UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA

UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA

Dipartimento di Ingegneria Industriale DII

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica

Resistenza a fatica di componenti in Ti6Al4V forgiati e lavorati con tornitura criogenica

Relatore: Prof. Alberto Campagnolo

Correlatori: Prof.ssa Rachele Bertolini
Prof. Marco Sorgato

Laureando: Andrea Stramare
Matricola n. 1210417

Anno Accademico 2021/2022

INDICE

SOMMARIO……..... v

CAPITOLO 1: IL TITANIO E LE SUE LEGHE……..... 1

1.1 Introduzione…… 1
1.1.1 Il Titanio come elemento…… 1
1.1.2 Applicazioni comuni…… 3
1.2 Cenni storici…… 8
1.3 Produzione del Titanio……. 11
1.3.1 Spugna di Titanio……. 11
1.3.2 Fusione: Vacuum Arc Remelting (VAR)…… 16
1.3.3 Semilavorati siderurgici e prodotti finiti generici…… 18
1.3.4 Piatti e lamiere…… 19
1.3.5 Barre……. 21
1.4 Metallurgia di base……... 23
1.4.1 Struttura cristallina e fasi……. 23
1.4.2 Temperature di transizione α-β e di fusione…… 26
1.4.3 Classificazione degli elementi alliganti e delle leghe…….. 28
1.4.3.1 Leghe α…… 30
1.4.3.2 Leghe α + β…….. 31
1.4.3.3 Leghe β…… 32
1.4.3.4 Confronto tra tipologie di leghe……... 32
1.4.4 Microstrutture e trattamenti termici……. 34
1.4.4.1 Ricottura in campo β…… 35
1.4.4.2 Ricottura duplex ……. 38
1.4.4.3 Ricottura in campo α + β……. 40
1.4.4.4 Distensione…….. 42

CAPITOLO 2: CARATTERIZZAZIONE MATERIALE DI PARTENZA……..... 43

2.1 Introduzione…… 44
2.2 Analisi microstrutturale……... 44
2.2.1 Attrezzatura e metodi……... 44
2.2.1.1 Troncatrice……... 44
2.2.1.2 Inglobatrice…….. 45
2.2.1.3 Levigatrice……... 46
2.2.1.4 Lucidatrice……... 48
2.2.1.5 Microscopio ottico……... 50
2.2.1.6 Microscopio SEM…… 51
2.2.2 Attacco chimico……... 55
2.2.3 Risultati microstruttura…… 57
2.2.3.1 Sezione trasversale…….. 58
2.2.3.2 Sezione longitudinale-tangenziale……... 63
2.3 Microdurezza……... 65
2.3.1 Attrezzatura e metodi…….. 65
2.3.2 Prove di microdurezza……. 68
2.3.2.1 Sezione trasversale…….. 69
2.3.2.2 Sezione longitudinale-tangenziale…….. 71

2.3.3 Risultati microdurezza…… 73

CAPITOLO 3: REALIZZAZIONE DEI PROVINI……..... 77

3.1 Introduzione…… 77
3.2 Geometria dei provini…….. 77
3.3 Tornitura e lavorazioni per asportazione di truciolo……... 80
3.3.1 Formazione del truciolo……... 80
3.3.2 Tornitura…….. 82
3.3.3 Tipologie di truciolo…… 84
3.3.4 Lubrorefrigeranti e influenza della temperatura…….. 87
3.3.5 Tornitura criogenica……. 89
3.4 Tornitura provini…….. 92
3.4.1 Scelta utensili……... 92
3.4.2 Tornitura dei provini Flood……. 96
3.4.3 Tornitura dei provini Cryo…….. 100
3.4.4 Operazioni di finitura e marcatura……... 102

CAPITOLO 4: MISURE DI RUGOSITA'…….. 103

4.1 Introduzione…… 103
4.2 Parametri areali del profilo…….. 103
4.2.1 Parametri *R*…….. 105
4.2.2 Parametri *S*…….. 107
4.3 Attrezzature e metodi…….. 110
4.3.1 Profilometro ottico 3D…… 110
4.3.2 Acquisizione della superficie……... 111
4.3.3 Elaborazione delle acquisizioni……... 113
4.4 Risultati Rugosità…… 116
4.4.1 Provini Flood……... 116
4.4.2 Provini Cryo…… 119
4.4.3 Confronto tra Cryo e Flood……. 121

CAPITOLO 5: TENSIONI RESIDUE…… 125

5.1 Introduzione…… 125
5.2 Metodi per misurare le tensioni residue: XRD…… 129
5.3 Attrezzature e metodi…….. 133
5.3.1 Diffrattometro ai Raggi X……... 133
5.3.2 Elettrolucidatura…….. 134
5.4 Risultati tensioni residue……. 141

CAPITOLO 6: PROVE A FATICA…… 145

6.1 Introduzione…… 145
6.2 Parametri che influenzano la vita a fatica……... 148
6.3 Banco prova a flessione rotante…….. 153
6.3.1 Caratteristiche generali……... 153
6.3.2 Calcolo dei carichi da applicare…….. 157
6.4 Determinazione sperimentale delle curve di Wöhler…….. 162
6.4.1 Staircase method……. 162
6.4.2 Procedura sperimentale……... 163

6.4.3 Serie Flood…….. 165
6.4.4 Serie Cryo…… 171
6.5 Superfici di frattura…….. 176
6.6 Fatica in presenza di difetti…….. 179

CAPITOLO 7: CONCLUSIONI…….. 187

BIBLIOGRAFIA……. 191

APPENDICE A: PROPRIETA' DELLE LEGHE DI TITANIO…… 195

A1 Applicazioni delle principali leghe di Titanio……. 195
A2 Temperatura di transizione Tβ per varie leghe…… 196
A3 Proprietà fisiche e meccaniche del Titanio puro α…….. 197
A4 Proprietà fisiche e meccaniche delle leghe di Titanio……. 198
A5 Attestato di conformità delle barre di Ti-6Al-4V con diametro 12 *mm*…….. 201

APPENDICE B: GUIDA ALL'UTILIZZO DEL BANCO PROVA A FLESSIONE ROTANTE 203

B1 Montaggio provino…….. 203
B2 Smontaggio provino……. 209
B3 Manutenzione……... 210

APPENDICE C: ANALISI AL SEM DEGLI UTENSILI……... 213

APPENDICE D: SCHEDE PROVE DI RUGOSITA'……. 219

D1 Provini Flood…… 220
D1.1 Flood_01……... 220
D1.2 Flood_03……... 222
D1.3 Flood_05……... 224
D1.4 Flood_07……... 226
D1.5 Flood_08……... 228
D1.6 Flood_10……... 230
D1.7 Flood_12……... 232
D1.8 Flood_14……... 234
D2 Provini Cryo…… 236
D2.1 Cryo_01……..... 236
D2.2 Cryo _02……... 238
D2.3 Cryo _03……... 240
D2.4 Cryo _04……... 242
D2.5 Cryo _05……... 244
D2.6 Cryo _06……..... 246
D2.7 Cryo _07……... 248
D2.8 Cryo _08……... 250
D2.9 Cryo _09……... 252
D2.10 Cryo _10……... 254
D2.11 Cryo _11……..... 256
D2.12 Cryo _12……... 258

APPENDICE E: TAVOLE PROVINI…… 261

APPENDICE F: SCHEDE PROVINI…….. 265

SOMMARIO

Le leghe di Titanio sono molto utilizzate in ambito aerospaziale, strutturale, automotive, nell'industria chimica e nel settore biomedicale. Esse presentano caratteristiche meccaniche e fisiche che le rendono adatte in varie applicazioni, anche particolari, dove sarebbe difficile utilizzare altri materiali metallici. La ragione principale del loro utilizzo è la bassa densità, l'elevata resistenza specifica, la biocompatibilità e la resistenza alla corrosione. Conservano inoltre le loro caratteristiche meccaniche anche a temperature elevate, rendendole adatte alla produzione di pale di turbina e componenti per motori a reazione, utilizzati in campo aeronautico. La lega più diffusa e studiata è la Ti-6Al-4V, molto utilizzata anche in campo biomedicale per la realizzazione di protesi, ma anche per la realizzazione di placche e viti di vario tipo, utilizzate di frequente negli interventi ortopedici, dove si necessita di leggerezza, elevata resistenza meccanica, resistenza alla corrosione, atossicità, ridotte dilatazioni termiche, proprietà amagnetiche ed elevata biocompatibilità in senso generale. Proprio in ambito biomedicale trova impiego la tornitura criogenica, che si avvale di azoto liquido come lubrorefrigerante (o altri gas criogenici), sostituendosi al classico olio da taglio, piuttosto che lubrificanti sintetici o a base acquosa. Questo metodo permette di evitare il contatto delle superfici in lavorazione con oli e altre sostanze chimiche potenzialmente tossiche, che devono essere accuratamente rimosse con costose operazioni di lavaggio. Il Titanio, grazie alla sua scarsa conducibilità termica ed elevata durezza, è considerato un materiale difficile da lavorare e genera molto spesso usura precoce degli utensili, con conseguenti costi elevati di produzione. La tornitura criogenica in questo senso promette bene e in genere preserva la vita degli utensili, ma non solo. Grazie alla bassa temperatura dell'azoto liquido, nella zona di taglio viene asportato con efficacia un grande flusso termico e ci si può permettere in alcuni materiali di aumentare la velocità di taglio pur contenendo l'usura dei taglienti, incrementando dunque anche la produttività. La tornitura criogenica ha effetti sulla qualità della superficie ottenuta, in termini di rugosità superficiale, ma anche in termini di tensioni residue derivanti dal processo di lavorazione. Scopo della presente tesi è quello di indagare gli effetti che ha questa strategia di lubrorefrigerazione, basata sull'utilizzo di azoto liquido nelle operazioni di tornitura, sul comportamento a fatica della lega Ti-6Al-4V ottenuta per forgiatura. Verranno testati a fatica, mediante macchina a flessione rotante a quattro punti, due serie di provini torniti a partire da una barra in Titanio forgiato, adottando sia la strategia di lubrificazione tradizionale che quella criogenica, valutando gli effetti che queste hanno sulla vita dei componenti.

Nel capitolo 1 vengono introdotte le varie proprietà delle leghe di Titanio, le applicazioni industriali e non, i processi produttivi partendo dal minerale contenete biossido di Titanio, fino alla realizzazione di semilavorati siderurgici e prodotti finiti, focalizzandosi in particolare sulla produzione di barre. Vengono inoltre descritti i principali trattamenti termici che le leghe possono subire e le microstrutture che ne conseguono.

Nel capitolo 2 si caratterizza il materiale di partenza, utilizzato per la realizzazione dei provini, in base ad analisi microstrutturali, osservazioni al microscopio ottico ed elettronico a scansione, e in base a misure di microdurezza. Si descrivono i metodi e le attrezzature utilizzate con particolare attenzione agli aspetti pratici.

Nel capitolo 3 viene illustrata la produzione dei provini, partendo prima dalla scelta della geometria in base alla macchina a flessione rotante con la quale verranno testati, descrivendo poi i due processi di tornitura adottati. Si affronta dal punto di vista teorico il modello di taglio ortogonale, la formazione del truciolo, le diverse tipologie di truciolo, le varie strategie di lubrorefrigerazione adottate in ambito industriale e i vantaggi che comporta la tornitura criogenica. Il tutto è sostenuto da un lavoro di ricerca bibliografica e di studio degli articoli scientifici riguardanti recenti sviluppi in merito. Viene poi descritto il processo produttivo adottato, la

scelta degli utensili e dei parametri tecnologici, quali la velocità di taglio, l'avanzamento al giro, la profondità di passata e la pressione dell'azoto liquido all'interno del vaso dewar.

Nel capitolo 4 viene studiata la morfologia della superficie derivante dalle operazioni di tornitura e si ricavano i principali parametri areali di rugosità e quelli del profilo. Le misurazioni sono effettuate con un sistema senza contatto, utilizzando un profilometro ottico 3D. Si indaga l'effetto che i due metodi di tornitura hanno sulla finitura superficiale e l'importanza che questa ha sulla vita a fatica dei componenti. In Appendice D vengono riportate le schede relative alle elaborazioni dei dati di rugosità tramite un opportuno software, seguendo le indicazioni di normativa in merito.

Nel capitolo 5 si affronta l'importanza, nella vita a fatica, delle tensioni residue derivanti dai processi di lavorazione in genere e in particolare in quelle di tornitura. Vengono presentati i principali metodi sperimentali per la determinazione delle tensioni residue, focalizzandosi su quello basato sulla diffrazione ai raggi x. Di quest'ultimo si approfondiscono gli aspetti teorici e matematici per l'effettiva determinazione dello stato tensionale superficiale. Si descrive infine la procedura utilizzata e il metodo di elettrolucidatura ad immersione che si è cercato di mettere appunto.

Nel capitolo 6 viene affrontato il tema della fatica dei materiali metallici e i vari approcci teorici utilizzati per lo studio del fenomeno. Si descrive la procedura adottata e l'apparato sperimentale utilizzato per eseguire le prove a fatica, in particolare l'uso della macchina a flessione rotante, entrando nei particolari tecnici e pratici di quest'ultima. Sono state ricavate le curve di Wöhler per le due serie di provini, quelli torniti utilizzando un lubrorefrigerante a base d'acqua e quelli ottenuti mediante tornitura criogenica. In appendice F si riportano le schede provino. Sono state infine confrontate le curve a fatica del Titanio forgiato con quelle relative a provini realizzati in additive manufacturing, in un precedente lavoro di tesi.

Nel capitolo 7 si traggono le conclusioni sul lavoro svolto e sui risultati ottenuti.

CAPITOLO 1

IL TITANIO E LE SUE LEGHE

1.1 Introduzione

1.1.1 Il Titanio come elemento

Il Titanio, simbolo Ti, è l'elemento numero 22 della tavola periodica. È un metallo appartenente al blocco *d*, cioè ai metalli di transizione, ha un peso atomico di 47,9 *uma* e in condizioni standard si trova allo stato solido con un aspetto argenteo e ha una densità di circa 4˙500 kg/m^3.

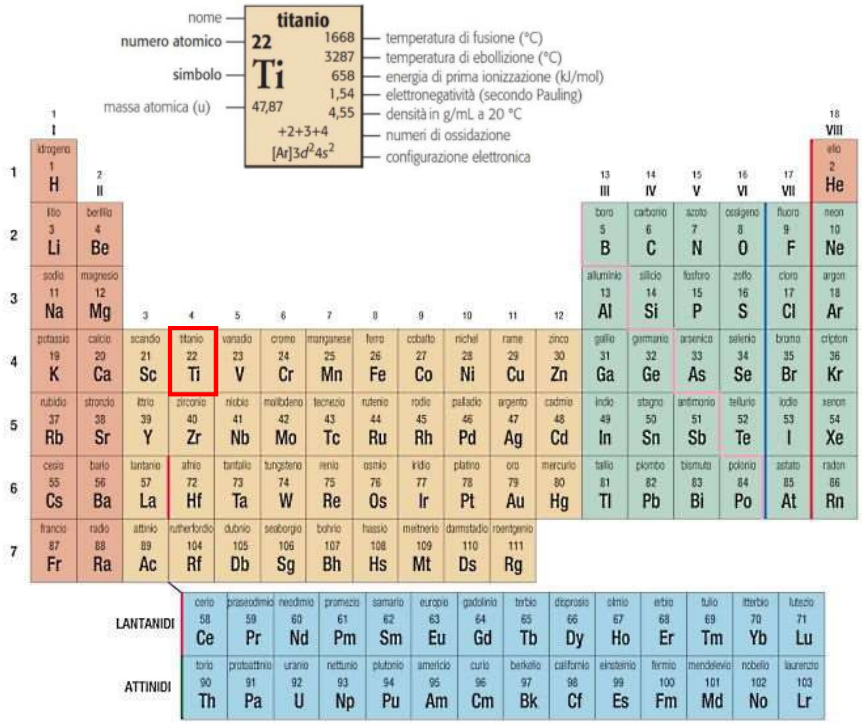


Figura 1.1: Tavola periodica degli elementi con il Ti in dettaglio.

Come elemento è abbastanza diffuso sulla crosta terrestre: il nono in ordine di abbondanza dopo ossigeno, silicio, alluminio, ferro, calcio, sodio, magnesio e potassio. Costituisce circa lo 0,6% degli elementi crostali ed è il quarto metallo ad uso 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. Alcuni metalli sono stati scoperti e utilizzati fin dalla preistoria per costruire principalmente utensili e oggetti di uso comune. La loro importanza è stata tale che gli storici hanno chiamato questo periodo età dei metalli, che si suddivide a sua volta in età del rame, del bronzo e del ferro, nell'ordine in cui l'uomo cominciò ad utilizzarli. Il Titanio invece è stato scoperto solo nel XVIII secolo, all'incirca durante la prima rivoluzione industriale, ma si dovranno aspettare quasi due secoli affinché venga isolato e successivamente messo a punto un processo di estrazione a livello industriale. Il Titanio, infatti, come del resto molti altri metalli, non si trova puro in natura. Essendo un elemento abbastanza diffuso, è presente in molti minerali, nel terreno e in comuni ciottoli, ma in quantità veramente esigue. Perché il processo di estrazione del Titanio sia conveniente, bisogna partire da minerali che ne abbiano un contenuto superiore al'1% e purtroppo questi si trovano in poche zone della terra.

Il Titanio si riscontra in quantità molto più significative in rocce di origine magmatica e si presenta sotto forma di biossido di titanio TiO_2 (chiamato anche titania) nelle varie forme cristalline, principalmente in minerali quali il rutilo, anatasio e brookite. Il Titanio si può trovare anche in composti detti titanati, come l'ilmenite, costituita da ossido di ferro e Titanio ($FeTiO_3$) e anche nella perovskite, che è un titanato di calcio ($CaTiO_3$). Oggigiorno il Titanio si estrae principalmente da due minerali già citati: il rutilo e l'ilmenite (figura 1.2).

a *b*

Figura 1.2: Minerali del Titanio: a) geminato di rutilo TiO_2 b) ilmenite $FeTiO_3$. Fonti:[1, 2]

Si nota facilmente che dalle formule chimiche di questi due, il rutilo è quello che ha una maggior quantità di TiO_2 e sembrerebbe più conveniente l'estrazione da quest'ultimo; in realtà spesso si utilizza l'ilmenite poiché è più diffusa e si trova sia in giacimenti sedimentari che ignei. Il rutilo, invece, si trova principalmente in giacimenti sedimentari. Il biossido di Titanio (o titania) è più comune di quanto si possa immaginare. Se puro, quindi privo di contaminanti, è di colore bianco e viene utilizzato come pigmento in smalti, pitture, cosmetici, farmaci e anche come colorante alimentare con la sigla E171, il cui uso è stato recentemente vietato, anche se di fatto ad oggi non risulta del tutto certa la sua genotossicità. In creme e lozioni solari è utilizzato perché ha alto indice di rifrazione e per questo scherma dalle radiazioni UV. Quest'ultimo fatto viene ampiamente sfruttato in vernici da esterni per manufatti in legno, dove la radiazione solare è una delle prime cause di invecchiamento precoce del film e ne causa lo scrostamento. In genere, per vernici e smalti, si utilizza il biossido di Titanio nella forma di rutilo, poiché ha un potere coprente maggiore (di circa 30%) rispetto alle altre forme cristalline di anatasio e brookite.

Figura 1.3: Biossido di Titanio in forma pura (TiO_2)

In ambito meccanico-tecnologico il biossido di Titanio è impiegato come ingrediente negli impasti per il rivestimento di elettrodi, utilizzati nei processi di saldatura MMA (Manual Metal Arc). Il rivestimento permette di proteggere il bagno di fusione dall'ossigeno ambientale che causerebbe ossidazione. In particolare, l'ossido di Titanio rende il bagno più fluido, conferendo un buon riempimento ed un aspetto liscio e gradevole alla saldatura risultante. Esistono vari tipi di elettrodi rivestiti, ma quelli sopra menzionati sono chiamati, non a caso, rutilici (figura 1.4).

Figura 1.4: Elettrodi con rivestimento rutilico

1.1.2 Applicazioni comuni

Le applicazioni del Titanio e delle sue leghe sono molteplici. Questo metallo viene infatti utilizzato in ambito strutturale, aerospaziale, automotive, biomedicale, nell'industria chimica, per la realizzazione di articoli sportivi e per impieghi particolari. Le ragioni per le quali il Titanio è largamente usato risiedono nel fatto che è un materiale con bassa densità, elevata resistenza specifica e ottima resistenza alla corrosione. I materiali metallici vengono suddivisi convenzionalmente in leggeri e pesanti in base al loro peso specifico. Si dicono leggeri se hanno densità inferiore a 5˙000 kg/m^3, mentre pesanti se hanno densità superiore. Il Titanio risulta essere il più pesante tra i metalli leggeri. La sua densità è elevata se paragonata all'alluminio o al magnesio, ma comunque inferiore di circa il 40% rispetto a quella dell'acciaio (figura 1.5).

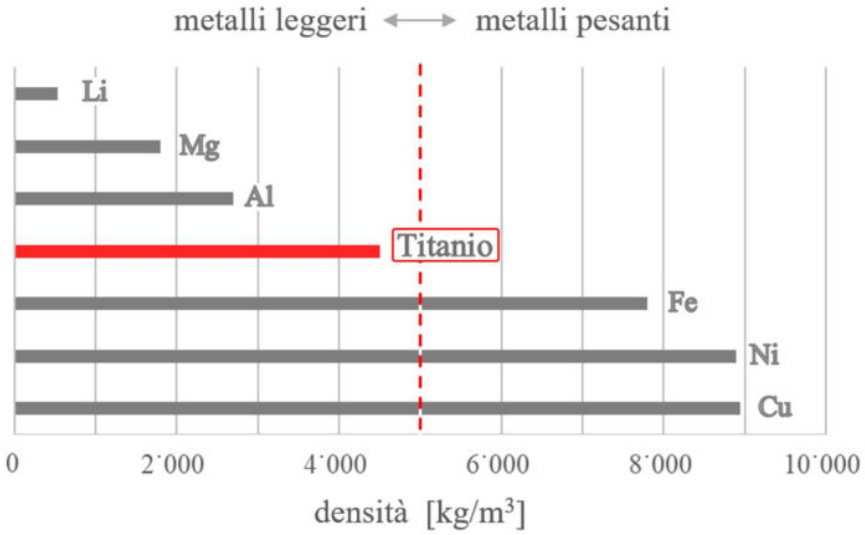


Figura 1.5: Confronto densità del Titanio con alcuni metalli comuni.
Fonte dei dati per l'elaborazione grafica: [3]

In ambito strutturale, meccanico ed industriale, la bassa densità di un materiale è sicuramente un pregio, ma è necessario in primo luogo considerare altre caratteristiche meccaniche. Di fondamentale importanza sono la tensione di rottura, la tensione di snervamento, il limite a fatica ed eventualmente le caratteristiche elastiche espresse tramite il modulo di Young. Queste proprietà sono necessarie per la scelta di un materiale che permetta di raggiungere determinati obiettivi di resistenza e di rigidezza. A tal proposito in figura 1.6 viene riportato un diagramma che ha come ordinata la resistenza dei principali materiali ad uso strutturale e in ascissa la loro densità.

