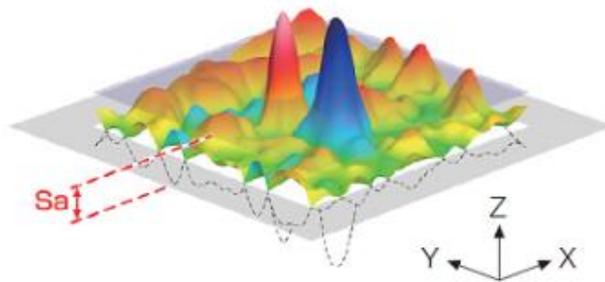


Figura 4.17 Parametro Sa [62]

- **Sq:** rappresenta l'errore quadratico medio di $z(x,y)$ nell'area di valutazione.

$$S_q = \sqrt{\frac{1}{A} \iint_A z^2(x,y) dx dy} \quad (\text{Eq. 4.15})$$

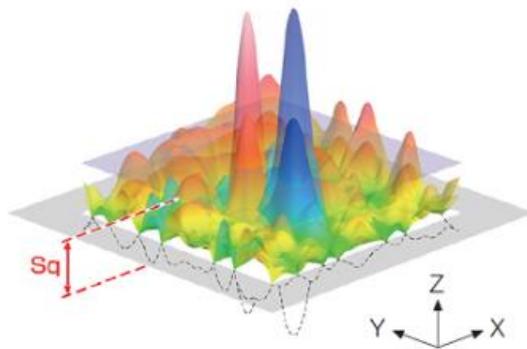


Figura 4.18 Parametro Sq [62]

- **Ssk**: asimmetria. Valuta la distribuzione delle altezze.

$$Ssk = \frac{1}{S_q^3} \frac{1}{A} \iint_A z^3(x, y) dx dy$$

(Eq. 4.16)

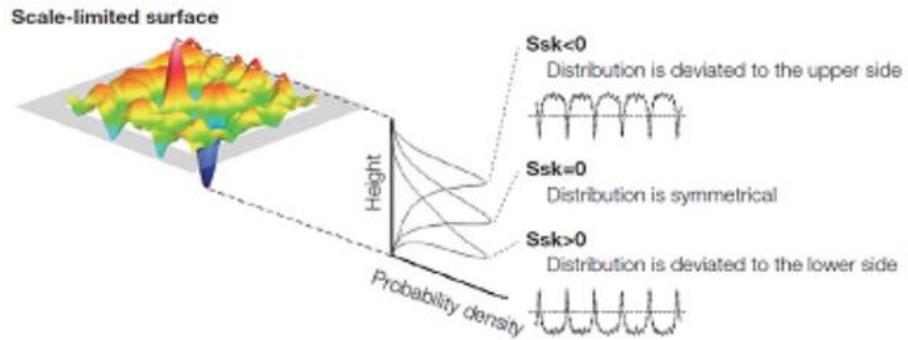


Figura 4.19 Parametro Ssk [62]

- **Sku**: curtosi. È un parametro correlato alla forma delle estremità dei picchi e delle valli.

$$Sku = \frac{1}{S_q^4} \frac{1}{A} \iint_A z^4(x, y) dx dy$$

(Eq. 4.17)

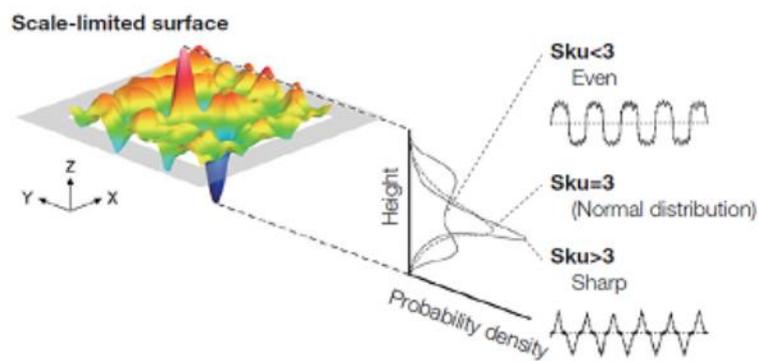


Figura 4.20 Parametro Sku [62]

- Svk : rappresenta l'altezza della valle ridotta.

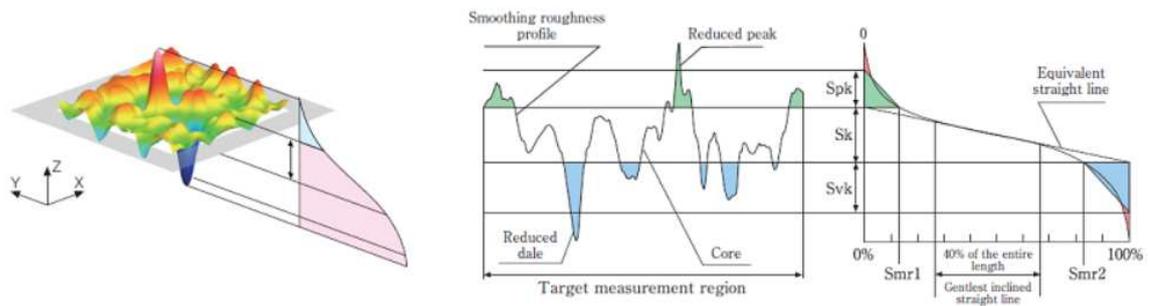


Figura 4.21 Parametro Svk [62]

4.3 Attrezzature e metodi

4.3.1 Profilometro ottico 3D

Per condurre le valutazioni di rugosità, sia per il profilo che per la superficie, è stato utilizzato il profilometro 3D, modello specifico *S Neox* della ditta *Sensofar Metrology*, all'interno del laboratorio Te.Si. dell'Università degli studi di Padova, presso Rovigo (figura 4.21). Lo strumento è stato posizionato su una base di isolamento antivibrante Halcyonics Micro 60 M6/25 della Accurion GmbH, in modo tale da garantire condizioni ottimali durante le valutazioni di rugosità, minimizzando gli effetti delle vibrazioni esterne sulle misurazioni effettuate.



Figura 4.22 Profilometro *S Neox* [63]

4.3.2 **Acquisizione della superficie**

Sono stati acquisiti i profili di rugosità di 14 campioni appartenenti alle serie Flood e Cryo. Lo scopo di questa indagine è stato esaminare le differenze tra i risultati ottenuti dalle due categorie di campioni, oltre a valutare eventuali variazioni causate dall'usura dell'insero impiegato durante la fase di tornitura. La zona di interesse, come indicato nella Figura 4.22, comprende il nucleo centrale dei campioni, soggetto a tensioni che possono portare alla rottura durante i test di resistenza alla fatica. L'obiettivo principale consiste nell'analisi dei parametri R del profilo, valutati in base alla lunghezza di valutazione specifica. In ottemperanza alla normativa ISO 4288, vengono calcolati il parametro di rugosità Ra per profili non periodici e il parametro RSm per profili periodici, al fine di valutare la conformità dei campioni agli standard specificati.

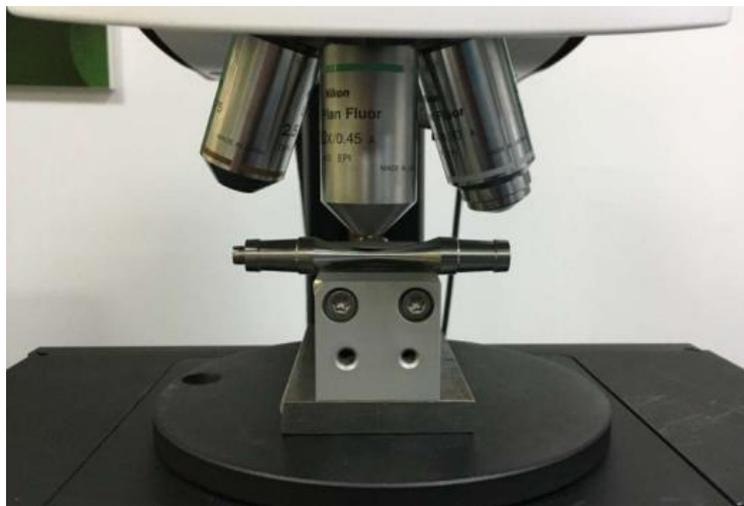


Figura 4.23 Posizionamento del provino rispetto alla lente [1]

Per l'elaborazione delle superfici acquisite è stato adoperato il software *SensoVIEW*, in grado di fornire le misurazioni dei parametri areali e superficiali visionati mediante l'utilizzo del profilometro.

4.4 Risultati rugosità

4.4.1 Provini Flood

Sono state condotte le analisi sui provini Flood, osservando in particolar modo la differenza tra i parametri dei provini prodotti adoperando l'utensile per la prima volta e quelli derivanti dal secondo utilizzo. L'obiettivo era individuare eventuali effetti sull'aspetto superficiale dovuti all'usura dell'utensile. Sono stati calcolati i valori medi e le deviazioni standard dei parametri considerati per ciascun campione. Poiché le differenze tra le misurazioni dei campioni provenienti da questi due utilizzi dell'inserito sembrano non essere rilevanti, l'attenzione è stata focalizzata sulla media complessiva del campione. Durante questo calcolo, alcune misurazioni sono state escluse applicando il criterio di Chauvenet.

Dati:

n = numero di provini analizzati in una serie
x = grandezza di interesse (parametro di rugosità S_i o R_i)
$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i$, valore medio del parametro considerato
$s = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}$, deviazione standard del campione
p_c = probabilità di Chauvenet
z_i = scarto ridotto
α = rischio di errore
$F(z)$ = funzione cumulativa

Il criterio prevede di:

1. Calcolare la media e la deviazione standard del campione per ogni tipologia di parametro
2. Calcolare la probabilità di Chauvenet:

$$p_c = 1 - \frac{1}{2n} \quad (\text{Eq. 4.18})$$

3. Calcolare il rischio di errore corrispondente:

$$\alpha = 1 - p_c \quad (\text{Eq. 4.19})$$

4. Calcolare lo scarto ridotto del singolo valore del parametro considerato

$$z_i = \frac{z_i - \bar{x}}{s} \quad (\text{Eq. 4.20})$$

5. Calcolare il valore dello scarto ridotto massimo z_{lim} invertendo la funzione cumulativa

$$F(z_{lim}) = 1 - \frac{\alpha}{2} \quad (\text{Eq. 4.21})$$

$$z_{lim} = F^{-1}(z_{lim}) \quad (\text{Eq. 4.22})$$

6. Se lo scarto ridotto z_i è inferiore al valore limite z_{lim} , allora il dato è valido, altrimenti viene scartato.

CAPITOLO 4: Misure di rugosità

I parametri areali S, conformi alla normativa ISO 25178, relativi ai campioni della serie Flood, sono documentati nella tabella 4.2. I parametri R, riguardanti il profilo di rugosità, sono invece elencati nella tabella 4.3. I dati risultanti non conformi tramite il criterio di Chauvenet, sono riportati barrati.

Parametri di rugosità superficiali- serie flood				
Denominazione Provino	Svk [µm]	Sa [µm]	Sku	Ssk
Flood_01-1A-1	0.643	0.626	2.997	0.050
Flood_03-1B-1	0.687	0.534	2.035	-0.407
Flood_05-2B-1	0.280	0.651	4.463	0.597
Flood_07-3A-1	0.668	0.324	3.291	-0.719
Flood_09-3B-1	0.203	0.378	2.005	0.084
Flood_11-4B-1	0.220	0.619	3.310	1.167
Flood_13-5A-1	0.190	0.989	2.734	0.906
Media	0.41	0.52	2.73	-0.08
Dev.St	0.24	0.14	0.59	0.50
Flood_02-1A-2	0.263	1.163	1.577	0.327
Flood_04-1B-2	0.130	0.411	1.840	0.102
Flood_06-2B-2	1.433	0.656	2.574	-0.672
Flood_08-3A-2	0.425	0.351	2.881	0.010
Flood_10-3B-2	0.584	0.677	2.225	0.012
Flood_12-4B-2	0.454	0.481	3.017	0.227
Flood_14-5A-2	0.194	1.175	2.408	0.953
Media	0.34	0.52	2.36	0.001
Dev.St	0.17	0.15	0.52	0.35
<i>Media</i>	0.38	0.52	2.54	-0.04
<i>Dev.St</i>	0.21	0.13	0.56	0.41
<i>DEV/MEDIA</i>	55%	26%	22%	-1043%

Tabella 4.1 Risultati ottenuti dalle profilometrie per i provini della serie Flood

Parametri di rugosità superficiali- serie flood						
Denominazione Provino	Ra [µm]	Rku	Rsk	Rt [µm]	Rv [µm]	Rz [µm]
Flood_01-1A-1	0.571	1.983	0.089	3.158	1.544	3.158
Flood_03-1B-1	0.521	1.941	-0.390	2.299	1.331	2.299
Flood_05-2B-1	0.650	4.998	0.645	6.629	2.324	6.629
Flood_07-3A-1	0.340	2.943	-0.680	2.197	1.337	2.197
Flood_09-3B-1	0.359	1.880	0.159	1.706	0.818	1.706
Flood_11-4B-1	0.652	3.060	1.135	3.866	1.414	3.866
Flood_13-5A-1	0.977	2.223	0.802	4.624	1.772	4.624
Media	0.52	2.34	-0.04	2.97	1.37	2.97
Dev.St	0.14	0.53	0.51	1.12	0.32	1.12
Flood_02-1A-2	1.108	1.557	0.325	4.459	1.924	4.459
Flood_04-1B-2	0.410	1.555	0.095	1.687	0.802	1.687
Flood_06-2B-2	0.661	2.213	-0.695	3.245	1.907	3.245
Flood_08-3A-2	0.373	2.221	0.134	2.154	1.016	2.154
Flood_10-3B-2	0.657	2.120	0.035	3.381	1.682	3.381
Flood_12-4B-2	0.435	2.408	0.184	2.877	1.300	2.877
Flood_14-5A-2	1.176	2.216	0.876	4.858	1.635	4.858
Media	0.51	2.04	0.01	2.97	1.47	3.24
Dev.St	0.14	0.34	0.36	0.98	0.44	1.14
<i>Media</i>	0.51	2.19	-0.01	2.97	1.42	3.11
<i>Dev.St</i>	0.13	0.45	0.41	1.00	0.37	1.09
<i>DEV/MEDIA</i>	26%	20%	-3642%	34%	26%	35%

Tabella 4.2 Risultati ottenuti dalle profilometrie per i provini della serie Flood

Durante l'analisi profilometrica relativa all'utilizzo ripetuto degli inserti dell'utensile, sono state rilevate differenze nei parametri di rugosità superficiale tra il primo e il secondo utilizzo. I cambiamenti evidenziati tra i due utilizzi sono stati:

- **Rv (Profondità delle valli):** Si è registrato un aumento dell'8% al secondo utilizzo rispetto al primo, indicando una maggiore profondità nelle depressioni della superficie.
- **Rz (Profondità massima delle valli):** È stato riscontrato un incremento del 9% al secondo utilizzo rispetto al primo, suggerendo una maggior profondità nelle incisioni più profonde della superficie.
- **Svk (Picchi dei profili):** Si è evidenziata una diminuzione dell'18% nei picchi dei profili al secondo utilizzo rispetto al primo, indicando una riduzione dell'altezza dei picchi superficiali.
- **Sku (Asimmetria dei picchi):** Si è riscontrata una diminuzione del 15% al secondo utilizzo rispetto al primo, suggerendo una riduzione nella variazione della distribuzione dei picchi.
- **Rku (Asimmetria dei picchi e valli):** È stata osservata una diminuzione del 12% nell'asimmetria complessiva tra picchi e valli al secondo utilizzo rispetto al primo, indicando una ridotta asimmetria generale della superficie.

Le variazioni nella topografia della superficie tra il primo e il secondo utilizzo degli inserti dell'utensile, sono caratterizzate da un aumento delle profondità delle valli e dei profili, accompagnate da una diminuzione della variazione e dell'asimmetria della superficie. Si riscontra un incremento della rugosità media, evidenziato da valli più profonde e picchi più arrotondati, suggerendo un possibile impatto derivante dall'usura degli inserti. Tuttavia, queste variazioni non sembrano influire in modo significativo sulla resistenza a fatica dei campioni, poiché le differenze tra il primo e il secondo utilizzo degli utensili sono minime. La valutazione della rugosità del profilo è un elemento critico e dipende dalla scelta del piano di misura; pertanto, le considerazioni sull'usura degli utensili dovrebbero essere valutate attraverso i parametri che caratterizzano la superficie. L'ampia variabilità e la dispersione considerevole del parametro Ssk suggeriscono che il suo possibile impatto sulla resistenza a fatica è più legato alle caratteristiche specifiche di ciascun campione piuttosto che alla distinzione tra categorie basate sull'uso iniziale o successivo dell'utensile.

4.4.2 Provini Cryo

Analogamente alla serie Flood, sono stati elaborati i valori medi e le deviazioni standard aggregate di tutti i campioni, considerandoli sia come insieme unico che suddividendoli in base all'utensile utilizzato per il primo o il secondo processo. Utilizzando il criterio di Chauvenet, sono stati esclusi alcuni valori anomali, evidenziati nella successiva rappresentazione tabellare, al fine di garantire una maggiore coerenza dei dati. I parametri areali S, relativi ai campioni appartenenti alla serie Cryo, sono presentati nella tabella 4.4.

Parametri di rugosità superficiali- serie CRYO				
Denominazione Provino	Svk [µm]	Sa [µm]	Sku	Ssk
Cryo_01-5B-1	2.316	1.168	1.899	-0.526
Cryo_03-6A-1	0.333	0.387	2.661	0.102
Cryo_05-6B-1	0.128	0.633	1.909	0.420
Cryo_07-10A-1	0.270	0.333	2.820	0.275
Cryo_09-10B-1	0.196	0.277	2.551	0.406
Cryo_11-7B-1	0.542	0.567	2.205	-0.244
Cryo_13-8B-1	0.172	0.341	5.728	0.544
Media	0.27	0.42	2.34	0.14
Dev.St	0.15	0.14	0.39	0.39
Cryo_02-5B-2	1.776	0.974	1.761	-0.452
Cryo_04-6A-2	0.233	0.388	3.589	0.978
Cryo_06-6B-2	0.196	0.683	5.347	1.658
Cryo_08-10A-2	0.223	0.395	2.394	0.504
Cryo_10-7B-2	0.980	0.504	3.161	-0.707
Cryo_12-8B-2	0.172	0.181	3.356	0.174
Cryo_14-9A-2	0.172	0.596	1.964	0.581
Media	0.33	0.46	2.70	0.02
Dev.St	0.32	0.18	0.77	0.58
<i>Media</i>	0.30	0.44	2.52	0.08
<i>Dev.St</i>	0.24	0.15	0.61	0.46
<i>DEV/MEDIA</i>	80%	35%	24%	571%

Tabella 4.3 Risultati ottenuti dalle profilometrie per i provini della serie Cryo

Di seguito, sono riportati i parametri R di rugosità della serie Cryo.

Parametri di rugosità superficiali- serie CRYO						
Denominazione Provino	Ra [µm]	Rku	Rsk	Rt [µm]	Rv [µm]	Rz [µm]
Cryo_01-5B-1	1.152	1.810	-0.508	4.411	2.570	4.411
Cryo_03-6A-1	0.369	2.623	0.132	2.421	0.969	2.421
Cryo_05-6B-1	0.603	1.843	0.408	2.564	1.006	2.564
Cryo_07-10A-1	0.264	2.690	0.306	1.910	0.884	1.910
Cryo_09-10B-1	0.241	2.586	0.674	1.455	0.594	1.455
Cryo_11-7B-1	0.552	1.948	-0.238	2.606	1.397	2.606
Cryo_13-8B-1	0.325	2.074	0.163	1.716	0.774	1.716
Media	0.39	2.22	0.13	2.11	0.94	2.11
Dev.St	0.15	0.39	0.40	0.48	0.27	0.48
Cryo_02-5B-2	0.944	1.708	-0.426	3.501	1.952	3.501
Cryo_04-6A-2	0.346	3.185	1.031	2.098	0.800	2.098
Cryo_06-6B-2	0.676	4.521	1.481	4.388	1.300	4.388
Cryo_08-10A-2	0.361	2.292	0.658	2.022	0.797	2.022
Cryo_10-7B-2	0.485	3.201	-0.771	3.399	2.060	3.399
Cryo_12-8B-2	0.161	2.618	0.200	1.090	0.570	1.090
Cryo_14-9A-2	0.550	2.027	0.666	2.534	0.972	2.534
Media	0.43	2.50	0.07	2.44	0.89	2.44
Dev.St	0.18	0.61	0.65	0.91	0.27	0.91
<i>Media</i>	0.41	2.36	0.10	2.28	0.91	2.28
<i>Dev.St</i>	0.16	0.50	0.49	0.72	0.26	0.72
<i>DEV/MEDIA</i>	39%	21%	492%	32%	28%	32%

Tabella 4.4 Risultati ottenuti dalle profilometrie per i provini della serie Cryo

Durante le profilometrie, si è condotta un'analisi comparativa tra i risultati ottenuti dall'utilizzo degli inserti dell'utensile per la prima e la seconda volta. I risultati dei secondi utilizzi sono stati confrontati con quelli del primo utilizzo, evidenziando i seguenti cambiamenti:

- **Svk (Picchi dei profili):** Si è riscontrato un aumento del 20% nei picchi dei profili al secondo utilizzo rispetto al primo, suggerendo un aumento della loro altezza.
- **Sa (Rugosità aritmetica):** È stata evidenziata un aumento dell'8% della rugosità aritmetica al secondo utilizzo rispetto al primo, indicando una lieve crescita nella rugosità media aritmetica della superficie.
- **Sku (Asimmetria dei picchi):** Si è osservato un aumento del 16% dell'asimmetria dei picchi al secondo utilizzo rispetto al primo, suggerendo una maggiore variazione nella distribuzione dei picchi.
- **Rku (Asimmetria dei picchi e valli):** È stato riscontrato un aumento del 13% dell'asimmetria tra picchi e vallate al secondo utilizzo rispetto al primo, indicando una lieve variazione nell'asimmetria complessiva della superficie.
- **Ra (Rugosità media):** Si è registrato un aumento del 10% nella rugosità media al secondo utilizzo rispetto al primo, suggerendo una leggera crescita della superficie complessiva.
- **Rt (Altezza massima dei profili):** È stata osservata una crescita del 16% nell'altezza massima dei profili al secondo utilizzo rispetto al primo, indicando un incremento nella massima estensione verticale dei profili.

Questi risultati evidenziano variazioni nella morfologia superficiale tra il primo e il secondo utilizzo degli inserti dell'utensile, mostrando generalmente un aumento della rugosità e delle irregolarità della superficie dopo il secondo utilizzo. L'ampia variabilità e la dispersione considerevole del parametro Ssk suggeriscono che il suo possibile impatto sulla resistenza a fatica è più legato alle caratteristiche specifiche di ciascun campione piuttosto che alla distinzione tra categorie basate sull'uso iniziale o successivo dell'utensile.

4.4.3 Relazione tra inserti e dati eliminati

Nell'analisi delle profilometrie, mediante l'applicazione del criterio di Chauvenet, sono stati esclusi alcuni dati ritenuti anomali da entrambi i provini lavorati con l'utensile 5B (tabella 4.3 e 4.4). Nel frattempo, sono stati rilevati cali di rendimento nell'uso successivo dell'utensile 6B, evidenziando variazioni nelle prestazioni tra il primo e il secondo utilizzo (tabelle 4.3 e 4.4).

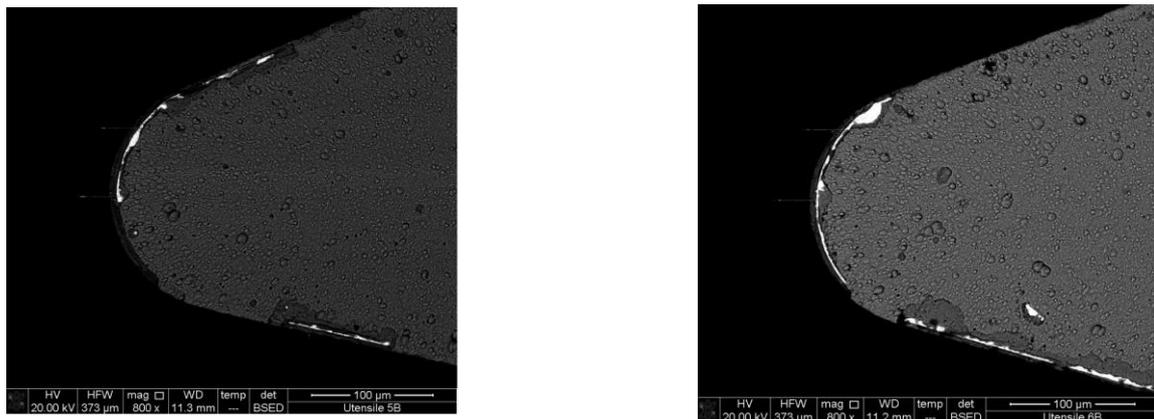


Figura 4.XX Visione delle punte degli inserti attraverso il SEM. a sinistra l'inserto 5B, a destra 6B.

4.4.4 Confronto tra Flood e Cryo

In Tabella 4.5 e 4.6 sono evidenziate le differenze percentuali tra i parametri ottenuti dall'analisi delle superfici della serie Cryo e della serie Flood.

Parametri di rugosità del profilo				
Provini	Svk [μm]	Sa [μm]	Sku	Ssk
<i>Flood</i>	0.38 \pm 0.21	0.52 \pm 0.14	2.54 \pm 0.56	0.04 \pm 0.41
<i>Cryo</i>	0.30 \pm 0.24	0.44 \pm 0.16	2.52 \pm 0.61	0.08 \pm 0.46
$\Delta\%$	-21%	-15%	-1%	100%

Tabella 4.5 Confronto tra parametri di rugosità superficiali della serie Flood e Cryo.

I risultati evidenziano differenze significative nei parametri tra i due gruppi:

- **Svk (Picchi dei profili):** Il gruppo Cryo ha mostrato una riduzione del 21% rispetto al gruppo Flood, indicando una diminuzione dei picchi dei profili.
- **Sa (Rugosità aritmetica):** Il gruppo Cryo ha evidenziato una diminuzione del 15% rispetto al gruppo Flood, indicando una ridotta rugosità media aritmetica.
- **Ra (Rugosità media):** Si è riscontrata una diminuzione del 20% nel gruppo Cryo rispetto al Flood, suggerendo una superficie mediamente più liscia.
- **Rz (Profondità massima delle valli):** Il gruppo Cryo ha mostrato una riduzione del 26.7% rispetto al Flood, indicando una diminuzione nella profondità massima delle vallate.
- **Rv (Profondità delle valli):** Si è registrata una diminuzione del 36% nel gruppo Cryo rispetto al Flood, evidenziando una diminuzione della profondità delle valli.
- **Rt (Altezza massima dei profili):** Si è verificata una riduzione del 23% nel gruppo Cryo rispetto al Flood, suggerendo una diminuzione nell'altezza massima dei profili.
- **Rku (Asimmetria dei picchi e valli):** Il gruppo Cryo ha mostrato un aumento del 8% rispetto al Flood, suggerendo un'asimmetria leggermente maggiore tra picchi e valli.

Questi risultati indicano un effetto significativo del trattamento con lubrorefrigerante criogeno sulla superficie dei provini, mostrando generalmente una riduzione della rugosità e delle irregolarità superficiali rispetto ai provini lavorati con il processo Flood.

Parametri di rugosità del profilo						
Provini	Ra [μm]	Rku	Rsk	Rt [μm]	Rv [μm]	Rz [μm]
<i>Flood</i>	0.51 \pm 0.13	2.19 \pm 0.45	0.01 \pm 0.41	2.97 \pm 1.00	1.42 \pm 0.37	3.11 \pm 1.09
<i>Cryo</i>	0.41 \pm 0.16	2.37 \pm 0.50	0.10 \pm 0.49	2.28 \pm 0.72	0.91 \pm 0.26	2.28 \pm 0.72
$\Delta\%$	-20%	8%	-90%	-23%	-36%	-26.70%

Tabella 4.6 Confronto tra parametri di rugosità della serie Flood e Cryo.

CAPITOLO 5

PROVE A FATICA

5.1 Introduzione

Con il termine "fatica" si indica un processo di rottura graduale e specifico che coinvolge materiali soggetti a carichi variabili nel tempo, sia in modo regolare che casuale. La rottura a fatica è un processo progressivo poiché non è il risultato diretto di un singolo carico, ma piuttosto il risultato di un accumulo graduale di danni che ha inizio fin dal primo momento di utilizzo del componente. Questo tipo di rottura è specifico in quanto è causato da fenomeni di danneggiamento e accumulo di deformazioni permanenti che si manifestano a livello metallurgico. [65]

Le prove a fatica sul titanio sono test finalizzati a valutare la resistenza del titanio alla rottura o al danneggiamento quando è sottoposto a sforzi ciclici ripetuti nel tempo. L'obiettivo principale di queste prove è determinare la resistenza del titanio alla fatica, ovvero la capacità del materiale di mantenere le sue prestazioni strutturali sotto carichi ciclici ripetuti nel tempo, evitando la rottura o il collasso. Questi test sono cruciali nella progettazione di componenti e strutture soggetti a carichi variabili o ciclici durante la loro vita operativa.