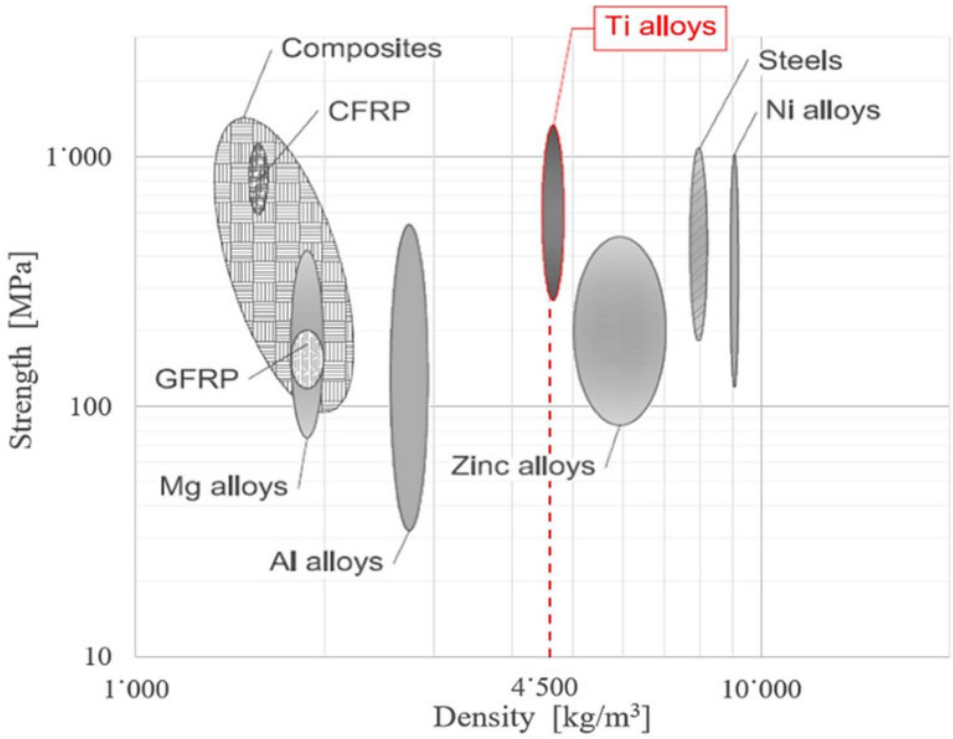


Figura 1.6: diagramma di Ashby resistenza vs densità per materiali strutturali
Fonte dei dati per l'elaborazione grafica: [4]

Dal grafico sopra riportato si nota immediatamente come il Titanio e le sue leghe abbiano un elevato rapporto resistenza/densità e per questo si distinguono dagli altri materiali metallici. I compositi tuttavia risultano essere molto più performanti sotto questo aspetto, in modo particolare i CFRP (Carbon Fiber Reinforced Polymers). Unendo le ottime caratteristiche del Titanio e quelle della fibra di carbonio, sono stati sviluppati materiali compositi ottenuti mediante intrecciamento dei due. Ne risulta un materiale molto resistente alle alte temperature e con elevata tensione di snervamento, che viene utilizzato in ambito aerospaziale e per la realizzazione di monoscocche per auto.
Visto quanto fin' ora accennato, riguardo le ottime proprietà meccaniche del Titanio, nasce spontaneo chiedersi perché non venga utilizzato molto di più in larga scala e per oggetti di uso comune, mentre generalmente il suo impiego risiede in ambiti specifici e di nicchia, dove sono richieste alte prestazioni. Sicuramente la scoperta relativamente recente del Titanio può essere una ragione, ma l'elevato costo di produzione fa da padrone. Il materiale grezzo è costoso se paragonato ad altri metalli, inoltre i processi di lavorazione tradizionali non sono sempre di facile realizzazione, per esempio si riscontrano fenomeni di usura preventiva degli utensili. La materia prima può costare dalle 3÷10 volte l'acciaio o l'alluminio e il costo di realizzazione di un componente può arrivare a 10 volte rispetto all'alluminio [5]. A titolo di esempio si riporta in figura 1.7 un grafico dove vengono confrontati i costi di vari materiali per la realizzazione di componenti comuni per automobili, normalmente prodotti in acciaio.

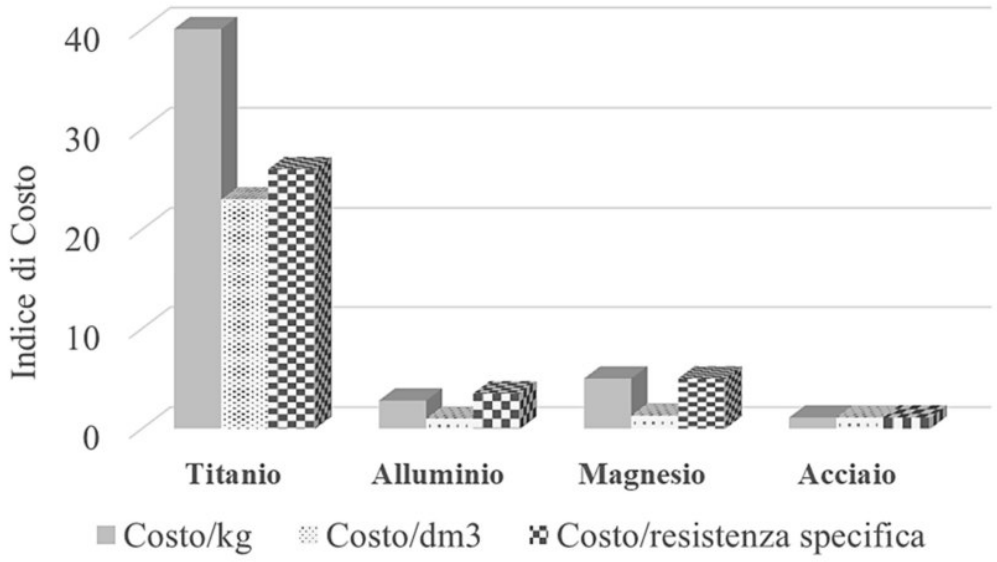


Figura 1.7: Costo del Titanio confrontato con alluminio, magnesio e acciaio (indice di costo=1) per componenti di automobili. Fonte per l'elaborazione grafica:[6]

Si nota come i materiali leggeri hanno un prezzo al kilogrammo maggiore, mentre se si ragiona in termini di costi rapportati al volume, i prezzi si livellano. Questo non è valido per il Titanio, che presenta costi molto elevati sia al kilogrammo, sia per unità di volume. Ancora una volta viene messo in risalto il punto di forza di questo metallo, ovvero l'alta resistenza specifica, che riesce a giustificarne economicamente l'utilizzo in ambiti specifici. Il Titanio, assieme ad altri materiali innovativi, gioca un ruolo fondamentale nel settore aeronautico e aerospaziale poiché permette di risparmiare peso, dunque di ridurre emissioni e costi del carburante. In questi settori il risparmio di combustibile è uno degli obiettivi principali da tenere in considerazione durante la fase di progettazione. Per ogni kilogrammo di materiale risparmiato si ammette un aumento di prezzo di circa 10 € nel campo automotive, mentre in ambito aeronautico addirittura fino a 1˙000 €. Un ritorno economico sull'intero ciclo di vita di un velivolo o di un sistema aerospaziale può giustificare costi di 3÷5 ordini di grandezza più elevati [5]. Un esempio è il famoso aereo *Boing 787* che fa largo uso di materiali compositi e di Titanio. Un interessante articolo [7] illustra come in questo velivolo la scelta dei materiali sia stata frutto di un'accurata ricerca e ottimizzazione delle caratteristiche di leggerezza, resistenza, vita a fatica e resistenza alla corrosione in maniera differenziata e mirata per le diverse parti strutturali. L'uso di questi materiali ha permesso di ottenere una fusoliera del 20% più leggera rispetto al solo utilizzo del classico alluminio (figura 1.8).

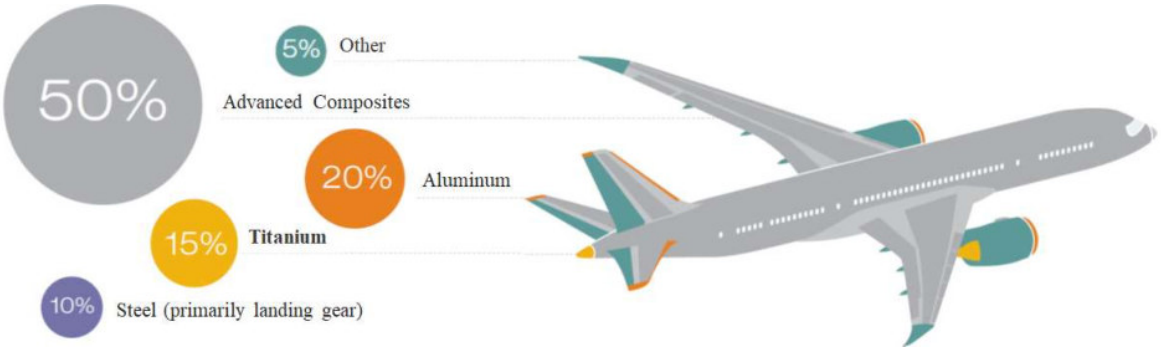


Figura 1.8: Utilizzo di vari materiali per il velivolo Boeing 787, tra cui il Titanio con un impiego del 15%. Fonte: [7]

Il Titanio rappresenta il 15% dei materiali utilizzati dell'intero aereo ed ha soppiantato l'alluminio per i componenti soggetti ad alte temperature e alla corrosione. Questo approccio, cioè l'utilizzo sinergico di materiali opportuni in base alle esigenze di esercizio, permette di ottenere benefici anche in termini di affidabilità e vita utile, riducendo al minimo gli interventi di manutenzione straordinaria, portando dunque ad un ritorno economico nel lungo periodo. Si prevede che l'utilizzo di compositi in questo tipo di velivoli aumenti fino a raggiungere il 55% dei materiali impiegati e che il Titanio passi dal 15% al 20% nei prossimi modelli.

Vengono ora presentati alcuni prodotti dove il Titanio trova spesso applicazione. Un primo esempio è sicuramente il suo utilizzo in ambito dentistico, in particolare per la realizzazione di impianti e protesi dentali (figura 1.9). Il Titanio è un materiale altamente biocompatibile, infatti è ben tollerato dai tessuti organici e nello specifico si integra molto bene con il tessuto osseo, si parla dunque di osteointegrazione. In genere viene utilizzato Titanio di grado 1, 2, 3 o 4 che è in forma non alligata. Gli elementi in lega potrebbero rilasciare con il tempo composti tossici per l'organismo oppure favorire una corrosione elettrochimica della protesi.

Figura 1.9: Perni in Titanio per protesi e impianti dentali. Viene utilizzato il Titanio per la sua leggerezza, biocompatibilità e resistenza alla corrosione. (Straumann® Srl)

Un'altra applicazione comune di questo materiale, sempre in campo biomedicale, è la protesi d'anca (figura 1.10).

Figura 1.10: Stelo per protesi d'anca di un impianto non cementato. Realizzazione in Titanio mediante processi di metallurgia delle polveri. (Adler Ortho®)

Spesso queste endoprotesi vengono realizzate grazie alla metallurgia delle polveri, che permette di ottenere in certe zone una determinata rugosità o porosità superficiale, grazie alla quale si ha un'ottima osteointegrazione. Si distinguono infatti protesi cementate, che fanno uso di un apposito cemento, e non cementate, come quella dell'immagine precedente. È stato dimostrato come l'osso e i tessuti in genere si fissino molto bene al Titanio rispetto ad altri materiali quali l'acciaio inossidabile, tempo fa largamente impiegato [3].

Il Titanio viene utilizzato anche per la produzione di articoli ed equipaggiamenti sportivi, soprattutto per la sua leggerezza (figura 1.11). La prima bicicletta da corsa con telaio in Titanio fu costruita a mano saldando tubolari e venne utilizzata dal leggendario Eddie Merckx nel 1972, che gareggiò al Tour-de-France. Questo materiale permette di raggiungere ottimi compromessi di resistenza e rigidezza, che in un telaio di bicicletta si traducono in robustezza, leggerezza e buon assorbimento delle vibrazioni. Oggigiorno gli atleti preferiscono comunque telai in composito.

(a) *(b)*

Figura 1.11: Articoli sportivi: (a) telaio di bicicletta in Ti-6Al-4V del peso complessivo di 1,45 kg. [3]
(b) testa di una mazza da golf in Titanio [3]

Altri oggetti di uso comune possono essere costruiti in Titanio, come ad esempio orologi e montature di occhiali (figura 1.12). La leggerezza dei prodotti ottenuti con questo metallo permette di aumentarne il comfort, mantenendo comunque ottime caratteristiche estetiche, poiché il Titanio si presta a trattamenti superficiali di anodizzazione con il quale può essere tinto, anche se in genere viene lasciato in purezza. La superficie del Titanio si ossida facilmente, creando uno strato di ossido trasparente molto sottile che protegge il materiale dalla corrosione da parte di molti agenti chimici. Questo fenomeno è detto passivazione ed è quasi analogo a quello che avviene nell'acciaio inossidabile.

Figura 1.12: Esempio di cassa di orologio (Citizen®) e montatura per occhiali in Titanio. Fonte: [3]

1.2 Cenni storici

Il Titanio fu scoperto per la prima volta nel 1791 da William Gregor, un presbitero nonché metallurgista britannico. Esaminando della sabbia con proprietà magnetiche del fiume Helford, nella valle di Menacan in Cornovaglia, notò alcuni granuli neri di un minerale che oggi è chiamato ilmenite ($FeTiO_3$). Aiutandosi con un magnete per togliere la sabbia contenente ferro e trattando l'ilmenite rimanente con acido cloridrico, ottenne un ossido impuro di un elemento a lui sconosciuto. Chiamò tale elemento menacanite, in ricordo della valle nel quale fu scoperto. Quattro anni più tardi, nel 1795, l'ossido di questo elemento venne osservato dal chimico tedesco Martin Heinrich Klaproth, in un campione di rutilo (TiO_2). Klaproth dimostrò che si trattava del medesimo elemento che aveva scoperto Gregor e gli diede il nome che oggi conosciamo: Titanio. Si pensa che tale nome derivi dall'analogia con i titani della mitologia greca, i quali erano figli di Urano, che per paura di essere spodestato aveva rinchiuso tutta la sua prole nelle viscere della terra. Grazie all'aiuto della madre Gea, un giorno i titani affrontarono il padre e si liberarono, proprio come il Titanio, dapprima intrappolato nel suo biossido e poi finalmente isolato. L'elevata stabilità dei composti di Titanio con l'ossigeno lo rendono particolarmente difficile da estrarre dai minerali nei quali è contenuto e non sono applicabili le tradizionali tecnologie siderurgiche. Il Titanio allo stato elementare fu isolato, ma in un campione molto impuro, solo nel 1825 da J. J. Berzelius. Nel 1887 Lars Nilsone e Otto Pettersson riuscirono ad isolare il metallo puro al 95%. Qualche anno dopo, Henri Moissan individuò un metodo per isolare il prezioso materiale puro al 98%. Per ottenere l'elemento ancora più puro si dovette attendere il 1910, quando l'ingegnere e metallurgista neozelandese Albert Hunter, che lavorava presso l'Istituto Politecnico Rensselaer (Troy, New York), riuscì a produrre Titanio con un grado di purezza del 99.9%, partendo da tetracloruro di titanio ($TiCl_4$) e riducendolo con del sodio (Na) ad una temperatura di circa 700÷800°*C*. Tale processo prende appunto il nome di processo Hunter, ma presenta notevoli svantaggi quali la scarsa convenienza e la pericolosità, infatti la reazione è esplosiva e si utilizza sodio, che come è noto reagisce violentemente con l'acqua e pertanto va maneggiato con cura e in ambienti poco umidi. Grazie ad Hunter si avviarono i primi studi sulle proprietà fisiche, chimiche e meccaniche di questo nuovo materiale, ma a livello industriale non prese piede e non venne prodotto fino alla fine della seconda guerra mondiale. La svolta avvenne nel 1946, quando l'ingegnere e metallurgista lussemburghese William Justin Kroll sviluppò l'omonimo processo, appunto processo Kroll, che è molto simile a quello Hunter. Si utilizza in partenza sempre tetracloruro di Titanio che viene successivamente ridotto con del magnesio (Mg) ad una temperatura di circa 800÷850°*C*. Il Titanio così ottenuto risulta essere molto poroso e si parla infatti di spugna di Titanio. Sono stati eseguiti numerosi tentativi per estrarre questo materiale per via elettrochimica come, ad esempio, si fa abitualmente per l'alluminio, ma senza successo. Tuttora il metallo viene prodotto a partire dal tetracloruro di Titanio che poi viene ridotto con del magnesio in un'atmosfera di gas inerte, proprio come aveva fatto Kroll. Per questo egli è considerato il padre dell'industrializzazione del Titanio.

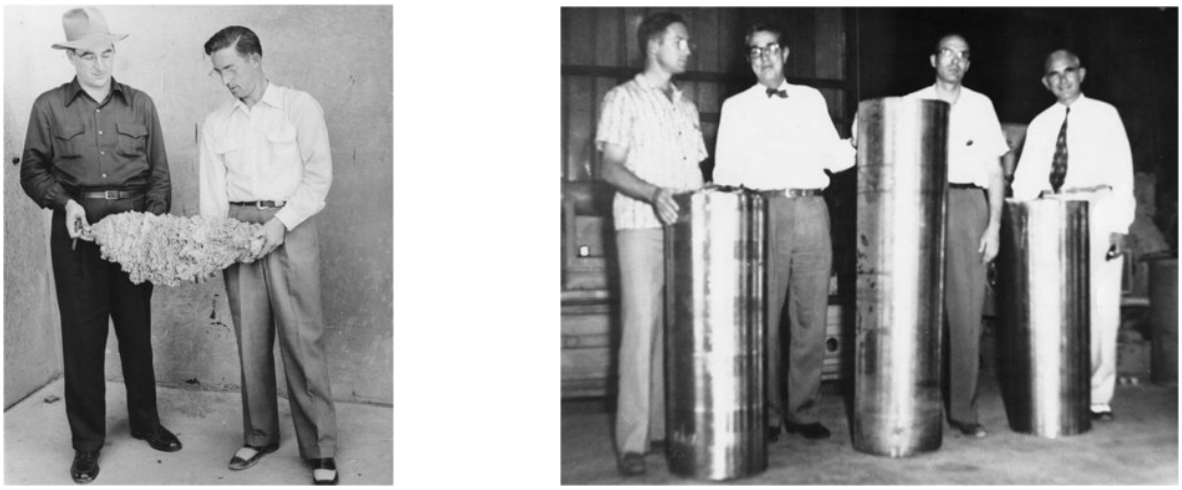


Figura 1.13: Prima produzione della sugna di Titanio nel 1950 e primi lingotti prodotti nel 1952 dalla ditta "TIMET" negli USA. Fonte: [8]

L'interesse vero e proprio per questo nuovo metallo cominciò negli anni '50 soprattutto negli USA. Il governo finanziò progetti di ricerca e installazione di impianti per la produzione della spugna di Titanio. Una storica ditta nata proprio in quegli anni ed ancora presente è la "Titanium Metals Corporation of America", nota come TIMET (abbreviazione di "Titanium METals" del 1950). Nelle immagini precedenti è raffigurata la produzione, da parte di questa ditta, di alcuni lingotti e della prima spugna di Titanio.
In Europa la produzione cominciò nel Regno Unito nel 1951, grazie alla ditta "Metals Division of Imperial Chemical Industries", la quale divenne una delle principali produttrici europee. Anche in Francia venne prodotto il Titanio, ma si smise nel 1963 circa. In Giappone la produzione cominciò nel 1952 e si distinsero due ditte principali, la "Toho Titanium" e "Osaka Titanium". L'Unione Sovietica cominciò la produzione solo nel 1954, ma divenne ben presto la più grande produttrice al mondo di spugna di Titanio (tabella 1.1).

	USA	**Giappone**	**UK**	**USSR**	**Cina**	**Totale**
1979	20˙800	16˙200	2˙200	39˙000	1˙800	80˙000
1980	25˙400	23˙200	1˙800	42˙600	1˙800	94˙800
1982	27˙600	27˙300	1˙400	44˙400	2˙300	103˙000
1984	30˙400	34˙000	5˙000	47˙200	2˙700	119˙300
1987	25˙400	23˙100	5˙000	49˙900	2˙700	106˙100
1990	30˙400	28˙800	5˙000	52˙200	2˙700	119˙100

Tabella 1.1: Capacità di produzione della spugna di Titanio espressa in tonnellate dei maggiori paesi produttori dal 1979 al 1990. Fonte: [9]

Lo sviluppo di nuove leghe progredì molto rapidamente negli USA a partire dagli anni '50, quando ci si rese conto che l'introduzione di alluminio (Al) in lega con il Titanio aumentava la resistenza. Ciò ha portato, con l'aggiunta di stagno (Sn), allo sviluppo della lega di tipo α Ti-5Al-2.5Sn per applicazioni ad alte temperature. L'aggiunta di molibdeno (Mo) portò invece ad ottenere la lega di tipo α+β Ti-7Al-4Mo per impieghi che richiedevano alta resistenza. La vera svolta avvenne con l'introduzione della lega Ti-6Al-4V, sviluppata negli USA nel 1954, che divenne una delle più famose leghe di Titanio α+β. La lega di Ti-6Al-4V combina eccellenti proprietà meccaniche, buona producibilità ed è tutt'ora una delle più utilizzate (figura 1.14).

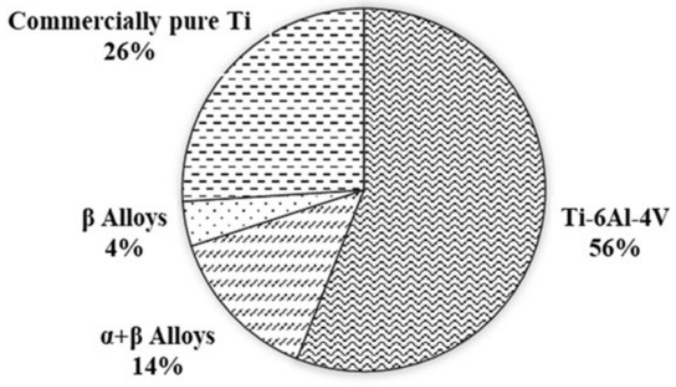


Figura 1.14: Ripartizione approssimativa del mercato in USA nel 1998. Fonte [9]

Nel Regno Unito ci si concentrò maggiormente su leghe con applicazioni ad alta temperatura per realizzare motori di aerei. Grazie infatti all'aggiunta di silicio (Si), venne sviluppata la lega Ti-4Al-4Mo-2Sn-0.5Si (nota poi come IMI 550), che presenta buone caratteristiche di resistenza al creep.
Il Titanio è stato principalmente utilizzato in campo aerospaziale, sia militare che civile, ma nel corso degli anni ha trovato sempre più impiego in altri ambiti. In figura 1.15 viene evidenziata la crescita

negli anni del suo utilizzo in applicazioni non aerospaziali. L'introduzione del Titanio in diversi ambiti ha permesso una diversificazione del mercato, che ha aiutato a mantenere una certa stabilità di domanda e offerta, diventando sempre più indipendenti dall'industria aerospaziale con la sua nota natura ciclica.

In ogni caso si evince un aumento della percentuale di utilizzo del Titanio rispetto ad altri materiali per la costruzione di aerei e velivoli, seppur con una certa fluttuazione per quanto riguarda i volumi richiesti dal mercato. Un esempio è il crescente impiego nel tempo di questo metallo per la realizzazione di fusoliere e motori degli aerei Boing (figura 1.16).

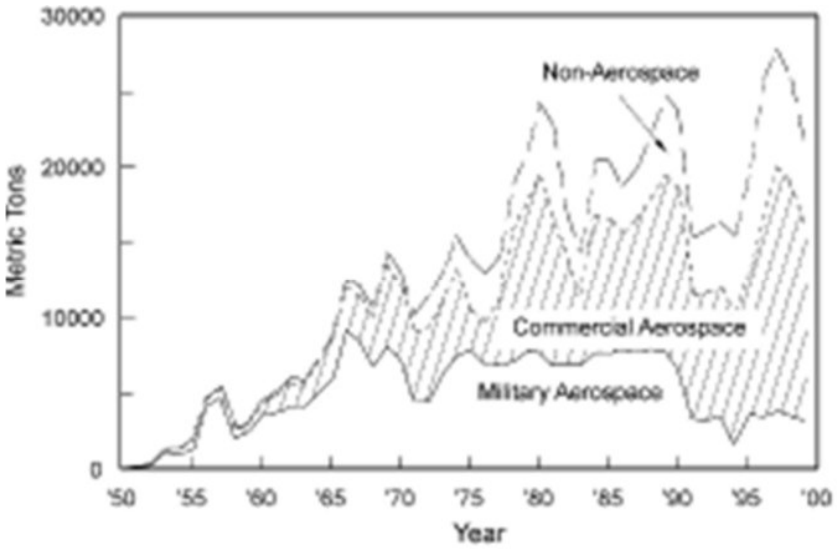


Figura 1.15: Impiego del Titanio in USA dal 1950 al 2000 in vari settori. Fonte: [9]

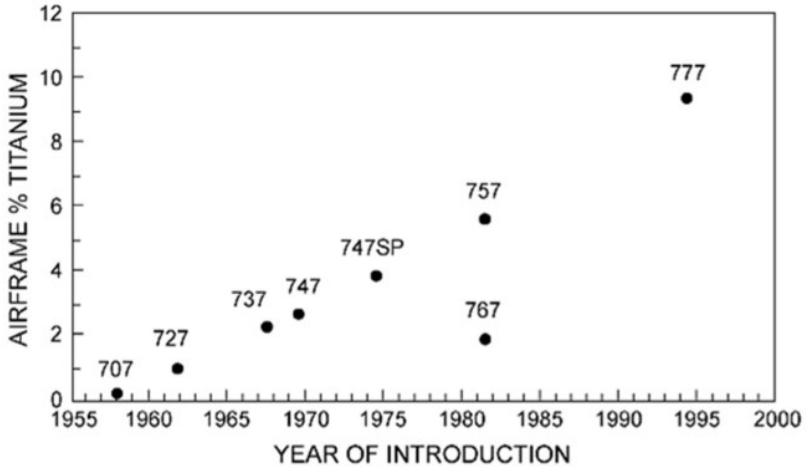


Figura 1.16: Percentuale di Titanio utilizzato per la realizzazione di aerei Boing nel corso degli anni. Fonte: [9]

1.3 Produzione del Titanio

1.3.1 Spugna di Titanio

La produzione del Titanio, come già visto nel §1.1.1, viene realizzata partendo da minerali che contengono TiO_2, principalmente il rutilo (TiO_2) e l'ilmenite ($FeTiO_3$). Il processo avviene per riduzione del tetracloruro di Titanio ($TiCl_4$) e quello che si ottiene è detta "spugna di Titanio", infatti si presenta con un aspetto molto poroso. Per soddisfare la richiesta di un metallo è fondamentale avere a disposizione una quantità di minerale base che sia abbondante e stabile nel tempo. Sotto questo aspetto il Titanio non presenta problematiche, poiché è uno dei metalli più abbondanti presenti sulla crosta terrestre e il TiO_2, dal quale poi si ricava il metallo puro, viene ampiamente utilizzato in vari ambiti, soprattutto per la realizzazione di pigmenti. La raffinazione di questo materiale è tuttavia molto costosa perché richiede parecchia energia, a parità di peso circa 1,7 volte quella necessaria per produrre alluminio [5]. L'intero processo produttivo che permette di ottenere la spugna di Titanio si può articolare in cinque fasi fondamentali:

- Produzione del $TiCl_4$ a partire dai minerali base
- Distillazione frazionata del $TiCl_4$ per renderlo puro
- Riduzione del $TiCl_4$ per produrre spugna di Titanio (secondo il processo Kroll o Hunter)
- Purificazione della spugna di Titanio per eliminare i prodotti secondari della riduzione
- Frantumazione e sminuzzamento del metallo per essere agevolmente fuso e ottenere Titanio commercialmente puro o leghe.