Le prove a fatica sul titanio comprendono diversi metodi, tra cui:

- **Prove di fatica a carico oscillante:** sottopongono il materiale a carichi alternati variabili nel tempo. Si applicano carichi ciclici ripetuti su campioni di titanio per determinare il numero di cicli necessari per la rottura o il danneggiamento del materiale.
- **Prove di fatica ad alta frequenza:** esaminano la resistenza del titanio a carichi ciclici ad alta frequenza, simulando condizioni in cui le applicazioni richiedono elevati cicli di carico al secondo.
- **Prove di fatica a bassa frequenza:** valutano la resistenza del titanio a carichi ciclici a frequenze più basse, simili a quelle riscontrate in applicazioni dove i carichi variano lentamente nel tempo.

La resistenza a fatica del titanio è un aspetto di fondamentale importanza per gli impianti biomedicali che utilizzano questo materiale, come protesi, viti, piastre, e altri dispositivi medici impiantabili. La correlazione tra la resistenza a fatica del titanio e gli impianti biomedicali è cruciale per garantire la sicurezza, la durabilità e l'efficacia di questi dispositivi nel lungo periodo all'interno del corpo umano, poiché questi dispositivi devono sopportare carichi ciclici durante l'uso a lungo termine, all'interno del corpo umano. È di particolare rilevanza la tipologia di movimento o funzione degli impianti medici per capire la tipologia di carico ciclico a cui sono sottoposti. La resistenza a fatica del titanio deve essere sufficiente per sopportare questi carichi ciclici senza compromettere l'integrità strutturale dell'impianto. Inoltre, la resistenza a fatica favorisce la riduzione del rischio di fratture dell'impianto, evento che causerebbe gravi complicazioni richiedendo interventi chirurgici per la sostituzione o correzione dell'impianto danneggiato.

Nonostante l'importanza della fatica, non sempre è possibile stimare le sollecitazioni a cui un impianto è sottoposto. Tuttavia, le fasi che portano a rottura a fatica sono standard e sono: innesco di una cricca, propagazione ad ogni ciclo e rottura statica finale dovuta al cedimento della sezione residua resistente. La fatica viene analizzata attraverso due approcci differenti, il primo è rappresentato dalla meccanica classica, comprendente la fatica oligociclica, per alti carichi e bassi cicli, e la fatica in controllo di tensione, per bassi carichi ed alti cicli. Il secondo approccio è definito dalla meccanica della frattura, utilizzato in campi ad alto rischio poiché permette la stima della vita residua di cricche già formatesi, valutando la propagazione. Sebbene i cicli reali di carico

abbiano un andamento complesso nel tempo, con ampiezze variabili, per semplicità di analisi ci si riconduce a cicli semplificati ad ampiezza variabile o costante. In particolare modo, i parametri che definiscono un ciclo a fatica sono:

$$\sigma_{max} = \text{tensione massima}$$

$$\sigma_{min} = \text{tensione minima}$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} = \text{tensione media}$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} = \text{ampiezza di tensione}$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \text{rapporto di sollecitazione}$$

$$N = \text{numero di cicli}$$

$$N' = 2N = \text{numero di alternanze}$$

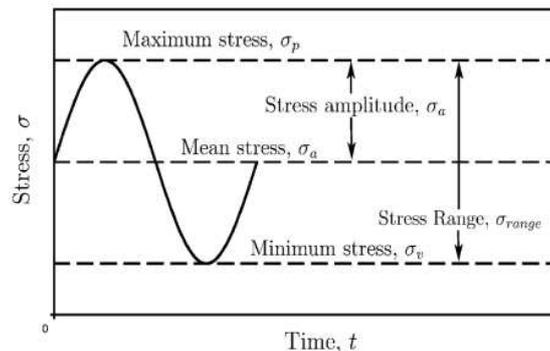


Figura 5.1 Parametri caratteristici dei cicli a fatica [65]

A partire dalla fine del XIX secolo, l'ingegnere tedesco August Wöhler iniziò a pubblicare i risultati delle sue prove sperimentali sulla fatica. Tali test venivano condotti in ambito ferroviario, portando a rottura per fatica dei componenti sottoposti a carichi ciclici, con rapporto di ciclo $R=-1$. Dalle prove, Wöhler concluse che:

1. La rottura del materiale può avvenire per livelli inferiori rispetto alla resistenza, a causa di carichi ripetuti;
2. Il fattore innescante la rottura è l'ampiezza di sollecitazione.

I risultati delle prove a fatica, sono riportati in un grafico caratterizzato dal numero di cicli N , in scala logaritmica, sull'asse delle ascisse e la tensione σ sull'asse delle ordinate (figura 5.2).

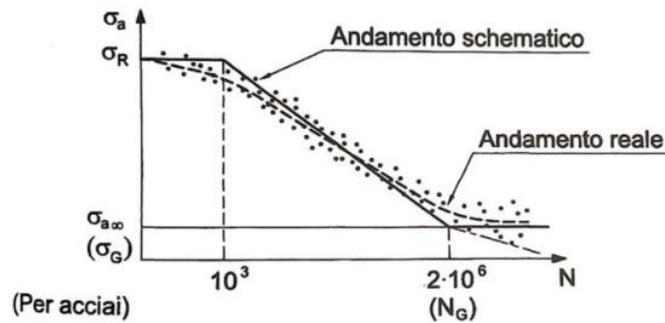


Figura 5.2 Diagramma di Wöhler con coordinate in formato logaritmico [66]

Nella figura 5.2 è visibile la presenza di un asintoto orizzontale raggiunto dopo un numero di cicli $N = 2 \cdot 10^6$, identificato come il limite di fatica, ovvero il livello di tensione $\sigma_{a\infty}$ per il quale si raggiunge l'asintoto. I campioni che raggiungono questo numero di cicli senza subire rottura sono definiti runout. Tuttavia, per un numero di cicli molto elevato ($N=10^9$ o superiore, noto come VHCF, *Very High Cycle Fatigue*), è possibile osservare la rot

tura a fatica del campione. Questo dato, sebbene rilevato in laboratorio, non ha un'applicazione pratica nel contesto biomedicale in quanto numeri di cicli così elevati non si verificano nelle applicazioni tipiche del campo biomedicale. In ambito ingegneristico, la terminologia utilizzata per descrivere il fenomeno della fatica varia a seconda del numero di cicli necessari per provocare la rottura di un materiale. La fatica viene definita LCF (Low Cycle Fatigue) o fatica oligociclica quando la rottura si verifica entro un intervallo di cicli compreso tra 10^3 e 10^4 ; mentre viene denominata HCF (High Cycle Fatigue) o fatica ad alto numero di cicli quando la rottura avviene tra 10^4 e 10^7 cicli.

La curva di Wöhler viene ottenuta attraverso test di flessione rotante con un rapporto di ciclo $R=-1$. Per costruire questa curva, sono necessari numerosi dati sperimentali che vengono interpolati graficamente tramite regressione lineare ai minimi quadrati. Si assume che i dati seguano una distribuzione gaussiana, consentendo la creazione di curve che rappresentano varie probabilità di resistenza alla rottura. L'interpolazione dei risultati consente di identificare la probabilità di rottura del 50%. Si osserva una distribuzione gaussiana dei dati sperimentali, con la curva media PS 50% inclusa tra le bande di dispersione della curva PS=90% e PS=10%.

La dispersione dei dati di una curva a fatica è espressa mediante il parametro T_σ , il quale dipende dalla deviazione standard dei punti sperimentali a una tensione specifica e dalla pendenza inversa k . Il valore di T_σ viene determinato utilizzando la seguente equazione:

$$T_\sigma \triangleq \frac{\sigma_{A,PS=10\%}}{\sigma_{A,PS=90\%}} \quad (\text{Eq. 5.1})$$

Questo parametro fornisce un'indicazione della variazione dei dati sperimentali rispetto alla tensione specifica considerata, considerando sia la deviazione standard dei dati che la pendenza inversa della curva a fatica.

Nel corso della presente tesi, i campioni realizzati in lega Ti-6Al-4V sono stati testati mediante prove di fatica utilizzando la tecnica di flessione rotante con un rapporto di ciclo $R=-1$. Durante l'analisi, si è convenuto di considerare il valore di $N=10^7$ cicli come limite massimo di cicli

sopportati dal campione prima di definirlo "runout", ovvero il punto in cui il campione ha raggiunto un numero di cicli prestabilito senza subire rottura.

5.2 Parametri che influenzano la vita a fatica

La vita a fatica di un provino in titanio è influenzata da diversi parametri che giocano un ruolo chiave nel determinare la resistenza e la durata del materiale sottoposto a carichi ciclici. Alcuni dei principali parametri che influenzano la vita a fatica di un provino in titanio includono:

1. **Design del provino.**
2. **Condizioni ambientali:** (temperatura, umidità).
3. **Carico applicato.**
4. **Superficie e finitura.**
5. **Microstruttura e trattamenti termici.**
6. **Velocità di carico.**
7. **Numero di cicli.**

La vita a fatica di un provino in titanio è influenzata da questa serie di fattori interagenti. Tuttavia, è cruciale considerare le conseguenze che la lavorazione meccanica ha sulla resistenza a fatica del materiale. I principali effetti di tale lavorazione includono:

- Introduzione di **difetti superficiali**: a causa della rimozione del materiale, la superficie del titanio può diventare irregolare creando dei punti di concentrazione dello stress, che possono aumentare il rischio di innesco di cricche da fatica. La lavorazione meccanica può influenzare la rugosità superficiale del titanio: una superficie ruvida può scaturire punti di innesco multipli per la rottura a fatica rispetto ad una superficie liscia, poiché vi sono delle elevate concentrazioni delle tensioni sulle valli di rugosità, paragonabili a intagli acuti.
- Introduzione di **tensioni residue**: che possono influenzare la resistenza a fatica. Durante il processo di lavorazione meccanica, la deformazione plastica del materiale può generare tensioni residue. Queste tensioni possono assumere sia caratteristiche compressive che tensili, a seconda delle condizioni specifiche della lavorazione. Le tensioni residue di tipo compressivo tendono ad aumentare la resistenza a fatica del materiale, mentre quelle di tipo tensile tendono a diminuirla. La tornitura, lavorazione meccanica condotta sui campioni in Ti-6Al-4V, si osservano prevalentemente tensioni residue di tipo compressivo.
- **Effetti sulle proprietà meccaniche**: la lavorazione può influenzare le proprietà meccaniche del titanio, tra cui la durezza e la tenacità. Questi cambiamenti possono influenzare la resistenza a fatica del materiale.

Per mitigare gli effetti negativi della lavorazione sulla resistenza a fatica del titanio, è importante adottare buone pratiche di lavorazione, controllare la rugosità superficiale, eliminare o ridurre le tensioni residue attraverso trattamenti termici e assicurarsi che le condizioni di lavorazione siano ottimali.

Nella lavorazione del titanio, si possono indurre peggioramenti nel comportamento meccanico, in particolare alla resistenza a fatica. Questo fenomeno può essere causato da un danno superficiale effettivo, come microfessure, cricche e stress residui.[66] Si può introdurre l'utilizzo di un lubrorefrigerante al posto del lubrificante a base acquosa, in modo tale da migliorare gli effetti della lavorazione sul materiale. [37] Ad influire sulla resistenza a fatica è la microstruttura del materiale: la presenza di grani e lamelle non favorisce la propagazione della cricca [67]. Infine, tensioni residue di compressione favoriscono un aumento della resistenza a fatica, avendo dunque un impatto maggiore rispetto alla rugosità superficiale. Raggi piccoli degli utensili, inducono un aumento della resistenza superficiale del materiale. [68]

Elencati i parametri che influenzano la resistenza a fatica dei componenti, per tenerne conto, si potrebbe considerare l'utilizzo di coefficienti peggiorativi k_* , come consigliato dalla UNI 7670 o reperibili in letteratura. Questi coefficienti influenzano il limite di fatica e sono forniti da standard come la UNI 7670 o da fonti informative presenti in letteratura tecnica. Si indica con $\sigma_{a\infty,-1}^*$ il limite di fatica di un componente reale, ottenuto con un rapporto di ciclo identico a quello utilizzato nelle prove di laboratorio ($R=-1$), ma che può differire dal punto di vista delle caratteristiche rispetto ai campioni di prova. Questi coefficienti k_* includono variabili come: k_d per le dimensioni, k_l , per la qualità della finitura superficiale, k_f , per la forma del componente, k_v , per la tipologia di sollecitazione applicata, e k_c , che considera l'influenza degli ambienti corrosivi. In assenza di correzioni, i coefficienti k_* assumono un valore unitario. Il limite di fatica di un componente reale si definisce:

$$\sigma_{a\infty,-1}^* \triangleq \frac{\sigma_{a\infty,-1}}{k_d \cdot k_l \cdot k_f \cdot k_v \cdot k_c} \quad (\text{Eq. 5.2})$$

All'interno della UNI 7670 è presente il fattore k_d con i seguenti valori: per $d < 10$ mm, $k_d < 1$, altrimenti $1 < k_d < 1,5$.

Il fattore k_f , che tiene conto delle variazioni di forma e dell'eventuale presenza di intagli, risulta inferiore al fattore teorico di concentrazione delle tensioni K_t , ottenuto dal diagramma di Peterson. Questo è dovuto alla redistribuzione plastica delle tensioni che avviene in una zona adiacente all'intaglio, come descritto dalla teoria di Neuber [1]. Esiste una relazione tra i due fattori, k_f e K_t , espressa come segue:

$$k_f = q \cdot (K_t - 1) + 1 \quad 0 < q < 1 \quad (\text{Eq. 5.3})$$

Il parametro q è un indicatore della sensibilità agli intagli e dipende dal raggio di raccordo e dalle proprietà del materiale. Raggi di raccordo più piccoli tendono a ridurre il valore di q , mentre materiali con una maggiore resistenza tendono ad aumentarlo. Quando gli intagli diventano estremamente piccoli, al punto di assomigliare a vere e proprie cricche, la teoria della meccanica classica non è più applicabile. In questi casi, si fa ricorso alla meccanica della frattura per comprendere il comportamento del materiale e la sua resistenza, in quanto la situazione diventa simile a quella delle cricche tipiche affrontate nello studio della frattura dei materiali.

Il fattore correttivo k_v è definito in base al tipo specifico di sollecitazione applicata al provino durante le prove di fatica. Nel caso di carico assiale, il valore del fattore correttivo k_v è stabilito a 1,1, mentre per la flessione piana è impostato a 0,8 [1]. Questi valori riflettono la diversa sensibilità del materiale e la sua risposta alla sollecitazione di carico assiale rispetto a quella della flessione piana nelle condizioni di prova specificate.

Si definisce rapporto di fatica R_f come il rapporto tra il limite a fatica del materiale e la sua tensione di rottura σ_R . Questo rapporto fornisce una misura della relazione tra la resistenza a fatica e la durezza del materiale, consentendo di valutare quanto la tensione di rottura del materiale sia correlata al suo limite a fatica. La sua formula è la seguente:

$$R_f \triangleq \frac{\sigma_{a\infty,-1}}{\sigma_R} \quad (\text{Eq. 5.4})$$

Analizzando questo rapporto, è possibile comprendere meglio come la microstruttura e la durezza del titanio influenzino la sua capacità di resistere a sforzi ciclici e alla rottura in condizioni di fatica.

Inoltre, per quanto riguarda il Titanio, è possibile utilizzare la relazione tra il limite a fatica e la durezza Vickers:

$$\sigma_{a\infty,-1} \cong 1,6 \cdot HV \quad (\text{Eq. 5.5})$$

La tensione è espressa in [MPa], la durezza in [kgf/mm^2]

La formula precedente si basa sugli acciai e su relazioni tra durezza e tensioni di rottura. La normativa EN ISO 18265:2013 fornisce le tabelle di conversione attraverso le quali si può estrapolare un modello predittivo empirico valido per un materiale come il Titanio:

$$\sigma_R \cong 3,2 \cdot HV \quad (\text{Eq. 5.6})$$

Questo modello (5.6) è un indicatore approssimativo dell'andamento della resistenza a fatica in relazione ai valori di durezza ottenuti tramite tali test. È importante notare che questi modelli sono specifici per gli acciai e potrebbero non essere direttamente applicabili ad altri materiali senza una specifica validazione o modifica. Infatti, se all'interno della (5.6.) introducessimo il rapporto di fatica $R_f = 0,5$, si ricaverebbe la (5.5).

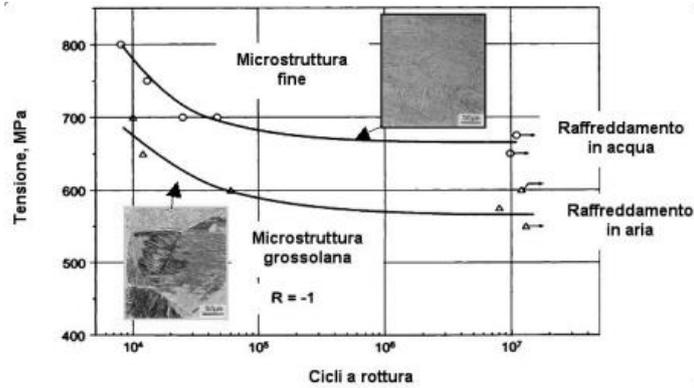


Figura 5.3: Relazione tra microstruttura e comportamento a fatica della lega Ti-6Al-4V con microstruttura lamellare ricotta e raffreddata in acqua per ottenere una struttura fine o in aria per una microstruttura grossolana. [11]

Nell'illustrazione 5.3 è rappresentato il legame esistente tra la microstruttura e la resistenza a fatica dei campioni in lega di titanio Ti-6Al-4V con una struttura a lamelle. Si osserva che i campioni caratterizzati da una microstruttura più fine manifestano una maggiore resistenza a fatica in confronto ai campioni con struttura più grossolana, ottenuta tramite processo di raffreddamento ad aria.

5.3 Banco prova a flessione rotante

5.3.1 Caratteristiche generali

La prova a flessione rotante è stata condotta presso il laboratorio di costruzioni di macchine dell'Università di Padova, che dispone di un banco prova a flessione rotante dalla ditta METRO COM (figura 5.4-5.5). Questo banco è composto da tre macchine collegate in parallelo, ciascuna equipaggiata con il proprio motore. Ogni singola macchina è costituita da due mandrini su cui

vengono fissati i campioni da testare, un motore e un sistema a bilanciere che include due bracci per l'applicazione del carico.

Prima dell'esecuzione della prova, su ciascun provino viene rimossa la bava anulare generata dalla presenza dei fori filettati alle estremità dei campioni. Successivamente, le filettature dei campioni sono rifinite usando un maschio M5 per fori ciechi. In seguito, il campione deve essere montato sui mandrini, e vengono eseguiti i seguenti passaggi. [1]:

1. Si introduce il campione nella sede conica di ciascun mandrino, facendo particolare attenzione alla pulizia degli afferraggi conici.
2. Si fissa la posizione del campione tramite l'utilizzo di un tirante filettato.
3. Si valuta l'eccentricità attraverso l'utilizzo di un comparatore, posizionando il puntatore, in posizione perpendicolare all'asse del provino, in una sezione diversa da quella critica, ovvero a mezzeria, dove avviene la rottura. Il montaggio si ritiene idoneo se il range di oscillazione è inferiore o uguale a 0,12 mm.
4. Posizionamento dei mandrini sul banco prova, applicando il carico.
5. Controllo dell'eccentricità con una massa di 2 kg. Se il range di oscillazione è superiore a 0,12 mm, si procede con la rimozione del provino dalla macchina.
6. Una volta stabilito il carico della prova, si introducono le masse tarate.
7. Si avvia la prova a fatica.



Figura 5.4 Macchina della prova a flessione rotante presente in laboratorio Tecnologie Meccaniche dell'Università degli studi di Padova, a Padova [1]

La macchina adoperata per la prova è visibile in figura 5.4

Quando i campioni vanno in rottura, i mandrini subiscono una discesa verso il basso, attivando automaticamente l'arresto del motore. Un contagiri meccanico, posizionato lateralmente al macchinario, registra il numero di cicli. È importante notare che, una volta che il campione si è rotto e quindi il test è terminato, il contagiri continua a compiere 1500 rotazioni prima di arrestarsi completamente. È essenziale introdurre un fattore correttivo nel calcolo della curva di Wöhler in seguito a questo periodo supplementare.

In caso di raggiungimento del runout, ovvero dopo aver completato 10^7 cicli, il motore viene spento manualmente e la prova viene interrotta.

5.3.2 Calcolo dei carichi da applicare

Il banco prova disponibile presso il laboratorio di costruzioni di macchine dell'Università di Padova adotta invece la metodologia della flessione rotante a quattro punti. Questo sistema è composto da due mandrini che sollecitano il campione dalle estremità, mettendolo in rotazione. Il sistema composto da mandrini e campione può essere idealizzato come una trave unica. Questa trave presenta vincoli di tipo appoggio-appoggio corrispondenti ai supporti dei mandrini, e viene soggetta a carichi in due punti. Una trave soggetta a tali vincoli e carichi è detta essere in condizioni di flessione a quattro punti. Il diagramma del momento flettente risulta costante tra i due punti di applicazione del carico e, di conseguenza, costante lungo l'intera lunghezza del campione. [1]

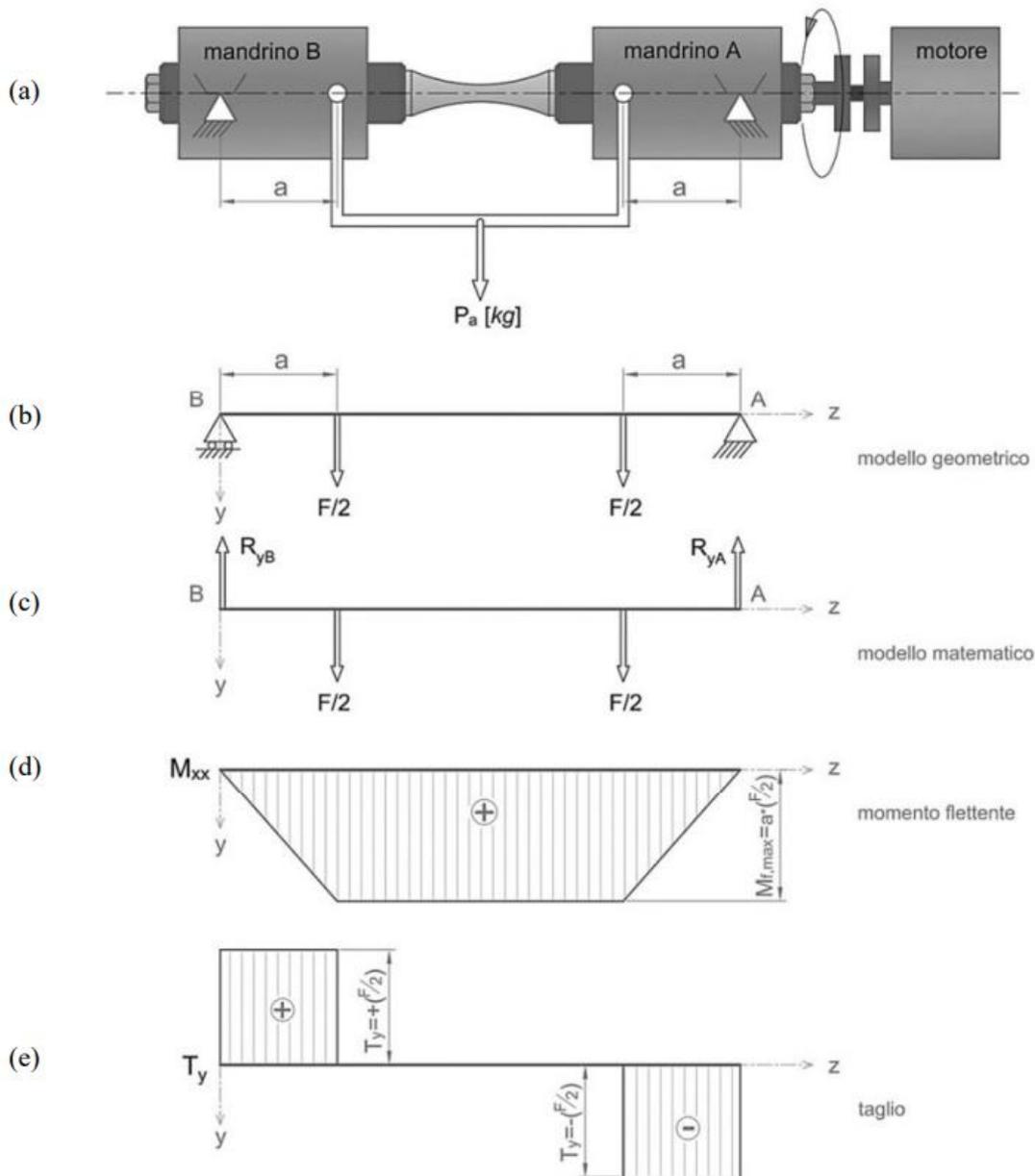


Figura 5.5 Funzionamento macchina a flessione rotante: (a) schema macchina reale; (b) modello geometrico; (c) modello matematico; (d) diagramma del momento flettente; (e) diagramma del taglio [1]

Si definiscano

P_a	= carico espresso in [kg] applicato sull'asta porta pesi della macchina
P_m	= carico espresso in [kg] dovuto agli organi della macchina
F	= forza totale applicata espressa in [N], dovuta sia a P_a che a P_m
R_y	= reazione vincolare lungo l'asse verticale y
g	= accelerazione di gravità
a	= distanza tra l'appoggio e il punto di applicazione della forza tramite il braccio di carico
$ \overline{AB} $	= distanza tra gli appoggi
M_{xx}	= $M_{xx}(z) = M_f$ = momento lungo x , in funzione della coordinata z . È il momento flettente
$M_{f,max}$	= momento flettente massimo
T_y	= $T_y(z)$ = taglio lungo y in funzione della coordinata z
Φ	= diametro della sezione mina resistente del provino
J_{xx}	= momento d'inerzia della sezione resistente, rispetto l'asse x
W_f	= modulo di resistenza flessionale del provino
σ_{zz}	= $\sigma_{zz}(y)$ = tensione in funzione di y
$\sigma_{f,max}$	= tensione massima dovuta alla flessione
σ_a	= ampiezza di tensione della prova a fatica
ω	= velocità angolare di rotazione dei mandrini

Nel calcolo della forza totale che agisce sul provino, bisogna considerare non soltanto il carico applicato P_a , ma anche il peso dei mandrini, del bilanciante e dell'asta porta peso. Esiste un parametro che racchiude queste ulteriori condizioni di carico ed è definito P_m , determinato sperimentalmente durante la fase di taratura statica della macchina. Per convenzione, come suggerito in [69], si considera $P_m=2,53$ kg.

L'equazione della forza totale è la seguente:

$$F = g \cdot (P_a + P_m) \quad (\text{Eq. 5.7})$$

Le reazioni vincolari lungo y sono definite:

$$\overrightarrow{R_{yA}} = \overrightarrow{R_{yB}} = -\frac{\vec{F}}{2} \quad (\text{Eq. 5.8})$$

La distanza tra gli appoggi e il punto di applicazione del carico sul mandrino è $a=100$ mm [69]. Attraverso le seguenti equazioni è possibile calcolare il momento flettente in funzione di z :

$$M_{xx}(z) = \begin{cases} \frac{F}{2} \cdot z & \text{per } z < a \\ \frac{F}{2} \cdot z - \frac{F}{2} \cdot (z - a) = \frac{F}{2} \cdot a & \text{per } a \leq z < (|\overline{AB}| - a) \\ \frac{F}{2} \cdot z - \frac{F}{2} \cdot (z - a) - \frac{F}{2} \cdot (z - |\overline{AB}| + a) = \frac{F}{2} \cdot (|\overline{AB}| - z) & \text{per } (|\overline{AB}| - a) \leq z < |\overline{AB}| \end{cases} \quad (\text{Eq. 5.9})$$

Il momento flettente massimo è costante lungo il provino ed è pari a:

$$M_{f,max} = \frac{F}{2} \cdot a = \frac{g \cdot (P_a + P_m)}{2} \cdot a \quad (\text{Eq. 5.10})$$

Con modulo di taglio:

$$T_y = \frac{F}{2} \quad (\text{Eq. 5.11})$$

Considerando la condizione del provino sottoposto all'azione del motore, dato il moto di un punto P sulla superficie, si può affermare che P si muova con velocità angolare ω sincronizzata con i mandrini. In particolare, in figura 5.7 è possibile visionare l'andamento sinusoidale del punto P.

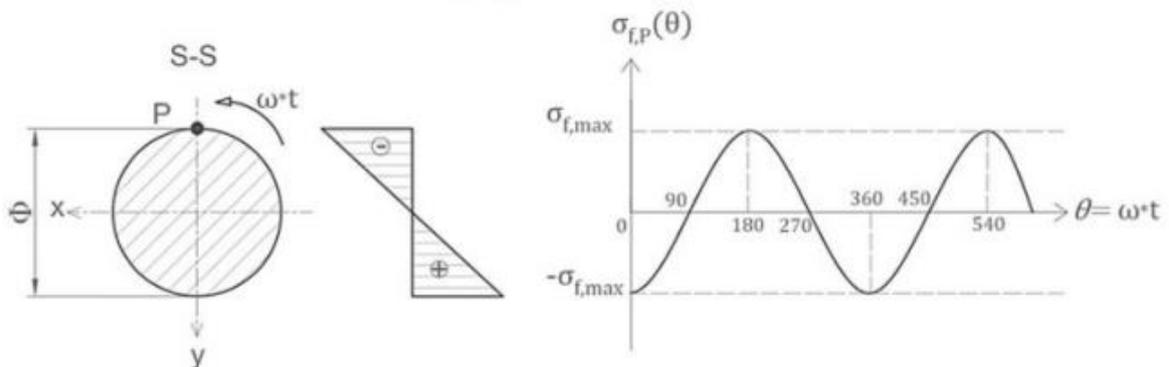


Figura 5.6 Andamento sinusoidale del ciclo a fatica di un punto P superficiale [1]

Dato il momento d'inerzia della sezione resistente:

$$J_{xx} \triangleq \int_A y^2 \cdot dA = \pi \frac{\Phi^4}{64} \quad (\text{Eq. 5.12})$$

Dato il modulo di resistenza flessionale:

$$W_f = \frac{J_{xx}}{\Phi/2} = \pi \frac{\Phi^3}{32} \quad (\text{Eq. 5.13})$$

Utilizzando la formula di Navier e (5.10), si può calcolare la tensione in funzione di y dovuta alla flessione:

$$\sigma_{zz}(y) = \frac{M_{f,max}}{J_{xx}} \cdot y \quad (\text{Eq. 5.14})$$

$$\sigma_{f,max} = \sigma_a = \frac{M_{f,max}}{W_f} = \frac{g \cdot (P_a + P_m) \cdot a}{2 \cdot W_f} \quad (\text{Eq. 5.15})$$

È possibile ora calcolare il carico ciclico, di un punto generico P sulla superficie del provino, pari alla tensione massima $\sigma_{f,max}$ e legge sinusoidale con pulsazione ω

$$\sigma_{f,P}(t) = \sigma_a \cdot \sin(\omega t) \quad (\text{Eq. 5.15})$$

Il rapporto di ciclo è:

$$R \triangleq \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{-\sigma_{f,max}}{\sigma_{f,max}} = -1 \quad (\text{Eq. 5.16})$$

Per ottenere la curva di Wöhler, è necessario condurre le prove a fatica a diverse ampiezze di tensione. Per stabilire l'ampiezza a cui sollecitare il provino, è necessario calcolare il carico da posizionare sull'asta porta pesi e, per definire tale valore, si adopera la seguente equazione:

$$P_a = \frac{2 \cdot W_f \cdot \sigma_a}{g \cdot a} - P_m \quad (\text{Eq. 5.17})$$

Dato $P_m = 2,53$ kg, è possibile esplicitare il diametro del provino ottenendo la seguente relazione:

$$P_a = \frac{2 \cdot \left(\frac{\pi}{32} \Phi^3\right) \cdot \sigma_a}{g \cdot a} - P_m \quad (\text{Eq. 5.18})$$

5.4 Determinazione sperimentale delle curve di Wöhler

5.4.1 Staircase method

Per ottenere stime accurate delle curve di Wöhler, è cruciale identificare sperimentalmente il limite di fatica del materiale in esame. Questo parametro può essere determinato utilizzando il metodo Staircase, come descritto nella normativa ISO 12107. Tale metodo si basa sull'approssimazione del limite di fatica del materiale oggetto di test e sulla sua deviazione standard. Si ipotizza quindi un incremento di tensione d (stress step) che sia sufficientemente vicino alla deviazione standard stimata del limite di fatica. In situazioni in cui mancano dati sulla deviazione standard, è possibile assumere:

$$d \approx 0,05 \cdot \sigma_{a\infty,stimato} \quad (\text{Eq. 5.19})$$

Il metodo prevede di testare un numero specifico di campioni entro una certa vicinanza del limite di fatica stimato, $\sigma_{a\infty,stimato}$, aumentando la tensione di d nel caso in cui il campione precedente non raggiunga la rottura (runout). Viceversa, nel caso in cui il campione si rompa, si diminuisce di d il valore della tensione per il successivo campione da testare. Si consiglia l'uso di almeno 15 campioni per ottenere risultati minimi affidabili, tuttavia, per una stima più accurata, è consigliabile utilizzare almeno 30 campioni. Per il conteggio dei campioni, i valori di tensione dei test vengono ordinati in maniera crescente $S_0 \leq S_1 \leq \dots \leq S_n$ con n il numero di livelli di tensione. Si ritiene valido, il primo evento precedente alla prima rottura. Successivamente si prosegue con il conteggio degli eventi tra provini rotti e non rotti. Il limite di fatica medio e la deviazione standard sono così calcolati:

$$\widehat{\mu}_y = S_0 + d \cdot \left(\frac{A}{C} \pm \frac{1}{2} \right) \quad (\text{Eq. 5.20})$$

Si utilizza +1/2 nel caso in cui l'evento sia "non rotto", -1/2 in caso di rottura.

$$\widehat{\sigma}_y = 1.62 \cdot d \cdot (D + 0.029) \quad (\text{Eq. 5.21})$$

Tale equazione è valida solo nel caso in cui l'incremento scelto d sia tale affinché: $0,5 < d/\sigma_y < 2$

$$A = \sum_{i=1}^l i \cdot f_i \quad (\text{Eq. 5.22})$$

$$B = \sum_{i=1}^l i^2 \cdot f_i \quad (\text{Eq. 5.23})$$

$$C = \sum_{i=1}^l f_i \quad (\text{Eq. 5.24})$$

$$D = \frac{BC - A^2}{C^2} \quad (\text{Eq. 5.25})$$

La normativa ISO 12107 richiede un numero considerevole di campioni sia in termini di costi che di tempistiche per il calcolo del limite di fatica. Pertanto, la normativa stessa presenta una versione semplificata denominata "Staircase method modificato" che richiede almeno 6 campioni per determinare il limite di fatica. Nel contesto dei test svolti per questo progetto di tesi, è stato utilizzato questo metodo semplificato. Si è scelto un valore incrementale d per testare i campioni e, a seconda dell'esito del singolo test, la tensione successiva da applicare al campione è stata aumentata o diminuita. Il limite di fatica è stato ottenuto calcolando la media aritmetica delle tensioni applicate ai n campioni testati, escludendo il primo evento e aggiungendo l'evento $n+1$ che non è stato testato. In sintesi, considerate n tensioni, il calcolo del limite di fatica tramite il metodo Staircase modificato è come segue

$$\widehat{\sigma}_{a\infty} = \sum_{i=2}^{n+1} S_i \quad (\text{Eq. 5.26})$$

Si presuppone che la deviazione standard sia conosciuta e possa essere considerata equivalente a quella del tratto pendente della curva di fatica.

5.4.2 Procedura sperimentale

Prima di procedere con il montaggio dei provini, si esegue la misurazione dei diametri Φ dei provini, attraverso un calibro centesimale *Mitutoyo*, modello CD-15APX, tarato, con accuratezza di $\pm 0,02$ mm. L'obiettivo è ridurre al minimo l'incertezza della misurazione poiché, una corretta misurazione del diametro, è fondamentale per il calcolo della massa da introdurre sull'asta porta pesi e dunque sulla scelta della tensione da applicare. Viene misurata l'eccentricità dei provini tramite un comparatore in due condizioni differenti: a banco e successivamente al montaggio, con

un carico. A vuoto, si è concordata una misurazione massima di ammissibilità di eccentricità pari a $\Delta_{y,\max} = 0,12$ mm, mentre a carico, con una massa P_a di 2kg, $\Delta_{y \text{ carico},\max} = 0,2$ mm.

Per il primo test per la valutazione del limite a fatica attraverso lo Staircase method modificato, si conduce la prova ad un valore di tensione ottenuto tramite (5.5): equazione che mette in correlazione la microdurezza Vickers e il limite a fatica.

$$\sigma_{a\infty,-1} \cong 1,6 \cdot HV = 1,6 \cdot 317 \cong 507 \text{ MPa} \quad (\text{Eq. 5.27})$$

Il valore ottenuto dalla precedente relazione può avere un errore del 20%. La tensione di rottura dichiarata dall'attestato di conformità del materiale è di 961 MPa.

$$\sigma_R \cong 3,2 \cdot HV = 3,2 \cdot 317 \cong 1014 \text{ MPa} \quad (\text{Eq. 5.28})$$

La conduzione del metodo semplificato dello Staircase è stata basata sui seguenti criteri:

1. Ricavare la pendenza della curva e la linea di tendenza dei dati tramite le prove sperimentali ad alto e basso carico.
2. Focalizzare l'attenzione sulla parte di curva di Wöhler situata ad alti cicli e poi, attraverso il riutilizzo dei runout, testare i bassi cicli.
3. Cercare di adoperare due macchine a flessione rotante contemporaneamente per aumentare l'efficienza logistica e temporale.

5.4.3 Serie Flood

Sono stati sottoposti a montaggio su macchina a flessione rotante tutti i provini della serie, rispettando gli scostamenti massimi consentiti durante la rotazione a banco e a carico.

Siano:

Φ = diametro vero misurato del provino

Δ_y = scostamento radiale durante la rotazione, misurato al comparatore, senza carico applicato

$\Delta_{y,carico}$ = scostamento radiale durante la rotazione, misurato al comparatore, con carico di 2kg

$\sigma_{a,t}$ = ampiezza di tensione teorica che si vorrebbe applicare

$P_{a,t}$ = carico teorico da adottare per applicare $\sigma_{a,t}$

\tilde{N} = giri letti direttamente dal contagiri meccanico con rapporto 1: 100

Nella seguente tabella 5.1, vengono riportati i dati dei provini e relativo montaggio su macchina. Nella tabella 5.2 invece, si possono visionare le masse applicate e il numero di cicli prima dell'arresto.

TEST DI MONTAGGIO SERIE FLOOD					
Utilizzato per staircase method					
Non montabile					
Denominazione provino	Φ [mm]	Δ_y [mm]	$\Delta_{y,carico}$ (2kg) [mm]	Macchina	Montabile
Flood_01-1A-1	4.41	0.03	0.9	1	SI
Flood_02-1A-2	4.36	0.02	0.11	1	SI
Flood_03-1B-1	4.34	0.05	0.2	/	NO
Flood_04-1B-2	4.23	0.08	0.15	/	NO
Flood_05-2B-1	4.41	0.03	0.1	3	SI
Flood_06-2B-2	4.47	0.04	0.12	3	SI
Flood_07-3A-1	4.48	0.01	0.08	3	SI
Flood_08-3A-2	4.48	0.01	0.05	3	SI
Flood_09-3B-1	4.44	0.07	0.25	/	NO
Flood_10-3B-2	4.48	0.02	0.04	1	SI
Flood_11-4B-1	4.5	0.01	0.06	1	SI
Flood_12-4B-2	4.49	0.01	0.09	3	SI
Flood_13-5A-1	4.51	0.01	0.08	1	SI
Flood_14-5A-2	4.52	0.02	0.05	3	SI

Tabella 5.1: Test di montaggio dei provini della serie Flood

Utilizzato Staircase method		$P_a = \sigma_a \left(\frac{\pi \cdot \phi^3}{32} \right)^2 \frac{2}{g \cdot a} - P_m$										$a = 100 \text{ mm}$ $P_m = 2.53 \text{ kg}$ $g = 9.81 \text{ m/s}^2$ arresto = 1'500 cicli		
Denominazione provino	Φ [mm]	valori		teorici		valori veri								
		$\sigma_{a,t}$ [MPa]	$P_{a,t}$ [kg]	$P_{a,t}$ [kg]	P_a [kg]	Mf [Nmm]	σ_a [MPa]	Conteggio \bar{N}	Arresto automatico	cicli N				
Flood_01-1A-1	4.41	850	12.061	12.058	7155.41	849.80	40	SI	2'500					
Flood_02-1A-2	4.36	550	6.594	6.58	4468.46	549.16	76'932	SI	7'691'700					
Flood_03-1B-1	4.34	/	/	/	/	/	/	/	/					
Flood_04-1B-2	4.23	/	/	/	/	/	/	/	/					
Flood_05-2B-1	4.41	600	7.770	7.73	5032.53	597.68	795	SI	78'000					
Flood_06-2B-2	4.47	600	8.196	8.199	5262.57	600.17	481	SI	46'600					
Flood_07-3A-1	4.48	550	7.368	7.364	4853.01	549.76	736	SI	72'100					
Flood_08-3A-2	4.48	450	5.569	5.562	3969.13	449.64	100'000	RUNOUT	10'000'000					
Flood_09-3B-1	4.44	/	/	/	/	/	/	/	/					
Flood_10-3B-2	4.48	500	6.468	6.45	4404.69	498.98	26'036	SI	2'602'100					
Flood_11-4B-1	4.5	475	6.133	6.13	4247.73	474.81	100'000	RUNOUT	10'000'000					
Flood_12-4B-2	4.49	475	6.076	6.075	4220.75	474.95	100'000	RUNOUT	10'000'000					
Flood_13-5A-1	4.51	500	6.650	6.65	4502.79	499.98	100'000	RUNOUT	10'000'000					
Flood_14-5A-2	4.52	525	7.174	7.173	4759.32	524.96	100'000	RUNOUT	10'000'000					
Flood_12-4B-2	4.49	700	10.152	10.15	6219.54	699.87	181	SI	16'600					
Flood_08-3A-2	4.48	650	9.168	9.161	5734.44	649.62	442	SI	42'700					
Flood_11-4B-1	4.5	650	9.325	9.311	5808.01	649.22	346	SI	33'100					
Flood_13-5A-1	4.51	810	12.342	12.32	7283.93	808.79	69	SI	5'400					
Flood_14-5A-2	4.52	700	10.408	10.41	6347.07	700.10	304	SI	28'900					

Tabella 5.2 Calcolo delle masse da utilizzare in funzione della tensione teoria da applicare.

Attraverso il metodo dello Staircase modificato, della normativa ISO 12107, è stato calcolato il limite a fatica. Sono stati adoperati 6 provini, con un incremento di tensione $d= 25$ MPa. È stata calcolata la deviazione standard della curva di Wöhler per determinare le bande con probabilità di sopravvivenza al 10% e 90% tramite l'uso di un programma per l'elaborazione statistica dei dati nelle prove a fatica [72]. Tale programma, impostando la deviazione standard anche per il limite a fatica in accordo con la norma [71], suggerisce uno stress step $d_{sugg}=27,4$ MPa, approssimativamente uguale a quello adoperato. Nella tabella 5.3 è possibile visionare i livelli di tensione adoperati, gli eventi e la scelta dei provini per lo Staircase method.

Applicazione dello Staircase method per la serie Flood							
i	1	2	3	4	5	6	7
tensione S_i [MPa]	475	500	475	500	525	550	525
evento	O	X	O	O	O	X	not tested
provino	Flood_11-4B-1	Flood_10-3B-2	Flood_12-4B-2	Flood_13-5A-1	Flood_14-5A-2	Flood_07-3A-1	/
X: rotto O: non rotto	$\sigma_{a\infty,-1} = \sum_{i=2}^{n+1} S_i = \sum_{i=2}^7 S_i = 513 \text{ MPa} \quad PS = 50\%$						

Tabella 5.3 Staircase method per la serie Flood con 6 provini

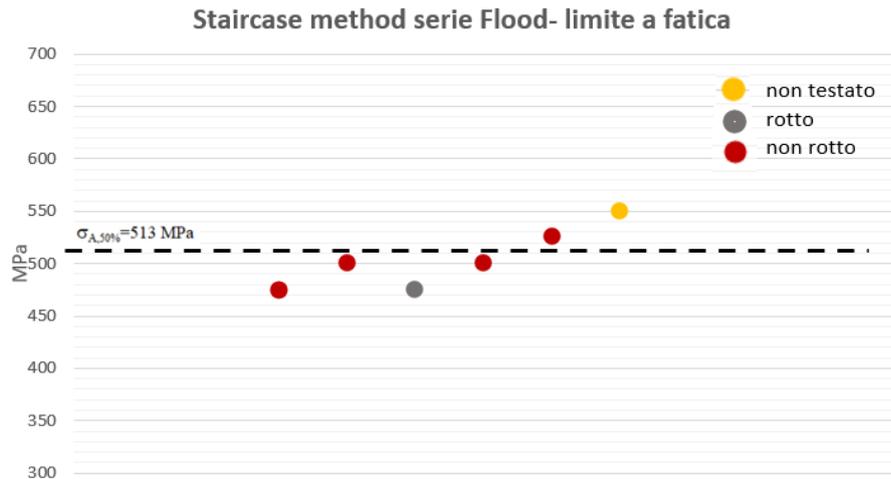


Figura 5.7 Livelli di tensione applicati per lo Staircase method per la serie Flood

Attraverso l'applicazione dello Staircase method modificato, è possibile stimare il limite a fatica attraverso la seguente equazione:

$$\sigma_{a\infty,-1} = \sum_{i=2}^{n+1} S_i = \sum_{i=2}^7 S_i = 513 \text{ MPa} \quad (\text{Eq. 5.29})$$

Il limite a fatica calcolato sottostima il risultato ottenuto invece basandosi sulla durezza Vickers: si ha una diminuzione superiore al 35%.

Come si evince dalla tabella 5.2, i provini testati sulla macchina a flessione rotante sono in totale 11. Durante le prove, è stato constatato che, a causa dell'inerzia del sistema rotante, il conteggio meccanico in seguito a rottura del provino prosegue di 1500 cicli prima dell'arresto definitivo. Inoltre, nel calcolo delle masse da applicare, si è considerata la massa degli organi meccanici pari a 2,53 kg per tutte le macchine. La curva a fatica risultante è la seguente:

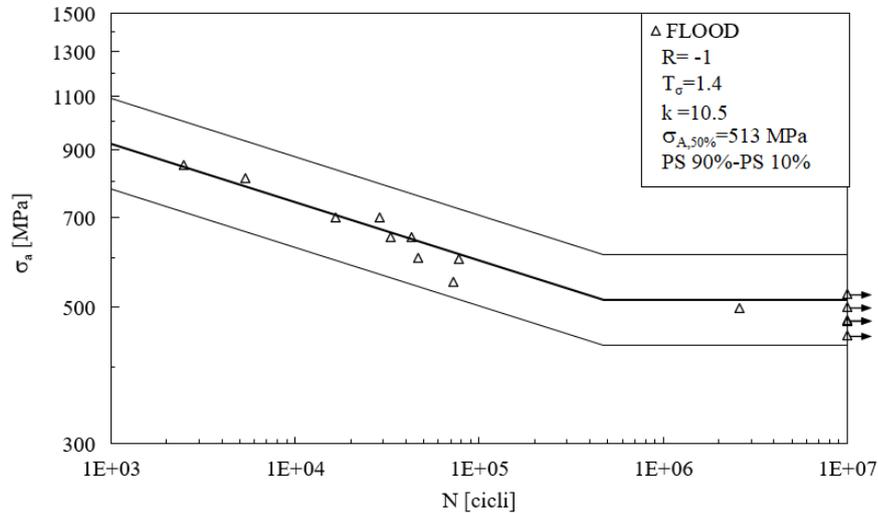


Figura 5.8: Curva di Wöhler per la serie Flood. Il limite a fatica risultante è stato ottenuto tramite Staircase method modificato.

In figura 5.9, si nota un punto sperimentale oltre il gomito localizzato in prossimità di $5 \cdot 10^5$ cicli, corrispondente ad un provino rotto a $7 \cdot 10^6$ cicli per una tensione $\sigma = 549.16$ MPa, con un peso applicato di 6.58 kg, per un provino, il Flood_02-1A-2, avente un diametro $\Phi = 4.36$ mm. Tale risultato sperimentale non è stato preso in considerazione per il calcolo della pendenza inversa k della curva.

I risultati della curva evidenziano un indice di dispersione T_σ pari a 1,4 indicando una buona distribuzione dei dati, in linea con il valore tipico del Titanio di 1,5. Inoltre, è necessario sottolineare come, nella prova vi siano numerosi parametri che influenzano il risultato finale di ciascun provino, come: l'errata misurazione dei diametri, le masse introdotte.

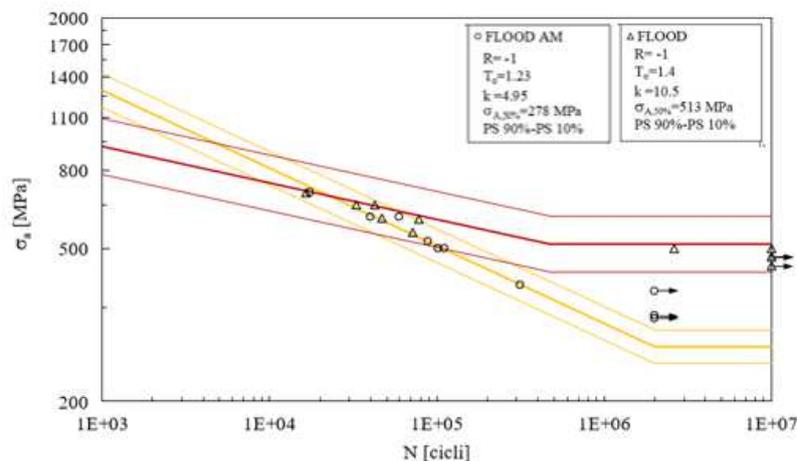


Figura 5.9: Curva di Wöhler per la serie Flood forgiata comparata con la curva ottenuta mediante AM.

Dalla figura 5.9 si può analizzare il confronto tra la curva di Wöhler ottenuta per la serie Flood forgiata e la curva ottenuta per la serie Flood ottenuta tramite AM [37]. Si può osservare un limite a fatica minore per i provini ottenuti tramite AM, con una pendenza inversa k maggiore rispetto alla serie Flood forgiata. La serie Flood AM presenta una pendenza inversa k pari a 4,95 mentre per la serie Flood forgiata è pari a 10,5.

Il rapporto a fatica R_f si calcola tramite la seguente relazione:

$$R_f \triangleq \frac{\sigma_{a\infty,-1}}{\sigma_R} \Rightarrow R_f|_{Flood} \triangleq \frac{513}{961} \cong 0,53 \quad (\text{Eq. 5.30})$$

5.4.4 Serie Cryo

Così come per la serie Flood, è stato rendicontato il montaggio dei provini sulle macchine a flessione rotante, controllando l'eccentricità a vuoto e a carico.

TEST DI MONTAGGIO SERIE CRYO					
Utilizzato per staircase method					
Non montabile					
Denominazione provino	Φ [mm]	Δy [mm]	$\Delta y, \text{carico (2kg)}$ [mm]	Macchina	Montabile
Cryo_01-5B-1	4.45	0.07	0.25	/	NO
Cryo_02-5B-2	4.53	0.02	0.09	3	SI
Cryo_03-6A-1	4.46	0.12	0.3	/	NO
Cryo_04-6A-2	4.51	0.02	0.08	1	SI
Cryo_05-6B-1	4.56	0.01	0.06	3	SI
Cryo_06-6B-2	4.54	0.02	0.09	3	SI
Cryo_07-10A-1	4.59	0.03	0.11	1	SI
Cryo_08-10A-2	4.59	0.04	0.12	1	SI
Cryo_09-10B-1	4.58	0.02	0.03	1	SI
Cryo_10-7B-2	4.52	0.03	0.1	3	SI
Cryo_11-7B-1	4.52	0.01	0.01	3	SI
Cryo_12-8B-2	4.55	0.08	0.2	/	NO
Cryo_13-8B-1	4.55	0.02	0.05	3	SI
Cryo_14-9A-2	4.51	0.01	0.04	1	SI

Tabella 5.4: Test di montaggio dei provini della serie Cryo

In tale serie di provini, il Cryo_03 è risultato essere impossibile da montare a causa di un difetto geometrico ed una accentuata eccentricità dovuto probabilmente alla prima lavorazione di tornitura. In Tabella 5.5, è possibile visionare, oltre alle masse, le tensioni, il numero di cicli oltre ai parametri teorici.

Utilizzato Staircase method		$P_a = \sigma_a \left(\frac{\pi}{32} \phi^3 \right)^2 \frac{2}{g \cdot a} - P_m$										$a = 100 \text{ mm}$	
Non montabile												$P_m = 2.53 \text{ kg}$	
Utilizzo dopo runout												$g = 9.81 \text{ m/s}^2$	
												arresto = 1'500 cicli	
Denominazione provino	Φ [mm]	valori teorici		valori veri						Arresto automatico	cicli N		
		$\sigma_{a,t}$ [MPa]	$P_{a,t}$ [kg]	σ_a	Mf [Nmm]	σ_a [MPa]	Conteggio \bar{N}						
Cryo_01-5B-1	4.5	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/
Cryo_02-5B-2	4.5	550.0	7.703	7.773	5053.6	553.7	832.0	SI	81700.0	SI	81700.0	SI	81700.0
Cryo_03-6A-1	4.5	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/
Cryo_04-6A-2	4.5	500.0	6.650	6.548	4452.8	494.4	1000000.0	RUNOUT	1000000.0	RUNOUT	1000000.0	RUNOUT	1000000.0
Cryo_05-6B-1	4.6	600.0	8.857	8.858	5585.8	600.1	1160.0	SI	114500.0	SI	114500.0	SI	114500.0
Cryo_06-6B-2	4.5	525.0	7.303	7.303	4823.1	525.0	1000000.0	RUNOUT	1000000.0	RUNOUT	1000000.0	RUNOUT	1000000.0
Cryo_07-10A-1	4.6	650.0	10.051	10.050	6170.5	650.0	329.0	SI	31400.0	SI	31400.0	SI	31400.0
Cryo_08-10A-2	4.6	600.0	9.159	9.158	5733.0	599.9	610.0	SI	59500.0	SI	59500.0	SI	59500.0
Cryo_09-10B-1	4.6	575.0	8.527	8.533	5426.4	575.3	9487.0	SI	947200.0	SI	947200.0	SI	947200.0
Cryo_10-7B-2	4.5	850.0	13.181	13.178	7704.8	849.9	32.0	SI	1700.0	SI	1700.0	SI	1700.0
Cryo_11-7B-1	4.5	525.0	7.174	7.178	4761.8	525.2	2471.0	SI	245600.0	SI	245600.0	SI	245600.0
Cryo_12-8B-1	4.6	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/	/
Cryo_13-8B-2	4.6	550.0	7.839	7.833	5083.1	549.7	1000000.0	RUNOUT	1000000.0	RUNOUT	1000000.0	RUNOUT	1000000.0
Cryo_14-9A-2	4.5	525.0	7.109	7.108	4727.4	524.9	1000000.0	RUNOUT	1000000.0	RUNOUT	1000000.0	RUNOUT	1000000.0
Cryo_06-6B-2	4.5	700.0	10.581	10.580	6430.5	700.0	293.0	SI	27800.0	SI	27800.0	SI	27800.0
Cryo_04-6A-2	4.5	650.0	9.404	9.408	5855.6	650.2	288.0	SI	27300.0	SI	27300.0	SI	27300.0
Cryo_14-9A-2	4.5	700.0	10.323	10.325	6305.4	700.1	316.0	SI	30100.0	SI	30100.0	SI	30100.0
Cryo_13-8B-1	4.6	800.0	12.553	12.558	7400.7	800.3	103.0	SI	8800.0	SI	8800.0	SI	8800.0

Tabella 5.5 Calcolo delle masse da utilizzare in funzione della tensione teoria da applicare.

Attraverso il metodo dello Staircase modificato, della normativa ISO 12107, è stato calcolato il limite a fatica. Sono stati adoperati 6 provini, con un incremento di tensione $d= 25$ MPa. È stata calcolata la deviazione standard della curva di Wöhler per determinare le bande con probabilità di sopravvivenza al 10% e 90% tramite l'uso di un programma per l'elaborazione statistica dei dati nelle prove a fatica [72]. Tale programma, impostando la deviazione standard anche per il limite a fatica in accordo con la norma [71], suggerisce uno stress step $d_{sugg}=32,1$ MPa. Nella tabella 5.5 è possibile visionare i livelli di tensione adoperati, gli eventi e la scelta dei provini per lo Staircase method.