Per ottenere tetracloruro di Titanio si utilizza del rutilo relativamente impuro. Se invece del rutilo si ha a disposizione dell'ilmenite, il prodotto di partenza per il processo di clorazione è una scoria contenente TiO_2, ottenuta come sottoprodotto dell'elettrofusione di ilmenite e carbone per la produzione di ferro. Il TiO_2, comprese le sue impurità, viene inserito in un reattore assieme a del carbone coke. Si porta poi il tutto ad una temperatura di circa 800°C, in modo da ottenere un bagno fluido. Dal basso del reattore si introduce del cloro allo stato gassoso che, a contatto con il rutilo e le varie impurità presenti, forma dei cloruri metallici ($MetalloCl_x$), CO_2, CO e $TiCl_4$. Il tetracloruro di Titanio viene estratto dall'alto senza problemi, infatti esso si presenta in forma gassosa, poiché il suo punto di ebollizione (136°C) è di molto inferiore alle temperature presenti nel reattore. Tale processo è rappresentato nella figura 1.17.

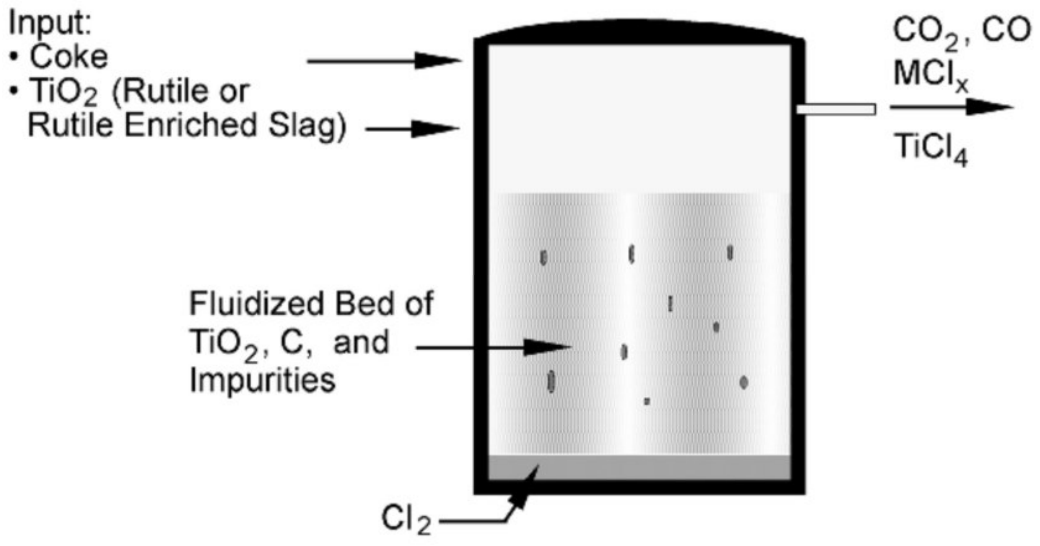


Figura 1.17: Schema di un reattore a letto fluido per la produzione di $TiCl_4$ in forma gassosa. Fonte: [9]

Le reazioni di clorazione per la produzione del tetracloruro di Titanio sono le seguenti, che presentano come prodotti secondari rispettivamente anidride carbonica e monossido di carbonio:

$$\mathrm{Ti}O_2(\mathrm{s}) + 2Cl_2(\mathrm{g}) + \mathrm{C}(\mathrm{s}) \rightarrow \mathrm{Ti}Cl_4(\mathrm{g}) + CO_2(\mathrm{g}) \quad (1.1)$$

$$\mathrm{Ti}O_2(\mathrm{s}) + 2Cl_2(\mathrm{g}) + 2\mathrm{C}(\mathrm{s}) \rightarrow \mathrm{Ti}Cl_4(\mathrm{g}) + 2\mathrm{CO}(\mathrm{g}) \quad (1.2)$$

Il $TiCl_4$ così ottenuto non è in forma pura, infatti contiene i prodotti secondari delle reazioni e anche altre impurità. Si utilizza un doppio processo di distillazione frazionata, che dapprima permette di eliminare la CO_2 e il CO che sono i più volatili e successivamente le altre sostanze indesiderate, ad esempio tetracloruro di silicio ($SiCl_4$) e tetracloruro di stagno ($SnCl_4$). In figura 1.18 è rappresentato un reattore per la produzione del $TiCl_4$, con di seguito le colonne di frazionamento.

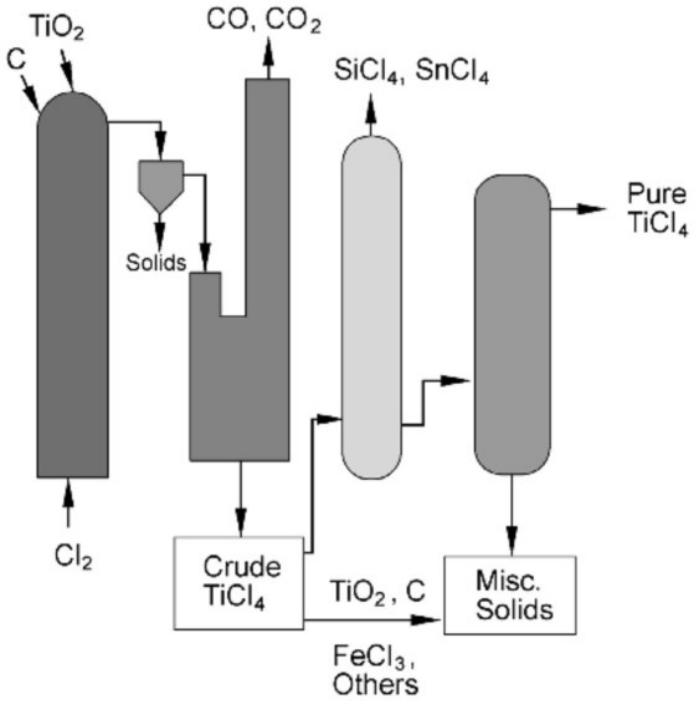


Figura 1.18: Reattore per la produzione del TiCl4 a sx, colonne di frazionamento al centro e stoccaggio del tetracloruro di Titanio puro nel contenitore di dx. Fonte: [9]

Il passaggio successivo consiste nella produzione vera e propria della spugna di Titanio, che avviene tramite riduzione del $TiCl_4$. Esistono principalmente due processi che possono essere utilizzati e che prendono il nome di chi li ha sviluppati: processo Kroll e processo Hunter.

Il processo Kroll è il più diffuso e utilizza come metallo per la reazione di riduzione il magnesio (Mg). All'interno di un reattore già contenente magnesio, viene introdotto il tetracloruro di Titanio e il tutto portato ad una temperatura di 800÷850°C. La reazione è esotermica e quindi il $TiCl_4$ viene inserito poco per volta, in modo da controllare la temperatura durante la riduzione:

$$\mathrm{TiCl4}(\mathrm{g}) + 2\mathrm{Mg}(\mathrm{l}) \rightarrow \mathrm{Ti}(\mathrm{s}) + 2\mathrm{MgCl}_2(\mathrm{l}) \quad (1.3)$$

Dalla precedente reazione chimica (1.3) si nota che il $TiCl_4$ è in forma gassosa, il magnesio è liquido e il cloruro di magnesio prodotto è anch'esso in forma liquida, infatti la riduzione avviene ad alta temperatura.
La spugna di Titanio così ottenuta è formata da Titanio metallico e residui di $MgCl_2$, quindi non è pura. Operando a temperature maggiori rispetto al range precedentemente indicato, si aumenta la quantità di prodotti volatili intrappolati all'interno del Titanio, viceversa diminuendo la temperatura si ottiene una spugna di Titanio più pura, ma i tempi aumentano notevolmente. Il reattore in genere è costituito da acciaio inossidabile, che contiene ferro e nichel, ed elevate temperature (>1025°C) potrebbero coinvolgere questi elementi nella reazione.

La purificazione della spugna di Titanio, per rimuovere il cloruro di magnesio, può avvenire in diversi modi, tra cui la lisciviazione con un solvente acido e la distillazione sottovuoto. Il primo metodo non viene oggigiorno molto utilizzato. Il secondo metodo citato è quello più diffuso e si effettua riscaldando la spugna di Titanio impura all'interno dello stesso reattore nel quale è stata prodotta. Il cloruro di magnesio e il magnesio in eccesso evaporano e vengono estratti esercitando il vuoto, ricondensando in un altro recipiente (figura 1.19).

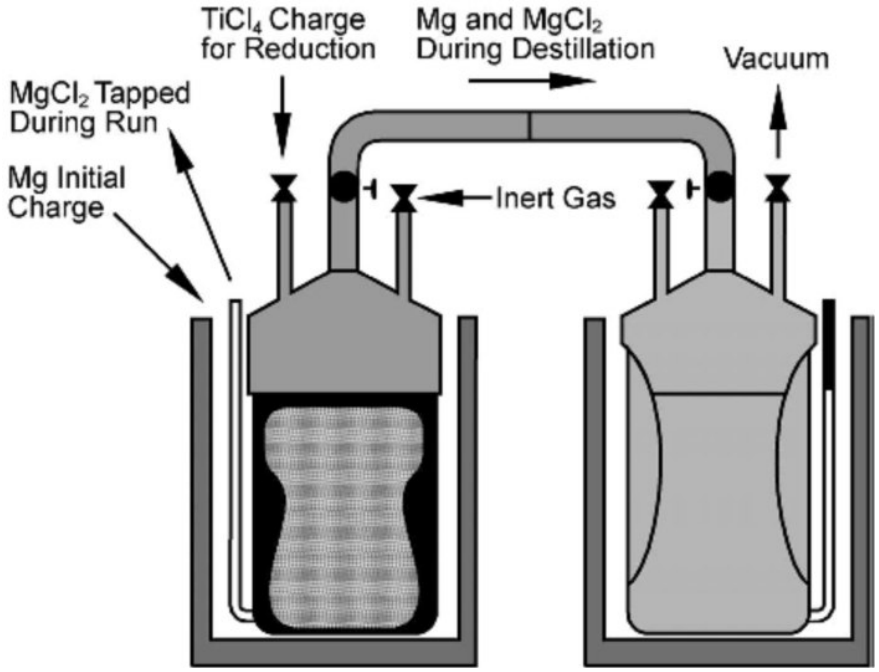


Figura 1.19: Schematizzazione di un reattore di Kroll a sx, accoppiato con un contenitore a dx per la raccolta di Mg e $MgCl_2$ estratti mediante il processo di distillazione sottovuoto. Fonte [9]

Nel processo rappresentato in figura 1.19, viene utilizzato un reattore di Kroll per la produzione di spugna di Titanio e la purificazione di questa avviene tramite distillazione sottovuoto. Il magnesio e il cloruro di magnesio condensano in un recipiente che è anch'esso un reattore di Kroll. È sufficiente aggiungere altro magnesio nel reattore dove è avvenuta la condensazione ed eliminare la spugna di Titanio pura dall'altro, per far ripartire il processo con i reattori invertiti. La distillazione sottovuoto così realizzata presenta ovviamente vantaggi economici. In genere questo processo avviene a temperature comprese tra i 700 e gli 850°*C* e permette di ottenere una spugna di Titanio più pura rispetto al metodo di lisciviazione. Sono tuttavia inevitabili piccole quantità rimanenti di cloruro di magnesio ma anche di nichel e ferro provenienti dalle pareti stesse del reattore, solitamente realizzato in acciaio inossidabile.

È doveroso ricordare che storicamente il Titanio puro fu estratto grazie al processo Hunter, il quale utilizza il sodio (Na) come elemento per la seguente reazione di riduzione, che avviene ad una temperatura di 700÷800°C:

$$TiCl4(l) + 4Na(l) \rightarrow 4NaCl(l) + Ti(s) \qquad (1.4)$$

Il processo Hunter è scarsamente impiegato, poiché il sodio metallico va maneggiato con attenzione e perché la reazione tende ad essere esplosiva. La riduzione mediante sodio presenta tuttavia un vantaggio: la spugna di Titanio ottenuta contiene il cloruro di sodio come impurità, che è solubile in acqua e rende la purificazione molto più semplice ed economica rispetto alla distillazione sottovuoto. Nel 2005 il 98% della produzione mondiale è stata ottenuta con il processo Kroll. [5]

Dopo aver purificato la spugna di Titanio e cioè aver eliminato le tracce di Mg e $MgCl_2$ al suo interno, (ad esempio mediante distillazione sottovuoto) è necessario ridurre il metallo in piccoli pezzi. Questo avviene grazie ad un processo di frantumazione e sminuzzamento. Si ottengono dapprima pezzi grossolani che poi vengono successivamente ridotti a piccoli grani, con dimensione conforme alle esigenze. Questa fase è necessaria per ottenere in seguito una buona fusione e dei lingotti che presentino poche porosità.
In genere il Titanio viene ridotto in pezzi con dimensione di circa 2,5÷3 *cm,* se si vuole ottenere Titanio commercialmente puro o leghe comuni. Le dimensioni possono calare notevolmente (<1 *cm*), se si desiderano ottenere leghe particolari per uso aerospaziale, dove i difetti di fusione devono essere limitati al massimo. In figura 1.20 viene rappresentato un esempio di spugna di Titanio sminuzzata.

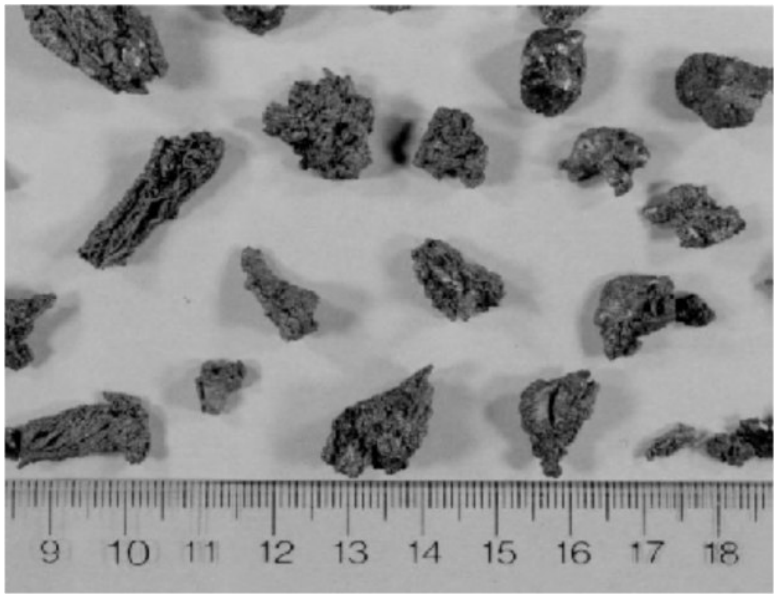


Figura 1.20: Singoli pezzi di spugna di Titanio ottenuti per frantumazione e sminuzzamento. Questa granulometria ridotta consente di ottenere, mediante fusione, lingotti di leghe alto resistenziali ad uso aerospaziale. Fonte [9]

Il processo sopra descritto, sebbene appaia piuttosto semplice, presenta comunque alcune criticità. Quando viene ridotto in piccole particelle, infatti, il titanio può considerarsi un metallo piroforico, in quanto tende ad incendiarsi spontaneamente all'aria, anche a temperatura ambiente.

Lo sfregamento tra i pezzi e l'elevato attrito dovuto al processo di frantumazione, possono dunque produrre scintille e innescare l'autoaccensione di alcune particelle. Quest'ultime reagiscono poi con l'azoto presente nell'atmosfera e come conseguenza si riscontrano inclusioni nei prodotti di fusione.

È utile infine precisare che esistono altri metodi, oltre a quelli descritti, per la produzione del Titanio. Sono stati ad esempio messi appunto processi elettrochimici, che hanno però riscontrato scarsi vantaggi dal punto di vista economico.

In figura 1.21 viene rappresentato l'intero processo per la produzione di spugna di Titanio con tutte le fasi precedentemente descritte.

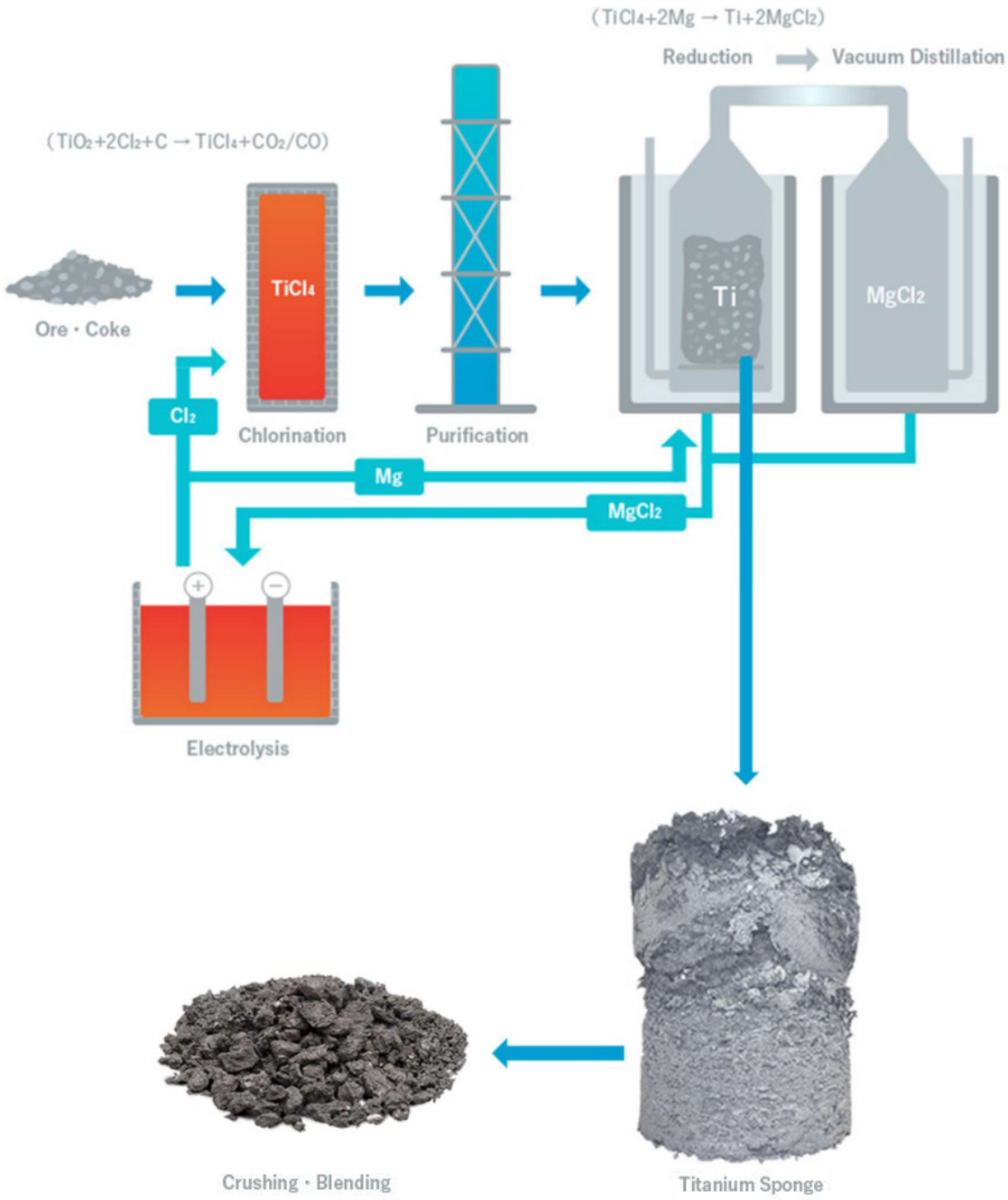


Figura 1.21: Schema dell'intero processo produttivo per ottenere la spugna di Titanio. Da un minerale ricco di TiO_2 si ottiene per clorazione il $TiCl_4$, che poi viene purificato e inserito in un reattore. Attraverso il processo Kroll avviene una riduzione mediante l'aggiunta di Mg e il risultato è una spugna di Titanio che mediante distillazione sottovuoto diventa pura. In seguito viene frantumata per essere fusa. Mg e $MgCl_2$ vengono recuperati e riutilizzati per la produzione successiva. Fonte: [10]

1.3.2 Fusione: Vacuum Arc Remelting (VAR)

Una volta ottenuta la spugna di Titanio pura ed opportunamente sminuzzata, si può procedere con la fusione per ottenere dei lingotti. Il lingotto è un grezzo di partenza con il quale si possono ottenere tutta una serie di prodotti semilavorati destinati alla lavorazione con macchine utensili oppure può essere impiegato in altri processi di fonderia. In genere grazie alla fusione si possono eliminare i difetti presenti nel metallo di partenza, come le porosità, le inclusioni, ecc. Questo non è vero per il Titanio, dove il processo di fusione può introdurre molti difetti non eliminabili in seguito, quali segregazioni, inclusioni di vario tipo, difetti interstiziali. Si deve ricordare che le leghe di Titanio sono molto costose rispetto agli altri materiali metallici e per questo trovano impiego in specifici ambiti, dove sono richieste ottime proprietà meccaniche di resistenza, leggerezza e resistenza alla corrosione. In questi casi è pertanto tollerato un costo elevato. L'introduzione di difetti nei lingotti per un errato o non attento processo di fusione, porta ad un notevole decadimento delle proprietà meccaniche del Titanio, che non ne giustificherebbero più il costo. Per questi motivi si presta molta attenzione alla fusione e si investe in processi adatti allo scopo.
Il Titanio è molto reattivo con l'ossigeno, quindi deve essere fuso in ambiente protetto. Il processo più utilizzato è il VAR (Vacuum Arc Remelting), che permette una fusione ad arco sottovuoto.

I lingotti ottenuti con questo metodo presentano un'elevata omogeneità chimica e meccanica. La dimensione dei lingotti ottenuti è aumentata nel tempo a pari passo con l'evoluzione e la messa appunto dei processi di fusione. Con il VAR si arriva ad ottenere lingotti di forma cilindrica in Titanio commercialmente puro o in lega Ti-6Al-4V, con diametro di circa $1m$ e peso compreso tra $10˙000 \div 15˙000\ kg$. Con altre leghe, ricche di elementi che possono generare segregazioni, in genere si adottano dimensioni minori, perché il processo è più controllabile. In termini economici è vantaggioso produrre grandi lingotti, in quanto il costo di caricamento della fornace rimane sostanzialmente costante al variare delle dimensioni; inoltre, nelle successive lavorazioni, avere un grande semilavorato di partenza porta benefici in termini di flessibilità e riduzione degli scarti.

Figura 1.22: Lingotto ottenuto dopo la prima fusione tramite processo VAR. Fonte: [9]

Il processo VAR comincia con un primo elettrodo di fusione realizzato tramite compattazione meccanica di spugna di Titanio della giusta granulometria e di elementi necessari per ottenere la lega voluta. Il Titanio e gli altri elementi vengono opportunamente mixati in appositi miscelatori. Il composto così ottenuto, viene inserito in uno stampo e compattato a temperatura ambiente tramite pressa idraulica, in modo da ridurre la densità totale e gli spazi vuoti tra le particelle. Ne risultano blocchi sufficientemente compatti e coesi da essere manipolati senza sgretolarsi, come se fossero dei verdi di grandi dimensioni. A questo punto i blocchi vengono saldati assieme all'interno di una camera contenente gas inerte e si forma così l'elettrodo di fusione.