Applicazione dello Staircase method per la serie Cryo							
i	1	2	3	4	5	6	7
tensione S_i [MPa]	525	500	525	550	525	550	575
evento	X	O	O	X	O	O	not tested
provino	Cryo_11-7B-1	Cryo_04-6A-2	Cryo_06-6B-2	Cryo_02-5B-2	Cryo_14-9A-2	Cryo_13-8B-2	/
X: rotto O: non rotto	$\sigma_{a\infty,-1} = \sum_{i=2}^{n+1} S_i = \sum_{i=2}^7 S_i = 538 \text{ MPa} \quad PS = 50\%$						

Tabella 5.6 Staircase method per la serie Cryo con 6 provini

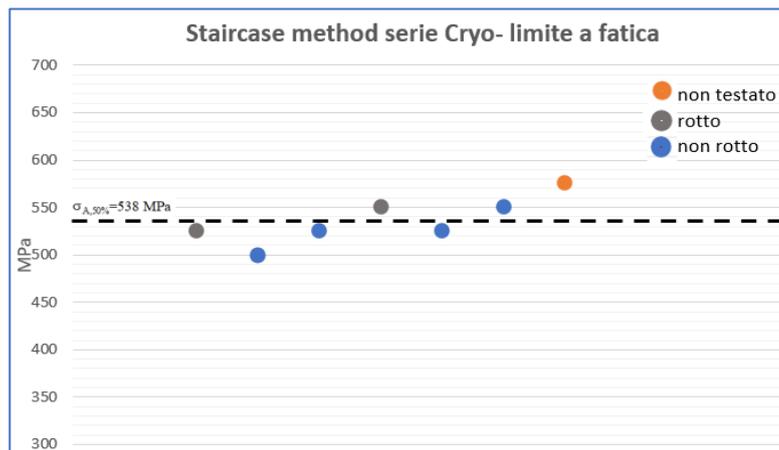


Figura 5.10 Livelli di tensione applicati per lo Staircase method per la serie Flood

Attraverso l'applicazione dello Staircase method modificato, è possibile stimare il limite a fatica attraverso la seguente equazione

$$\sigma_{a\infty,-1} = \sum_{i=2}^{n+1} S_i = \sum_{i=2}^7 S_i = 538 \text{ MPa} \quad (\text{Eq. 5.31})$$

Il limite a fatica, rispetto alla serie Flood, presenta un aumento del 5%, nel dettaglio, pari a 25 MPa.

Come si evince dalla tabella 5.5, i provini testati sulla macchina a flessione rotante sono in totale 11. La curva a fatica risultante è la seguente:

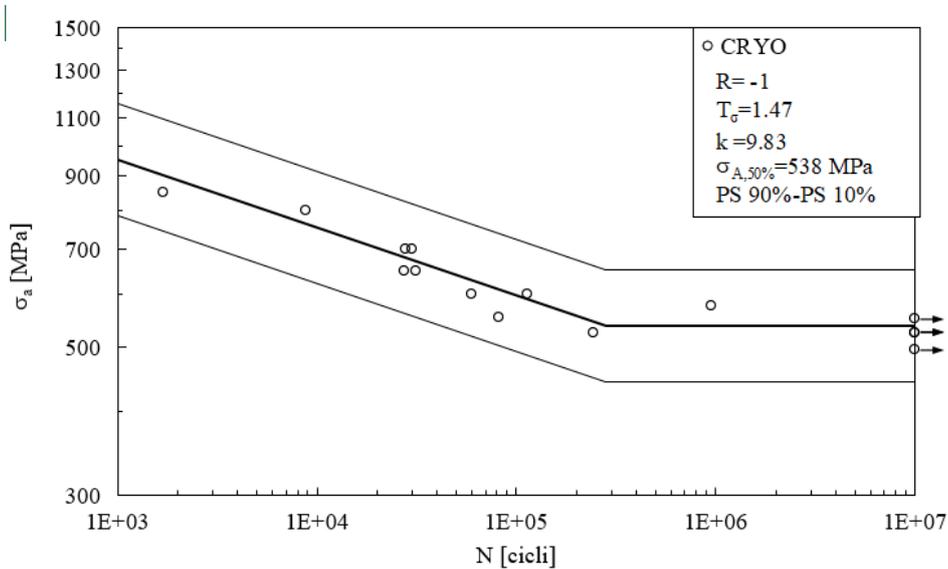


Figura 5.11: Curva di Wöhler per la serie Cryo. Il limite a fatica risultante è stato ottenuto tramite Staircase method modificato.

Il provino Cryo_09, testato alla tensione pari a 575,32 MPa, come si evince dalla figura 5.12, presenta una rottura a $9 \cdot 10^5$ cicli, dopo il ginocchio teorico di $3 \cdot 10^5$. Il provino, tuttavia, è stato preso in considerazione nella formulazione dello Staircase method. I risultati della curva evidenziano un indice di dispersione T_σ pari a 1,47 indicando una buona distribuzione dei dati, in linea con il valore tipico del Titanio di 1,5. La pendenza inversa stimata dall'analisi statistica è $k = 9.83$.

In figura 5.13, è visibile la differenza tra la curva relativa alle prove a fatica di una serie Cryo forgiata ed una Cryo ottenuta tramite additive.

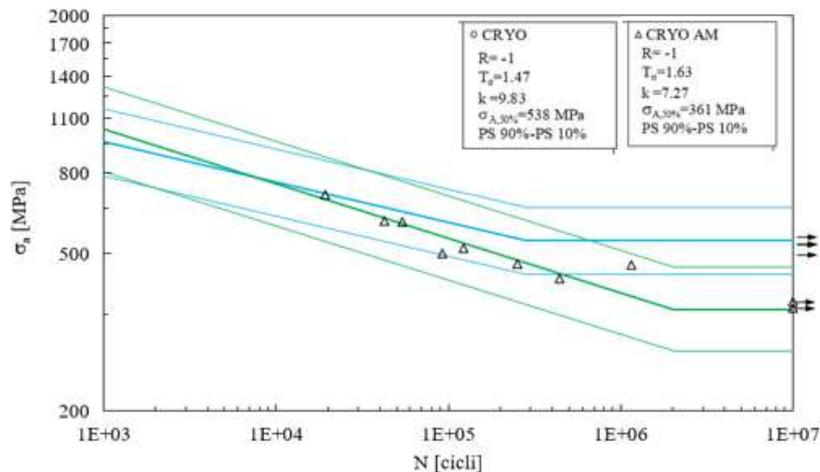


Figura 5.12: Curva di Wöhler per la serie Cryo forgiata comparata con la curva ottenuta mediante AM.

La pendenza inversa della curva ottenuta con Titanio forgiato (in azzurro) è maggiore rispetto a quella ottenuta tramite additive manufacturing. Il rapporto a fatica della serie cryo forgiato, si ottiene:

$$R_f \triangleq \frac{\sigma_{a\infty,-1}}{\sigma_R} \Rightarrow R_f|_{Cryo} \triangleq \frac{538}{961} \cong 0,56 \quad (\text{Eq. 5.32})$$

5.5 Superfici di frattura

Al termine delle prove di fatica, si è proceduto all'analisi delle superfici di frattura utilizzando il microscopio elettronico a scansione presso il laboratorio Te.Si. di Rovigo. Solitamente, si individuano tre zone distinte: l'innescò della crepa, la sua propagazione e la rottura statica. L'innescò, in genere, avviene in prossimità di difetti preesistenti come precricche, porosità interne nel materiale o difetti superficiali oppure può verificarsi a causa di particolari fenomeni che, a livello microstrutturale, non si configurano come difetti reali, considerando il campione come "liscio". È stata compiuta un'analisi mirata per individuare le zone d'innescò nei vari campioni. Nelle immagini acquisite, lo spezzone "A" fa riferimento alla parte del campione contrassegnata e montata sul lato motore durante le prove di fatica, mentre l'altro spezzone è identificato come "B". In figura 5.14 si possono notare le tre zone distinte della superficie di frattura del provino 9° della serie cryo.

È possibile notare come, la zona a rottura statica e la zona d'innescò si trovino agli antipodi. Nei provini forgiati non è stato possibile identificare i difetti dai quali è partita la cricca, come avviene nel caso di provini ottenuti tramite additive. Per tale motivazione, si deduce che la cricca si inneschi a partire dalla rugosità superficiale, considerando le valli della rugosità superficiale come principio di potenziali inneschi. Le successive immagini delle superfici di frattura sono state acquisite tramite microscopio a scansione elettronica (SEM): si possono osservare le frattografie dei provini per indagare la presenza di difetti.

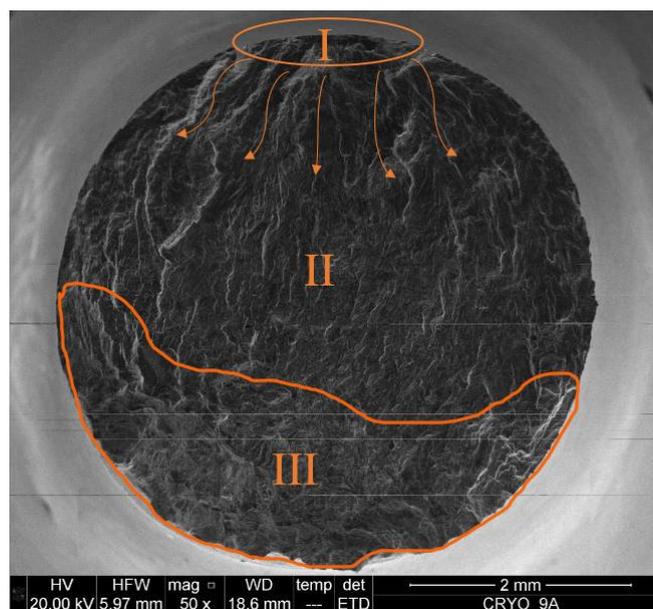
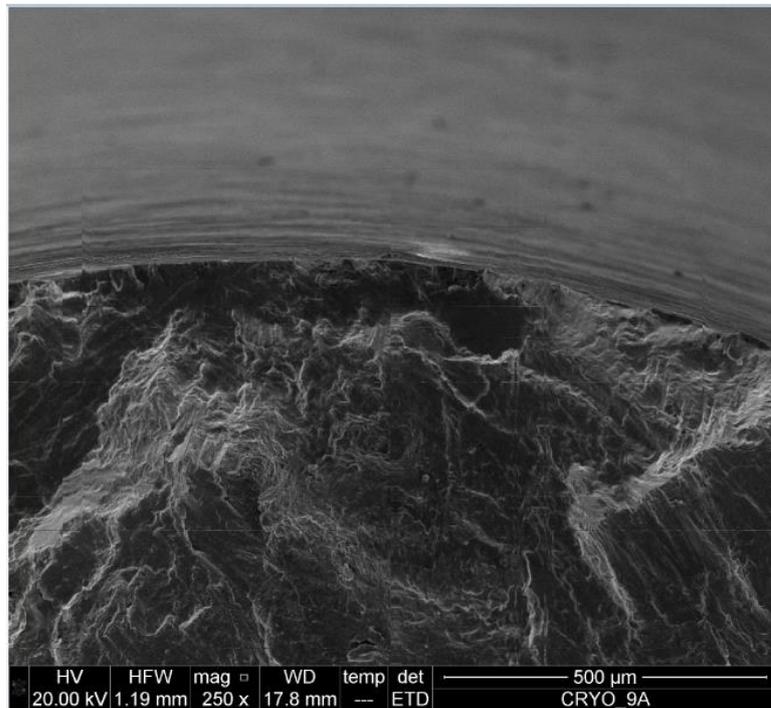
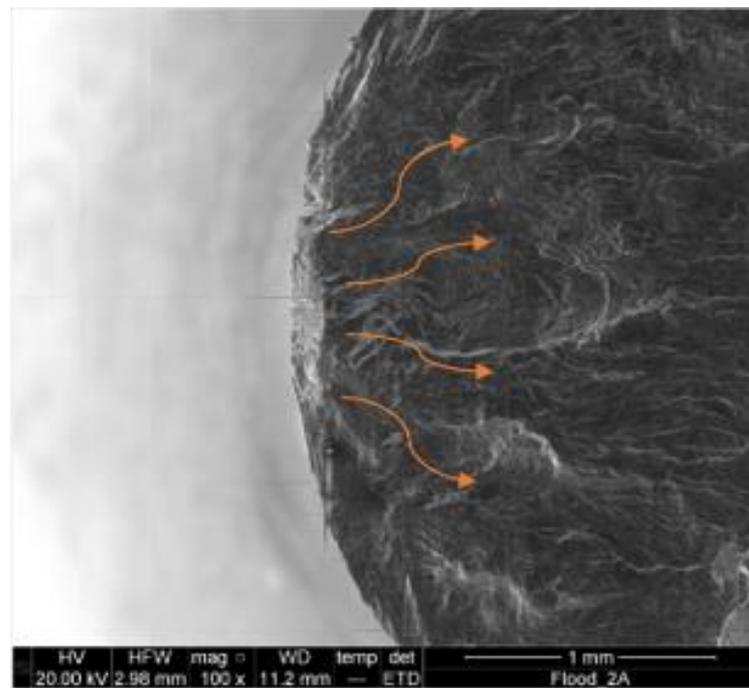


Figura 5.13 Tre zone distinte della superficie di frattura del provino Cryo_9A: (I) innescò; (II) propagazione; (III) rottura statica



*Figura 5.14 Zona da cui è partita la cricca nel provino Cryo_9A
Immagine SEM: 250x*



*Figura 5.15 Innesco della cricca nel provino Flood_2A
Immagine SEM: 100x*

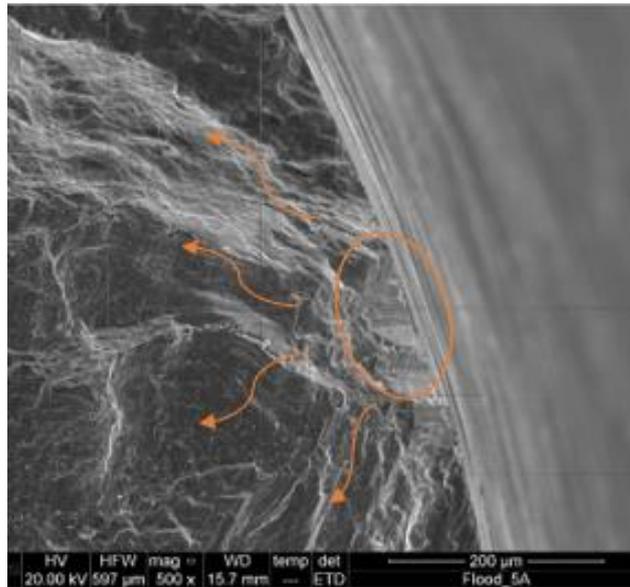


Figura 5.16 Innesco della cricca nel provino Flood_5°
Immagine SEM: 500x

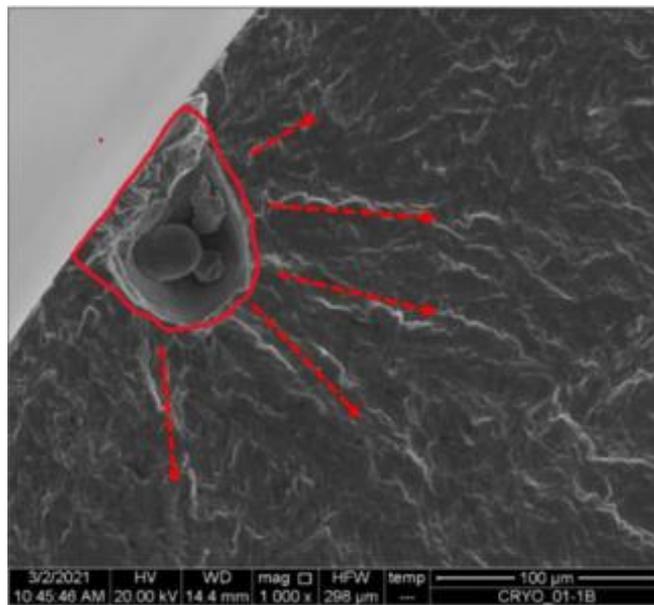


Figura 5.17 Zona d'innesco dovuta ad una mancata fusione
delle particelle.
Immagine SEM: 10000x [37]

5.6 Fatica in presenza di difetti

La teoria della meccanica della frattura lineare elastica (MFLE) permette, rispetto alla meccanica classica, di studiare la fatica in presenza di difetti e dunque, prendendo in considerazione l'eventuale presenza di cricche, difetti a livello microstrutturale. Una cricca può essere concepita come un intaglio con un raggio di raccordo all'apice che tende a zero. In tale situazione, il fattore teorico di concentrazione delle tensioni, K_t , tende all'infinito, come la tensione di picco lineare elastico all'apice dell'intaglio.

Nel campo della meccanica della frattura, viene impiegato un criterio di campo, che confronta il campo di tensione lineare elastico effettivo con un campo limite. Le equazioni che descrivono il campo di tensione, valide in prossimità della cricca, sono state sviluppate da Irwin-Williams e vengono riportate di seguito, assumendo il sistema di riferimento illustrato nella figura 5.18.

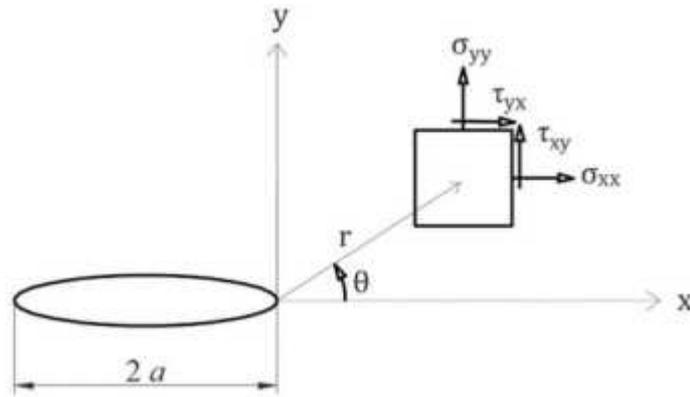


Figura 5.18 Una cricca sollecitata, avente lunghezza $2a$. [1]

$$\sigma_{xx}(r, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3}{2}\theta\right)\right] \quad (\text{Eq. 5.33})$$

$$\sigma_{yy}(r, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3}{2}\theta\right)\right] \quad (\text{Eq. 5.34})$$

$$\tau_{yy}(r, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[\cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3}{2}\theta\right)\right] \quad (\text{Eq. 5.35})$$

$$\sigma_{zz} = 0 \text{ per s.d.T. piano; } \sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \text{ per s.d.D piano} \quad (\text{Eq. 5.36})$$

Esistono tre principali modi di sollecitazione: modo I di apertura, modo II di scorrimento e modo III di strappo.

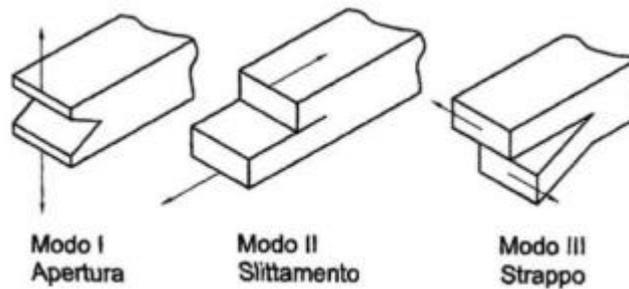


Figura 5.19 Tipologie di sollecitazione di una cricca [65]

Il termine K_I è il fattore di intensificazione delle tensioni a modo I (stress intensity factor, SIF) ed è definito matematicamente tramite un limite, che esiste ed è finito. Esso è espresso in $[MPa \cdot \sqrt{m}]$

$$K_I \triangleq \sqrt{2\pi} \cdot \lim_{r \rightarrow 0^+} [a_{yy}(r, \theta) \cdot \sqrt{r}] \quad (\text{Eq. 5.37})$$

Nelle applicazioni viene utilizzata una forma ingegneristica semplificata della precedente, che assume la seguente forma

$$K_I = a \cdot \sigma_g \cdot \sqrt{\pi a} \quad (\text{Eq. 5.38})$$

Dove

a = semiampiezza della cricca

σ_g = tensione nominale di riferimento (da definire)

α = fattore di forma che dipende dalla geometria e dalle condizioni di carico

In letteratura, sono presenti approcci che affrontano la resistenza a fatica dei materiali metallici basandosi sulla teoria della meccanica della frattura lineare elastica. Questi approcci sostituiscono la lunghezza della cricca con un parametro più significativo, \sqrt{area} , rappresentante la radice quadrata dell'area del difetto osservato dalle superfici di frattura. Il limite di fatica, raggiunto a $2 \cdot 10^6$ cicli, è correlato attraverso un'espressione formulata da Murakami, che si basa sull'area del difetto più critico, noto anche come "killer". Questa formula fornisce una relazione diretta tra l'area del difetto e la resistenza alla fatica a un certo numero di cicli, essenziale nell'analisi della durabilità e nell'ottimizzazione dei materiali metallici impiegati in applicazioni soggette a carichi ciclici.

$$\frac{\Delta\sigma_{g,th}}{2} = c \cdot \frac{(HV + 120)}{(\sqrt{area})^6}; \text{ si assume } c = 1,43 \quad (\text{Eq. 5.39})$$

Con c parametro che dipende dalla posizione del difetto.

In letteratura si trovano i seguenti parametri c:

- $c = 1,41$ per difetti in corrispondenza o a contatto con la superficie
- $c = 1,43$ per difetti vicini alla superficie (sub-superficiali)
- $c = 1,56$ per difetti interni

Murakami propone di utilizzare come parametro $c = 1,43$ [70] e sarà pertanto quello assunto in seguito. Al limite di fatica le cricche non propagano e il fattore di intensificazione delle tensioni assume il valore di soglia ΔK_{th} . Il limite di fatica in funzione della lunghezza di cricca a può essere rappresentato nel diagramma di Kitagawa-Takahashi (figura 5.20). Si definisce una particolare lunghezza di cricca a_0 , proprietà del materiale, al di sotto della quale vale la teoria della meccanica classica e quindi di provino liscio, al di sopra la MFLE e in un determinato range con a_0 compreso, si ha la zona di sensibilità ai difetti.

Murakami suggerisce l'utilizzo del parametro $c = 1,43$ [70] come valore costante. Questo parametro verrà adottato nelle considerazioni successive. Nel caso del limite di fatica, le cricche non si propagano ulteriormente e il fattore di intensificazione delle tensioni assume un valore di soglia ΔK_{th} che rappresenta la soglia critica al di sotto della quale le cricche non si estendono. Il limite di fatica in relazione alla lunghezza della cricca a può essere illustrato utilizzando il diagramma di Kitagawa-Takahashi (figura 5.21). Viene definita una lunghezza specifica della cricca, a_0 , che rappresenta una proprietà intrinseca del materiale. Al di sotto di questa lunghezza, si applica la teoria della meccanica classica, dove il materiale si comporta come un semplice provino liscio. Al di sopra di questa lunghezza, entra in gioco la Meccanica della Frattura Lineare Elastica (MFLE). Tra queste due condizioni, in un determinato intervallo in cui la lunghezza della cricca si colloca tra a_0 e altri valori, si manifesta una zona di sensibilità ai difetti. In questo range, il comportamento del materiale è influenzato dalla presenza di difetti o cricche e non può essere descritto in maniera esaustiva dalla meccanica classica, né completamente dalla MFLE.

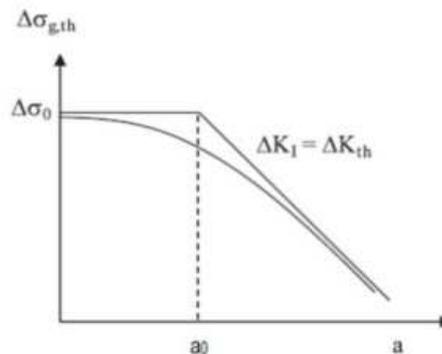


Figura 5.20 Diagramma di Kitagawa-Takahashi. []

Si calcola:

$$\Delta\sigma_{g,th} \begin{cases} \Delta\sigma_0 & \text{per } a < a_0 \\ \frac{\Delta K_{th}}{\alpha \cdot \sqrt{\pi \cdot a}} & \text{per } a > a_0 \end{cases} \quad (\text{Eq. 5.40})$$

La grandezza $\Delta\sigma_0$ rappresenta il limite di fatica per un materiale liscio, ovvero privo di difetti o cricche. El Haddad, Smith e Topper hanno proposto un metodo per collegare in modo continuo i dati sperimentali rappresentati dalla curva della figura 5.21. Questo collegamento avviene

attraverso una singola relazione anziché una funzione definita per intervalli discreti. L'obiettivo di questa proposta è fornire una descrizione continua e più precisa del comportamento del materiale lungo l'intero intervallo di lunghezza delle cricche, consentendo una rappresentazione più accurata e aderente ai dati sperimentali raccolti, evitando così di dover utilizzare una funzione definita a tratti, la quale potrebbe presentare discontinuità o approssimazioni meno precise.

$$\Delta\sigma_{g,th} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi \cdot (a_{eff} + a_0)}} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi \cdot (a^2 \cdot a + a_0)}} \quad (\text{Eq. 5.41})$$

considerando a_{eff} come la lunghezza di cricca efficace ottenuta dalla lunghezza reale della cricca, modificata attraverso il fattore di forma α , si utilizza una relazione che coinvolge ΔK_{th} , considerato come una caratteristica intrinseca del materiale. Si cerca di definire $\Delta K_{th,SC}$, una variabile valida per le cricche corte (short cracks), ossia quelle con lunghezza $a < a_0$, in modo tale da mantenere coerente l'espressione generale precedentemente adottata:

$$\Delta K_{th,SC} = \Delta\sigma_{g,th} \cdot \sqrt{\pi \cdot a_{eff}} \quad (\text{Eq. 5.42})$$

Confrontando la 6.44 e la 6.45 è possibile esprimere $\Delta K_{th,SC}$ in funzione della lunghezza di cricca efficace e di ΔK_{th}

$$\Delta K_{th,SC} = \Delta K_{th} \cdot \sqrt{\frac{a_{eff}}{a_{eff} + a_0}} \quad (\text{Eq. 5.43})$$

Queste rimangono valide anche sostituendo la lunghezza di cricca efficace con il parametro $\alpha^2 \cdot \sqrt{area}$, dove $\alpha = 0,65$ nel caso di difetti superficiali [70]. Dalla 6.45 e 6.42, utilizzando il parametro \sqrt{area} e facendo attenzione che nella prima è espresso in [m], mentre nella seconda in [μm], si ottiene la seguente:

$$\Delta K_{th,SC} = 2 \cdot c \cdot \alpha \cdot \sqrt{\pi} \cdot (HV + 120) \cdot (\sqrt{area})^{1/3} \quad (\text{Eq. 5.44})$$

Quest'ultima è valida nel range $10 \mu\text{m} < \sqrt{area} < 1'000 \mu\text{m}$ e per difetti superficiali diventa:

$$\Delta K_{th,SC} = 3,3 \cdot c \cdot 10^3 \cdot (HV + 120) \cdot (\sqrt{area})^{1/3} \text{ con } \sqrt{area} \text{ in } [\mu\text{m}] \quad (\text{Eq. 5.45})$$

Per $a = a_0$:

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma_0 \cdot \sqrt{\pi \cdot a_0} \quad (\text{Eq. 5.46})$$

E dunque:

$$\frac{\Delta\sigma_0}{2} = 1,6 \cdot HV \quad (\text{Eq. 5.47})$$

Perciò:

$$\Delta K_{th} = \Delta \sigma_0 \cdot \sqrt{\pi \cdot a_0} = (2 \cdot 1,6 \cdot HV) \cdot \sqrt{\pi \cdot a_0} \quad (\text{Eq. 5.48})$$

Infine, sostituendo nella 6.46, espressa con il parametro \sqrt{area} in [μm], la 6.47 e la 6.50 si ottiene:

$$3,3 \cdot 10^3 \cdot (HV + 120) \cdot (\sqrt{area})^{1/3} = (2 \cdot 1,6 \cdot HV) \cdot \sqrt{\frac{\alpha^2 \cdot (10^{-6} \cdot \sqrt{area}) \cdot \pi \cdot a_0}{\alpha^2 \cdot (10^{-6} \cdot \sqrt{area}) + a_0}} \quad (\text{Eq. 5.49})$$

Da questa si può ricavare l'incognita a_0 con vari metodi, ad esempio isolando l'incognita in funzione del parametro "radice di area" e calcolando la media dei risultati ottenuti inserendo tutte le \sqrt{area} misurate. Attraverso l'utilizzo di un parametro $\sqrt{area_R}$ basato sull'altezza massima del profilo Rz e sul passo di lavorazione, definito 2b è possibile considerare il profilo di rugosità come a delle cricche aventi una lunghezza "a" pari a Rz. In tal modo, applicando l'espressione di El Haddad, Smith e Topper (5.41) è possibile ottenere una curva a fatica in termini di ΔK e numeri di cicli N:

$$\Delta K_{corr} = \Delta \sigma_g \cdot \sqrt{\pi(a_{eff} + a_0)} = \Delta \sigma_g \cdot \sqrt{\pi \cdot (a^2 \cdot \sqrt{area_R} + a_0)} \quad (\text{Eq. 5.50})$$

Per difetti superficiali, a è pari a 0,65 [70]

Dunque, a partire dall'altezza totale del profilo Rz, è possibile tracciare le curve a fatica. Tale metodo di Murakami, in presenza di difetti, favorisce la riduzione della dispersione dei dati poiché vengono pesati in base alla dimensione effettiva del difetto presente su ciascun provino. Come visibile nell'Appendice C, dalla visione al microscopio elettronico, i provini Flood e Cryo non presentano dei difetti ben definiti, ma solo della rugosità superficiale dovuta alla tornitura.

CAPITOLO 6

CONCLUSIONI

Nel presente studio sperimentale sono stati condotti test di resistenza a fatica su componenti in Titanio forgiato, realizzati con lega Ti6Al4V, ampiamente impiegata nei settori biomedicale, aerospaziale e industriale. Partendo da barre, si è condotto un processo costituito da due trattamenti termici ben distinti: ricristallizzazione e invecchiamento che hanno permesso di ottenere, partendo da una microstruttura equiassica, una struttura di Widmanstätten. I campioni sono stati ottenuti dalla lavorazione di una barra cilindrica con diametro di 12 mm, successivamente sottoposti a tornitura utilizzando due differenti approcci di lubrificazione: uno tradizionale a base acquosa e l'altro criogenico utilizzando azoto liquido. La tornitura è stata eseguita in due passaggi distinti, uno di sgrassatura e uno di finitura, impiegando utensili in carburo di tungsteno con rivestimento doppio in TiAlN mediante processo di deposizione fisica da vapore (PVD). Questi utensili, caratterizzati da una forma romboidale e un raggio di punta di 0,1 mm, sono stati specificamente scelti per le operazioni di finitura. Ogni tagliente dell'inserto è stato utilizzato per la lavorazione di due campioni. I parametri di taglio adottati includono una velocità di taglio di 45 m/min, una profondità di passata di 0,25 mm e un avanzamento al giro di 0,03 mm. Il lubrificante tradizionale impiegato consiste in un'emulsione al 5% di olio semisintetico, identificata come "Flood". I campioni ottenuti da questa modalità sono stati denominati Flood. D'altra parte, i campioni identificati come "Cryo" sono stati lavorati tramite tornitura con azoto liquido spruzzato direttamente sull'utensile, utilizzando ugelli con diametro interno di 0,9 mm. L'azoto, conservato in un dewar, è stato mantenuto a una pressione di 15 bar all'interno del serbatoio durante il processo di lavorazione. La caratterizzazione del materiale di base è stata condotta attraverso misurazioni microstrutturali, utilizzando test di microdurezza Vickers conformi alla normativa ISO 6507, ottenendo un valore stimato di 317 ± 15 HV, migliorando il dato rispetto al test condotto su campioni di Titanio con microstruttura equiassica, il cui valore si è attestato pari a 277 ± 10 HV.

Sono state eseguite misure di rugosità attraverso un profilometro ottico 3D dalle quali è emerso che i provini Cryo presentano una diminuzione dei picchi, superficie più liscia, diminuzione della profondità delle valli e dunque rugosità media ridotta rispetto alla serie Flood. Per i provini Cryo: $S_a = 0,44 \mu\text{m}$; $S_{sk} = 0,08$; $S_{vk} = 0,30 \mu\text{m}$. Per i provini Flood si ha: $S_a = 0,52 \mu\text{m}$; $S_{sk} = 0,04$; $S_{vk} = 0,38 \mu\text{m}$. Non sono state riscontrate sostanziali differenze tra primo e secondo utilizzo del tagliente in termini di rugosità. Questi risultati indicano un effetto significativo del trattamento con lubrificante criogeno sulla superficie dei provini, mostrando generalmente una riduzione della rugosità e delle irregolarità superficiali rispetto ai provini lavorati con il processo Flood.

Le prove di resistenza a fatica sono state condotte utilizzando la tecnica di flessione rotante a quattro punti, la quale applica sollecitazioni sulla superficie esterna dei campioni, consentendo di valutare gli effetti derivanti dai diversi processi di asportazione truciolo. Durante queste prove sono state ottenute le curve di Wöhler, con un rapporto di ciclo $R = -1$, insieme alle bande di dispersione relative alla probabilità di sopravvivenza del 10% e del 90% ($PS=10\%$ e $PS=90\%$) per entrambe le serie di campioni: quelli sottoposti a tornitura convenzionale (Flood) e quelli ottenuti tramite tornitura criogenica (Cryo). Adottando l'approccio della "Staircase method" modificata, conforme alla normativa ISO 12107, e considerando un numero di cicli pari a 10^7 per la terminazione del test, è stato possibile determinare il limite di resistenza a fatica per entrambe le serie Flood e Cryo.

Per i provini Flood si ha: limite di fatica $\sigma_{a\infty,-1} = 513$ MPa a $N_A = 5 \cdot 10^5$ cicli, pendenza inversa $k = 10.5$ e indice di dispersione $T_\sigma = 1,4$.

Per i provini Cryo si ha invece: limite di fatica $\sigma_{a\infty,-1} = 538$ MPa a $N_A = 3 \cdot 10^5$ cicli, pendenza inversa $k = 9.83$ e indice di dispersione $T_\sigma = 1,47$. Come si evince, le due curve presentano un indice di dispersione molto ridotto, segno di una certa omogeneità nel materiale e di buona conduzione delle prove. Il rapporto di fatica ($\sigma_{a\infty,-1}/\sigma_R$) è di circa 0,55, a fronte dello $0,5 \pm 0,1$ stimato in genere, dunque compatibile con il Ti6Al-4V forgiato. L'aumento del limite di fatica della serie Cryo rispetto alla Flood è di circa 5%.

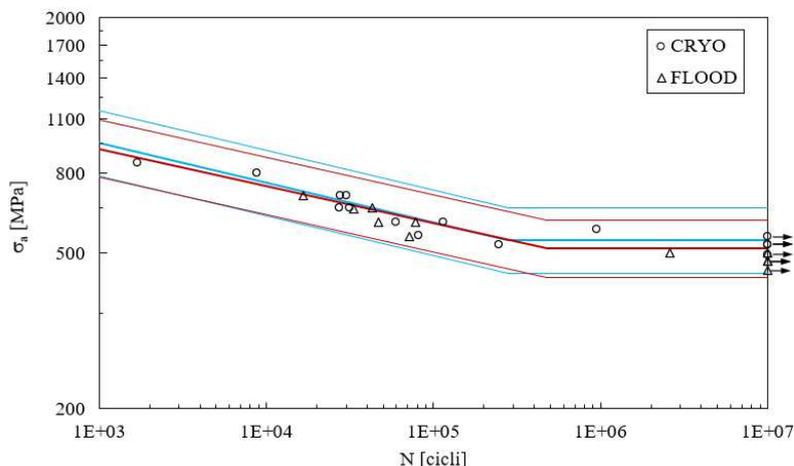


Figura 6.1: Curva di Wöhler compressiva dei provini Cryo e Flood

È stata anche calcolata un'unica curva a fatica per le due serie, che si riporta di seguito, in figura 6.2. Il limite a fatica è stato calcolato come media aritmetica dei limiti delle due serie.

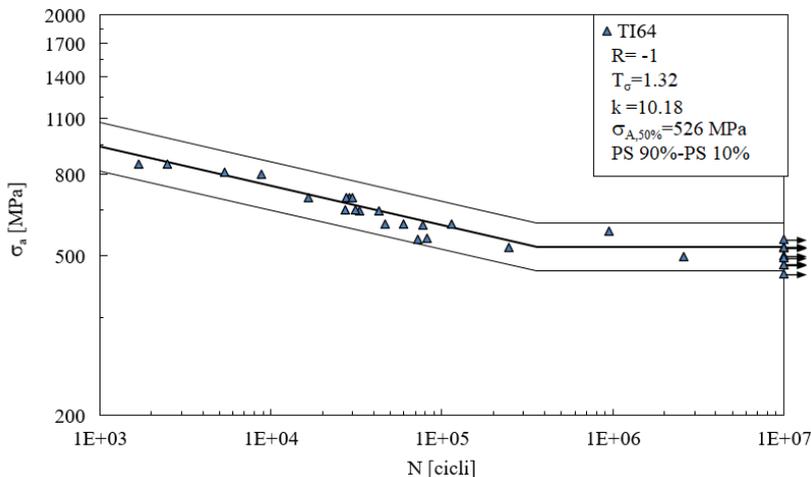


Figura 6.2: Curva di Wöhler compressiva dei provini Cryo e Flood

L'effetto della tornitura criogenica, la quale ha favorito maggiori tensioni residue superficiali di compressione, non sembra aver avuto un ruolo rilevante sulla vita a fatica, sicuramente però non ha influito negativamente.

L'adozione della tornitura criogenica ha prodotto un aumento del 5% nella resistenza a fatica dei provini rispetto alla lavorazione convenzionale. Questo miglioramento potrebbe essere attribuito, almeno in parte, all'effetto delle maggiori tensioni residue superficiali di compressione generate durante il processo criogenico. Tuttavia, non è emerso un effetto significativo sull'aumento della vita a fatica dei componenti lavorati con la tecnica criogenica rispetto a quelli ottenuti con il metodo convenzionale. Va sottolineato che, sebbene non si sia verificato un miglioramento rilevante nella

resistenza a fatica, l'approccio criogenico non ha influenzato negativamente la durata dei componenti, offrendo quindi un'opzione di lavorazione che non compromette le prestazioni a fatica dei materiali.

Comparando la curva di Wöhler mostrata nella Figura 6.2 con quella derivante dall'analisi dei dati di precedenti studi scientifici, i quali si basavano sulle prove di resistenza a fatica di campioni in Ti6Al4V con una microstruttura di Widmanstatten ottenuta tramite tecnologia di produzione additiva, emerge che il limite di resistenza a fatica per il Titanio forgiato è superiore del 45%. Questo risultato è accompagnato da bande di dispersione relative alla probabilità di sopravvivenza notevolmente inferiori (Figura 6.3).

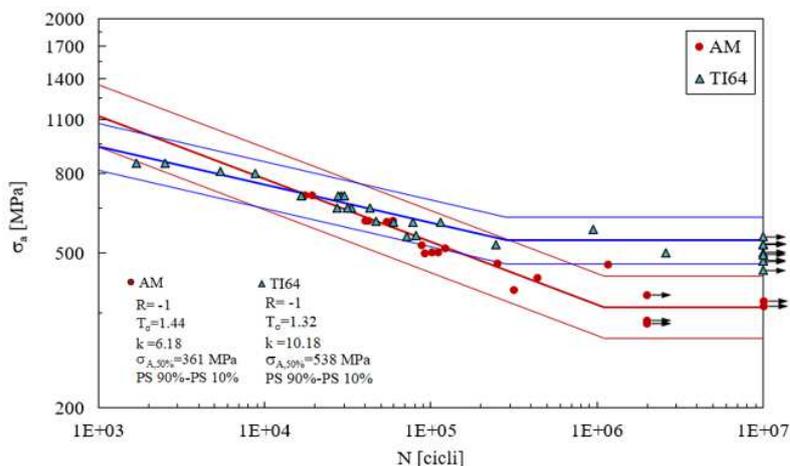


Figura 6.3: Curva di Wöhler a confronto: in rosso la risultante dall'Additive e in blu la risultante dalla forgiatura.

Dopo il processo di tornitura dei campioni, utilizzando lubrorefrigerante classico a base acquosa e azoto liquido, è stata eseguita un'analisi al microscopio SEM sulla microstruttura del Ti6Al4V. Durante l'osservazione, è stata rilevata una differenza significativa nella curvatura delle lamelle tra i campioni lavorati con azoto liquido e quelli lavorati con lubrorefrigerante a base acquosa: la curvatura delle lamelle nei campioni trattati con azoto liquido è risultata superiore del 115% rispetto ai campioni trattati con lubrorefrigerante a base acquosa. Questa differenza nella curvatura delle lamelle è un parametro importante per valutare diverse proprietà del materiale e del processo di lavorazione, includendo le proprietà meccaniche, la deformazione plastica e lo stato di stress residuo nella microstruttura. È stato inoltre notato che tale variazione di curvatura è più significativa nei primi 10 micron dal bordo dei campioni.

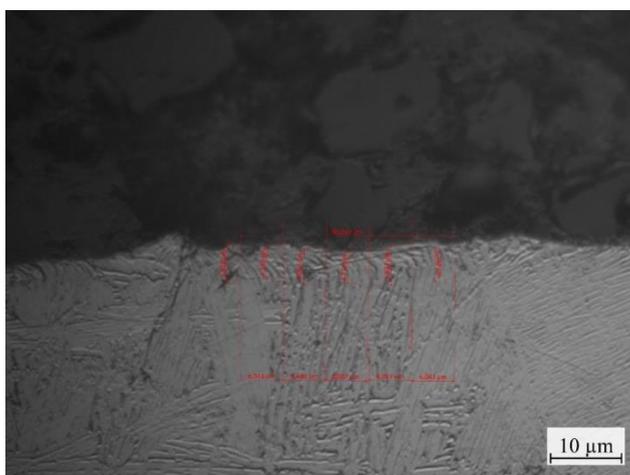


Figura 6.3 Misurazione curvatura lamelle nel campione Cryo,

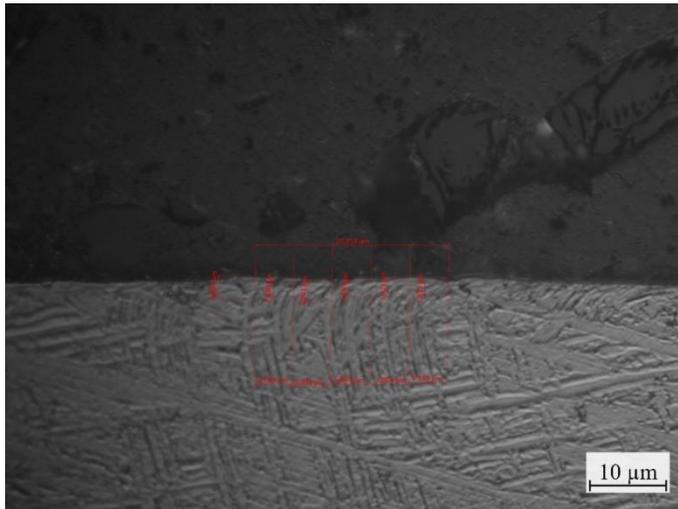


Figura 6.4 Misurazione curvatura lamelle nel campione Flood.

In Tabella 6.1 è possibile visionare le singole misurazioni delle lamelle per entrambi i casi. Sono state eseguite su 3 misurazioni per ciascuna tipologia di provino:

Campioni	FLOOD [μm]	CRYO [μm]
1	4.334	5.518
	3.004	5.24
	2.55	5.067
	2.877	4.751
	2.654	5.832
	2.135	5.169
2	2.869	5.937
	2.48	4.47
	3.051	5.029
	2.14	4.644
	1.921	5.343
	1.921	5.029
3	2.13	5.238
	2.412	5.312
	2.764	6.006
	1.956	5.727
	1.921	5.797
	1.607	5.976
Media	2.485	5.338
DEV.ST	0.632	0.469
%		115%

Tabella 6.1 Misurazione curvatura lamelle nella serie flood e cryo

BIBLIOGRAFIA

1. Stramare A, 2021, *Resistenza a fatica di componenti in Ti6Al4V forgiati e lavorati con tornitura criogenica*.
2. Froes, F. H. (2015). *Titanium physical metallurgy, processing, and applications*. ASM International.
3. <https://it.wikipedia.org/wiki/Titanio>
4. Rasera, J.N.,2020, *The beneficiation of lunar regolith for space resource utilisation: A review*. Planetary and Space Science.
5. Mohammad, Mehdi. "TITANIUM AND TITANIUM DIOXIDE" (PDF). *U.S. Geological Survey, Mineral Commodity Summaries, January 2022*.
6. Philip, G. B., Jhamb, M., George, E., & Jhamb, R. (2017). "Titanium and its role in Dentistry." *International Journal of Scientific and Research Publications*, Volume 7, Issue 5.
7. Khorasani, Amirmahyar; Goldberg, Moshe; Doeven, Egan; Littlefair, Guy (2015). *Titanium in biomedical applications—properties and fabrication: a review*. Deakin University. Journal contribution.
8. Niinomi, M. (1998). Mechanical properties of biomedical titanium alloys
9. Carp, O., Huisman, C. L., & Reller, A. (2004). "Photoinduced reactivity of titanium dioxide." *Progress in Solid State Chemistry*
10. <https://www.thestylemate.com/the-guggenheim-effect/?lang=en>
11. Morri, A. (2008) – Trattamenti termici delle leghe di titanio $\alpha+\beta$, correlazioni fra microstruttura e comportamento meccanico. *Metall. Ital.* 100, 1–10
12. Welsch, G., Boyer, R., & Collings, E. W. (2007). *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*.
13. https://motori.ilgazzettino.it/anteprime/icona_vulcano_titanium_la_sculptura_titanio_si_ispira_ad_un_ricognitore-1573600.html
14. <https://passoni.com/it/made-to-measure-bikes/titanio>
15. Li, Y., Yang, C., Zhao, H., Qu, S., Li, X., & Li, Y. (2013). *New Developments of Ti-Based Alloys for Biomedical Applications*
16. Chen, Q., & Thouas, G. (2014). *Biomaterials: A Basic Introduction*. CRC Press
17. Prasad, S., Ehrensberger, M., Gibson, M. P., Kim, H., & Monaco Jr., E. A. (2015). "Biomaterial Properties of Titanium in Dentistry." [*Journal of Oral Bioscience*], 57), 192-199.
18. Rahal MD, Delorme D, Branemark PI, Osmond DG. *Myelointegration of titanium implants: B lymphopoiesis and hemopoietic cell proliferation in mouse bone marrow exposed to titanium implants*. *Int J Oral Maxillofac Implants* 2000;15:175–84

BIBLIOGRAFIA

19. Doran A, Law FC, Allen MJ, Rushton N. *Neoplastic transformation of cells by soluble but not particulate forms of metals used in orthopaedic implants*. *Biomaterials* 1998;19:751–9.
20. Munoz-Portero, M. J., et al. (2011). *Pourbaix diagrams for titanium in concentrated aqueous lithium bromide solutions at 25°C*. *Corrosion Science*, 53, 1443.
21. Ducheyne, P., Kohn, D., & Smith, T. S. (1987). Fatigue properties of cast and heat treated Ti-6Al-4V alloy for anatomic hip prostheses. *Biomaterials*, 8(3), 223-227. PMID: 3607155. DOI: 10.1016/0142-9612(87)90068-8
22. Contri Campanelli, L. (2021). *A review on the recent advances concerning the fatigue performance of titanium alloys for orthopedic applications*. *Journal of Material Research*. Advance online publication. DOI: 10.1557/s43578-020-00087-0
23. Lecocq, M., Linares, J.-M., Chaves-Jacob, J., Coyle, T., Rofno, S., Eyraud, M., Gignes, D., Decherchi, P., & Dousset, E. (2020). Total Knee Arthroplasty with a Ti6Al4V/PEEK Prosthesis on an Osteoarthritis Rat Model: Behavioral and Neurophysiological Analysis. *Scientific Reports*, 10(1), 5277. <https://doi.org/10.1038/s41598-020-62146-0>
24. Scherillo, F. (Anno). "Dissoluzione Elettrochimica del Can per la Produzione di Manufatti 'Near Net Shape' in Ti6Al4V ottenuti mediante Hot Isostatic Pressing." (Università degli studi di Napoli Federico II).
25. Matthew J. Donachie, Jr. (2000) – TITANIUM: A Technical Guide, second edition, ASM International Materials Park
26. Christoph Leyens and Manfred Peters (2003) – Titanium and Titanium Alloys, Wiley-Vch
27. Dye, D. (2014-15). Microstructure Formation in Ti Alloys. MSE307 Engineering Alloys Lecture 6. Department of Materials, Imperial College London
28. G. Lütjering, J.C. Williams (2007) – Titanium, seconda edizione, Springer
29. <https://www.carbolite-gero.it/it/prodotti/fornaci/fornaci-a-camera-universali/cwf-fornaci-a-camera-standard/>
30. Nieh, Jo-Kuang; Wu, Chih-Ting; Chen, Yen-Lin; Wei, Chao-Nan; and Lee, Sheng-Long (2016) "*Effect of cooling rate during solution heat treatment on the microstructure and mechanical properties of sp-700 Titanium alloys*," *Journal of Marine Science and Technology*: Vol. 24: Iss. 2, Article 4. DOI: 10.6119/JMST-015-0409-1
31. Ying, J., Fan, Q., Xu, S., Yang, L., Wang, J., & Cheng, X. *Cooling Rate Effect on Microstructures and Mechanical Properties of Ti-7Al-1Mo-0.5V-0.1C*. *Journal of Materials Engineering*, Vol.75, N.11.2023. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-023-05949-6>
32. Herring, D. H. (2010). *Oil Quenching. "The Heat Treat Doctor"*®. © 2010 The HERRING GROUP, Inc
33. EN ISO 6507-1

BIBLIOGRAFIA

34. Bai, W., Sun, R., Xu, J., & Silberschmidt, V. V. (2020). "Microstructural changes in machining." Elsevier, *Mechanics of Materials in Modern Manufacturing Methods and Processing Techniques* (270-290).
35. Manuale della macchina di fatica a flessione rotante tipo a momento costante, Macchine di prova Metro Com, e scheda di taratura (Meneghetti G., De Gobbi M., Zeminiani M, e Babolin F.)
36. Valiera Nicola (2021) – Resistenza a fatica di componenti in Ti6Al4V ottenuti mediante additive manufacturing e lavorati con tornitura criogenica, tesi di laurea magistrale in ingegneria meccanica, Università degli studi di Padova. (relatore: Campagnolo A., correlatori: Bertolini R., Sorgato M.)
37. Ghiotti, A., Bertolini, R., Sorgato, M., Campagnolo, A., Savio, E., & Bruschi, S. (2022). *Ti6Al4V Titanium Alloy Fatigue Strength after AM- and Machining-Based Process Chains*. CIRP Annals- Manufacturing technology 71, 461-464.
38. Kalpakjian, S., & Schmid, S. R. (2003). *Manufacturing process for engineering materials* (4th ed.). Prentice Hall.
39. Bruschi. (2021). *Mechanics of chip formation* [Powerpoint]. Manufacturing for biomedical components, Università degli studi di Padova.
40. Davies, M., & Burns, T. (2001, April 15). Thermomechanical oscillations in material flow during high-speed machining. *Philosophical Transactions of The Royal Society A Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 359. <https://doi.org/10.1098/rsta.2000.0756>
41. Rodríguez, J. M., Carbonell, J. M., & Jonsén, P. (2018). Numerical Methods for the Modelling of Chip Formation
42. Childs T., Maekawa K., Obikawa T., Ymane Y. (2000) – *Metal Machining: Theory and Application*, John Wiley I& Sons Press
43. https://it.wikipedia.org/wiki/Tagliente_di_riporto
44. <https://www.productionmachining.com/articles/craftsman-cribsheet-no-100-built-up-edge-what-it-is-and-what-to-do>
45. <https://www.secotools.com/article/122073?language=en>
46. Ge, Y., Xu, J., & Huan, H. (2016). Tool wear during high speed turning in situ TiCp/TiBw hybrid reinforced Ti-6Al-4V matrix composite, *Chinese Journal of Aeronautics*, Vol.29, pag(1425-1435).
47. O'Hara, J., & Fang, F. (2019). Advances in micro cutting tool design and fabrication. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 1. <https://doi.org/10.1088/2631-7990/ab3e7f>
48. Gaddam, R., Sefer, B., Pederson, R., & Antti, M. (2013). *Study of alpha-case depth in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo and Ti-6Al-4V*. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 48
49. Haider, J., & Hashmi, M. S. J. (2014). "Health and Environmental Impacts in Metal Machining Processes." Elsevier Ltd.

BIBLIOGRAFIA

50. Yan, P., Rong, Y., & Wang, G. (2015). The effect of cutting fluids applied in metal cutting process. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 1–19. DOI: 10.1177/0954405415590993
51. Debnath, S., Reddy, M. M., & Yi, Q. S. (2014). Environmental friendly cutting fluids and cooling techniques in machining: a review. Procedia Engineering, 97, 200-215
52. A. Shokrani , V. Dhokia , P. Muñoz-Escalona & S.T. Newman (2013) Stateof-the-art cryogenic machining and processing, International Journal of Computer Integrated Manufacturing, 26:7, 616-648, DOI:10.1080/0951192X.2012.749531
53. Hong, S. Y. (2001). Economical and Ecological Cryogenic Machining. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 123. DOI: 10.1115/1.1315297
54. Yusuf Kaynak, Tao Lu & I. S. Jawahir (2014) Cryogenic Machining-Induced Surface Integrity: A Review and Comparison with Dry, MQL, and Flood-Cooled Machining, Machining Science and Technology: An International Journal, 18:2, 149-198, DOI: 10.1080/10910344.2014.897836
55. Shane Y. Hong, Zhibo Zhao (1999) – Thermal aspects, material considerations and cooling strategies in Cryogenic machining, Clean Products and Processes 1 107–116, Springer-Verlag
56. <https://www.sandvik.coromant.cn/it-it/product-details?c=VCET%2011%2003%2001-UM%20%20%20%201115>
57. <https://www.exfactory.com/Literature/DMG/NL-SERIES-PDFa.pdf>
58. Chart. (2022, luglio). Packaged Gas: Technical Specification - EURO-CYL ZX M12 Standard.
59. <https://www.electroyou.it/asdf/wiki/finiture-superficiali-e-rugosit-cosa-sono>
60. Benardos, P.G., & Vosniakos, G.-C. (2003). Predicting surface roughness in machining: a review. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 43, 833–844
61. <https://www.olympus-ims.com/it/metrology/surface-roughness-measurement-portal/parameters>
62. [https://www.olympus-ims.com/it/metrology/surface-roughness-measurement-portal/parameters/#!cms\[focus\]=areal-method](https://www.olympus-ims.com/it/metrology/surface-roughness-measurement-portal/parameters/#!cms[focus]=areal-method)
63. <https://www.sensofar.com/metrology/industry-research/sneox/>
64. Nobile, R. *La fatica* [PowerPoint slides]. Università del Salento, Laurea magistrale in Ingegneria Meccanica, Corso di Calcolo e Progetto di Macchine.
65. Atzori B. (2012) – Appunti di Costruzione di Macchine (2a edizione), Libreria Cortina Padova
66. Kahles, J. F., Field, M., Eylon, D., & Froes, F. H. (1985). *Machining of Titanium Alloys*

BIBLIOGRAFIA

67. Bentley, S.A., Mantle, A.L., & Aspinwal, D.K. (1999). The Effect of Machining on the Fatigue Strength of a Gamma Titanium Aluminide Intermetallic Alloy. *Intermetallics*, 7, 967-969.
68. Pramanik, A., Dixit, A. R., Chattopadhyaya, S., Uddin, M. S., Dong, Y., Basak, A. K., & Littlefair, G. (2017). *Fatigue Life of Machined Components*
69. Manuale della macchina di fatica a flessione rotante tipo a momento costante, Macchine di prova Metro Com, e scheda di taratura (Meneghetti G., De Gobbi M., Zeminiani M, e Babolin F.)
70. Murakami Y. (2002) – Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic inclusions, Elsevier
71. EN ISO 12107:2003
72. Meneghetti G. – Guida completa programma di analisi statistica FATICA_xlsm

BIBLIOGRAFIA

APPENDICE A

PROPRIETÀ DELLE LEGHE DI TITANIO

A1 Proprietà meccaniche e fisiche del titanio puro

Property	Value	
Density, g/cm ³ (lb/in. ³)	4.51	(0.163)
Melting temperature, °C (°F)	1660	(3020)
Specific heat, cal/g · °C (J/kg · K)	519	(0.124)
Thermal conductivity, Btu · ft ² /ft · h · °F	-9	
Thermal expansion (0–315 °C, or 32–600 °F), μm/m · °C (μin./in. · °F)	-3	(-5)
Electrical resistivity, μΩ · cm (circular mil · Ω/ft)	42	(250)
Magnetic susceptibility, emu/g	3.17	
Tensile modulus, ×10 ³ MPa (×10 ⁶ psi)	~101	(~14.7)
Compression modulus, ×10 ³ MPa (×10 ⁶ psi)	-103	(-15)
Shear modulus, ×10 ³ MPa (×10 ⁶ psi)	-44	(-6.4)
Poisson's ratio	-0.4	
Tensile strength, MPa (ksi)	240	(35)
Tensile yield strength (0.2%), MPa (ksi)	170	(25)
Compression yield strength (0.2%), MPa (ksi)	170	(25)
Elongation in tension, %	35	
Shear strength, MPa (ksi)	-140	(-20)
Charpy impact strength, J (ft · lbf)	27–54	(20–40)
Fatigue strength, F_m	0.5–0.6	
Notched fatigue strength, ($K_t \geq 4$), F_m	0.2–0.3	
Creep strength (315 °C, or 600 °F, 10 h, 0.2%), MPa (×10 ³ psi)	<83	(<12)
Rupture strength (315 °C, or 600 °F, 1000 h), MPa (×10 ³ psi)	<69	(<10)
Bend radius, R/t	-4	
Hardness (1500 kg load), HB	-65	