In figura 1.22 viene riportato uno schema di una fornace VAR:

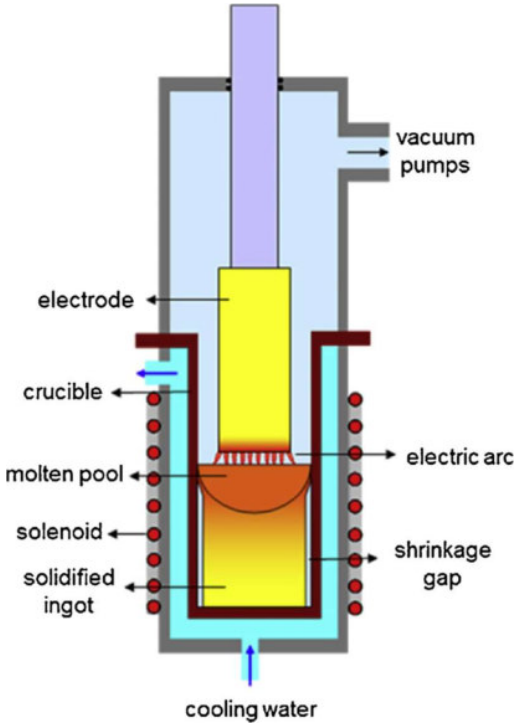


Figura 1.22: Schema di funzionamento del processo VAR. Fonte: [11]

L'elettrodo, una volta inserito nella fornace ad alto vuoto, viene fuso in un crogiolo di rame, dove si forma il nuovo lingotto. L'energia necessaria alla fusione è generata da un arco elettrico che si genera tra elettrodo e lingotto tramite l'applicazione di una differenza di potenziale. L'elettrodo consumabile fa da catodo e il lingotto che si sta formando funge da anodo. Per controllare e confinare l'arco elettrico si utilizza un campo magnetico generato da una bobina posta all'esterno del crogiolo, che permette anche di mantenere in agitazione il bagno fuso; ciò consente di ottenere una struttura chimicamente omogenea del lingotto. Di fondamentale importanza per ottenere un buon prodotto di fusione privo di difetti è il controllo del raffreddamento, che avviene tramite acqua. Anche la distanza tra lingotto in formazione ed elettrodo è molto importante e viene costantemente regolata. Questa determina la velocità di fusione e la grandezza della pozza fusa, che hanno ancora una volta conseguenze sul prodotto finito in termini di omogeneità chimica, difetti, porosità e segregazioni.

Per ottenere un buon lingotto, questo viene fuso in genere due volte, se si tratta di leghe comuni e poco legate, mentre tre volte se si sta producendo una lega alto legata e per usi speciali come rotori per velivoli aerospaziali. Il lingotto ottenuto dopo la fusione dell'elettrodo viene dunque introdotto nuovamente nella fornace ad alto vuoto e funge esso stesso da nuovo elettrodo. Il controllo dei parametri di processo si basa molto sull'esperienza degli operatori e varia in base al tipo di lega e alle dimensioni del lingotto da ottenere.

Poiché il Titanio è molto costoso, si cerca di riutilizzare gli scarti prodotti dalle lavorazioni alle macchine utensili in modo che vengano fusi. Non tutti gli scarti possono essere adoperati, ad esempio gli sfridi ottenuti mediante taglio a fiamma non sono tollerati, poiché l'elevate temperature raggiunte durante il taglio provocano la reazione del metallo con l'azoto presente nell'aria, che provocherebbe difetti interstiziali durante la fusione. Trucioli derivanti da lavorazioni al tornio sono invece ampiamente riutilizzati, ma necessitano di un'accurata pulizia e lavaggio per eliminare le tracce di lubrorefrigerante e frammenti di carburo di tungsteno proveniente da utensili usurati. Tali scarti vengono aggiunti in bassa percentuale durante la formazione dell'elettrodo e comunque devono essere di Titanio commercialmente puro oppure della stessa composizione della lega che si vuole ottenere.

1.3.3 Semilavorati siderurgici e prodotti finiti generici

Per semilavorati siderurgici si intendono tutta una serie di prodotti di partenza, detti anche sbozzati, che vengono poi lavorati tramite processi di laminazione, forgiatura, o altro e successivamente impiegati per la realizzazione di prodotti finiti. In generale, per metalli ad uso comune come è l'acciaio, tali semilavorati vengono prodotti a partire da processi di colata continua. Questo non è possibile per il Titanio, il quale si presenta sempre sotto forma di lingotto come grezzo di partenza, poiché necessita di essere fuso in apposite fornaci in ambiente protetto o sottovuoto, vista la grande reattività con l'ossigeno ad alte temperature. I semilavorati più comuni che si riscontrano nell'industria sono: billette, bramme e blumi, che servono per la produzione di barre, vergelle, piatti, lamiere, profilati, tubi e altro. Facendo riferimento ai processi di trasformazione di un metallo generico, in figura 1.23 vengono riportati i più comuni prodotti finiti ottenuti da semilavorati attraverso laminazione, che è un'operazione di deformazione plastica massiva molto comune.

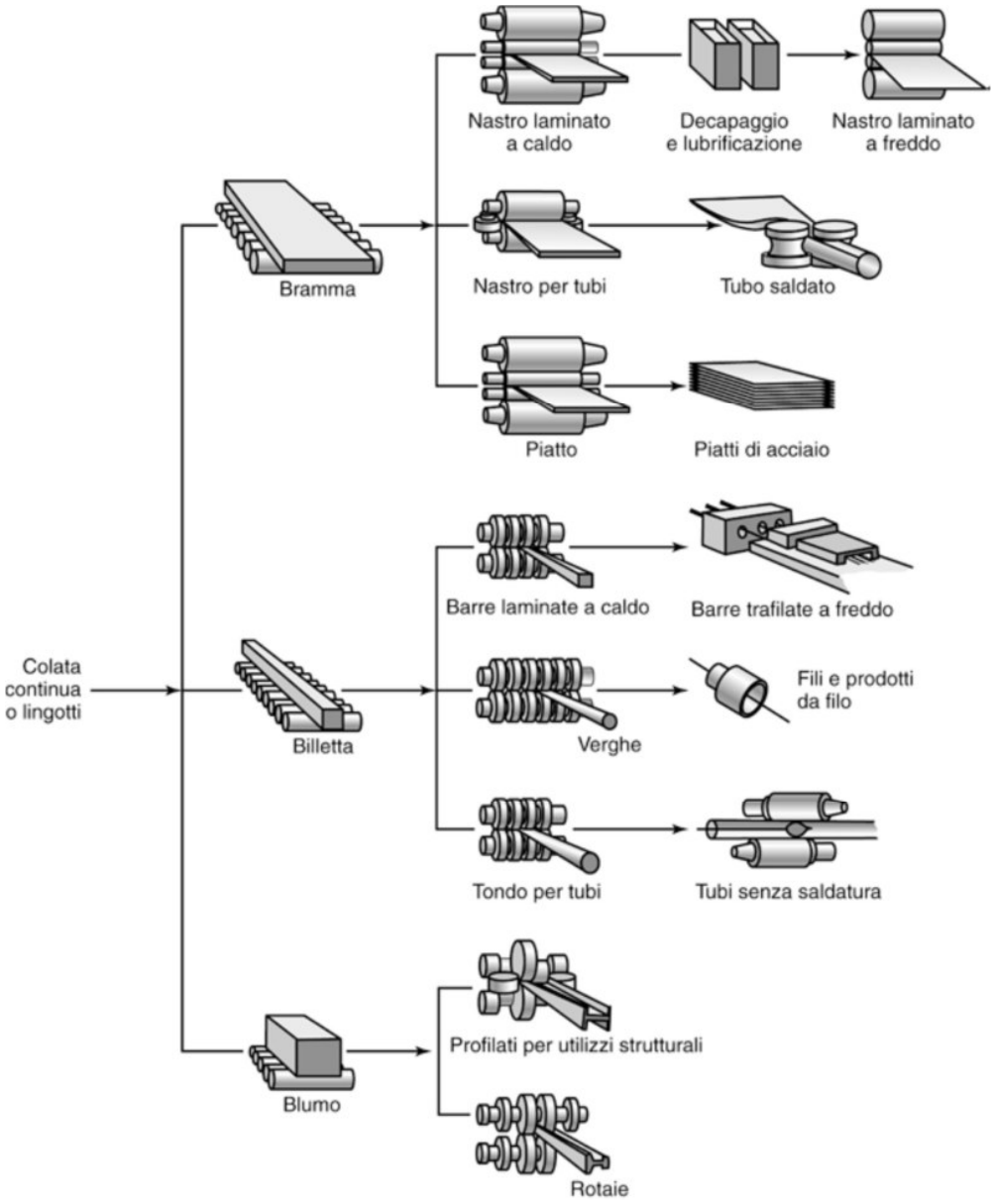


Figura 1.23: Schemi di laminazione per ottenere i più comuni prodotti finiti partendo da semilavorati siderurgici. Fonte: [12]

Con particolare riferimento all'industria del Titanio, i prodotti più comuni nel mercato sono invece billette, barre, piatti e lamiere, riportati nel grafico di figura 1.23.

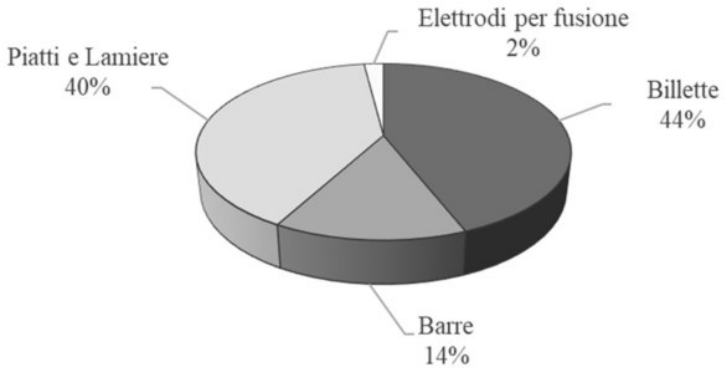


Figura 1.23: Distribuzione di prodotti in Titanio in base alla forma.
Fonte dati per elaborazione grafica: [9]

Si nota che le billette costituiscono buona parte del mercato e questo non deve affatto sorprendere, infatti sono utilizzate come semilavorato di partenza per un gran numero di processi di deformazione plastica massiva come la forgiatura o la laminazione. Billette, piatti e lamiere costituiscono circa l'84% dei prodotti richiesti dall'industria.

La realizzazione dei semilavorati parte dalla lavorazione di un lingotto ottenuto generalmente da un processo di fusione ad arco elettrico consumabile in alto vuoto, noto come VAR. Il lingotto subisce di solito un trattamento termico di omogenizzazione che prevede il riscaldamento per circa 20÷30 ore, a seconda della lega e delle dimensioni del lingotto, ad una determinata temperatura. Il Titanio presenta due forme cristalline allotropiche, chiamate fase α e β. Si definisce temperatura di transizione α-β la particolare temperatura che permette il passaggio dalla forma cristallina α alla β, secondo stati di equilibrio termodinamici, e si indica con T_β. Tale temperatura varia a seconda della lega considerata, ma approssimativamente compresa tra 882°*C* e 1045°*C*. Il trattamento di omogenizzazione è realizzato a circa 200÷450°*C* al di sopra di T_β, in base alla lega. Questa operazione che richiede tempo e molta energia, serve per eliminare le eventuali tensioni residue e permettere in seguito grandi deformazioni plastiche senza formazione di cricche nelle lavorazioni successive. La superficie del lingotto non si presenta liscia ed è ricoperta da uno strato di ossido, per questo si eseguono operazioni di molatura o tornitura. [9,14]

La lavorazione del lingotto avviene tramite forgiatura ad una temperatura di circa 150°*C* al di sopra della T_β e si riescono ad applicare deformazioni di circa 28÷38%. Tramite questa operazione si passa da una forma circolare ad una squadrata o semi-squadrata con spigoli stondati. La lavorazione prosegue sempre mediate forgiatura ad una temperatura inferiore a T_β di circa 35÷50°*C* , cioè all'interno di quello che viene chiamato campo α+β, in modo da ottenere una certa macrostruttura che è la base di partenza per realizzare la microstruttura voluta nelle fasi successive. Questa operazione permette di raggiungere deformazioni plastiche massive di circa il 30÷40% e di ottenere lo sbozzato desiderato. [9]

1.3.4 Piatti e lamiere

Per la realizzazione di piatti e lamiere si utilizza un blumo ottenuto per forgiatura che poi viene lavorato per assumere la forma di una bramma. Quest'ultima viene laminata a caldo per aumentare la deformazione imprimibile e diminuire drasticamente le forze in gioco. Lo stato di deformazione piano a cui è soggetto il pezzo in lavorazione, durante le fasi di laminazione, tende a generare cricche. Sono necessari pertanto vari trattamenti termici, operando comunque nel campo α+β. La deformazione plastica indotta dal processo e le temperature in gioco permettono l'ottenimento di una certa microstruttura finale (figura 1.24).

Una volta ottenuto circa lo spessore desiderato, le ultime fasi di laminazione vengono eseguite a freddo, previo opportuno decapaggio iniziale e lubrificazione. La tipologia di macchinario comunemente utilizzata per questo scopo, sia per metalli comuni che per il Titanio, è il laminatoio Sendzimir.
In figura 1.25 è rappresento uno schema di questo tipo di laminatoio, che viene utilizzato in genere a freddo.

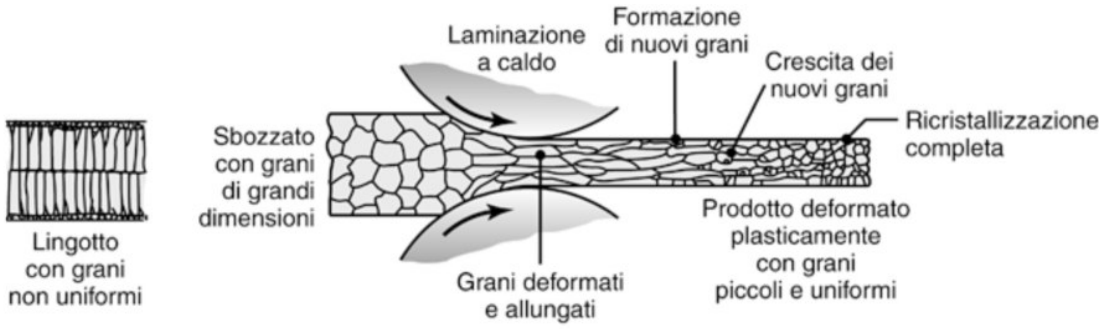


Figura 1.24: Cambiamento della microstruttura attraverso la laminazione caldo a partire da un semilavorato forgiato. Questo processo permette di ridurre la dimensione dei grani ottenendo una microstruttura che migliora le caratteristiche meccaniche di resistenza e duttilità. Fonte: [12]

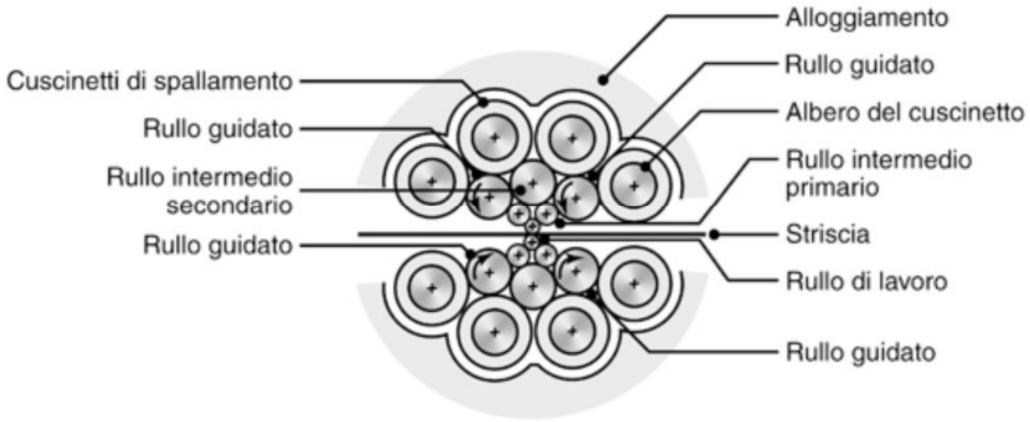


Figura 1.25: Laminatoio Sendzimir, utilizzato per laminazione a freddo permette di ottenere lo spessore desiderato entro una certa tolleranza e con buona finitura superficiale. Fonte: [12]

Lamiere e piatti vengono utilizzati molto spesso in campo aerospaziale. Con lo stesso processo produttivo si possono realizzare nastri. I nastri sono molto simili alle lamiere, ma hanno larghezza ridotta rispetto la lunghezza e in genere vengono avvolti in bobine. Sono utilizzati ad esempio per la produzione di tubi saldati che trovano impiego nell'industria chimica o in scambiatori di calore particolari, principalmente formati da Titanio commercialmente puro o lega Ti-3Al-2.5V. Quest'ultima si presta molto bene ad essere laminata a freddo e saldata ed è conosciuta come *grado9.*

1.3.5 Barre

Le barre in Titanio vengono utilizzate per realizzare barre filettate, viti, oppure molto spesso componenti ottenuti mediante tornitura. In questo lavoro di tesi sono stati caratterizzati e testati a fatica alcuni provini ottenuti a partire da barre in lega Ti-6Al-4V. Billette e barre di grande diametro sono ottenute attraverso un particolare processo chiamato forgiatura rotativa, in inglese conosciuto come GFM (rotary general Forging Machine), oppure mediante classica forgiatura. Per realizzare barre si parte da una billetta, in genere non di grandi dimensioni, che viene riscaldata attraverso un forno o ad induzione, per poi essere sottoposta a processi di deformazione plastica massiva a caldo. La forgiatura rotativa consiste in una serie di stampi, chiamati volgarmente martelli, disposti radialmente rispetto al pezzo da lavorare. Questi colpiscono il metallo in maniera analoga a quanto avviene per la comune fucinatura con un maglio. La billetta viene afferrata da un mandrino che la mette in rotazione e la spinge all'interno della macchina, permettendo una forgiatura radiale rotativa. Molto spesso i mandrini sono due, uno che immette il pezzo nella macchina e l'altro che lo afferra all'uscita e lo trascina fuori. Vi sono tuttavia macchine di questo tipo con un solo mandrino, ma non sono adatte alla produzione di barre, bensì alla forgiatura di componenti assial-simmetrici con variazione di diametro, come ad esempio alberi per motori di aerei. In figura 1.26 viene riportato uno schema di funzionamento del processo di forgiatura rotativa.

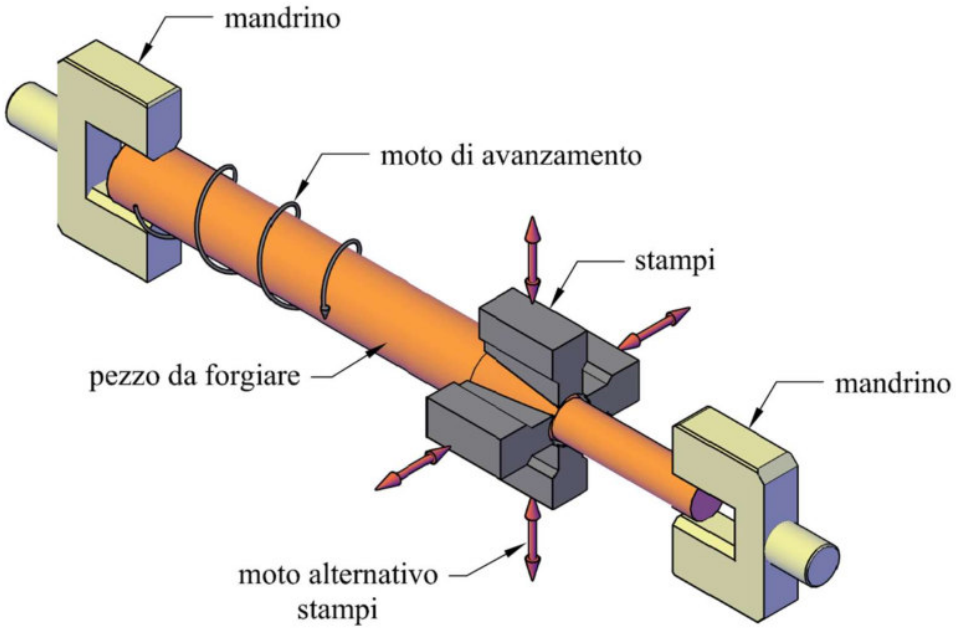


Figura 1.26: Schema di funzionamento di una macchina per forgiatura rotativa o GFM (rotary General Forging Machine). Il pezzo da forgiare si trova ad una temperatura tale da permettere la deformazione plastica massiva.

Il processo di forgiatura rotativa permette di accorciare i tempi di lavorazione rispetto alla forgiatura classica, riducendo anche il numero di riscaldamenti intermedi necessari, inoltre è un sistema molto flessibile perché consente di forgiare anche componenti più complessi ottenendo pezzi near-net shape. Infine tale processo permette di ottenere una buona accuratezza dimensionale rispetto ad altri metodi di forgiatura. Durante la lavorazione la billetta deve subire grandi deformazioni plastiche e per questo a volte sono necessari trattamenti termici intermedi e più cicli di forgiatura. Le grandi deformazioni e le temperature in gioco determinano le caratteristiche macro e microstrutturali del prodotto finito. Con la macchina per forgiatura rotativa si riescono a gestire molto bene i parametri di processo e quindi avere un controllo sulle caratteristiche della barra o del prodotto finale. C'è da sottolineare che sebbene il processo descritto sia conveniente dal punto di vista economico, esso non permette la produzione di barre o componenti molto lunghi, ma questo in genere non è un problema nell'industria del Titanio, dove si preferisce una produzione più flessibile. In ogni caso le barre di questo metallo presentano lunghezze ridotte perché i grezzi di partenza sono lingotti non molto grandi e comunque c'è l'esigenza

di limitare l'esposizione del Titanio all'ossigeno ambientale, visto la sua nota reattività alle alte temperature. In figura 1.27 si vede la produzione una barra reale di diametro importante attraverso forgiatura rotativa.

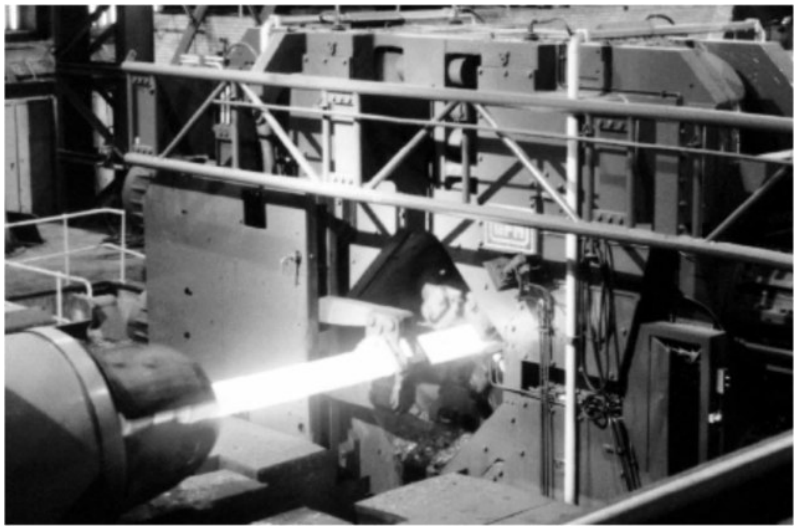


Figura 1.27: Riduzione del diametro di una billetta tramite il processo di deformazione plastica massiva di forgiatura rotativa o GFM. Fonte: [9]

Le barre così ottenute hanno diametro non molto piccolo e necessitano sempre di operazioni di molatura superficiale o tornitura per portarle in tolleranza geometrica, cioè conferire una certa cilindricità e finitura superficiale. Le barre di diametro ridotto vengono prodotte per laminazione a caldo. Si parte comunque da una barra o billetta forgiata e poi si costringe quest'ultima a passare attraverso dei rulli sagomati. Questo sistema permette di ottenere ottime barre in termini di microstruttura, forma e finitura. Il macchinario utilizzato a tale scopo è noto anche come *laminatoio Kokcs*. In figura 1.28 è riportato uno schema di laminazione a rulli sagomati del laminatoio appena citato.

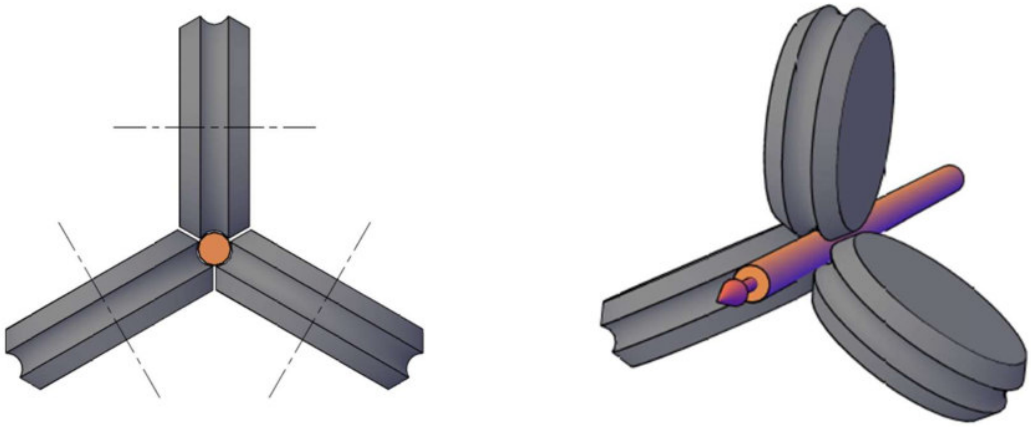


Figura 1.28: Schema di laminazione a caldo con rulli sagomati. Laminatoio tipo Kocks.

In maniera analoga si possono ricavare le vergelle, che sono dei semilavorati in genere di piccola sezione circolare ottenuti per laminazione e che vengono commercializzati in rotoli. Il range di diametri ottenibili è 7÷60 *mm* per barre laminate a caldo e successivamente pelate e rettificate, mentre il diametro delle vergelle è di circa 7÷13 *mm* [13].

1.4 Metallurgia di base

1.4.1 Struttura cristallina e fasi

Il Titanio è un elemento allotropico, cioè può assumere più forme cristalline. A temperatura ambiente cristallizza nella forma esagonale compatta E.C. (o Hexagonal Close Packed, H.C.P.), chiamata fase α. Ad alta temperatura cambia struttura cristallina e passa alla fase β, che è di forma cubica a corpo centrato C.C.C. (o Body Centered Cubic, B.C.C.). Convenzionalmente per rappresentare queste strutture si schematizzano gli atomi come sfere disposte ai vertici del reticolo cristallino (figura 1.29).

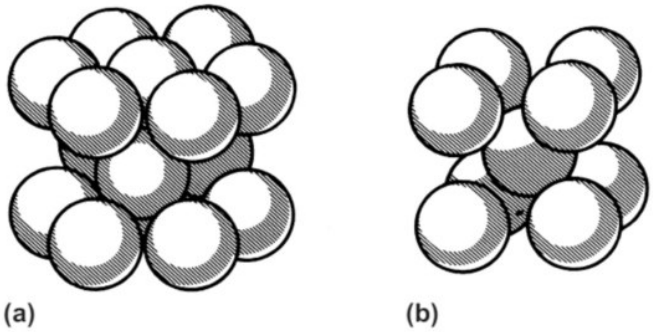


Figura 1.29: Forme cristalline del Titanio: a) Esagonale compatta HCP della fase α
b) Cubica a corpo centrato CCC della fase β

Fonte: [14]

Le proprietà di un metallo sono influenzate anche dalla sua struttura cristallina, per questo motivo in metallurgia si studiano i reticoli e le celle unitarie. La figura precedente mostra in modo semplice ed elementare la disposizione degli atomi nelle due strutture del Titanio, ma questa rappresentazione non è sufficiente per comprenderne le caratteristiche. In figura 1.30 si riportano dunque le strutture cristalline del Titanio complete di parametri reticolari ed indicazione dei piani principali cristallini.

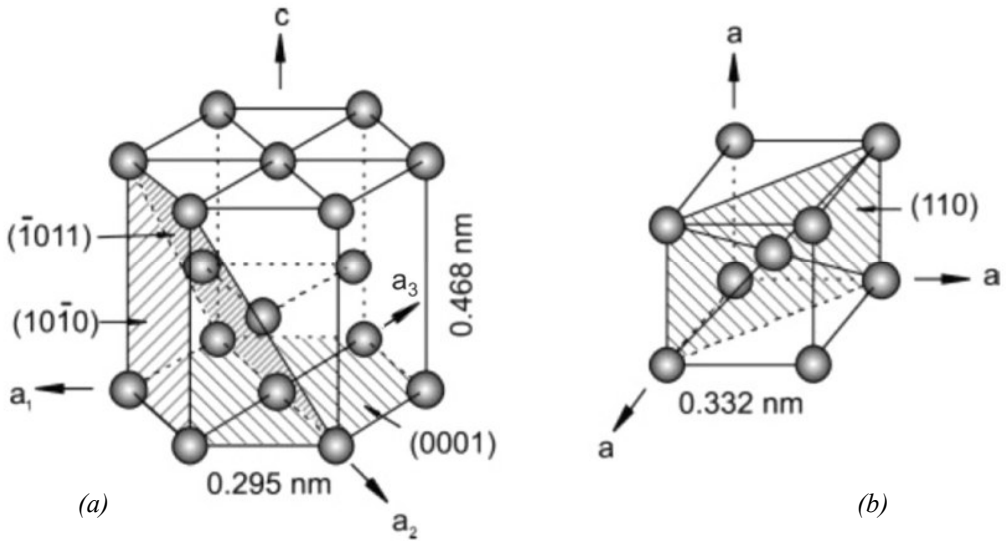


Figura 1.30: Strutture cristalline del Titanio: (a) cella unitaria HCP della fase α, (b) cella unitaria CCC della fase β
Fonte: [3]

La cella CCC può essere interamente descritta da un unico parametro reticolare a. In figura 1.30 *(b)* si notano tre assi cristallografici denominati tutti a, infatti la cella gode di completa simmetria geometrica. Per Titanio con fase β ad una temperatura di 900 *°C,* a = 0,332 *nm* [3].

Per identificare i piani cristallini e le direzioni all'interno di una cella unitaria, si utilizzano gli indici di Miller-Bravais, in genere denominati (hkl). Le direzioni sono espresse tramite vettori, che per convenzione si indicano tra parentesi quadre. Le componenti, ridotte agli interi più piccoli, sono [hkl] espresse nel sistema di riferimento della cella unitaria. L'insieme delle direzioni equivalenti per simmetria del reticolo a [hkl] si denota con <hkl>.
I piani cristallini invece si indicano tra parentesi tonde. Gli indici (hkl) sono i reciproci delle intersezioni, normalizzate a numeri interi, del piano con gli assi cristallografici. L'insieme dei piani equivalenti per simmetria del reticolo a (hkl) si indicano con{hkl}.
Per descrivere un qualsiasi piano cristallino è sufficiente:

- Scegliere un piano parallelo o coincidente al piano che si vuole descrivere, non passante per l'origine (0,0,0).
- Identificare le intersezioni di tale piano con gli assi cristallografici, tramite frazioni
- Eseguire il reciproco delle intersezioni frazionarie individuate (nota: $1/\infty \rightarrow 0$)
- Normalizzare le frazioni agli interi più piccoli
- Soprassegnare i numeri negativi (esempio: $-1 \rightarrow \bar{1}$)

La cella HCP necessita di due parametri reticolari a e c per essere descritta. La fase α del Titanio ha un rapporto a/c = 1,587 (il suo valore teorico sarebbe a/c = 1,633); a = 0.295*nm* e c = 0,468*nm* [3]. In figura 1.30 *(a)* si notano quattro assi: a_1, a_2, a_3 e c. Per descrivere piani e direzioni in una struttura esagonale, si utilizzano quattro indici di Miller-Bravais (hkil). La descrizione a quattro indici è concettualmente identica a quella con tre indici, ma vale la seguente relazione:

$$i = -h - k \tag{1.5}$$

Nelle strutture esagonali compatte i piani {0001} sono detti basali, i piani $\{10\bar{1}0\}$ sono detti prismatici e gli altri, ad esempio $\{10\bar{1}1\}$, sono detti piramidali.

La cella esagonale compatta della fase α del Titanio ha, per sua natura, caratteristiche anisotrope. Le proprietà meccaniche e termiche cambiano a seconda della direzione cristallografica considerata. Il modulo di Young, per il Titanio puro di fase α, è di 145˙000 *MPa* nella direzione ortogonale al piano basale (0001) e scende a 100˙000 *MPa* lungo la direzione parallela a tale piano (figura 1.31). [9]

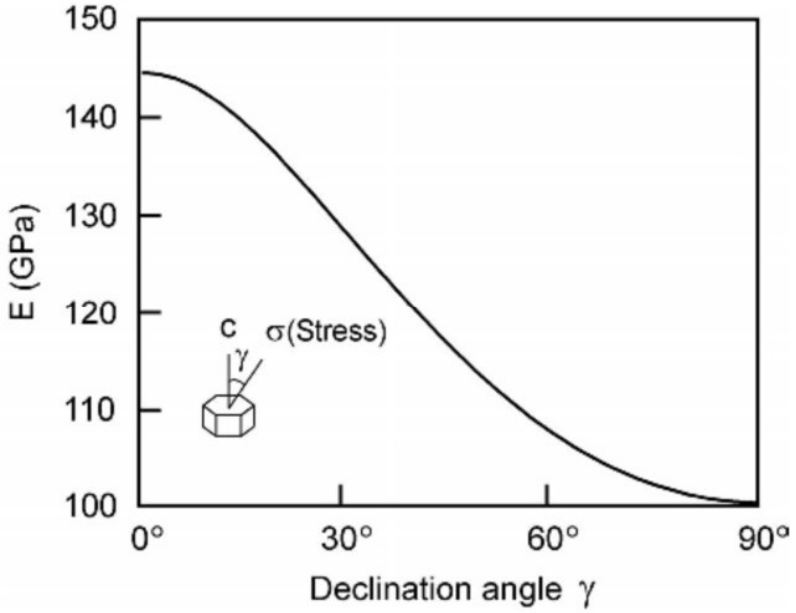


Figura 1.31: Modulo elastico E [GPa] di un singolo cristallo α di Titanio in funzione dell'angolo γ formato con la direzione ortogonale al piano basale (0001). Fonte [9]

La fase α presenta inoltre una limitata deformabilità plastica rispetto alla fase β, con conseguente scarsa duttilità del materiale. Questo è dovuto al fatto che la cella esagonale compatta presenta pochi sistemi di scorrimento e il moto delle dislocazioni è limitato. La cella cubica a corpo centrato, invece, presenta molti più sistemi di scorrimento. I sistemi di scorrimento di una struttura cristallina sono dati dal prodotto del numero di piani di scorrimento, che sono quelli a maggior grado di impacchettamento atomico, per il numero di direzioni di scorrimento possibili in tale piano. In tabella 1.2 vengono riportati alcuni parametri caratteristici delle strutture cristalline del Titanio ed in particolare si notano i piani di scorrimento della fase α {0001} e quelli della fase β {110}.

Struttura	**N**	**NC**	**D**	**Piani di scorrimento Sistemi di scorrimento**		**Sistemi di scorrimento per cella unitaria**	**Densità atomica piano di scorrimento**
				indici	numero		
HCP c/a = 1,587	6	12	74%	{0001} <11$\bar{2}$0>	1 3	1 x 3 = 3	≈ 91%
CCC	2	8	68%	{110} <111>	6 2	6 x 2 = 12	≈ 83%

N Numero atomi per cella unitaria
NC Numero di coordinazione
D Densità di impacchettamento

Tabella 1.2: Parametri caratteristici delle strutture cristalline del Titanio. Fonte dati: [3]

Sebbene la struttura HCP della fase α del Titanio consenta pochi sistemi di scorrimento, con conseguente limitata deformabilità, presenta però un altro meccanismo di deformazione plastica, che è il geminato (twin). Il reticolo cristallino, se soggetto a carichi che inducono deformazione plastica, può dunque scorrere lungo un piano di scorrimento o deformarsi in maniera speculare rispetto ad un piano di geminazione. In figura 1.32 vengono rappresentati i due fenomeni di scorrimento e geminazione appena descritti. C'è da sottolineare che elementi in lega sostituzionali come Al oppure interstiziali come O, tendono a inibire il fenomeno della geminazione, che pertanto appartiene essenzialmente al Titanio commercialmente puro.

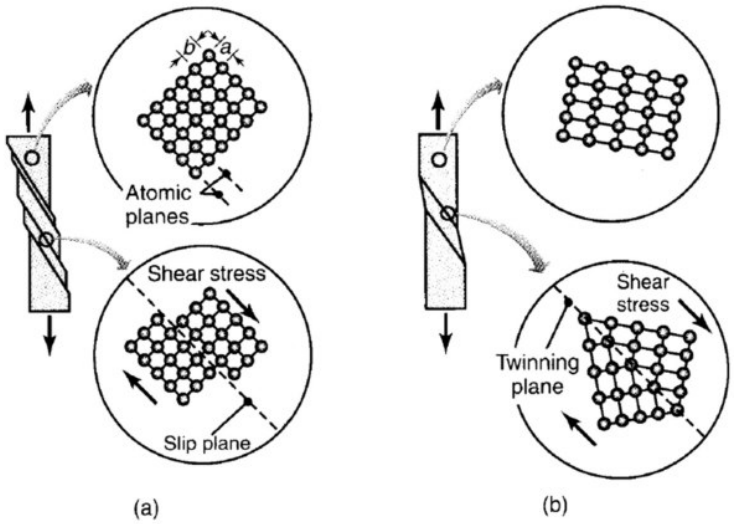


Figura 1.32. Deformazione di un singolo cristallo. a) scorrimento, b) geminazione. Fonte: [12]

Un altro fenomeno che riguarda le strutture cristalline del Titanio e che ha effetti sulle caratteristiche meccaniche del materiale è il riarrangiamento degli atomi durante il passaggio da fase β a fase α, cioè durante la solidificazione o raffreddamento del metallo. I piani {110} della struttura cristallina CCC diventano i piani {0001} della struttura HCP. Tale trasformazione è accompagnata da una distorsione del reticolo. Poiché i piani {110} della fase β sono 6 e vi sono 2 direzioni di scorrimento per ogni piano, ne conseguono 12 possibili configurazioni della fase α (figura 1.33). Questo permette la formazione di più grani di fase α con diverse orientazioni, che conferiscono nel complesso una certa isotropia al materiale, nonostante la intrinseca anisotropia dalla cella HCP.

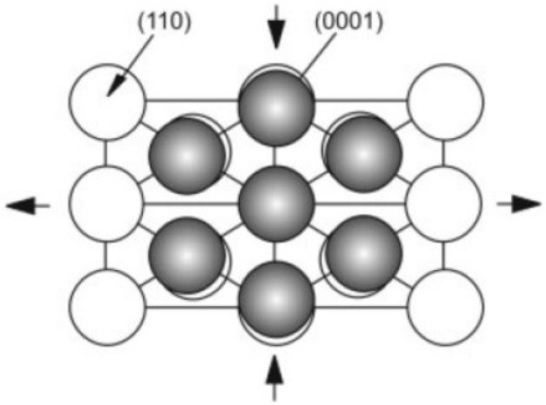


Figura 1.33: Trasformazione dalla fase β alla fase α, ovvero passaggio tra struttura cristallina CCC a HCP durante il raffreddamento del metallo. Fonte: [3]

1.4.2 Temperature di transizione α-β e di fusione

La temperatura alla quale avviene il passaggio tra la fase α e β è denominata *temperatura di transizione α-β* (o *β-transus*), si indica con T_β e dipende dalla lega considerata. Essa viene definita come la più bassa temperatura di equilibrio per la quale si ha 100% di fase β. Per il Titanio in forma pura, T_β si può assumere di 882 ± 2°*C*, che è la media di vari valori ottenuti con metodi sperimentali diversi. Estrapolando i dati dal diagramma di fase binario Ti-O si ottiene il medesimo valore [15]. In figura 1.30 viene riportata una tabella che mostra il valore della temperatura di transizione α-β determinato con diverse tecniche sperimentali.

Reference(a)	Transformation temperature (IPTS-68),°C	Experimental technique
[51Mcq]	883	Hydrogen pressure
[51Duw]	882 ± 4	Cooling curve
[52Kot]	881	Drop calorimetry
[57Sco]	883 ± 2	Adiabatic calorimetry
[67Rud]	882	DTA
[74Cor]	~882	Electrical resistivity
[76Etc]	882 ± 2	Dilatometry
[78Cez](b)	893 ± 6	Pulse heating and resistivity
[84Mca]	883 ± 2	DTA (cooling, heating)
Assessed	882 ± 2	

(a) Full citations given in *Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys*, ASM International, 1987, p 1-4. (b) The transformation temperature value reported by [78Cez] is considered incorrect due to the use of pulse heating (2500 to 2700 °C/s).

Figura 1.30: Temperatura di transizione α-β per Titanio puro ottenuto mediante diverse procedure sperimentali. Fonte: [15]

La temperatura di transizione α-β è importante da conoscere specialmente per le leghe, infatti molti trattamenti termici che vengono eseguiti per ottenere una certa microstruttura del materiale, sono in funzione di T_β.

Per quanto riguarda la temperatura di fusione, questa dipende molto dalla lega considerata, comunque il Titanio puro fonde a 1670 ± 5 °C [15]. Durante la fusione, nel passaggio da solido a liquido, vi è una sensibile diminuzione di densità (circa 150 kg/m^3). Si osserva una diminuzione della densità anche durante il cambiamento di fase da α a β, infatti la struttura cristallina HCP ha un maggior numero di impacchettamento atomico rispetto a alla CCC.
In figura 1.31 viene rappresentato in maniera schematica il cambiamento di fase del Titanio, con le temperature caratteristiche. In figura 1.32 invece è riportato l'andamento della densità in funzione della temperatura, in particolare si nota la variazione durante la trasformazione da fase α a β e durante il passaggio di stato da solido a liquido.

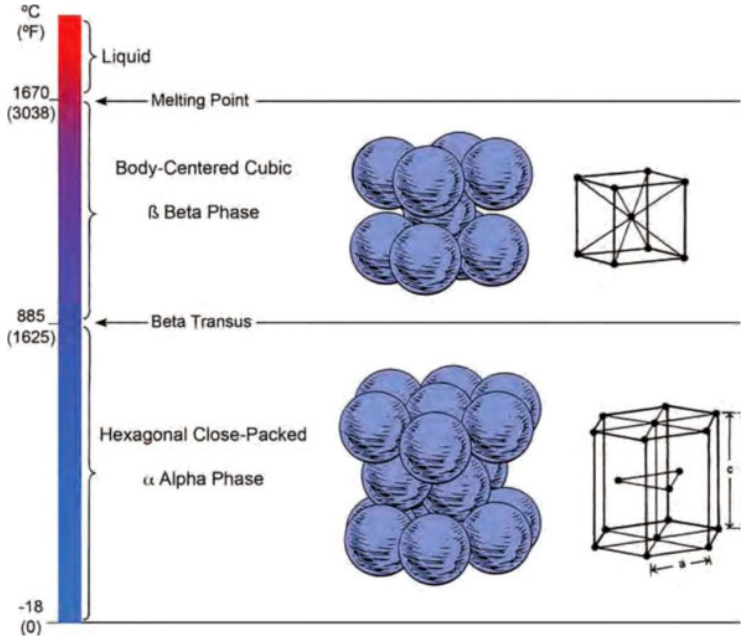


Figura 1.31: Strutture cristalline del Titanio. Per il metallo puro si ha forma cristallina esagonale compatta HCP (fase α) a temperature inferiori a $T_\beta \approx 882°C$ e cubica a corpo centrato CCC (fase β) da T_β a 1670°C per la quale si ha fusione. Fonte: [16]

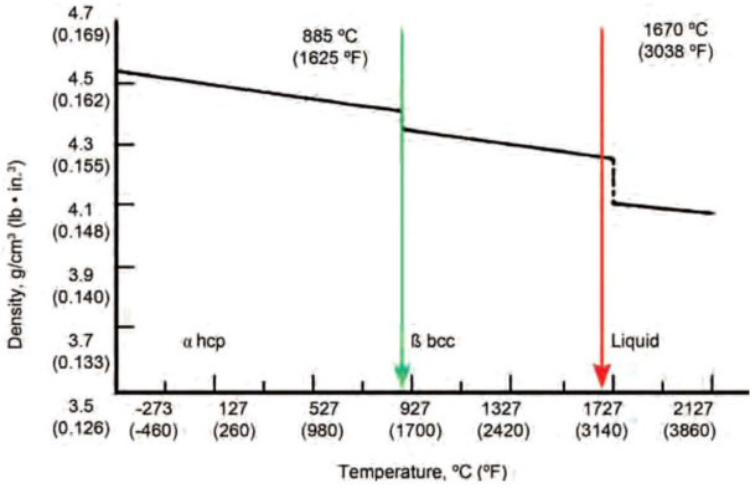


Figura 1.32: Densità del Titanio puro in funzione della temperatura.
Il volume aumenta nel passaggio da fase α con struttura HCP a fase β con struttura CCC. Fonte: [16]

1.4.3 Classificazione degli elementi alliganti e delle leghe

L'aggiunta di elementi in lega al Titanio puro consente di migliorare alcune caratteristiche fisiche, meccaniche, termiche e di resistenza alla corrosione, ampliando così il campo di applicabilità di questo metallo. Le leghe rispondono in maniera differente ai trattamenti termici e offrono la possibilità di ottenere varie microstrutture. Anche la lavorabilità alle macchine utensili o la saldabilità cambiano in base alla lega. Gli elementi alliganti vanno ad influenzare la temperatura di transizione T_β e per questo si dividono in:

- α-stabilizzanti: questi elementi aumentano la temperatura alla quale si ha fase α. Il più utilizzato come alligante è l'alluminio, che è un elemento sostituzionale, cioè va a rimpiazzare gli atomi di Titanio all'interno della cella HCP. Altri elementi, come ossigeno, azoto e carbonio, si insidiano tra gli spazi vuoti del reticolo cristallino e per questo sono detti interstiziali. Vi sono anche altri elementi che vengono utilizzati più raramente per la formazione di leghe, come gallio e germanio. In genere gli α-stabilizzanti aumentano la resistenza a discapito della duttilità e aumentano la resistenza al creep.
- β-stabilizzanti: questi elementi diminuiscono la temperatura T_β e stabilizzano la fase β a basse temperature. Esistono β-stabilizzanti isomorfi, come vanadio, tantalio, niobio e molibdeno e β-stabilizzanti eutettoidici, come nickel, cromo, cobalto, manganese, tungsteno, rame, silicio e ferro. Gli eutettioidici permettono la formazione a basse temperature di fase beta assieme a composti intermetallici come il TiFe. Questi elementi permettono di aumentare la duttilità, ma anche la risposta a trattamenti termici, dando la possibilità di aumentare la resistenza.
- elementi neutri: non hanno molta influenza sulla temperatura di transizione T_β, ma aumentano la resistenza e la resistenza al creep. Principalmente si utilizzano stagno e zirconio.

In seguito vengono elencati alcuni dei più utilizzati alliganti per il Titanio (tabella 1.3).

α-stabilizzanti	**β-stabilizzanti isomorfi**	**β-stabilizzanti eutettoidici**	**neutri**
Alluminio	Vanadio	Rame	Zirconio
Gallio	Niobio	Argento	Afnio
Germano	Tantalio	Oro	Stagno
Lantanio	Molibdeno	Indio	
Cerio	Renio	Piombo	
Ossigeno		Bismuto	
Azoto		Cromo	
Carbonio		Tungsteno	
		Manganese	
		Ferro	
		Cobalto	
		Nickel	
		Uranio	
		Idrogeno	
		Silicio	

Tabella 1.3: Classificazione dei maggiori elementi alliganti nelle leghe di Titanio. Fonte dati: [16]

L'effetto qualitativo sulla temperatura T_β dei vari elementi alliganti è rappresentato in figura 1.33:

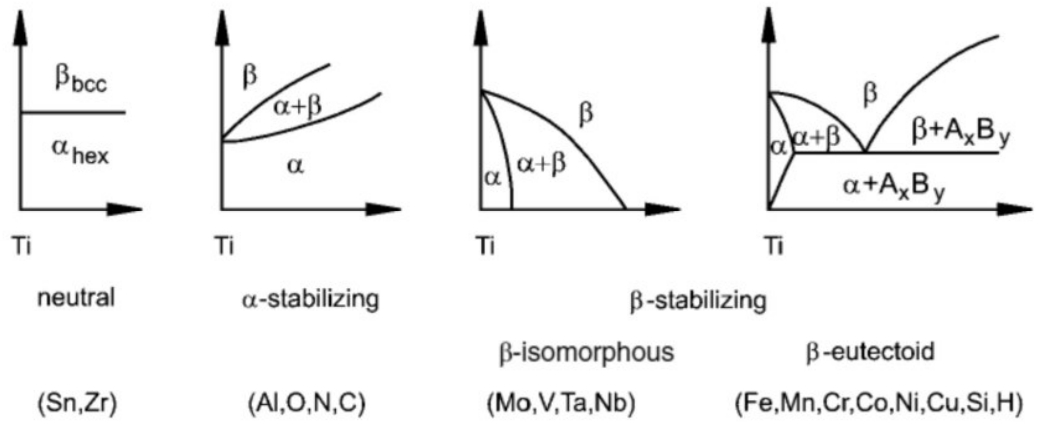


Figura 1.33: Classificazione degli elementi alliganti del titanio in base alla loro influenza sulla temperatura di transizione T_β. Fonte: [3]

Le leghe di titanio vengono suddivise in base agli elementi alliganti presenti e si distinguono in tre categorie: leghe α, leghe α+β e leghe β, oltre che al Titanio commercialmente puro. In figura 1.34 è rappresentato un diagramma tridimensionale con la classificazione delle leghe in base al contenuto di alluminio come α-stabilizzante e vanadio come β-stabilizzante.