Figura A.1 Proprietà meccaniche e fisiche del Titanio [12]

A2 Gradi del titanio stabiliti dall'ASTM internazionale

Grade	Description
1	Unalloyed titanium, low oxygen (0.18 wt% max), low strength
2	Unalloyed titanium, standard oxygen (0.25 wt% max), medium strength
3	Unalloyed titanium, medium oxygen (0.35 wt% max), high strength
4	Unalloyed titanium, high oxygen (0.40 wt% max), extra-high strength
5	Titanium alloy (6% Al, 4% V)
7	Unalloyed titanium plus 0.12 to 0.25% Pd, standard oxygen, medium strength
9	Titanium alloy (3% Al, 2.5% V), high strength; mainly aerospace applications
11	Unalloyed titanium plus 0.12 to 0.25% Pd, low oxygen, low strength
12	Titanium alloy (0.3% Mo, 0.8% Ni), high strength
13	Titanium alloy (0.5% Ni, 0.05% Ru), low oxygen
14	Titanium alloy (0.5% Ni, 0.05% Ru), standard oxygen
15	Titanium alloy (0.5% Ni, 0.05% Ru), medium oxygen
16	Unalloyed titanium plus 0.04 to 0.08% Pd, standard oxygen, medium strength
17	Unalloyed titanium plus 0.04 to 0.08% Pd, low oxygen, low strength
18	Titanium alloy (3% Al, 2.5% V, plus 0.04 to 0.08% Pd)
19	Titanium alloy (3% Al, 8% V, 6% Cr, 4% Zr, 4% Mo)
20	Titanium alloy (3% Al, 8% V, 6% Cr, 4% Zr, 4% Mo) plus 0.04 to 0.08% Pd
21	Titanium alloy (15% Mo, 3% Al, 2.7% Nb, 0.25% Si)
23	Titanium alloy (6% Al, 4% V, extra-low interstitial)
24	Titanium alloy (6% Al, 4% V) plus 0.04 to 0.08% Pd
25	Titanium alloy (6% Al, 4% V) plus 0.3 to 0.8% Ni and 0.04 to 0.08% Pd
26	Unalloyed titanium plus 0.08 to 0.14% Ru, standard oxygen, medium strength
27	Unalloyed titanium plus 0.08 to 0.14% Ru, low oxygen, low strength
28	Titanium alloy (3% Al, 2.5% V) plus 0.08 to 0.14% Ru
29	Titanium alloy (6% Al, 4% V, with extra-low interstitial elements plus 0.08 to 0.14% Ru)

Figura A.2 Classificazione Titanio in base al grado [12]

A3 Confronto tra le leghe del Titanio

Ti Alloys	Advantages	Disadvantages	Medical Applications
CP-Ti	<ol style="list-style-type: none"> 1. Excellent corrosion resistance 2. Excellent biocompatibility 3. Good weldability 	<ol style="list-style-type: none"> 1. Cannot be significantly strengthened by heat treatment 2. Poor forgeability, especially below β transus due to HCP structure 3. Having a narrow forging temperature range 4. Low strength at ambient temperature 	<p>For nonload-bearing, corrosion-resistant applications:</p> <ol style="list-style-type: none"> 1. Pacemaker case 2. Housings for ventricular assist devices 3. Implantable fusion drug pump 4. Dental implants 5. Maxillofacial and craniofacial implants 6. Screws and staple for spinal surgery <p>Not yet</p>
α or near α microstructure	As above	As above	
α - β microstructure	<ol style="list-style-type: none"> 1. Can be strengthened by heat treatment 		<p>Ti-6Al-4V and Ti-6Al-4V ELI</p> <ol style="list-style-type: none"> 1. Total joint replacement arthroplasty (hips and knees) 2. Femoral hip stems 3. Fracture fixation plates 4. Spinal components 5. Fasteners, nails, rods, screws, and wires <p>Ti-6Al-7Nb</p>
β microstructure	<ol style="list-style-type: none"> 1. High hardenability 2. Good ductility and toughness, excellent forgeability and good cold rolling capability (formability) at the solution-treated condition 3. Good fracture toughness 	<ol style="list-style-type: none"> 1. High density 2. Low creep strength 3. Low tensile ductility in the aged state 4. Low resistance to wear 	<p>Ti-3Al-2.5V</p> <ol style="list-style-type: none"> 6. Tubing and intramedullary nails

Figura A.3 Confronto tra leghe del Titanio evidenziandone vantaggi, svantaggi e applicazioni biomedicali [12]

A4 Attestato di conformità delle barre di Ti-6Al-4V



Spett.le
Officine Carraretto Loris Srl

 Via Gardan 2/A
 31032 Casale sul Sile TV
 Italia

CERTIFICATO D'ANALISI - NR.0000229/2.023 DEL 22/02/2023
(INSPECTION CERTIFICATE)

Trascrizione del certificato di conformità EN 10204/3.1
 ACCORDING TO EN 10204/3.1, TRUE & CORRECT COPY OF RAW MATERIAL SUPPLIER'S CERTIFICATE

VS. ORDINE <small>CUSTOMER'S ORDER NO.</small>	ordine 199 del 18/02/2023
VS. CODICE ARTICOLO <small>CUSTOMER'S PART NO.</small>	ATONC6D0012R
DDT <small>DELIVERY NOTE</small>	0000229 DEL 22/02/2023
NS. CODICE ARTICOLO <small>OUR PART</small>	TIGS.8.120.5
DESCRIZIONE ARTICOLO <small>GRADE / ALLOY</small>	Titanio grado 5-Ti6Al4V-ELI per implantologia d.12 RT Rettificato TOLLERANZA h7
QUANTITA' <small>QUANTITY</small>	KG 3,00

COMPOSIZIONE CHIMICA (%)
CHEMICAL COMPOSITION (%)

COLATA NR. <small>HEAT NO.</small>	WR2021-72								
	% C	% N	% O	% Fe	% H	% Al	% V	% Ti	δ trans
	0,0170	0,0070	0,1070	0,1590	0,0060	6,0300	4,1400		

CARATTERISTICHE MECCANICHE
MECHANICAL PROPERTIES

LOTTO NR. <small>LOT NO.</small>	151221
RESISTENZA ALLA TRAZIONE Rm (N/mm²) <small>TENSILE STRENGTH</small>	961
LIMITE DI SNERVAMENTO Rp 0,2 (N/mm²) <small>YIELD STRENGTH</small>	860
ALLUNGAMENTO (%) <small>ELONGATION (%)</small>	20
DUREZZA <small>HARDNESS</small>	29,9 HRC
RIDUZIONE DELLA SEZIONE <small>Reduction of area Z</small>	52
NORME <small>STANDARDS</small>	ASTM F136; ISO 5832-3

ALTRE INFORMAZIONI, PROVE
OTHER INFORMATION

ORIGINE DEL MATERIALE <small>MATERIAL ORIGIN</small>	EXTRA-UE
MICROSTRUTTURE <small>MICROSTRUCTURE</small>	A2
CONTROLLO DIMENSIONALE <small>DIMENSIONAL TEST</small>	OK
CONTROLLO RADIOATTIVITA' <small>RADIOACTIVITY TEST</small>	OK
CONTROLLO OMOGENEITA' LOTTO <small>HOMOGENEITY TEST</small>	OK

Il materiale è esente da mercurio. Il certificato del fornitore, conforme alla norma EN 10204/3.1 con i valori sopra indicati è in nostro possesso. Questo certificato, creato elettronicamente, è valido senza firma.
 RESPONSABILE CONTROLLO QUALITA': GUIDO FASOLI
 The material is free from mercury. Supplier certificate, in accordance with customer specification EN 10204/3.1, is in our disposal.
 This certificate, electronically created, is effective with no signature.
 QUALITY MANAGER: GUIDO FASOLI





KLEIN SRL - 20096 POGGIOREDO (MI) - Via 8 marzo 1908, 11
 Tel. +39 0227400288 - Fax +39 0227401188
 www.klein.it - info@klein.it

APPENDICE B

ANALISI AL SEM DEGLI UTENSILI

Prima di procedere con la tornitura, sono state acquisite le immagini degli inserti degli utensili, al microscopio elettronico a scansione, per valutarne la superficie. Il substrato è composto di metallo duro rivestito (HC) con un doppio strato di nitruro di alluminio e Titanio (TiAlN) depositato mediante PVD. Gli inserti sono catalogati come *CoroTurn 107 VCET 11 03 01-UM 1115* della ditta *Sandvik Coromant*. Questi presentano una geometria romboidale con un angolo di 35° , raggio di punta R di 0,1 mm e due taglienti denominati A e B.

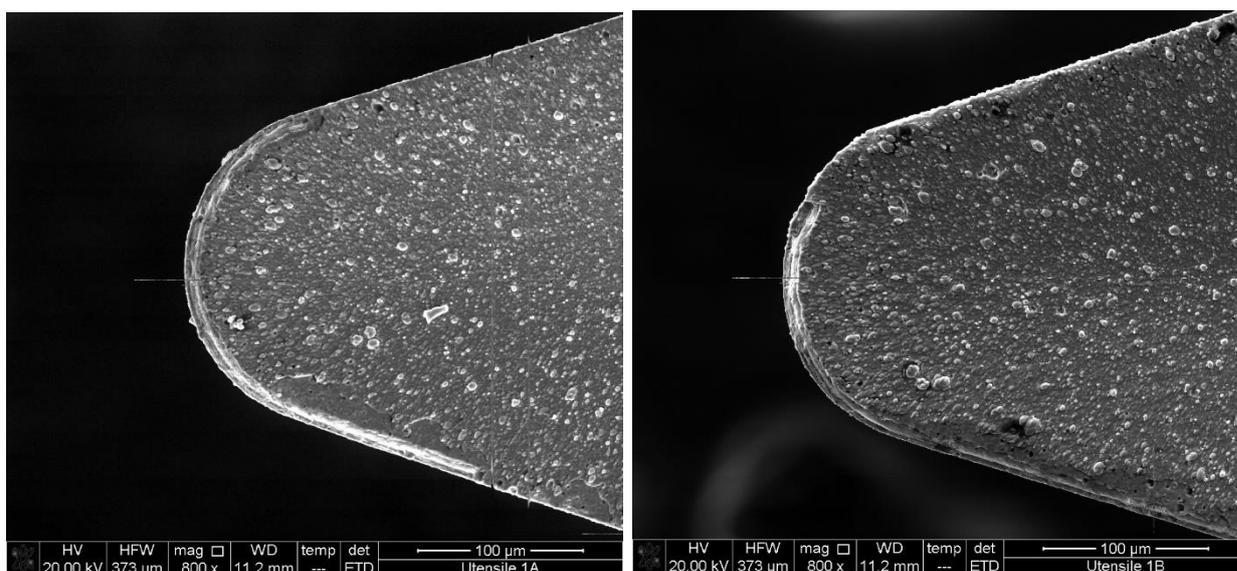


Figura C.1 Insetto nuovo, 1.A a sx e 1.B a dx. Immagine SEM ETD 800x

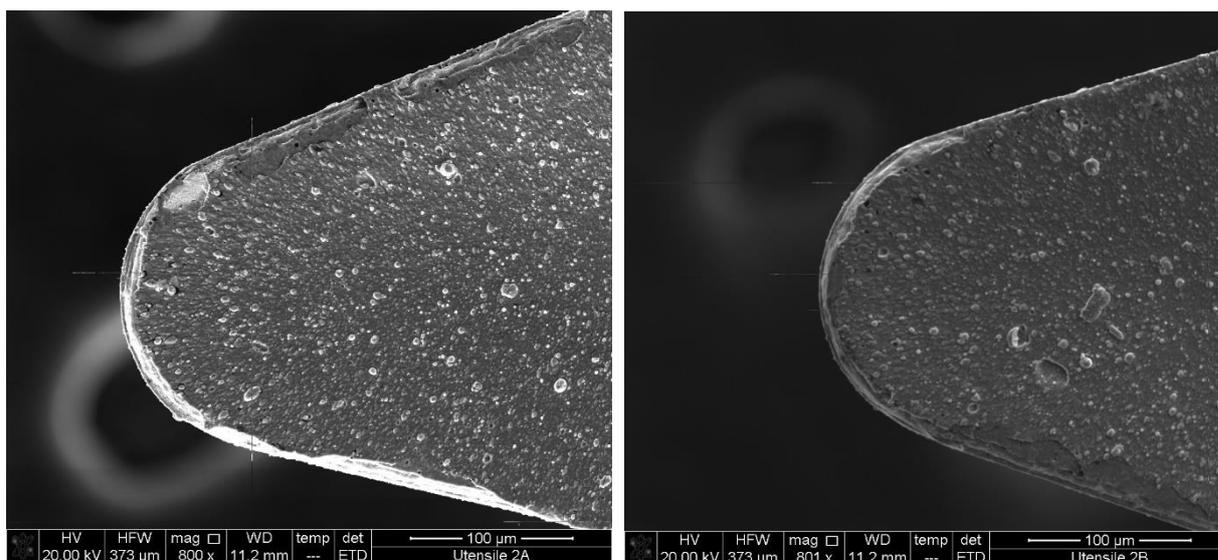


Figura C.2 Insetto nuovo, 1.A a sx e 1.B a dx. Immagine SEM ETD 800x

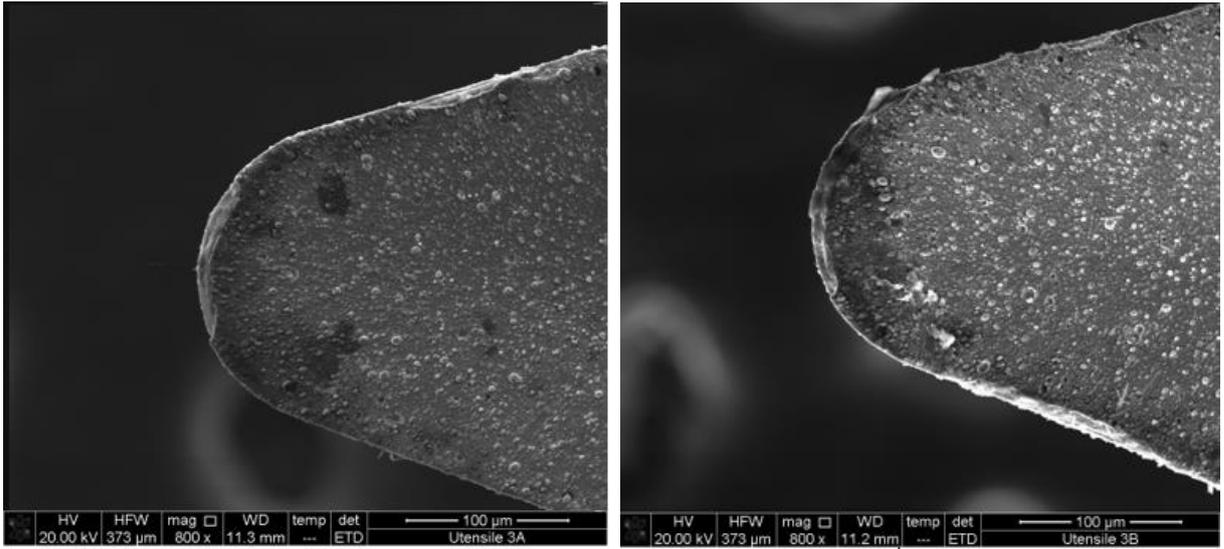


Figura C.3 Inserto nuovo, 3.A a sx e 3.B a dx. Immagine SEM ETD 800x

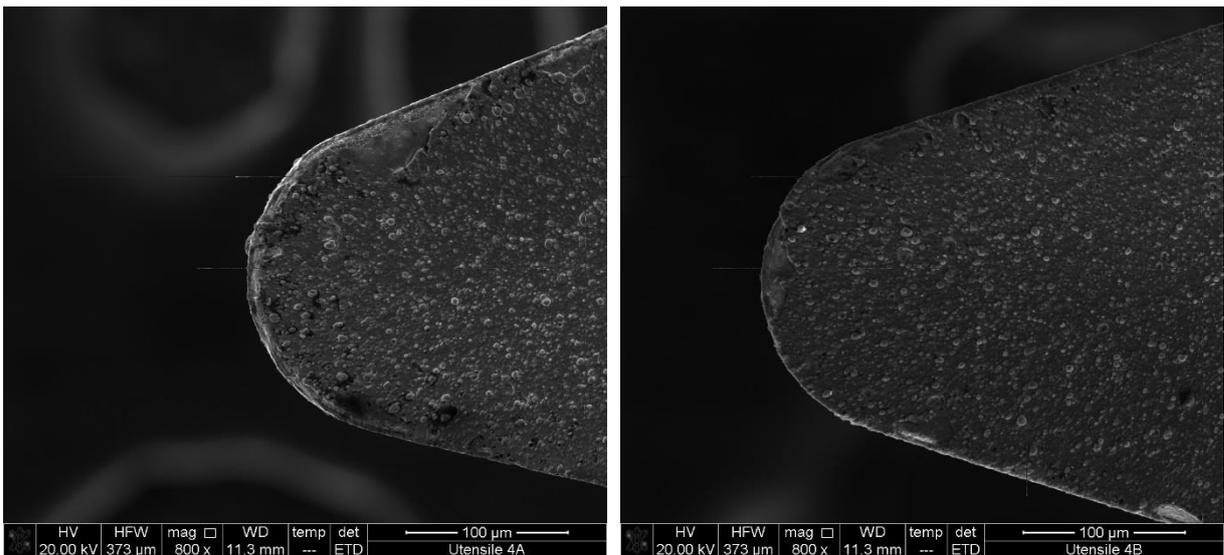


Figura C.4 Inserto nuovo, 4.A a sx e 4.B a dx. Immagine SEM ETD 800x

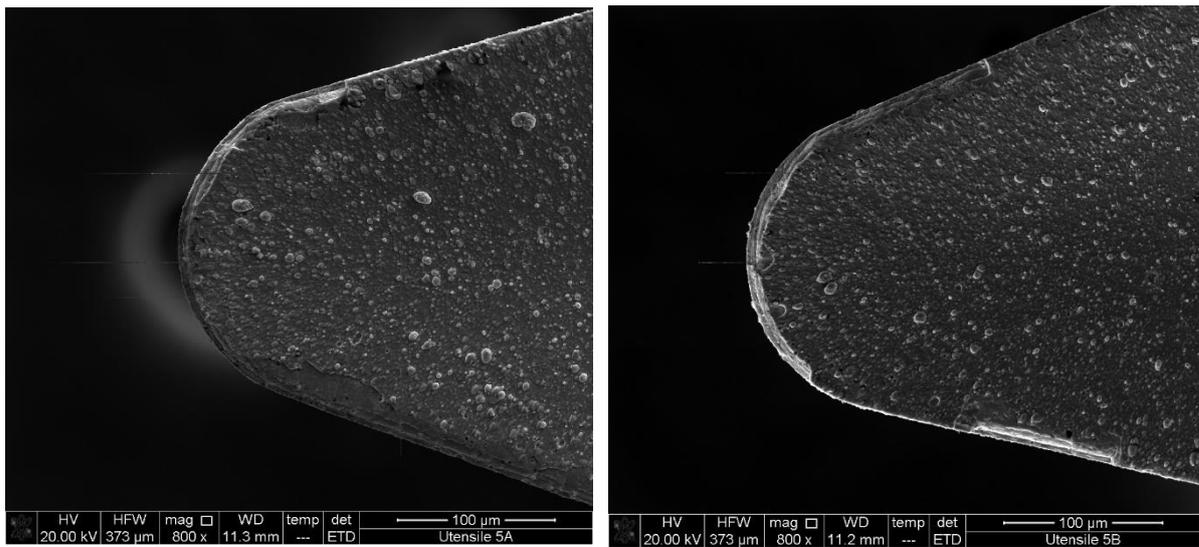


Figura C.5 Inserto nuovo, 5.A a sx e 5.B a dx. Immagine SEM ETD 800x

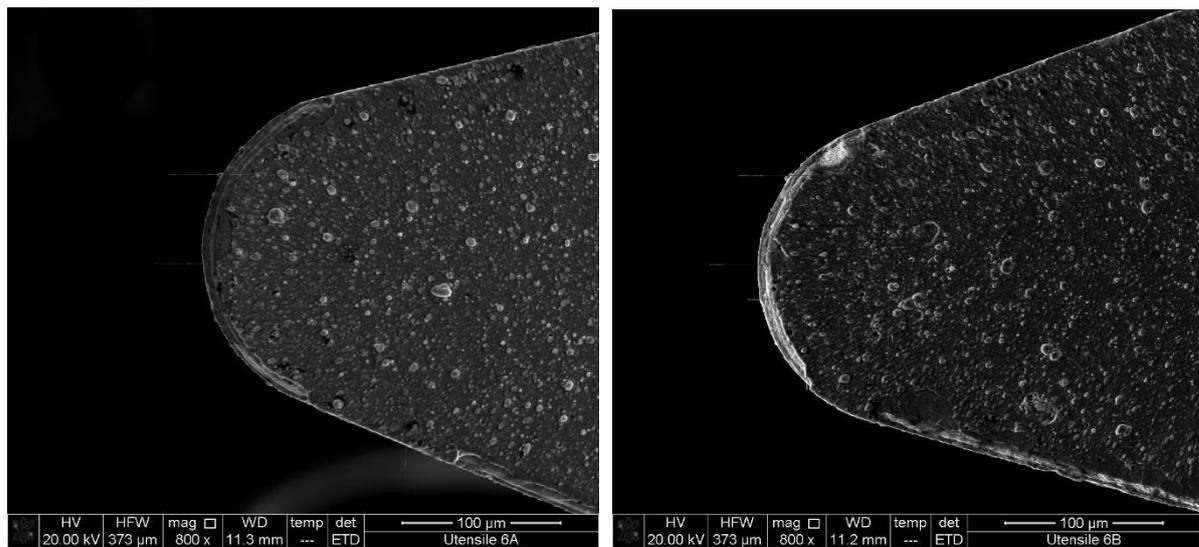


Figura C.6 Inserto nuovo, 6.A a sx e 6.B a dx. Immagine SEM ETD 800x

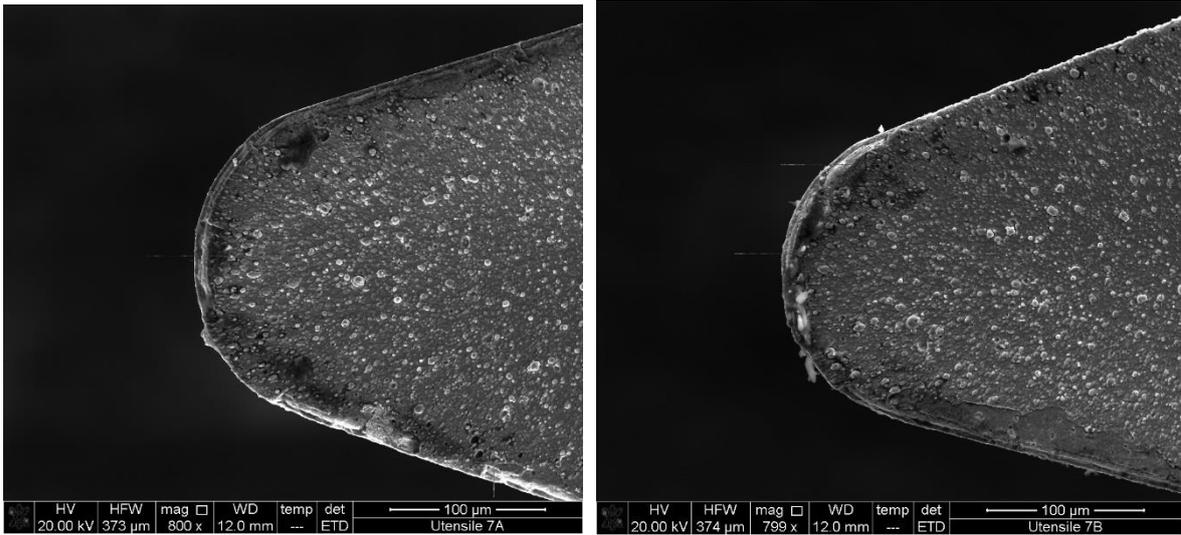


Figura C.7 Inserto nuovo, 7.A a sx e 7.B a dx. Immagine SEM ETD 800x

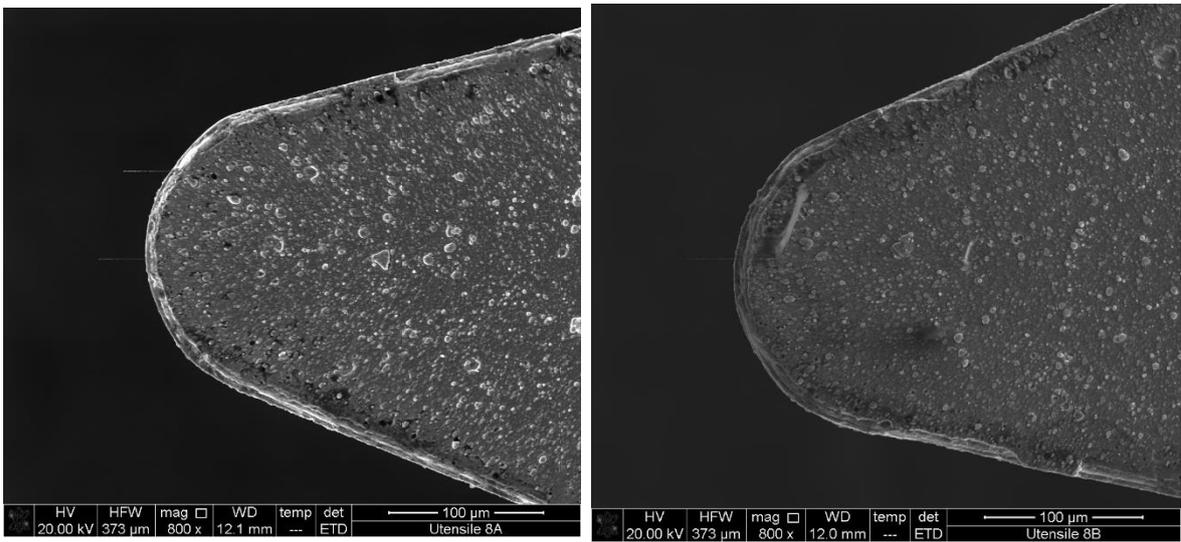


Figura C.8 Inserto nuovo, 8.A a sx e 8.B a dx. Immagine SEM ETD 800x

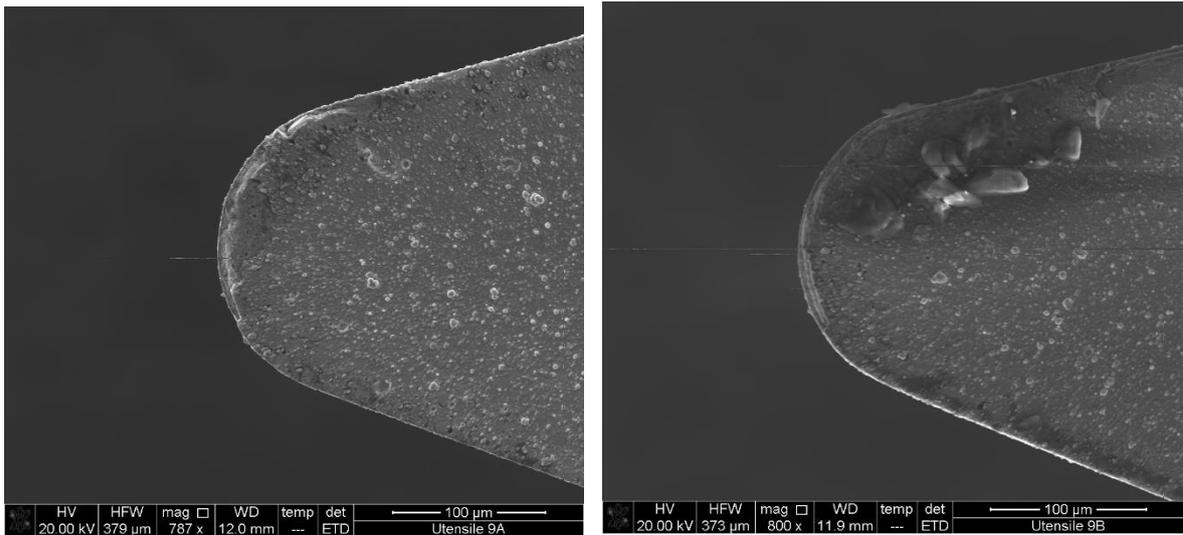


Figura C.9 Insetto nuovo, 9.A a sx e 9.B a dx. Immagine SEM ETD 800x

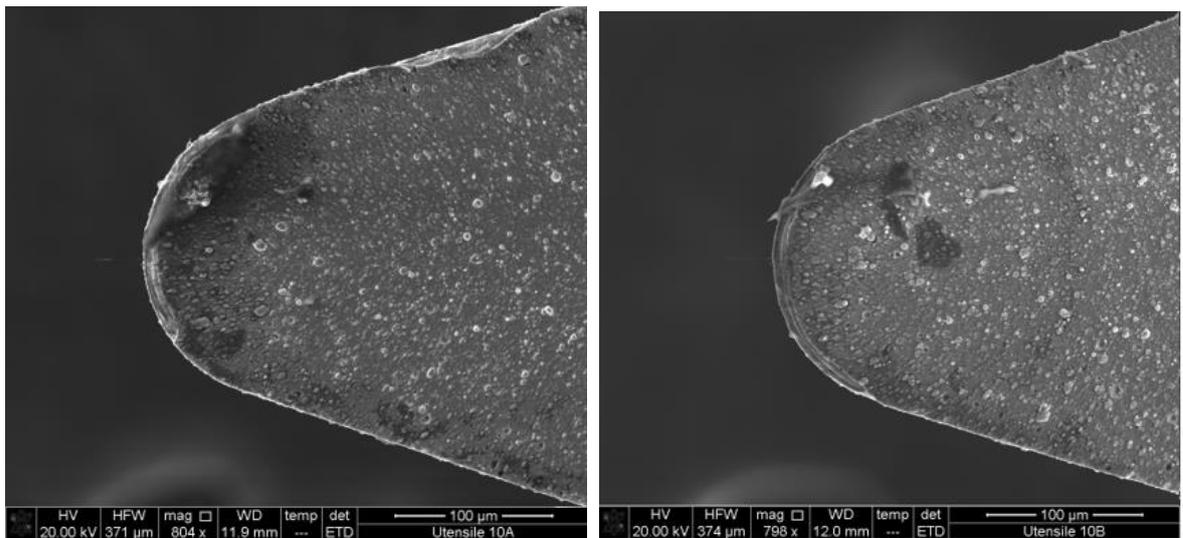


Figura C.10 Insetto nuovo, 10.A a sx e 10.B a dx. Immagine SEM ETD 800x

APPENDICE C

SCHEDE PROVINO

Le schede provino, per la serie Flood, hanno la seguente corrispondenza:

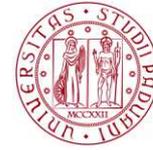
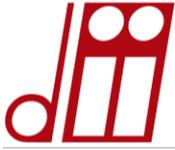
Scheda Provino	Provino
1	<i>Flood_01-1A-1</i>
2	<i>Flood_02-1A-2</i>
3	<i>Flood_05-2B-1</i>
4	<i>Flood_06-2B-2</i>
5	<i>Flood_07-3A-1</i>
6	<i>Flood_08-3A-2</i>
7	<i>Flood_10-3B-2</i>
8	<i>Flood_11-4B-1</i>
9	<i>Flood_12-4B-2</i>
10	<i>Flood_13-5A-1</i>
11	<i>Flood_14-5A-2</i>

Tabella C.1 Scheda provino per la serie Flood

Le schede provino, per la serie Flood, hanno la seguente corrispondenza

Scheda Provino	Provino
1	<i>Flood_02-5B-2</i>
2	<i>Flood_04-6A-2</i>
3	<i>Flood_05-6B-1</i>
4	<i>Flood_06-6B-2</i>
5	<i>Flood_07-10A-1</i>
6	<i>Flood_08-10A-2</i>
7	<i>Flood_09-10B-1</i>
8	<i>Flood_10-7B-2</i>
9	<i>Flood_11-7B-1</i>
10	<i>Flood_13-8B-1</i>
11	<i>Flood_14-9A-2</i>

Tabella C.2 Scheda provino per la serie Cryo



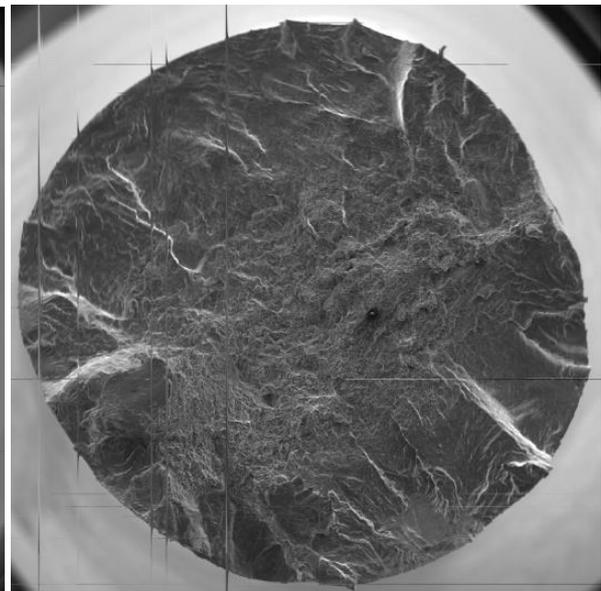
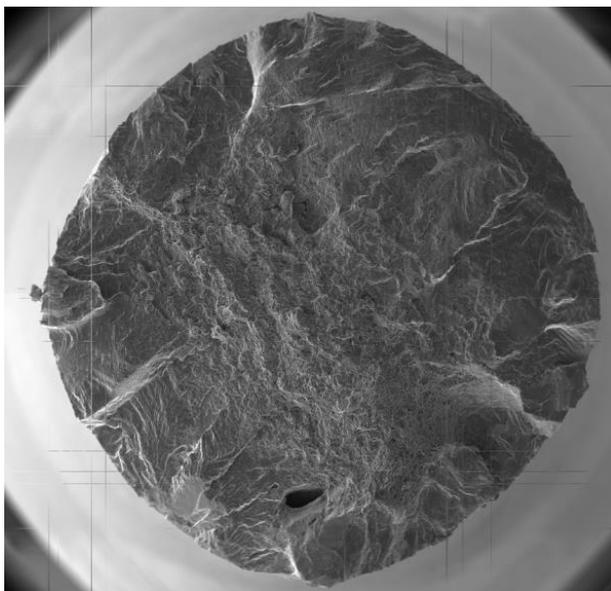
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Flood-01-1A-1	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	31/08/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.41	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7155,414	σ_{max} [MPa] =	849,8047
M_{min} [Nmm] =	-7155,414	σ_{min} [MPa] =	-849,8047
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	849,8047	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	2500	Macchina:	1

Damage





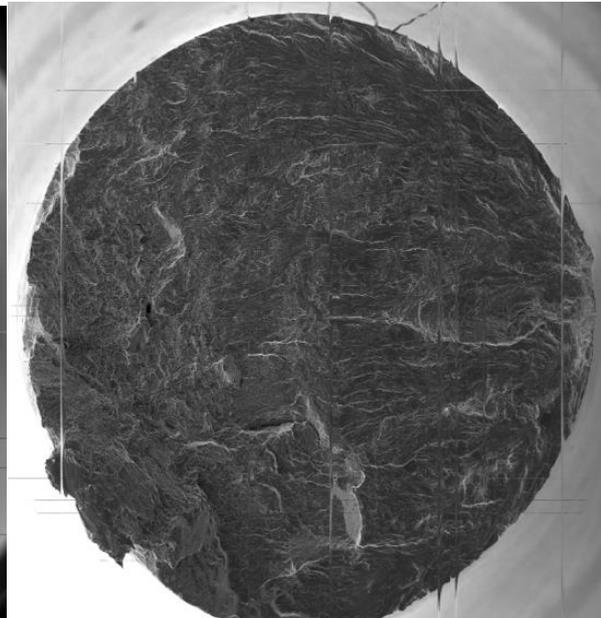
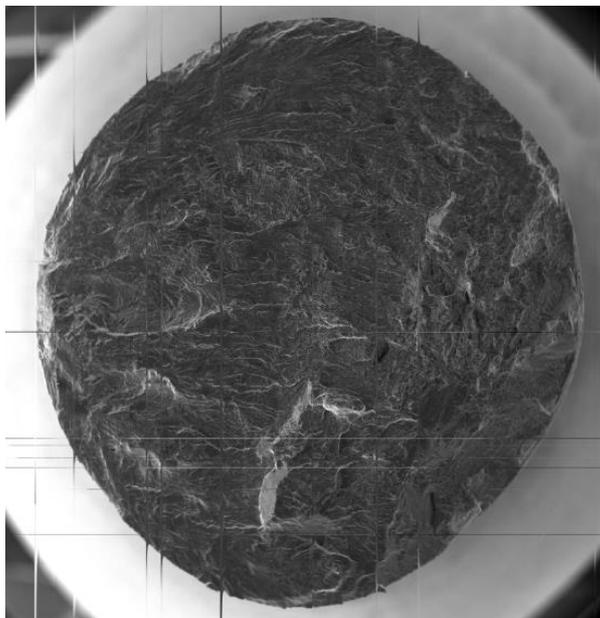
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

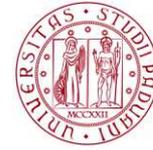
Specimen:	Flood-02-1A-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	31/08/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.36	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	4468.455	σ_{max} [MPa] =	549.1589
M_{min} [Nmm] =	-4468.455	σ_{min} [MPa] =	-549.1589
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	549.1589	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	7'691'700	Macchina:	1

Damage





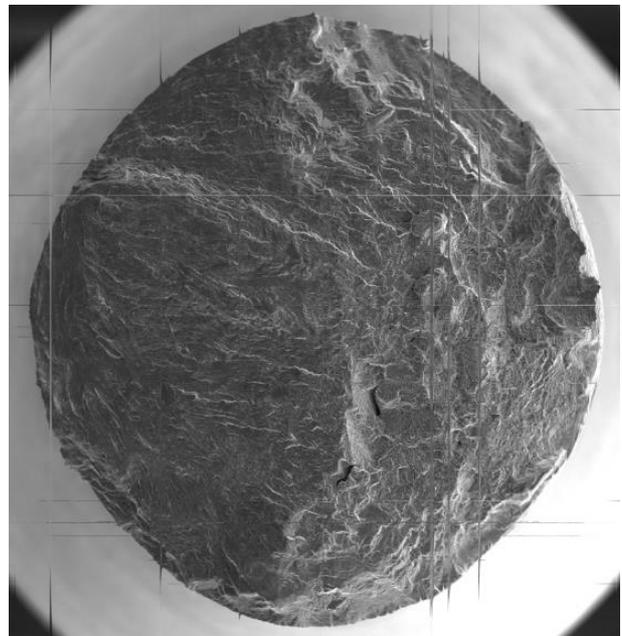
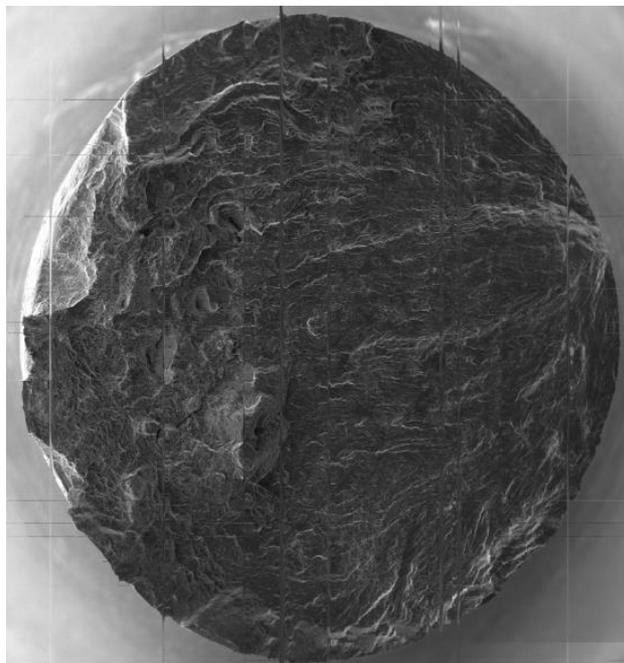
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

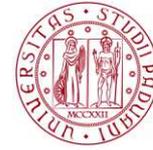
Specimen:	Flood-05-2B-1	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	06/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.41	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	5032.53	σ_{max} [MPa] =	597.6827
M_{min} [Nmm] =	-5032.53	σ_{min} [MPa] =	-597.6827
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	597.6827	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	78000	Macchina:	3

Damage





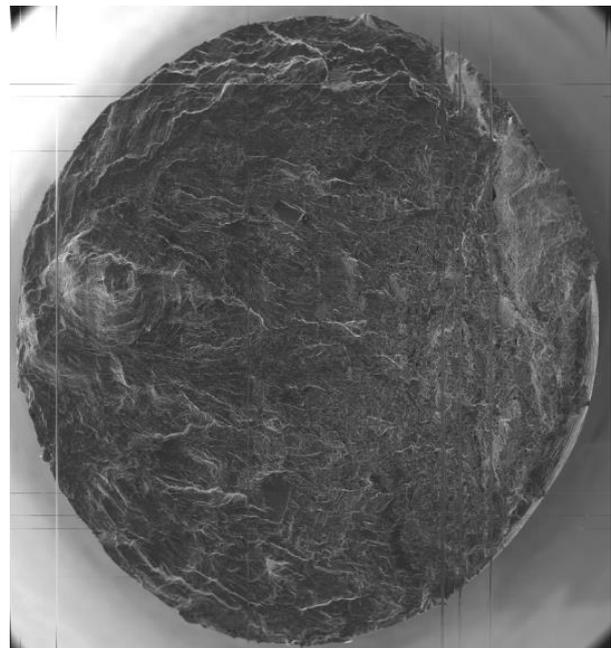
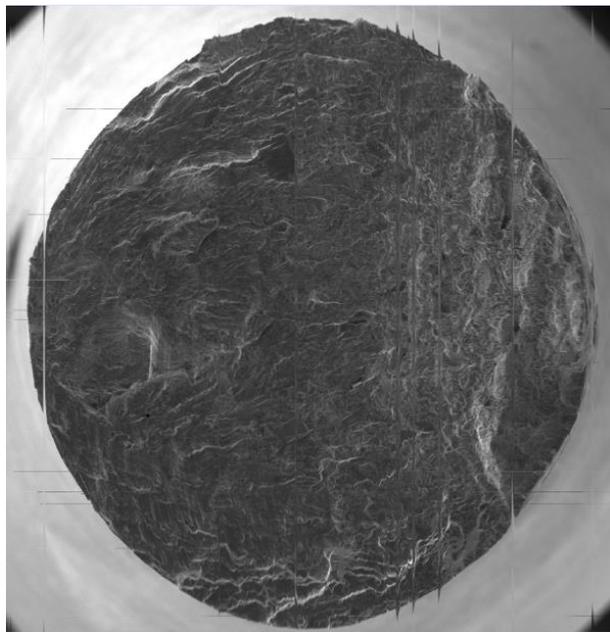
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Flood_06-2B-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	06/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.47	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	5262.575	σ_{max} [MPa] =	600.1721
M_{min} [Nmm] =	-5262.575	σ_{min} [MPa] =	-600.1721
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	600.1721	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	46'600	Macchina:	3

Damage





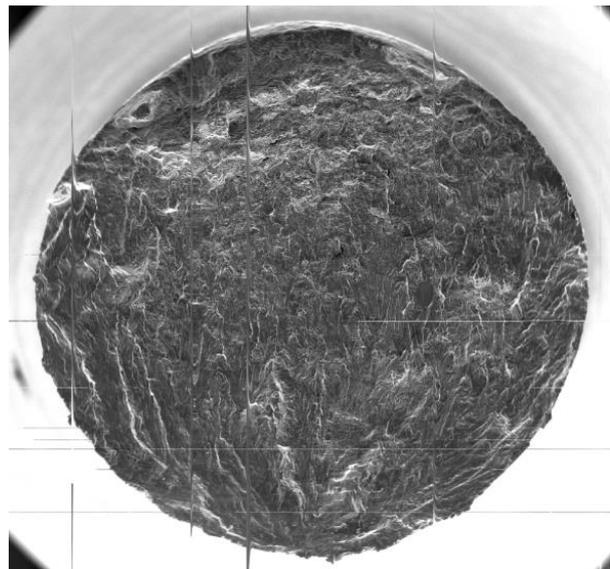
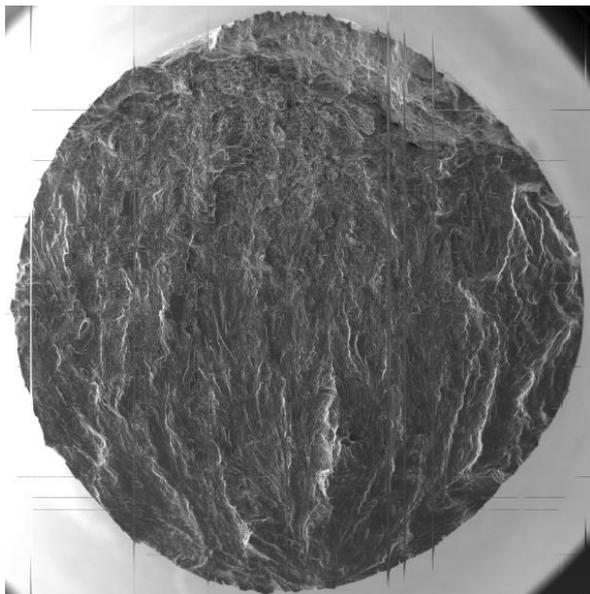
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Flood-07-3A-1	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	06/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.48	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	4853.007	σ_{max} [MPa] =	549.7649
M_{min} [Nmm] =	-4853.007	σ_{min} [MPa] =	-549.7649
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	549.7649	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	72'100	Macchina:	3

Damage



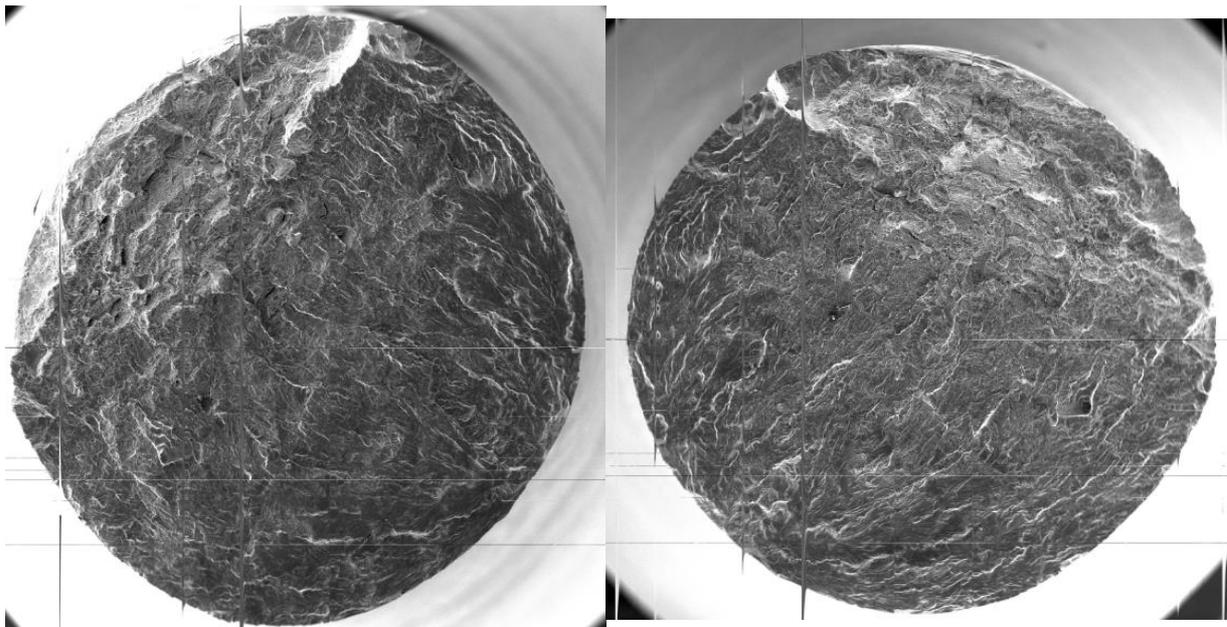
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Flood-08-3A-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	12/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.48	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	5734.436	σ_{max} [MPa] =	649.616
M_{min} [Nmm] =	-5734.436	σ_{min} [MPa] =	-649.616
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	649.616	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	42'700	Macchina:	3

Damage





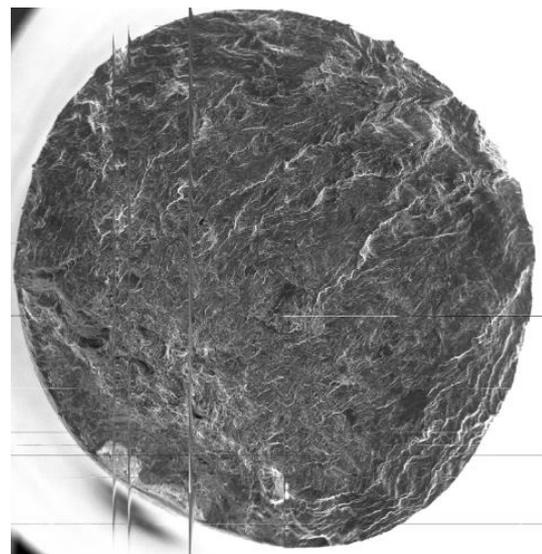
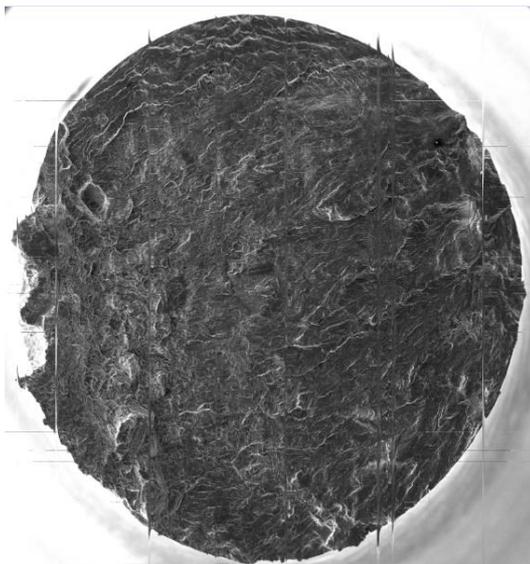
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Flood-10-3B-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	07/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.48	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	4404.69	σ_{max} [MPa] =	498.978
M_{min} [Nmm] =	-4404.69	σ_{min} [MPa] =	-498.978
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	498.978	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	2'602'100	Macchina:	1

Damage





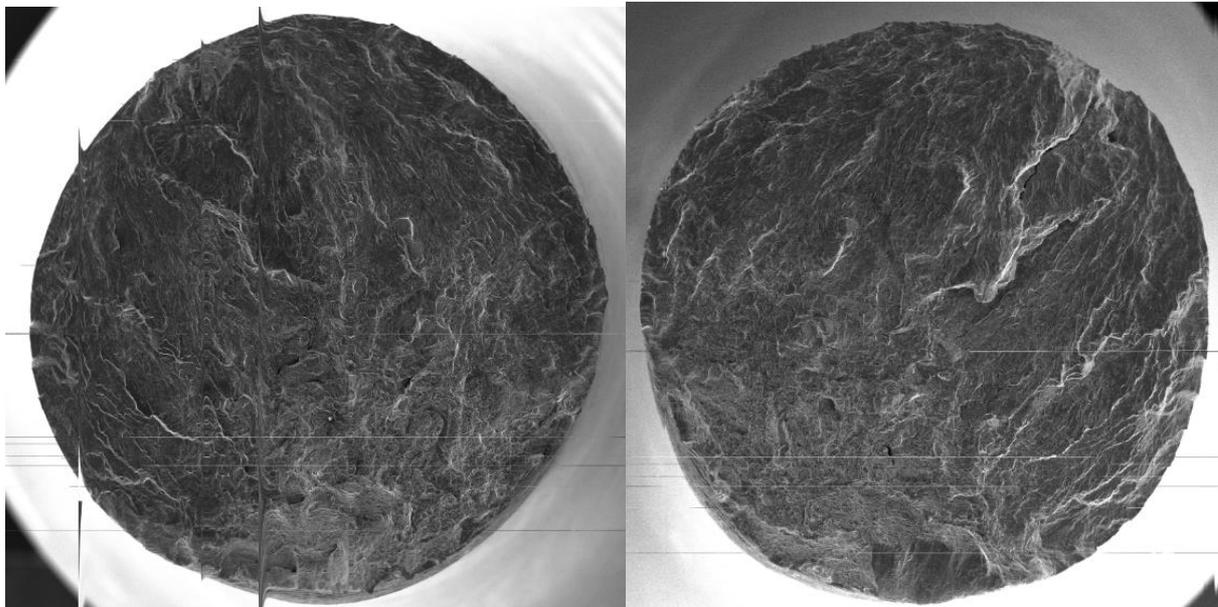
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Flood-11-4B-1	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	12/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.50	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	5808.011	σ_{max} [MPa] =	649.2171
M_{min} [Nmm] =	-5808.011	σ_{min} [MPa] =	-649.2171
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	649.2171	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	33*100	Macchina:	1

Damage





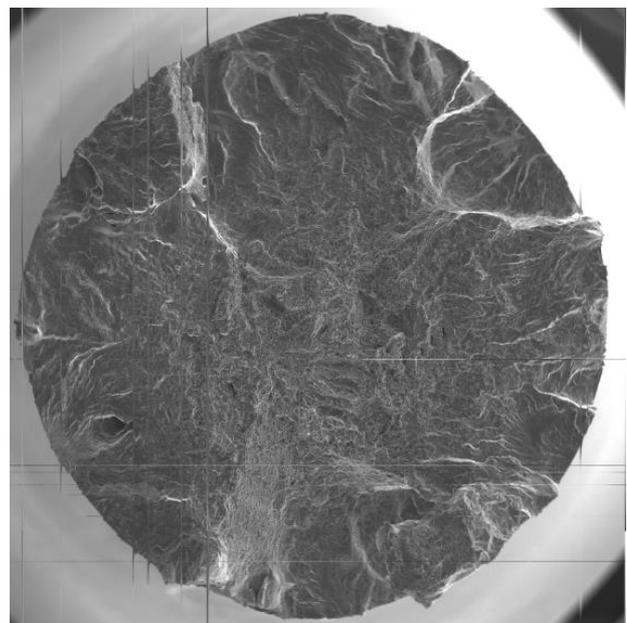
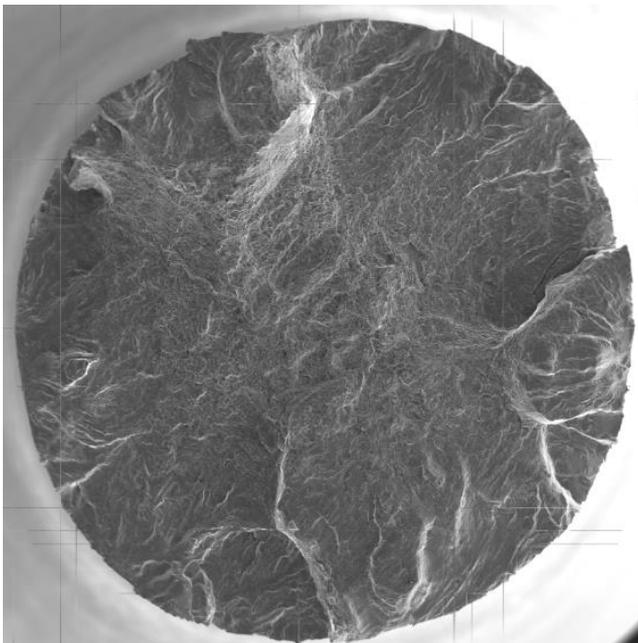
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Flood-12-4B-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	12/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.49	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6219.54	σ_{max} [MPa] =	699.8732
M_{min} [Nmm] =	-6219.54	σ_{min} [MPa] =	-699.8732
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	699.8732	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	16'600	Macchina:	3