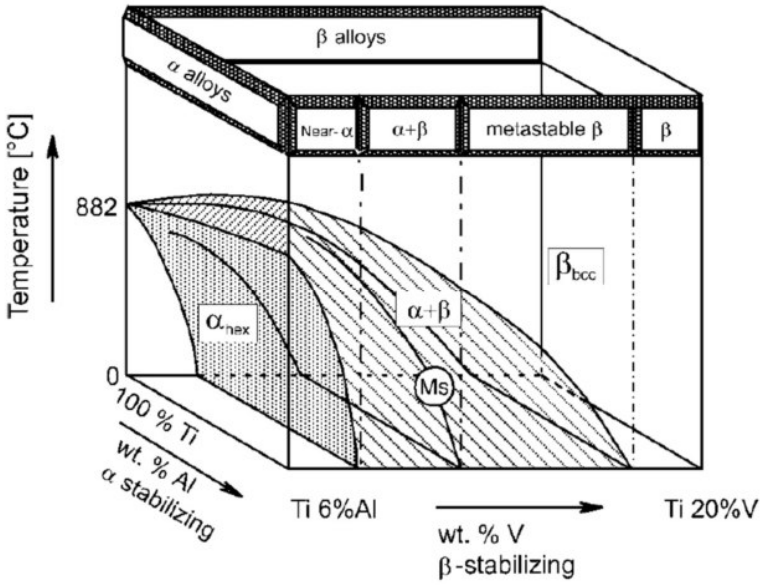


Figura 1.33: Classificazione delle leghe di Titanio in base alla percentuale di elementi α-stabilizzanti e β-stabilizzanti presenti in lega [3]

1.4.3.1 Leghe α

Le leghe di tipo α sono quelle che a temperatura ambiente presentano una struttura principalmente esagonale compatta, caratteristica appunto della fase α del Titanio. Gli elementi alliganti presenti in queste leghe sono α-stabilizzanti e neutri. In genere l'alluminio è l'elemento più utilizzato in questa tipologia di leghe e va a sostituirsi a atomi di Titanio, infatti è detto elemento sostituzionale e la lega mantiene un reticolo cristallino HCP. Il diagramma di stato Ti-Al mostra come al variare della percentuale di alluminio cambino le temperature di passaggio di stato e fase (figura 1.34).

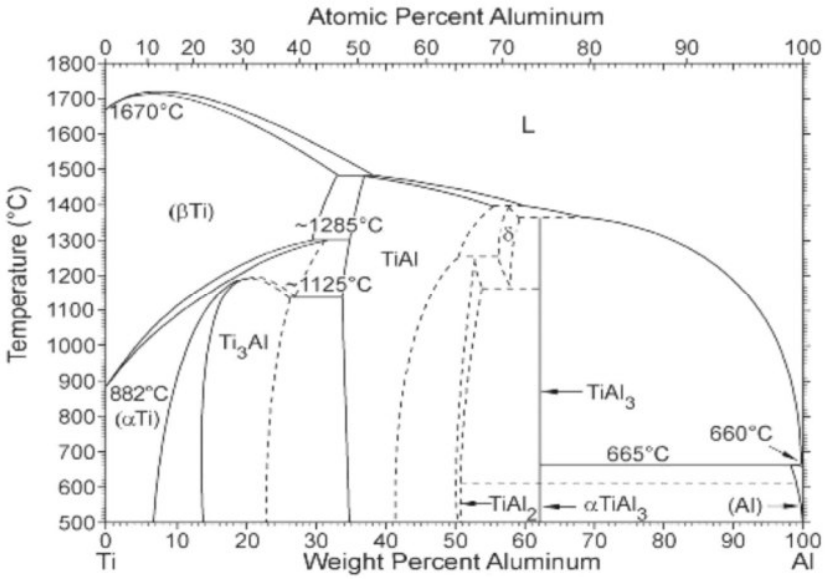


Figura 1.34: Diagramma di stato binario Ti-Al. Fonte: [9]

L'alluminio influenza le caratteristiche di resistenza e duttilità a temperatura ambiente della lega (figura 1.35).

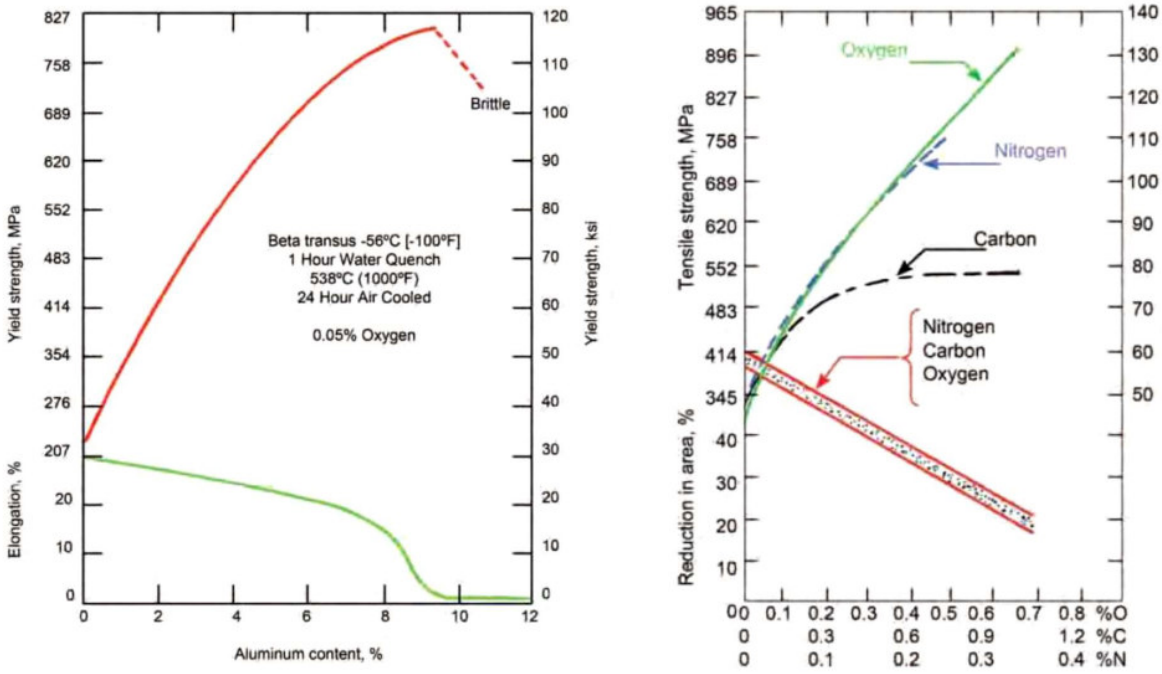


Figura 1.35: Effetti della presenza di alluminio e elementi interstiziali (O, N, C) sulla tensione di snervamento e duttilità della lega. Fonte: [16]

La struttura cristallina esagonale compatta, arricchita con atomi sostituzionali di alluminio, presenta un notevole incremento della tensione di snervamento all'aumentare della percentuale di Al, ma una diminuzione di duttilità, che rimane comunque accettabile fino a circa l'8% in peso di Al (figura 1.35). Elementi interstiziali come ossigeno, azoto e carbonio producono effetti simili, ma la loro percentuale in lega deve essere bassa e controllata, altrimenti la duttilità cala drasticamente. L'uso di alliganti neutri come stagno e zirconio in combinazione con l'alluminio può portare ad infragilimento. [16]

Le leghe α non rispondono ai trattamenti termici e per questo presentano una buona saldabilità. Sono state studiate leghe dette quasi-α per applicazioni ad alte temperature e leghe α di tipo avanzato come gli alluminuri di Titanio (TiAl, Ti_3Al), con eccellenti proprietà ad elevate temperature per uso aerospaziale [3, 16].

Le caratteristiche delle leghe α sono [3, 9, 16]:

- moderata resistenza a trazione ad alte temperature (rispetto α+β e β)
- buona saldabilità
- buona resistenza al creep
- buona tenacità a frattura
- ottima resistenza alla corrosione
- scarsa duttilità
- non trattabili termicamente
- scarsa formabilità a temperatura ambiente

1.4.3.2 Leghe α +β

Queste leghe contengono sia fase α con struttura cristallina HCP, che fase β con struttura CCC. Il rapporto tra le due fasi dipende dalla quantità di elementi α-stabilizzanti o β-stabilizzanti utilizzati. Le proprietà fisiche, chimiche, meccaniche e tecnologiche di questa categoria di leghe, sono intermedie a quelle delle leghe α e β, in relazione alle percentuali delle fasi presenti. Si possono dunque ottenere leghe con caratteristiche equilibrate e di compromesso, infatti sono le più utilizzate. Moltissime di queste leghe contengono alluminio, che influenza molto la resistenza soprattutto ad elevate temperature (figura 1.36).

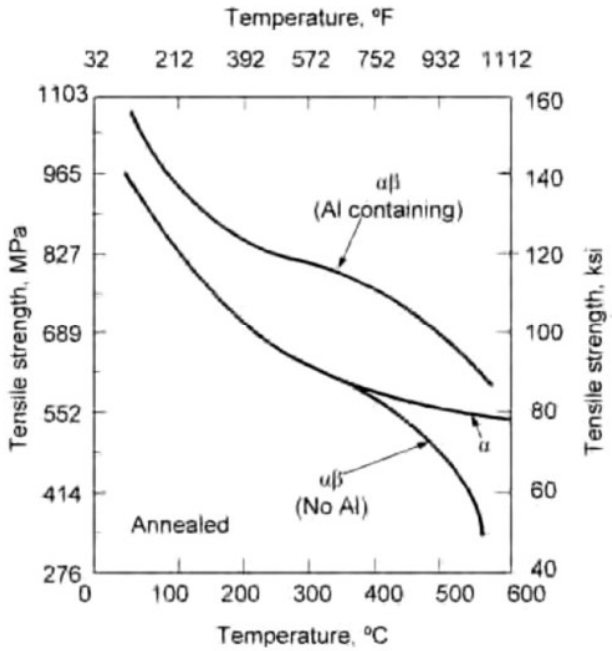


Figura 1.36: Resistenza a trazione delle α+β con o senza Al in funzione della temperatura. Fonte: [16]

Gli elementi β-stabilizzanti isomorfici più comuni sono vanadio e molibdeno, che conferiscono maggiore duttilità e resistenza a trazione anche ad elevate temperature, ma scarsa resistenza al creep a causa della struttura CCC. La saldabilità è in genere scarsa, ma sempre in ragione al rapporto tra le fasi. A temperatura ambiente si può avere da un 10% fino al 50% di fase β, ma sopra il 20% la lega non è saldabile. Queste leghe sono facilmente lavorabili in generale e presentano inoltre una buona forgiabilità. Grazie ai trattamenti termici e alle microstrutture ottenibili, sono molto attraenti a livello industriale, infatti ricoprono più del 50% del mercato del Titanio. La lega più conosciuta e utilizzata è il Ti-6Al-4V, una delle prime ad essere stata studiata e che ha riscontrato molto successo in ambito aerospaziale e biomedicale grazie alle sue proprietà bilanciate [3, 15, 16].

Caratteristiche delle leghe α +β [3, 9, 16]:

- possibilità di trattamenti termici per aumentare la resistenza
- scarsa saldabilità (dipende dalla lega. Es: Ti-6Al-4V si salda bene)
- buona lavorabilità
- buona resistenza alle alte temperature
- buona tenacità a frattura
- la microstruttura della fase α influisce molto sulle proprietà
- generalmente si usano allo stato ricotto

1.4.3.3 Leghe β

Le leghe tipo β contengono molti più elementi β-stabilizzanti rispetto alle leghe α +β. La fase β metastabile può essere mantenuta anche a temperatura ambiente grazie a trattamenti termici di tempra o, per piccole sezioni, semplice raffreddamento in aria. Queste leghe presentano un'ottima forgiabilità, ma soprattutto possono essere deformate a freddo con facilità. Lamiere in lega di Titanio β sono utilizzate per piegature a freddo, poiché si comportano molto meglio rispetto alle altre leghe alto resistenziali α o α +β. Alle alte temperature non si comportano molto bene, poiché la fase β è metastabile e dopo il raffreddamento incontrollato parte di questa si trasforma in fase α. La resistenza al creep è bassa e presentano alta duttilità, che dipende però dal trattamento termico. Si possono ottenere appositamente leghe con parziale fase β trasformata in α, che risulta finemente dispersa e conferisce un'elevata resistenza, superiore a quella ottenibile con leghe α +β. Attraverso i trattamenti termici si possono ottenere resistenza alla trazione superiori ai 1˙400 *MPa.* La tenacità a frattura di queste leghe è in genere superiore alle altre categorie. La grande quantità di β-stabilizzanti presenti in queste leghe ne fa aumentare la densità con conseguente riduzione della resistenza specifica [3, 14, 16].

Le caratteristiche delle leghe α +β sono [16]:

- possibilità di trattamenti termici per aumentare la resistenza
- eccellente lavorabilità
- 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)
- formabilità a freddo
- buona tenacità a frattura e bassa velocità di propagazione della cricca

1.4.3.4 Confronto tra tipologie di leghe

La tabella 1.4 mostra e riassume in maniera qualitativa le principali caratteristiche delle tre macro categorie di leghe del Titanio: leghe α, leghe β e leghe α +β. Si sono trascurate quelle particolari leghe che hanno caratteristiche intermedie e che vengono chiamate near-α e near-β.

	α	α +β	β
Densità (+ indica densità minore)	+	+	−
Resistenza	−	+	++
Duttilità	−/+	+	+/−
Tenacità a frattura	+	−/+	+/−
Resistenza al creep	+	+/−	−
Resistenza a corrosione	++	+	+/−
Resistenza a ossidazione	++	+/−	−
Saldabilità	+	+/−	−
Formatura a freddo	−−	−	−/+

Tabella 1.4: Confronto qualitativo delle proprietà delle varie leghe in Titanio. Fonte: [3]

La figura 1.37 mette in evidenza la tendenza delle proprietà meccaniche e tecnologiche delle leghe in Titanio in base alla presenza di α-stabilizzanti o β-stabilizzanti.

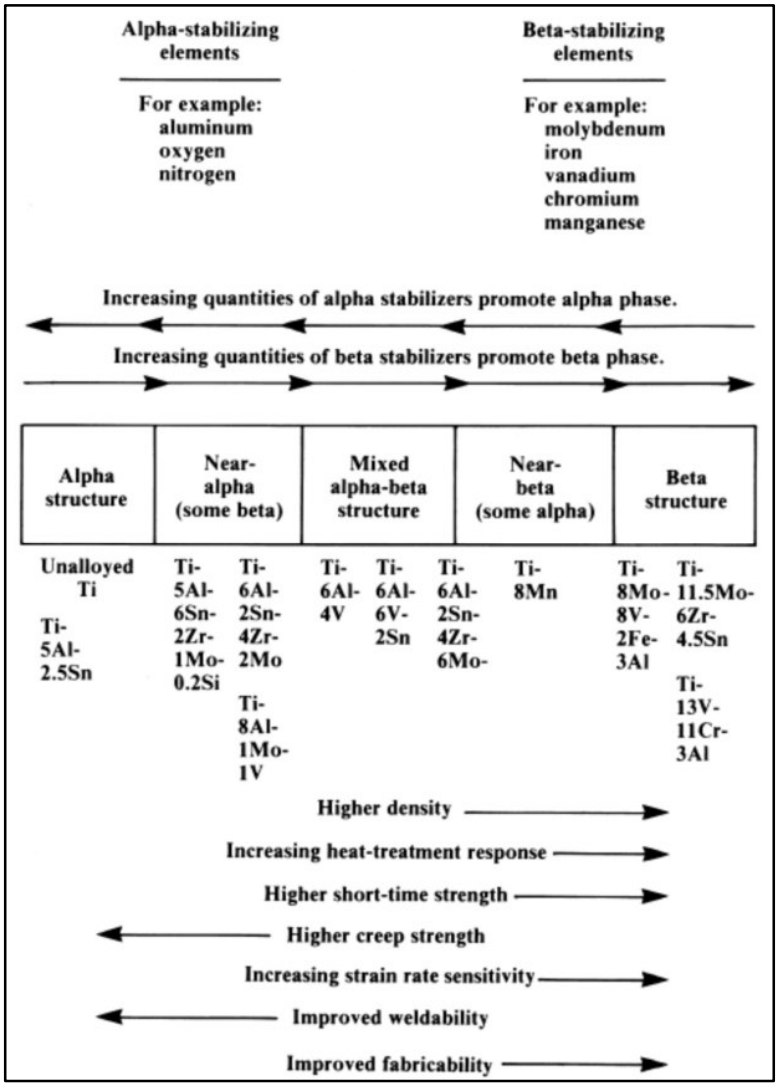


Figura 1.37: Andamento schematico di alcune proprietà in funzione degli elementi alliganti presenti in alcune leghe rappresentative. Fonte: [14]

1.4.4 Microstrutture e trattamenti termici

Le leghe di Titanio che vengono sottoposte a trattamenti termici sono quelle α+β, oppure β, poiché sulle leghe di tipo α non sortiscono alcun effetto e la struttura cristallina rimane di tipo esagonale compatto. I trattamenti termici che verranno esposti in seguito riguarderanno principalmente la lega Ti6Al4V, che è una delle più utilizzate, fa parte della tipologia α+β ed è stata impiegata per la realizzazione dei componenti oggetto di questa tesi. Questa particolare lega trova impiego in moltissimi ambiti, nel settore aerospaziale, nel settore biomedicale e in quello industriale, rendendola di fatto la più utilizzata e studiata. In ogni caso i trattamenti termici che subisce sono estendibili a tutte le leghe della tipologia α+β, ma si ottengono rapporti diversi tra le fasi a fine processo. In un diagramma di fase, in funzione del contenuto di elementi β-stabilizzanti, si può apprezzare come varia la temperatura di transizione T_β e le temperature M_s (martensite start) e M_f (martensite finish), la cui conoscenza è necessaria per eseguire processi di tempra (figura 1.38). Tali temperature scendono drasticamente all'aumentare degli elementi in lega β-stabilizzanti.

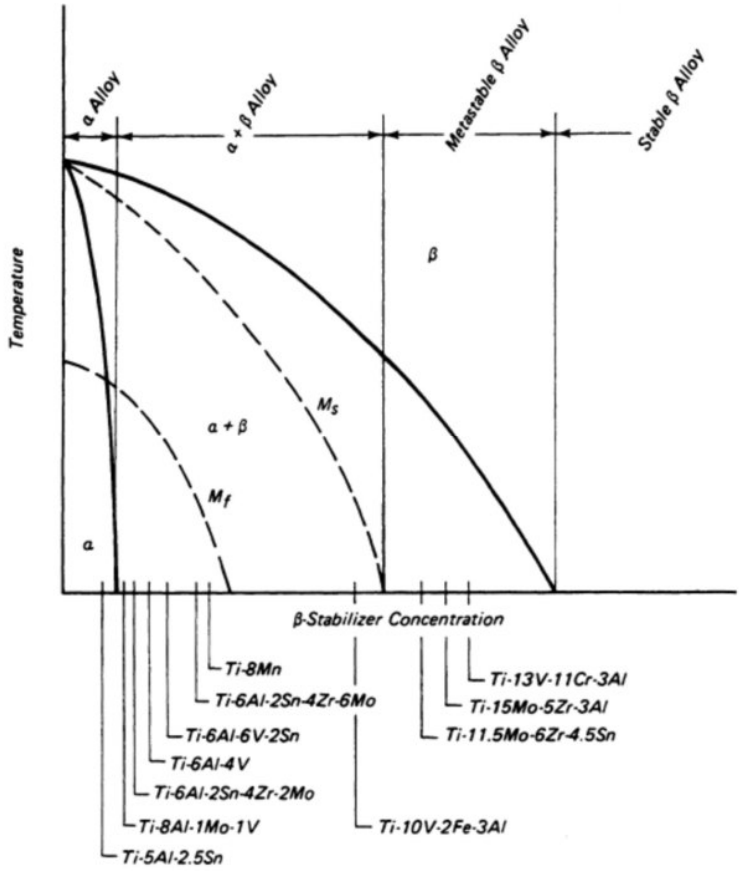


Figura 1.38: Diagramma di fase qualitativo in funzione della concentrazione di β-stabilizzanti. Sono indicate alcune leghe comuni in Titanio, tra cui Ti6Al4V. Fonte: [14]

La martensite si forma a seguito di un drastico e repentino raffreddamento. Questa può assumere la forma α' se vi sono pochi β-stabilizzanti in lega, oppure la forma α'' se gli alliganti β sono molti. La martensite con fase α' è caratterizzata da un reticolo cristallino distorto, ma comunque di tipo esagonale, con lamelle in genere di forma aciculare. La martensite con fase α'' presenta invece una struttura ortorombica a facce centrate. La formazione di martensite determina un incremento delle tensioni di snervamento, di rottura e di resistenza a fatica ad alto numero di cicli, poiché vi è un ridotto percorso libero delle dislocazioni [17].

Per quanto riguarda la lega Ti-6Al-4V, le temperature di riferimento sono riportate nel seguente diagramma di fase, che è stato ottenuto esplorando più leghe di Titanio con il 6% in peso di Al e variando la percentuale di V (figura 1.39).

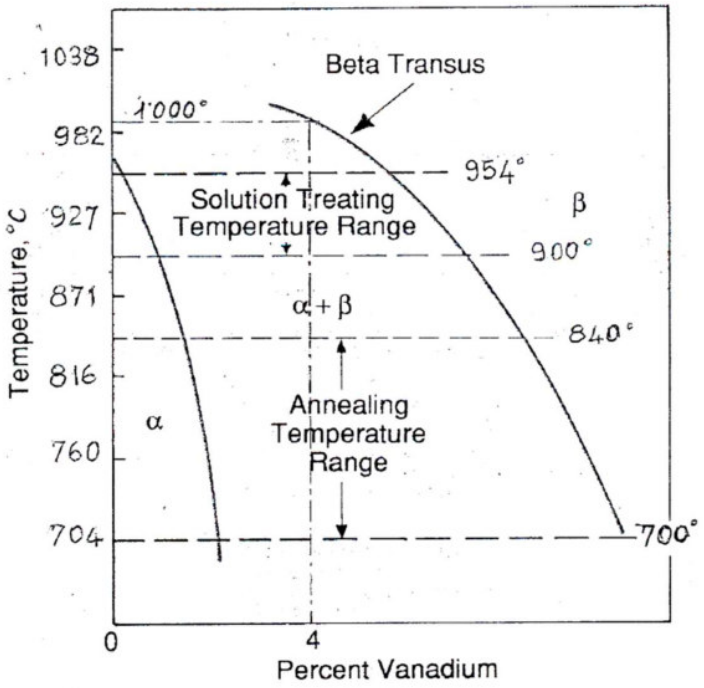


Figura 1.39: Sezione del diagramma di stato ternario Ti-Al-V in corrispondenza del 6% di Al.
Fonte: [18]

C'è da precisare che la temperatura di transizione T_β della lega considerata nel precedente diagramma è in realtà di 995°C [3, 15]. La temperatura T_β può essere determinata per via metallografica. Campioni di lega vengono riscaldati con incrementi di 5°C a partire da 980°C fino a 1015°C e rapidamente temprati in acqua. Il limite superiore, del campo di temperatura di transizione, è dato dal provino che temprato alla temperatura più alta, mostra ancora isole di alfa primaria. Il limite inferiore è dato invece dal provino che temprato alla più bassa temperatura, presenta il 100% di struttura β [18].

Variando i trattamenti termo-meccanici nel processo di produzione di componenti in lega α+β, si possono ottenere le seguenti microstrutture:

- lamellare
- equiassica
- bimodale (duplex)

1.4.4.1 Ricottura in campo β

La ricottura nel campo della fase β è detta anche ricristallizzazione. Con questo trattamento termico si può facilmente ottenere una microstruttura di tipo lamellare, spesso chiamata struttura di Widmanstätten. Dai bordi-grano della fase β, a seguito di raffreddamento, si genera e accresce la fase α, formando così delle lamelle. Quest'ultime si raggruppano in colonie, aventi lo stesso orientamento all'interno del medesimo grano β. Lungo tutto il bordo grano si può formare fase α, denominata αGB. I parametri che caratterizzano questo tipo di microstruttura sono la dimensione delle lamelle, la dimensione delle colonie e spessore della fase a bordo-grano αGB, ove presente [9, 17].

La microstruttura finale dipende molto dai processi termo-meccanici eseguiti prima del trattamento termico di ricristallizzazione L'intera sequenza di operazioni per ottenere una struttura lamellare è indicata in figura 1.40 e comprende: un trattamento di omogenizzazione al di sopra di T_β, deformazione plastica massiva, ricristallizzazione in campo β e ricottura o invecchiamento finale.

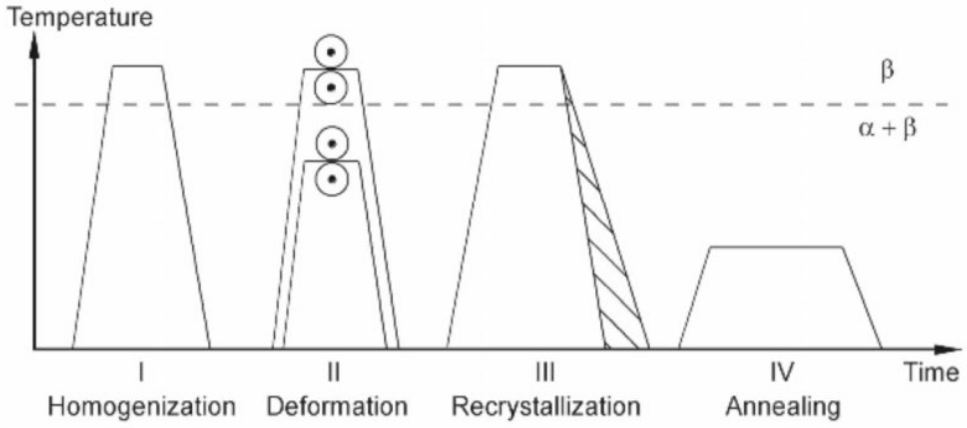


Figura 1.40: Sequenza di operazioni e trattamenti termo-meccanici per ottenere una struttura lamellare. Fonte: [9]

La deformazione plastica e la temperatura alla quale viene eseguita, condizionano molto la dimensione dei grani di fase β di partenza, che poi determinano la grandezza delle colonie di fase α. Anche la temperatura di ricristallizzazione influisce sulla dimensione dei grani e per questo motivo in genere si supera T_β solo di 30÷50°*C* [9]. La velocità di raffreddamento, invece, influisce sulla dimensione della fase α e può portare ad ottenere una struttura martensitica anziché di Widmanstätten (figura 1.41).

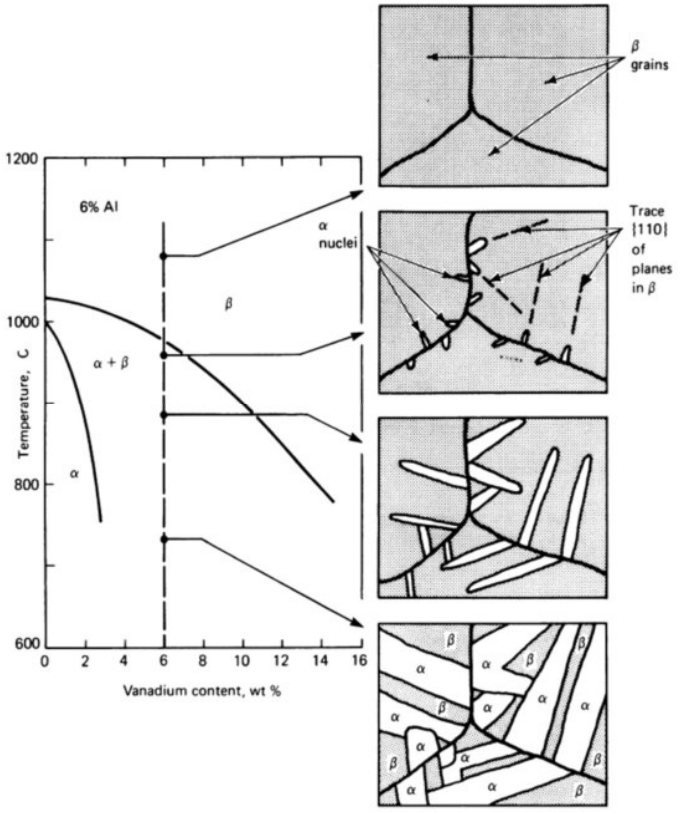


Figura 1.41: Formazione della struttura di Widmanstätten durante il raffreddamento in un trattamento di ricristallizzazione della lega Ti-6Al-4V. Fonte: [14]

L'invecchiamento permette la formazione di precipitati di rinforzo Ti_3Al nella fase α. Questi si ottengono se la lega ha una percentuale di alluminio maggiore o uguale al 6% e non si deve superare la temperatura di solubilizzazione del precipitato stesso. L'invecchiamento può essere eseguito per creare fasi α e β stabili a partire dalle fasi metastabili generate da un rapido raffreddamento. Si genera così fase α secondaria all'interno della β metastabile e la martensite si trasforma in una struttura α+β finissima [17].

Di seguito tipiche strutture lamellari più o meno fini a seconda della velocità di raffreddamento (figura 1.42).

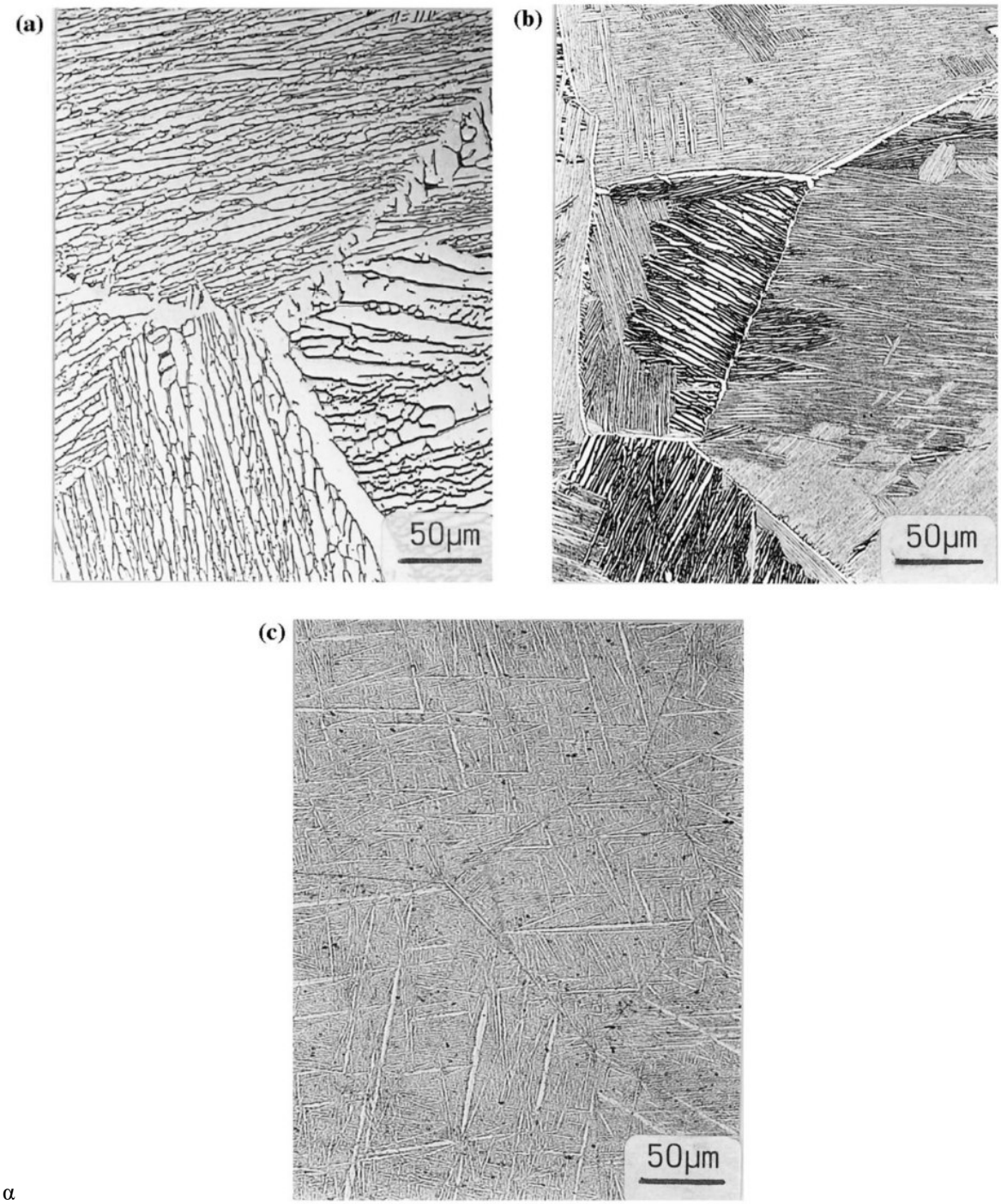


Figura 1.42: Tipiche strutture lamellari a seguito di un trattamento di ricristallizzazione in campo β della Ti-6242, in base a varie velocità di raffreddamento. a) 1°C·min^{-1}; b) 100°C·min^{-1}; 8000°C·min^{-1}. Fonte: [19]

La distinzione tra fase α, fase β, αGB e colonie è ben descritta in figura 1.43. È bene precisare che queste microstrutture, dove la fase α si presenta più chiara e la fase β più scura, sono visibili solamente grazie ad un opportuno attacco chimico, che in genere corrode quest'ultima.

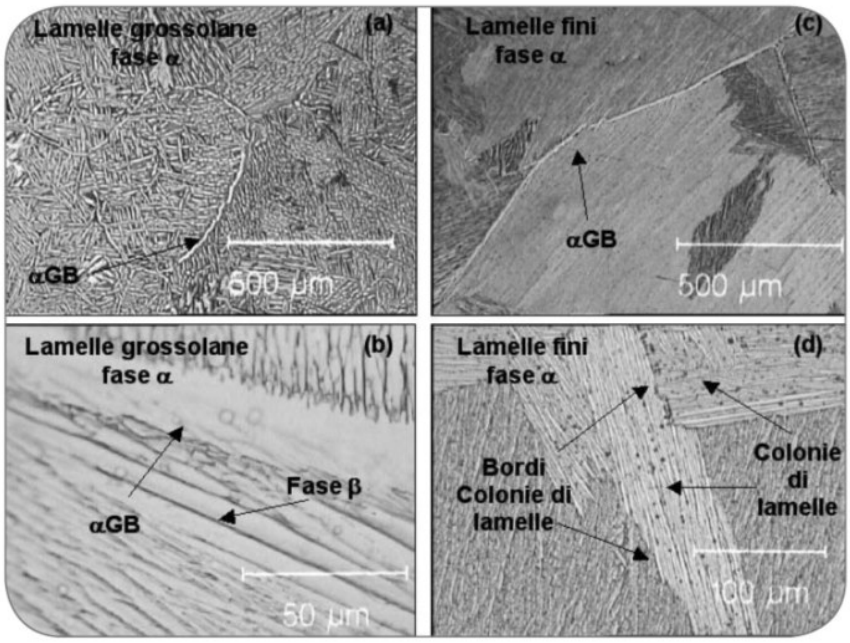


Figura 1.43: Strutture lamellari della lega Ti-6Al-4V con indicazione delle fasi. (a), (b) microstrutture grossolane. (c), (d) microstrutture fini. Fonte: [17]

1.4.4.2 Ricottura duplex

Questo trattamento permette di ottenere una struttura bimodale, detta anche duplex. Essa è composta da grani equiassici di fase α primaria (α_p) e da una struttura lamellare di fase α secondaria, in genere molto fine. Non vi è fase αGB a bordo grano, o comunque è molto limitata. I parametri di processo per ottenere una microstruttura di tipo bimodale devono essere accuratamente controllati, inoltre sono importanti anche tutte le fasi e i trattamenti precedenti alla ricottura. La sequenza di operazioni da eseguire è riportata in figura 1.44 ed è costituita da: un'omogenizzazione in campo β, una deformazione plastica sotto T_β, la ricristallizzazione duplex ed infine una ricottura o invecchiamento [9, 17].

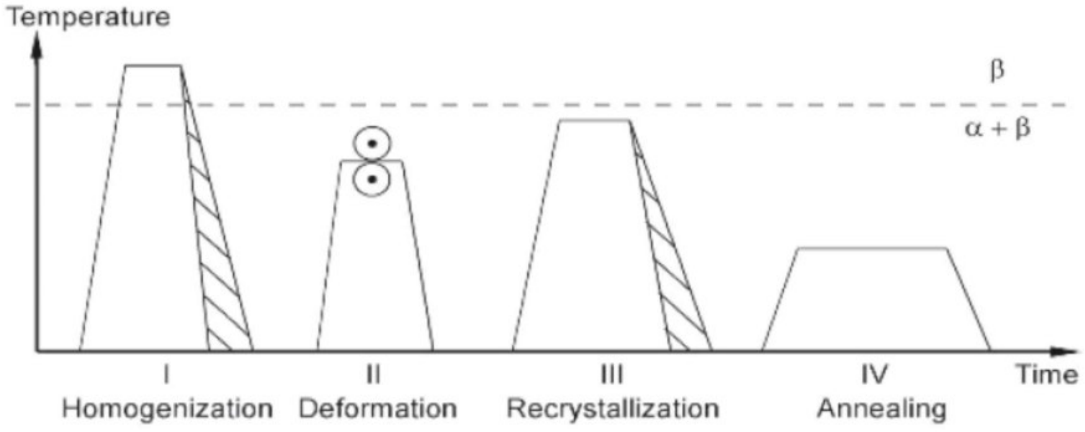


Figura 1.44: Sequenza di operazioni e trattamenti termici per l'ottenimento di una microstruttura duplex. Fonte: [9]

Rispetto alla ricottura in campo β, con la quale si ottiene una struttura lamellare, qui diventa fondamentale anche la velocità di raffreddamento del trattamento di omogenizzazione. A velocità elevate consegue una struttura lamellare fine, mentre velocità modeste consentono una struttura lamellare più grossolana. Queste vanno poi a determinare la grandezza dei grani di fase α primaria [9, 17]. Un esempio di come incidono le velocità di raffreddamento adottate durante l'omogenizzazione nella microstruttura bimodale finale, è visibile in figura 1.45.

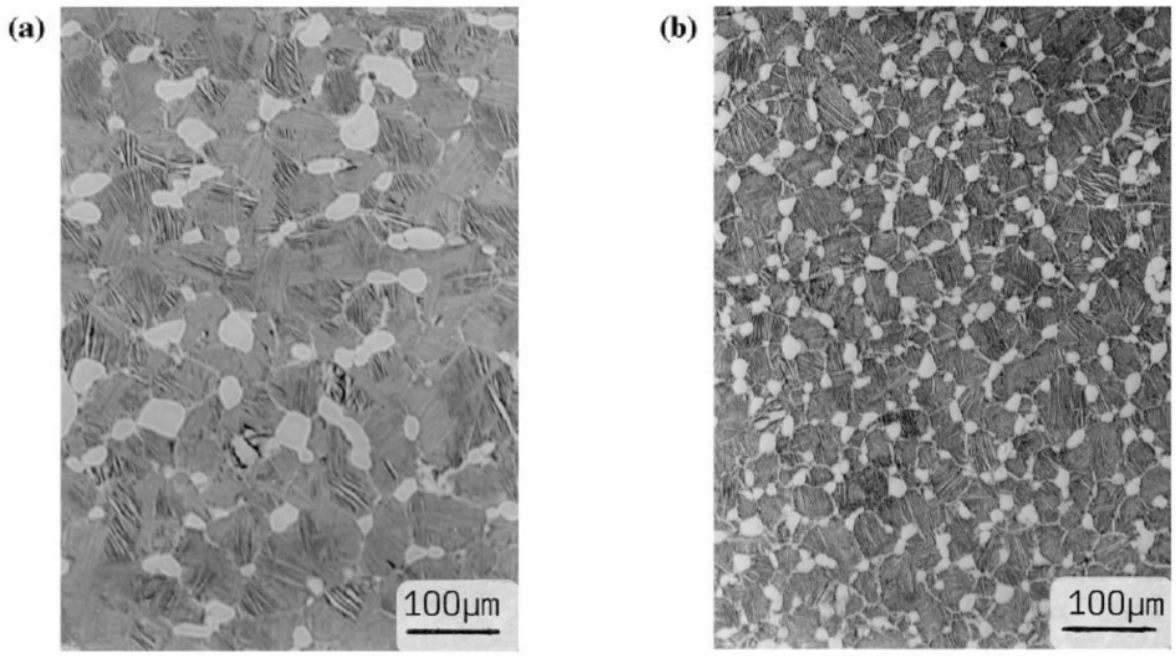


Figura 1.45: Microstrutture bimodali in funzione della velocità di raffreddamento nel trattamento iniziale di omogenizzazione al di sopra di T_β. (a) bassa velocità di raffreddamento. (b) Alta velocità di raffreddamento. Fonte: [19]

La fase di deformazione viene eseguita al di sotto di T_β, ma la scelta della temperatura determina la percentuale di fase α e β presente durante il processo deformativo e questo va ad incidere sulla tessitura del reticolo cristallino finale. Il trattamento di ricottura vero e proprio, che si esegue in campo α + β, determina la quantità e la grandezza dei grani di fase α_p. Quest'ultimi, posti ai punti tripli dei grani β, ne condizionano la dimensione, che a sua volta incide sulla grandezza delle lamelle e delle colonie di fase α e sull'estensione di αGB [17].
Di seguito, in figura 1.46, vengono riportate due microstrutture bimodali di lega Ti6Al4V, trattate a differenti temperature. Si nota la differente quantità e dimensione di fase α_p.

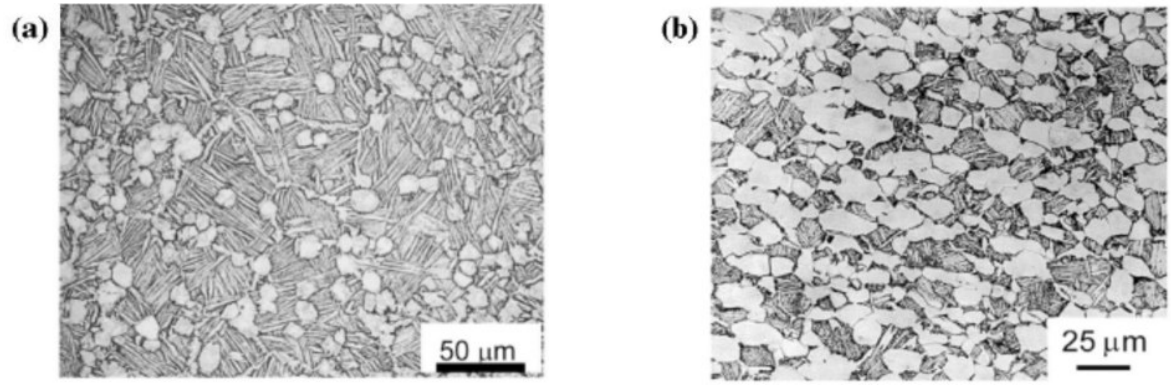


Figura 1.46: Strutture bimodali della lega Ti-6Al-4V. (a) ricristallizzazione a 950°C per 20min e raffreddamento a temperatura ambiente a 0.9°C·s^{-1}. (b) ricristallizzazione a 925°C per 1h, raffreddamento forzato in aria e ricottura a 700°C per 2h con raffreddamento in aria. Fonte: [20]

Il trattamento finale d'invecchiamento, come nella microstruttura lamellare ottenuta mediante ricristallizzazione in campo β, permette la formazione del precipitato di rinforzo Ti_3Al. Mediante questo processo si ha lo sviluppo di una microstruttura molto fine costituita da fasi α e β stabili, a partire da una struttura martensitica o fase β metastabile presente fra i grani di α_p.

1.4.4.3 Ricottura in campo α+β

Con questo tipo di trattamento termico si può ottenere una struttura costituita da grani di fase α equiassici. Per ottenere questo tipo di microstruttura vi sono principalmente due possibilità. La prima consiste in un processo molto simile a quello impiegato per ottenere una struttura bimodale, ma a seguito del trattamento di ricristallizzazione, che viene effettuato al di sotto di T_β, si adotta una velocità di raffreddamento minore (figura 1.47).

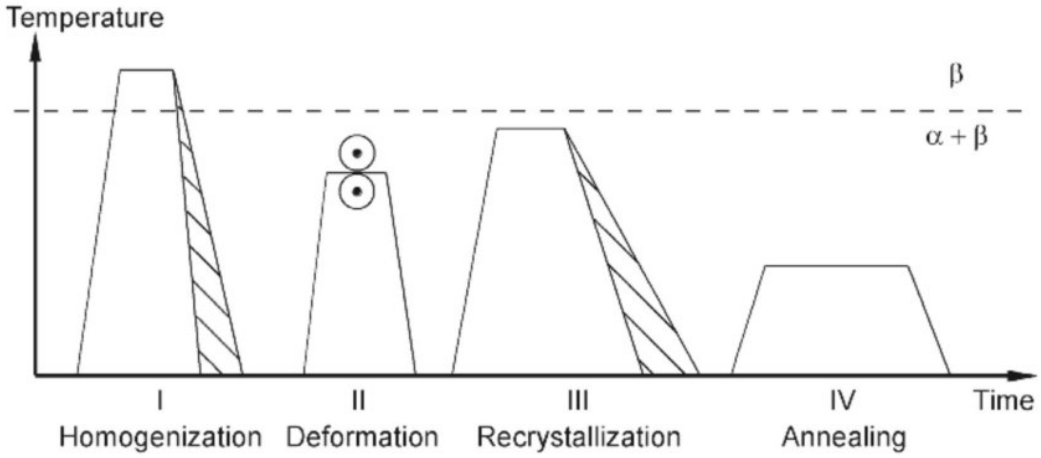


Figura 1.47: Sequenza schematica di operazioni per ottenere una struttura equassica, partendo da una ricottura duplex e adottando un lento raffreddamento. Fonte: [9]

Se la velocità di raffreddamento è sufficientemente lenta, non si ha la formazione di lamelle all'interno dei grani di fase β, bensì una crescita dei grani di fase α_p primaria. Come risultato si ottiene una struttura equiassica con fase β ai punti tripli dei grani α. Quest'ultimi hanno una dimensione maggiore rispetto a quelli che si otterrebbero in una struttura duplex, a parità di parametri di processo, eccetto la velocità di raffreddamento. Un esempio di questa microstruttura è visibile in figura 1.48 e 1.49.

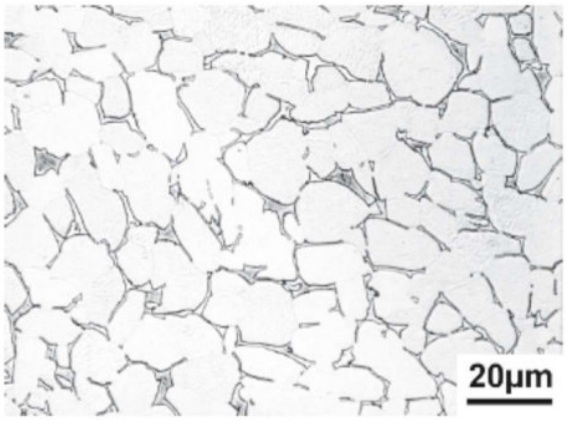


Figura 1.48: Esempio di microstruttura equiassica con α_p di grandi dimensioni e fase β a bordo grano, ottenuta mediante lento raffreddamento a partire da una temperatura di ricristallizzazione tipo duplex. Lega Ti-6242. Fonte: [9]

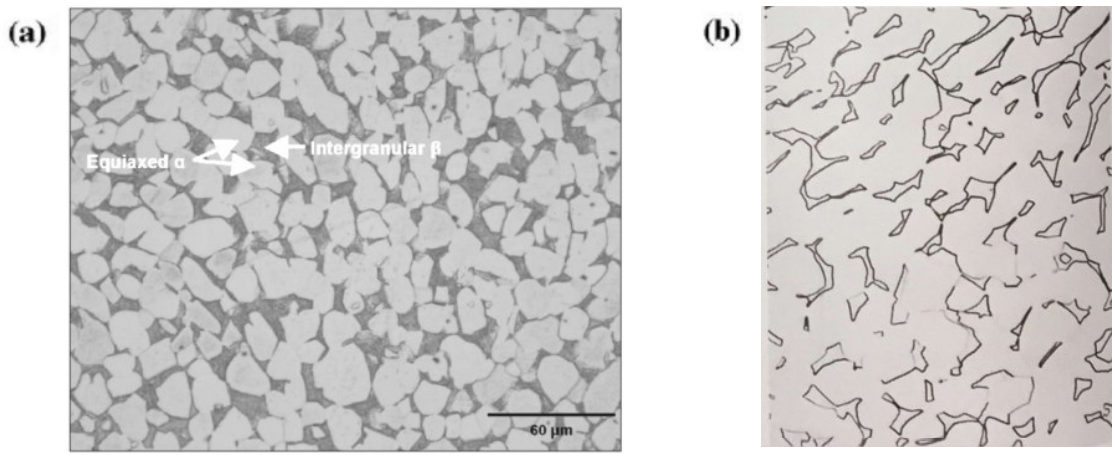


Figura 1.49: Strutture completamente equiassiche con fase β intergranulare. (a) lega Ti6Al4V [21]. (b) lega Ti6Al4V ricristallizzata a 925°C e raffreddata da 760°C a 50°C con 55°C·h^{-1}, poi raffreddata in aria. [22]

La seconda possibilità per ottenere una microstruttura completamente equiassica è quella di ricristallizzare ad una temperatura più bassa. Se la frazione volumetrica di fase α, presente alla medesima temperatura, è sufficientemente alta, si promuove la trasformazione della struttura lamellare deformata di partenza in una equiassica.
Le fasi termo-meccaniche per ottenere questa microstruttura sono raffigurate in figura 1.50.