Damage



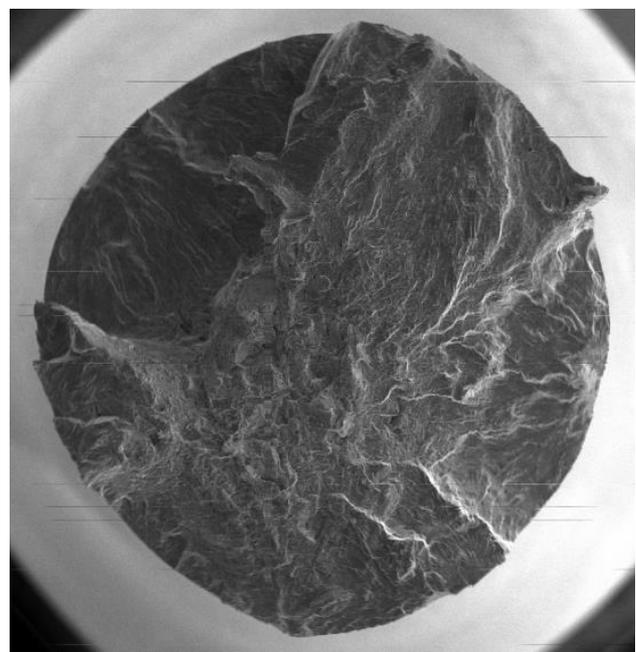
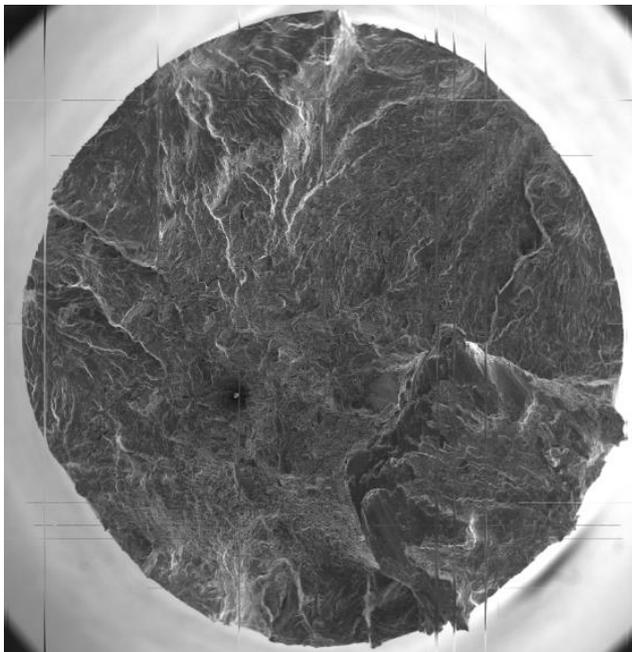
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Flood-13-5A-1	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	12/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.51	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7283.925	σ_{max} [MPa] =	808.7903
M_{min} [Nmm] =	-7283.925	σ_{min} [MPa] =	-808.7903
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	808.7903	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	5'400	Macchina:	1

Damage





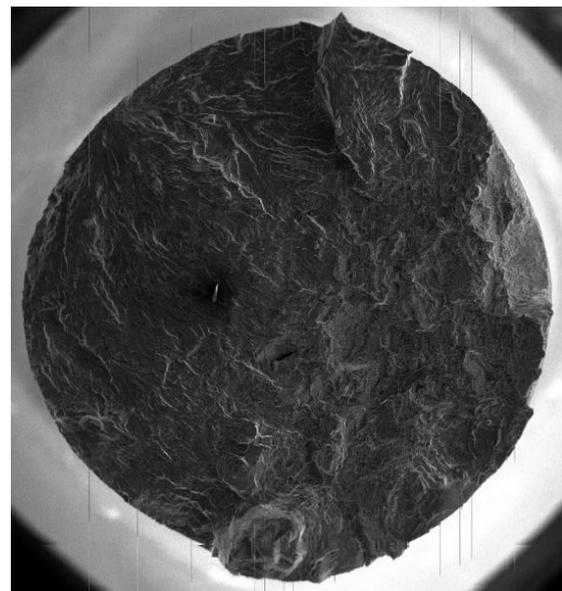
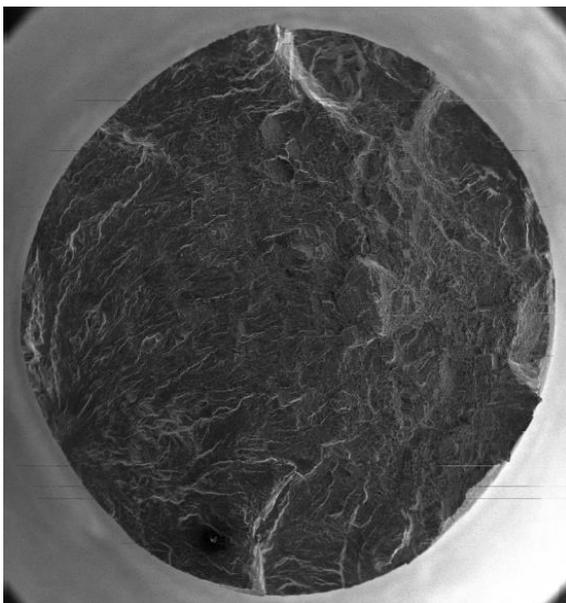
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Flood-14-5A-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	12/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.52	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6347.07	σ_{max} [MPa] =	700.0968
M_{min} [Nmm] =	-6347.07	σ_{min} [MPa] =	-700.0968
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	700.0968	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	28'900	Macchina:	3

Damage





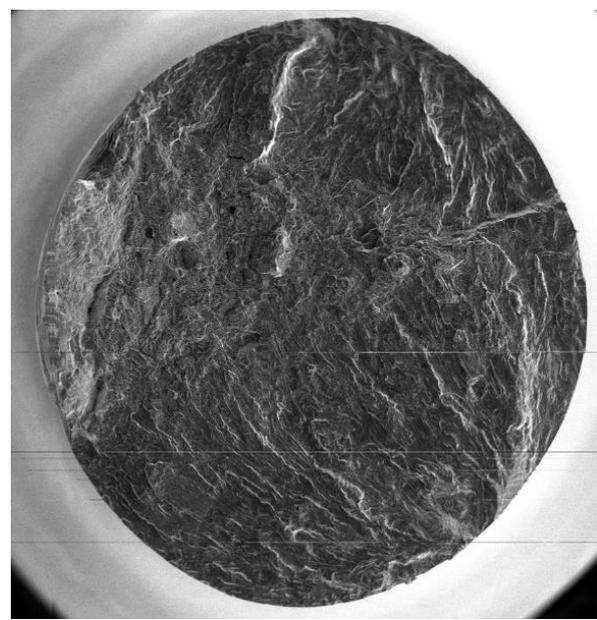
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Cryo_02-5B-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	14/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.53	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	5053.622	σ_{max} [MPa] =	553.743
M_{min} [Nmm] =	-5053.622	σ_{min} [MPa] =	-553.743
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	553.743	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	81'700	Macchina:	3

Damage





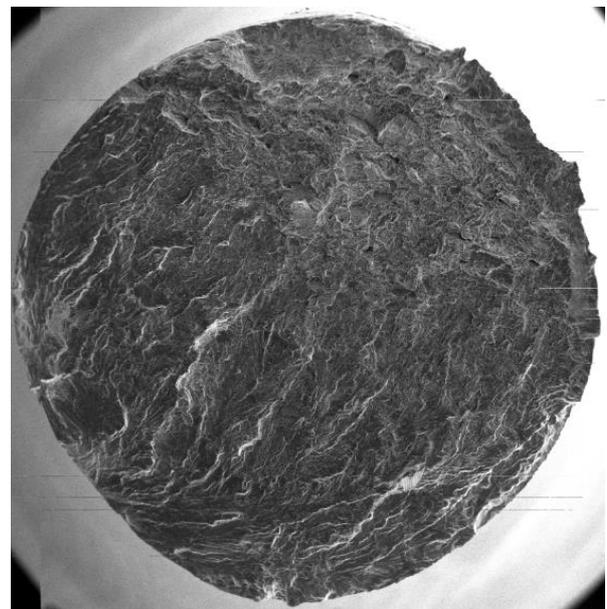
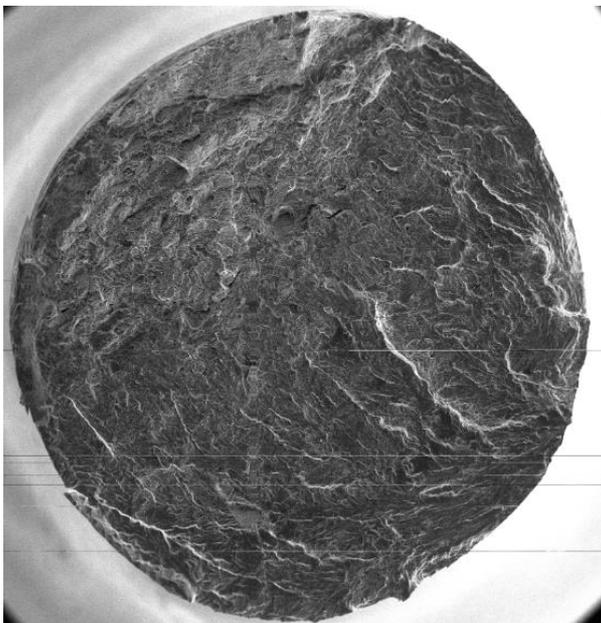
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

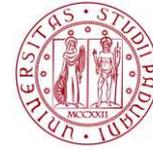
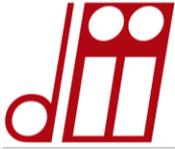
Specimen:	Cryo-04-6A-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	21/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.51	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	5855.589	σ_{max} [MPa] =	650.1912
M_{min} [Nmm] =	-5855.589	σ_{min} [MPa] =	-650.1912
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	650.1912	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	27'300	Macchina:	1

Damage





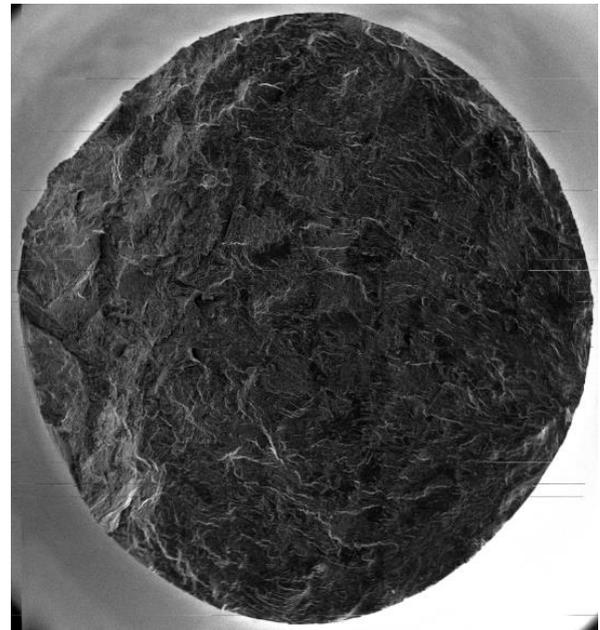
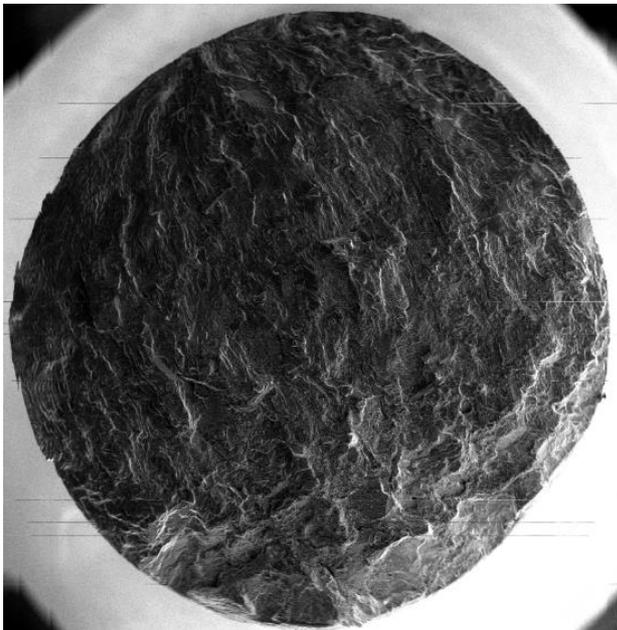
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

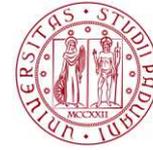
Specimen:	Cryo_05-6B-1	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	15/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.56	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	5585.814	σ_{max} [MPa] =	600.0564
M_{min} [Nmm] =	-5585.814	σ_{min} [MPa] =	-600.0564
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	600.0564	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	114'500	Macchina:	3

Damage





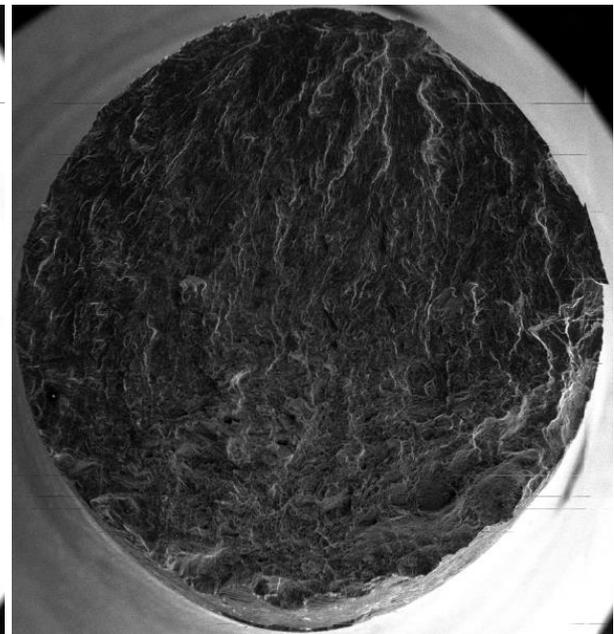
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

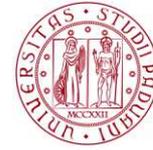
Specimen:	Cryo_06-6B-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	21/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.54	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6430.455	σ_{max} [MPa] =	699.9617
M_{min} [Nmm] =	-6430.455	σ_{min} [MPa] =	-699.9617
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	699.9617	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	27'800	Macchina:	3

Damage





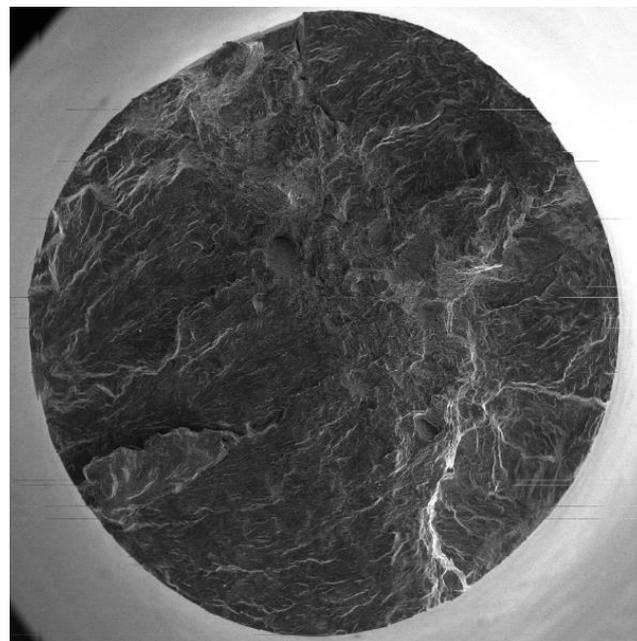
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

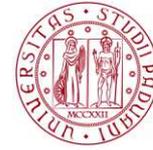
Specimen:	Cryo_07-10A-1	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	18/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.59	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6170.49	σ_{max} [MPa] =	649.9526
M_{min} [Nmm] =	-6170.49	σ_{min} [MPa] =	-649.9526
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	649.9526	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	31'400	Macchina:	1

Damage





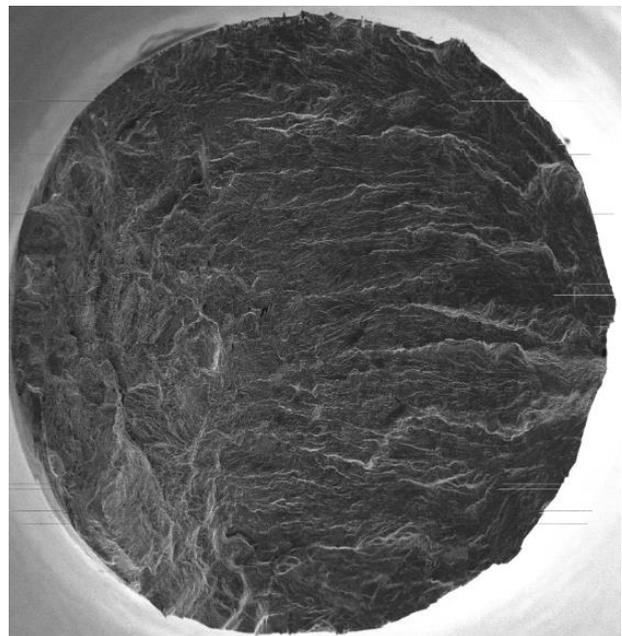
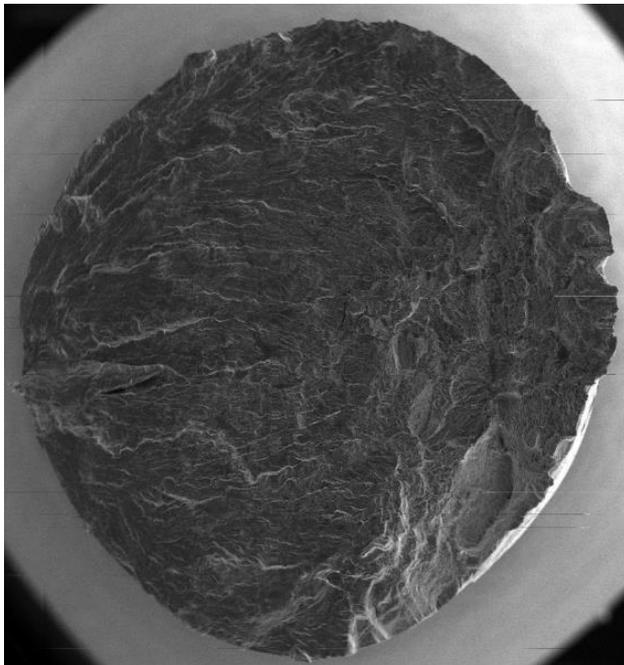
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

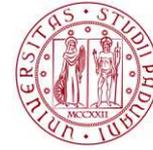
Specimen:	Cryo_08-10A-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	18/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.60	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	5732.964	σ_{max} [MPa] =	599.9372
M_{min} [Nmm] =	-5732.964	σ_{min} [MPa] =	-599.9372
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	599.9372	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	59'500	Macchina:	1

Damage





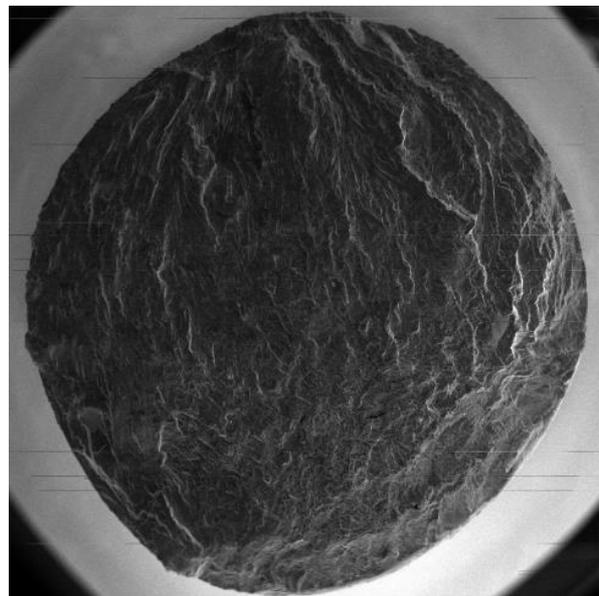
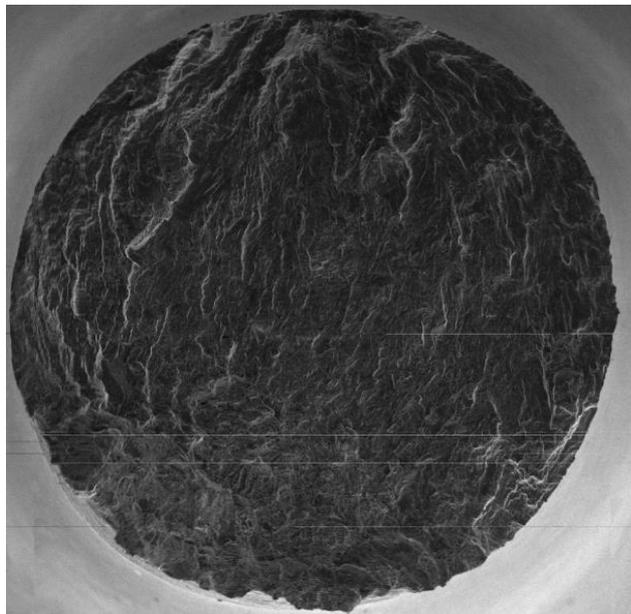
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

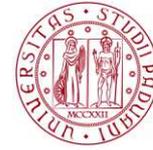
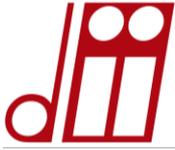
Specimen:	Cryo_09-10B-1	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	21/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.58	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	5426.402	σ_{max} [MPa] =	575.3281
M_{min} [Nmm] =	-5426.402	σ_{min} [MPa] =	-575.3281
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	575.3281	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	947*200	Macchina:	1

Damage





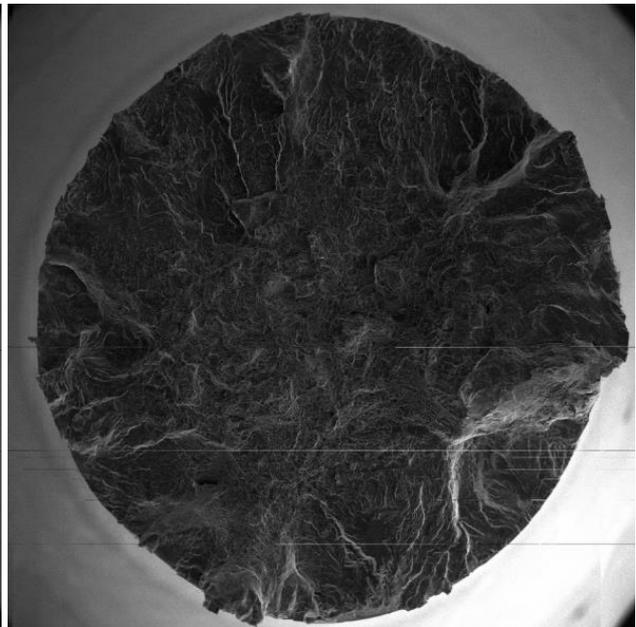
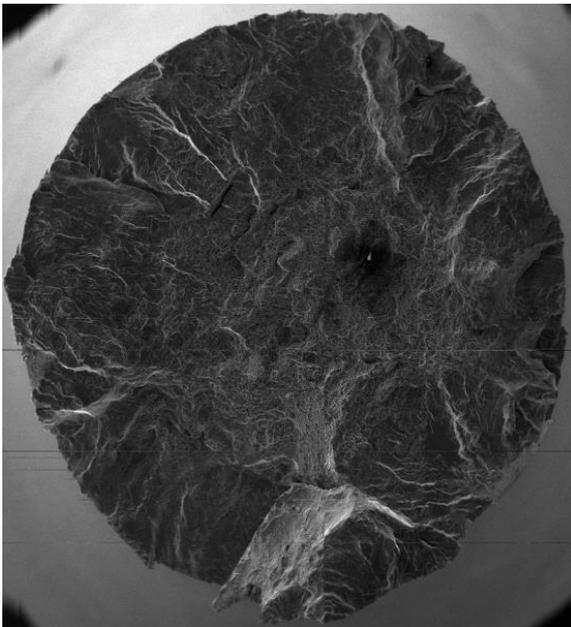
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Cryo_10-7B-1	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	21/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.52	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7704.774	σ_{max} [MPa] =	849.8547
M_{min} [Nmm] =	-7704.774	σ_{min} [MPa] =	-849.8547
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	849.8547	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	1700	Macchina:	3

Damage



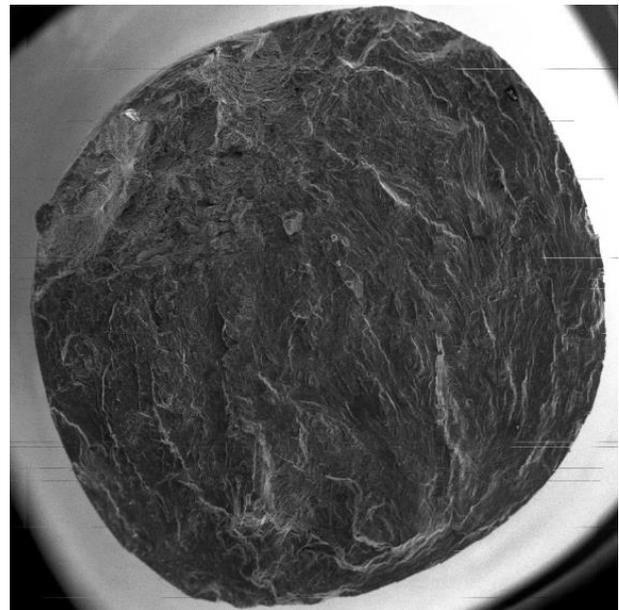
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

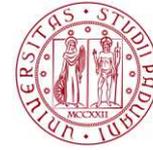
Specimen:	Cryo_11-7B-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	19/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.52	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	4761.774	σ_{max} [MPa] =	525.2349
M_{min} [Nmm] =	-4761.774	σ_{min} [MPa] =	-525.2349
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	525.2349	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	245'600	Macchina:	3

Damage





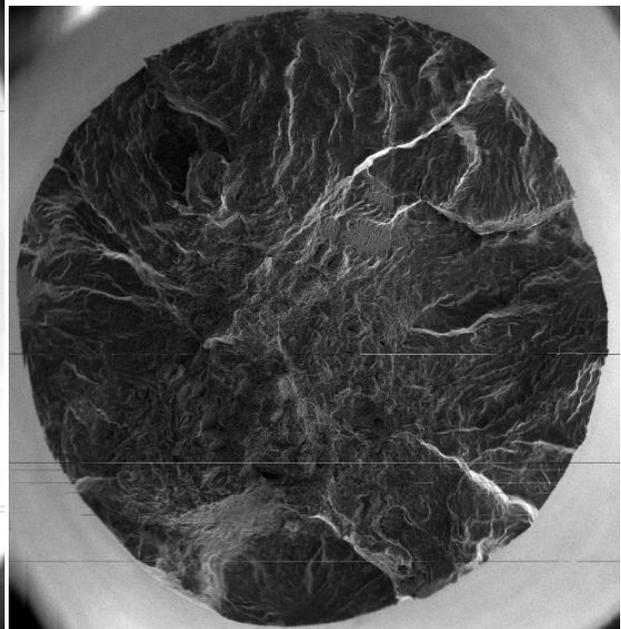
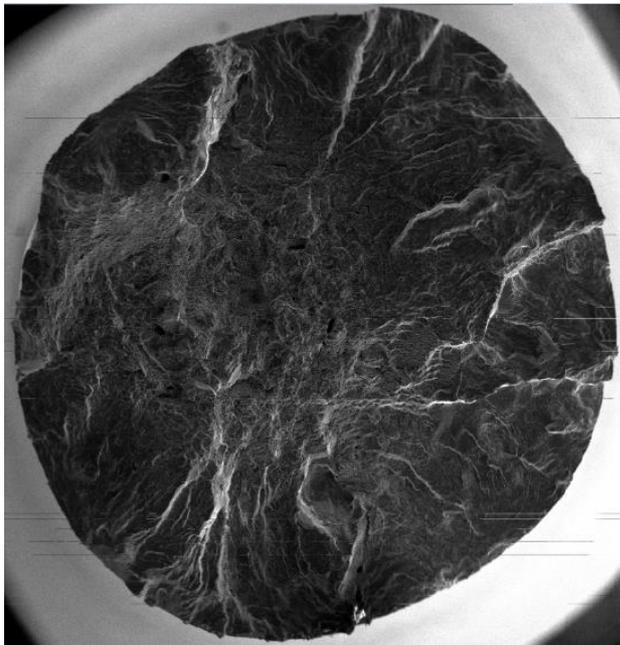
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

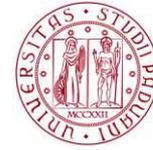
Specimen:	Cryo_13-8B-1	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	21/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.55	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7400.664	σ_{max} [MPa] =	800.2701
M_{min} [Nmm] =	-7400.664	σ_{min} [MPa] =	-800.2701
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	800.2701	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	8'800	Macchina:	3

Damage





DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

Specimen:	Cryo_14-9A-2	Type:	Liscio
Test:	Fatigue	Material:	Ti-6Al-4V
Date:	21/09/2023	Test operator.:	Vetrano Felice

Data

Diameter d_n [mm] =	4.51	Load frequency f_L [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6305.378	σ_{max} [MPa] =	700.1347
M_{min} [Nmm] =	-6305.378	σ_{min} [MPa] =	-700.1347
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	700.1347	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	30'100	Macchina:	1

Damage