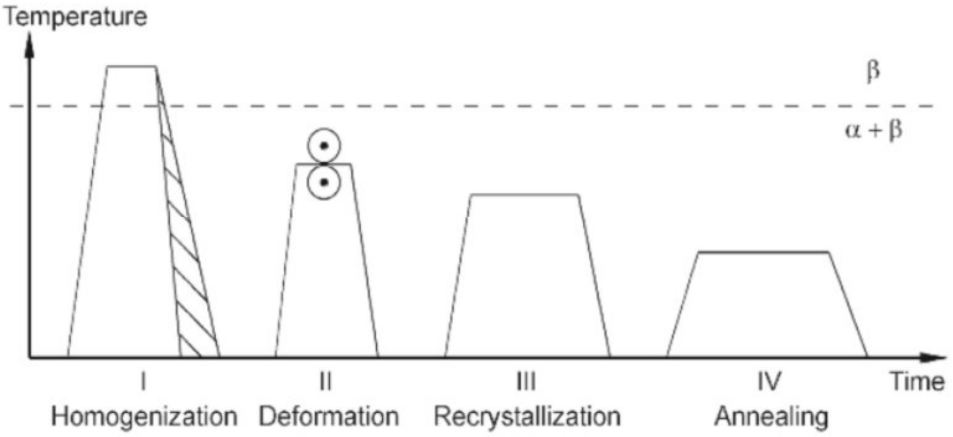


Figura 1.50: Sequenza schematica di operazioni per ottenere una struttura equassica fine, adottando una temperatura di ricristallizzazione sufficientemente bassa. Fonte: [9]

Mentre in una struttura tipo duplex, i grani di fase α_p sono posti ai punti tripli di grani β e durante la ricristallizzazione si formano lamelle all'interno di quest'ultimi, nella formazione di una struttura equiassica avviene l'opposto. La fase α_p è posta ugualmente ai punti tripli di grani β, ma durante la ricristallizzazione a bassa temperatura, questa penetra lungo i bordi tra grani β e attraversa le lamelle che stanno ricristallizzando, causando una separazione dei grani β. Con questo processo si può ottenere una struttura equiassica molto fine. A titolo di esempio, per la lega Ti6Al4V, utilizzando una temperatura di ricristallizzazione di 800°*C*, è possibile generare grani α con dimensione di circa 2μm [9].

Una variante della ricottura in campo α +β, che omette completamente la fase di ricristallizzazione α+ β, è chiamata ricottura di lavorabilità. La parziale ricristallizzazione della fase α viene effettuata durante la deformazione plastica, controllando i parametri di processo, quali la temperatura, il grado di deformazione, il tempo di mantenimento alla temperatura di deformazione e la velocità di raffreddamento, che deve essere sufficientemente lenta. La struttura è influenzata dalle dimensioni delle lamelle ottenute con l'omogenizzazione, prima del processo deformativo. [17]

Esempi di microstrutture completamente equiassiche fini, con fase β intergranulare, sono riportate di seguito in figura 1.51.

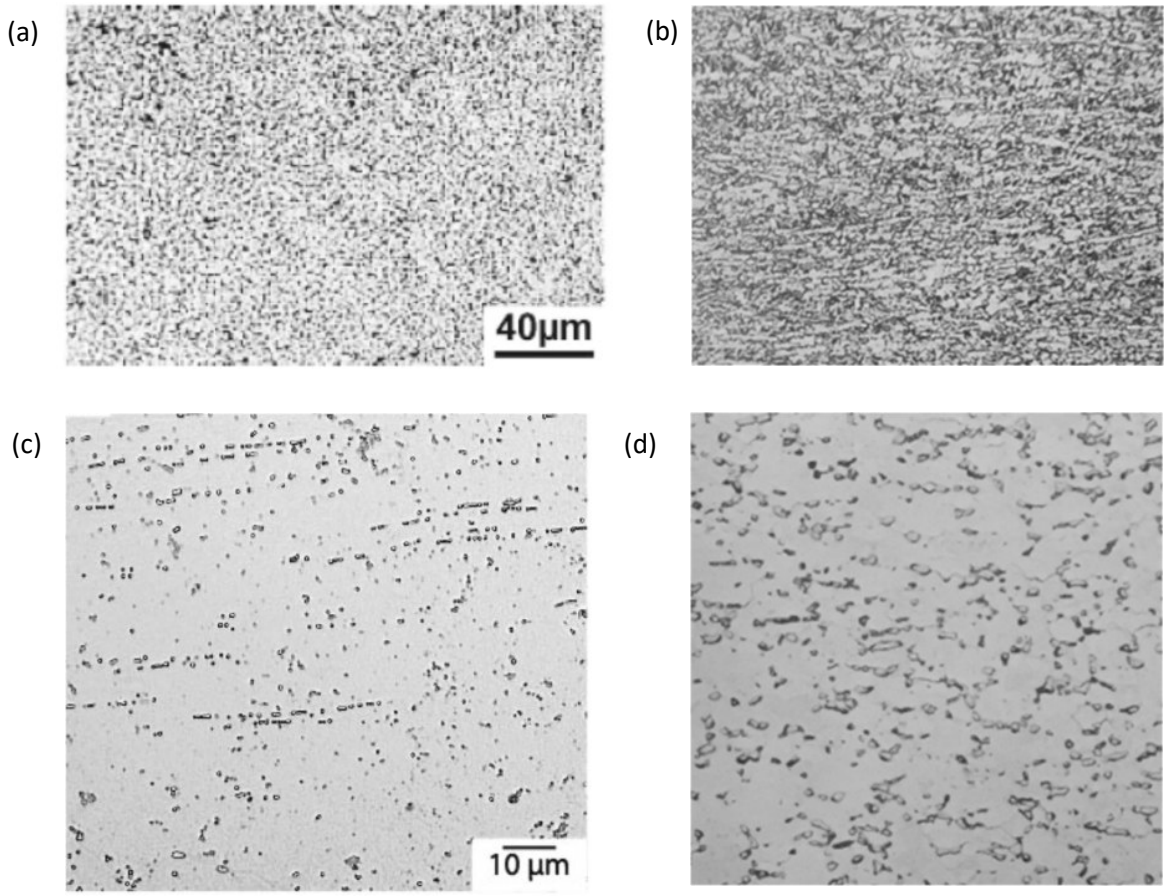


Figura 1.51: Esempi di microstrutture equiassiche fini con fase β intergranulare. (a) Ti-6Al-4V ricristallizzata a 800°C [9] ; (b) barra in Ti-6Al-4V ricristallizzata a 705°C per 2h e raffreddata in aria. 200x [22] ; (c) Ti-5553 deformato in campo α+β [23] ; (d) lamiera in Ti-8Al-1Mo-1V ricotta a 760°C per 8h, raffreddata in fornace fino a temperatura ambiente, mantenuta poi a 790°C per 20min e raffreddata in aria. 850x [22]

1.4.4.4 Distensione

Il trattamento di distensione viene effettuato per ridurre le tensioni residue generate da processi di fabbricazione, per esempio a seguito di lavorazioni per deformazione plastica o saldatura. Gli stress residui sono in genere indesiderati, poiché possono indurre deformazioni e distorsioni della geometria di un componente meccanico. Durante l'esercizio, tale componente sarà soggetto ad un campo di tensione reale costituito dalla sovrapposizione di altri due: quello generato dai carichi esterni agenti e quello dovuto alle tensioni residue. Ne consegue una minor vita a fatica e una maggior velocità di propagazione delle cricche. La distensione può non essere necessaria se si sottopone il componente ad altri trattamenti termici dopo le lavorazioni, ad esempio una ricottura o un invecchiamento. I parametri di processo fondamentali per un trattamento termico di distensione sono la temperatura e la durata. Si verifica sperimentalmente che nel Titanio la riuscita del trattamento dipende quasi esclusivamente dalla temperatura alla quale questo viene eseguito (in genere al di sotto di 700°C). Particolare attenzione va fatta per non modificare i risultati ottenuti tramite precedenti trattamenti termici, inoltre è necessario controllare la velocità di raffreddamento, per non generare ulteriori stress dovuti a gradienti di temperatura all'interno del materiale. [17]
In alcuni casi le tensioni residue, se risultano di compressione, hanno un effetto benefico e vengono generate appositamente con opportune tecniche, come la pallinatura o la rullatura.

CAPITOLO 2

CARATTERIZZAZIONE MATERIALE DI PARTENZA

2.1 Introduzione

Per la realizzazione dei provini, che poi sono stati testati a fatica mediante flessione rotante, sono stati utilizzati dei semilavorati in lega di Titanio, nello specifico delle barre tonde forgiate di Ti-6Al-4V. Le lavorazioni di sgrossatura dei componenti sono state affidate alla ditta esterna "Officine Carraretto Loris s.r.l.", la quale ha provveduto ad acquistare il materiale necessario. L'unica informazione a disposizione sulle barre di partenza era il loro diametro nominale, ovvero 12 *mm*.
La resistenza meccanica di un componente in Titanio e la sua vita a fatica sono influenzate da molti fattori, tra cui i trattamenti termo-meccanici eseguiti, che determino il tipo di microstruttura, il rapporto tra le fasi α e β e la durezza. È stato pertanto necessario caratterizzare il materiale dal punto di vista metallografico ed eseguire prove di microdurezza. Le analisi sono state condotte su spezzoni di barra che sono stati forniti prima della realizzazione dei provini.

Le barre utilizzate riportano alcune informazioni stampigliate, in accordo con la normativa ASTM-B348. In particolare vi è il riferimento del lotto: WG05201912045-2, il grado della lega: Ti Gr. 5 e le dimensioni comprese di tolleranza: Φ12 *h9* x 3000÷3200 *mm* (figura 2.1).

Figura 2.1: Barre per la realizzazione dei componenti da testare a fatica.
Sono stampigliati il n° del lotto, il diametro e il grado della lega, in accordo con la normativa ASTM-B348.

Le leghe di Titanio, secondo normativa ASTM-B861, sono designate con una numerazione che va dal Grado 1 al Grado 38. I Gradi 1, 2, 3 e 4 sono di Titanio commercialmente puro e differiscono per la concentrazione di ossigeno e ferro presenti come impurità. La lega Ti-6Al-4V è contrassegnata con il Grado 5 o Grado 23, a seconda delle impurità e degli interstiziali che vi si trovano.
In tabella 2.1 vengono riportate le percentuali in peso dei vari elementi presenti nelle leghe Grado 5 e Grado 23.

		Elementi									
		N	**C**	**H**	**Fe**	**O**	**Al**	**V**	**altri, ciascuno**	**altri, totale**	**Ti**
% in peso	**Grado 5**	0,05	0,08	0,015	0,40	0,20	5,5÷6,75	3,5÷4,5	0,1	0,4	saldo
	Grado 23	0,03	0,08	0,0125	0,25	0,13	5,5÷6,5	3,5÷4,5	0,1	0,4	saldo

Tabella 2.1: Composizione del Titanio Grado 5 e Grado 23 secondo normativa ASTM-B861. Fonte: [24]

La normativa ASTM B348 riporta inoltre i valori minimi di alcune proprietà meccaniche del materiale, come tensione di rottura, tensione di snervamento, strizione e allungamento a rottura (tabella 2.2).

Grade	**Tensile Strength** min [*MPa*]	**Yield Strength** (0,2%) min [*MPa*]	**Elongation** (4D*) min [%]	**Reduction of Area** min [%]
Grade 5	895	828	10	25
Grade 23	828	759	10	15

*gauge length = 4 x D

Tabella 2.2: Requisiti minimi delle proprietà meccaniche delle leghe di Titanio Ti-6Al-4V Grado 5 e Grado 23 secondo ASTM-B348. Fonte: [25]

2.2 Analisi microstrutturale

2.2.1 Attrezzatura e metodi

2.2.1.1 Troncatrice

Per prelevare dei campioncini di materiale da alcuni spezzoni di barra, che ci sono stati forniti prima della realizzazione dei provini, è stata usata una troncatrice. Il laboratorio per la preparazione dei campioni metallografici dell'Università di Padova è provvisto di una troncatrice della ditta *Struers®,* modello *Labotom-3*, che permette di tagliare materiali metallici mediante disco in corindone.
La macchina utilizzata e i pezzi di barra da tagliare sono visibili in figura 2.2.

(a) (b)

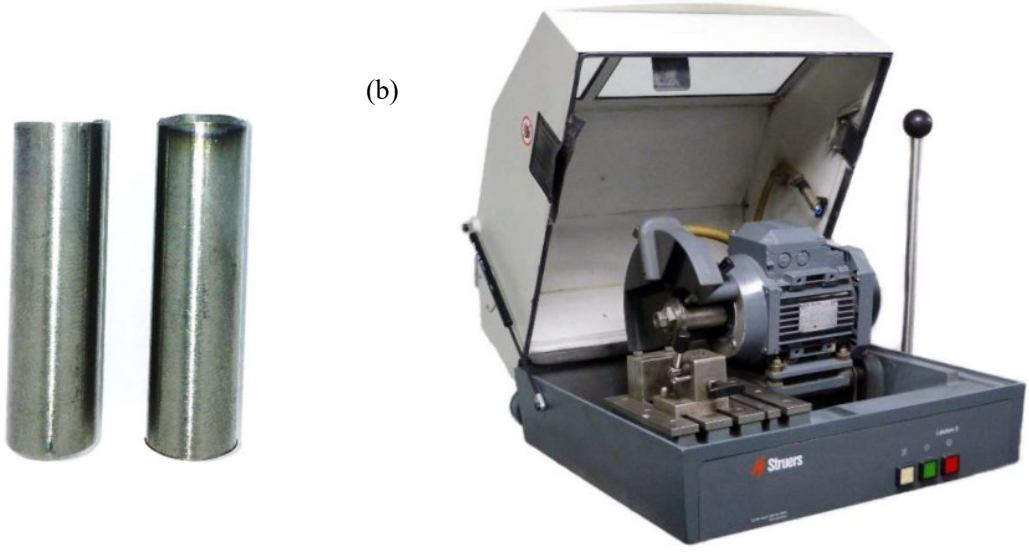


Figura 2.2: (a) spezzoni di barra dello stesso materiale con cui sono stati realizzati i provini. Φ12 x 50 mm (b) troncatrice Labotom-3 della ditta Struers® per prelevare campioni di materiale. Fonte: [26]

Potenza motore [*kW*]	**Alimentazione**	**Velocità rotazione** [*giri/min*]	**Diametro Taglio max** [*mm*]	**Dimensioni disco** [*mm*]
3,0	trifase	2˙960	Φ90	Φ250 x 1÷1,5 x 32

Tabella 2.2: Dati tecnici troncatrice Labotom-3 Struers®. Fonte: [26]

La troncatrice è dotata di una morsa per il serraggio dei pezzi da tagliare e anche di un sistema di lubrificazione ad accensione automatica, che utilizza un fluido lubrorefrigerante a base acqua. La scelta del disco da taglio è fondamentale specie per i materiali, come il Titanio, che risultano difficili da lavorare. Si è utilizzato un disco della ditta *CT Cloeren Tecnology s.r.l*, modello *Cut 057*, apposito per Titanio e metalli non ferrosi, di dimensioni Φ250 x 1,7 x 32 *mm*, adatto al taglio ad umido con lubrificazione. La troncatura deve avvenire in maniera lenta e controllata per evitare la rottura catastrofica del disco e l'eccessivo surriscaldamento della superficie di taglio. Per troncare un pezzo di Titanio di diametro 12 *mm*, con il disco sopra indicato, ci si impiega fino a 4 *min*, mentre un pezzo di acciaio delle stesse dimensioni, con disco apposito, richiede meno di 1 *min*.

2.2.1.2 Inglobatrice

I campioni metallografici di solito vengono inglobati in una resina che permette di maneggiarli agevolmente e di facilitare le successive operazioni, in preparazione dell'analisi al microscopio. Vi sono due principali metodi per inglobare un pezzo di metallo: a freddo o a caldo. Il primo prevede l'utilizzo di resine a due componenti, che polimerizzano a temperatura ambiente e sono indicate per materiali che tenderebbero a modificare la loro microstruttura se venissero eccessivamente riscaldati. Il secondo metodo prevede di utilizzare resine termoindurenti. Per l'analisi dei campioni di Titanio è stato utilizzato il metodo a caldo, con due diverse resine a seconda dello scopo.
L'inglobatrice presente nel laboratorio di Padova è la *Labopress-3* della ditta *Struers*® (figura 2.3).

Figura 2.3: Inglobatrice Labopress-3 della ditta Struers® per inglobare campioni metallici. Fonte. [26]

Potenza max [*W*]	Fasi	Forza di compressione [*kN*]	Temp. [*°C*]	Tempo riscaldamento [*min*]	Tempo raffreddamento [*min*]	Diametro [*mm*]
1˙500	monofase	0÷50	150/180	0÷15	0÷15	30/40

Tabella 2.3: Dati tecnici inglobatrice labopress-3 Struers®. Fonte: [26]

I campioni di Titanio, dopo la troncatura, sono stati puliti e sgrassati con acetone, per assicurare una buona adesione della resina. I parametri impostati per l'inglobatrice sono:

- Temperatura: 180°*C*
- Forza di compressione: 30 *kN*
- Tempo di riscaldamento: 7 *min*
- Tempo di raffreddamento: 7 *min*

Per campioni di cui interessa solamente un'analisi metallografica della superficie è stata utilizzata una resina fenolica nera con polvere di legno come riempitivo. Si tratta della *WEM Phenol* della ditta *CT Cloeren Tecnology s.r.l.* Questa resina risulta economica, termocompatibile con altre resine della stessa marca, ma presenta il cosiddetto problema della ritenzione dei bordi. È abbastanza tenera e friabile, ne consegue che durante la lucidatura si può formare un solco tra la resina e i bordi del campione metallico, causando un arrotondamento di quest'ultimi. Per assicurarne l'integrità si deve ricorrere a resine che abbiano una buona proprietà di adesione e una resistenza all'abrasione simile al metallo che si vuole inglobare. In questo modo, durante la lucidatura con carta abrasiva, la levigatura sarà uniforme e i bordi saranno preservati. A tale scopo è stata utilizzata la resina *WEM Dap* a base di dialiftalato azzurro, rinforzata con fibre di vetro, con un'ottima resistenza all'abrasione.
Le resine utilizzate sono raffigurate di seguito (figura 2.4).

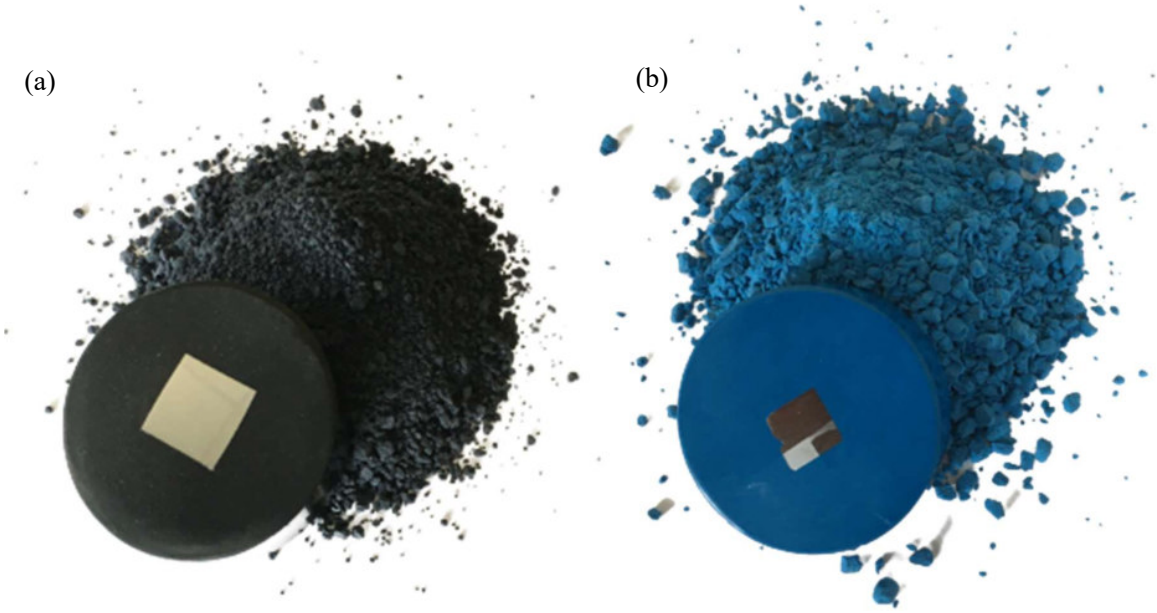


Figura 2.4: Resine della ditta CT Cloeren Tecnology s.r.l., utilizzate per inglobare a caldo i campioni metallici.
(a) resina fenolica nera con riempitivo a base di polvere di legno. WEM Phenol
(b) resina a base di dialiftalato azzurro con fibre di vetro. WEM Dap

2.2.1.3 Levigatrice

Dopo aver inglobato i campioni, è necessario eseguire tutta una serie di operazioni per spianare la superficie, asportare la zona alterata termicamente durante la troncatura e rendere a specchio il metallo, in modo da poter essere osservato al microscopio ottico o al SEM. Per fare ciò si ricorre all'utilizzo di una levigatrice, che consiste in un piatto rotante ad asse verticale che fa da supporto ad un disco di carta abrasiva, caratterizzata da una certa grana. L'abrasivo può essere costituito da particelle di carburo di silicio o di corindone. Queste possono essere viste come piccoli utensili che lavorano per asportazione di truciolo. La regolazione del numero di giri della carta, che viene effettuata dall'operatore, determina la velocità di taglio. All'inizio l'obiettivo è quello di spianare il campione, che presenta sicuramente dei solchi lasciati dal disco della troncatrice. Si utilizza dunque una grana grossa per asportare un cospicuo strato di materiale. Nelle operazioni di levigatura si impiega acqua come refrigerante. Questa, assieme

alla forza centrifuga, ha anche il compito di facilitare l'evacuazione del materiale asportato e dei piccoli frammenti di abrasivo che si sono staccati dal supporto.
Presso il laboratorio per la preparazione dei campioni metallografici dell'Università degli studi di Padova, sono messe a disposizione tre levigatrici, di cui una automatica (figura 2.5).

(a) (b)

Figura 2.5: Levigatrice automatica. (a) macchina nella sua interezza con pannello di controllo per impostare il tempo di levigatura, velocità di rotazione della carta abrasiva e forza di contatto. (b) dettaglio del porta-campioni rotante, provvisto di attacco rapido.

Nella levigatrice automatica i campioni inglobati vengono fissati ad un porta-campioni tramite delle viti a brugola M6 e per fare ciò è disponibile una dima di montaggio che permette di impostare una certa sporgenza dei provini. Il porta-campioni viene fissato alla macchina tramite un attacco rapido che ne facilita lo sgancio. Poiché esso ruota durante la levigatura, è necessario montare un numero minimo di tre campioni che abbiano circa la stessa massa, in modo da bilanciare il sistema. La forza di contatto con la carta abrasiva viene impostata tramite un regolatore di pressione dell'aria compressa. Tale regolazione va eseguita in base all'esperienza, al numero di provini da levigare e alla grana dell'abrasivo in uso.

La maggior parte delle volte è stata utilizzata una levigatrice manuale, che risulta ottimale se si hanno pochi campioni e inoltre permette un buon controllo durante le ultime fasi di levigatura con carta abrasiva fine. La prima operazione, non sempre necessaria, consente nello smussare i bordi della resina con la quale è stato inglobato il metallo. Questo permette un'agevole manipolazione del campione ed evita che lo spigolo possa rovinare o addirittura strappare le carte più fini. Si usano varie grane, partendo dalla più grossa per arrivare alla più sottile. La pressione esercitata sul campione deve essere uniforme per ottenere alla fine una superficie perfettamente piana e non convessa. Ad ogni nuovo stadio di levigatura è necessario rimuovere i solchi lasciati dalla carta precedente. È consigliabile ruotare il campione di circa 30÷90° tra una levigatura e l'altra, così facendo si riesce visivamente a capire se sono stati rimossi i solchi della levigatura precedente e si evita una direzione preferenziale. La pulizia è di fondamentale importanza. Il campione deve essere lavato e deterso ad ogni cambio di carta, per rimuovere impurità e piccoli pezzi di materiale asportato, che altrimenti andrebbero a contaminare l'abrasivo della carta più fine, causando strisci. [22, 27]

In figura 2.6 è rappresentato uno schema di corretta levigatura affiancato da un'operazione reale di levigatura di un campione inglobato a caldo con resina.

(a) (b)

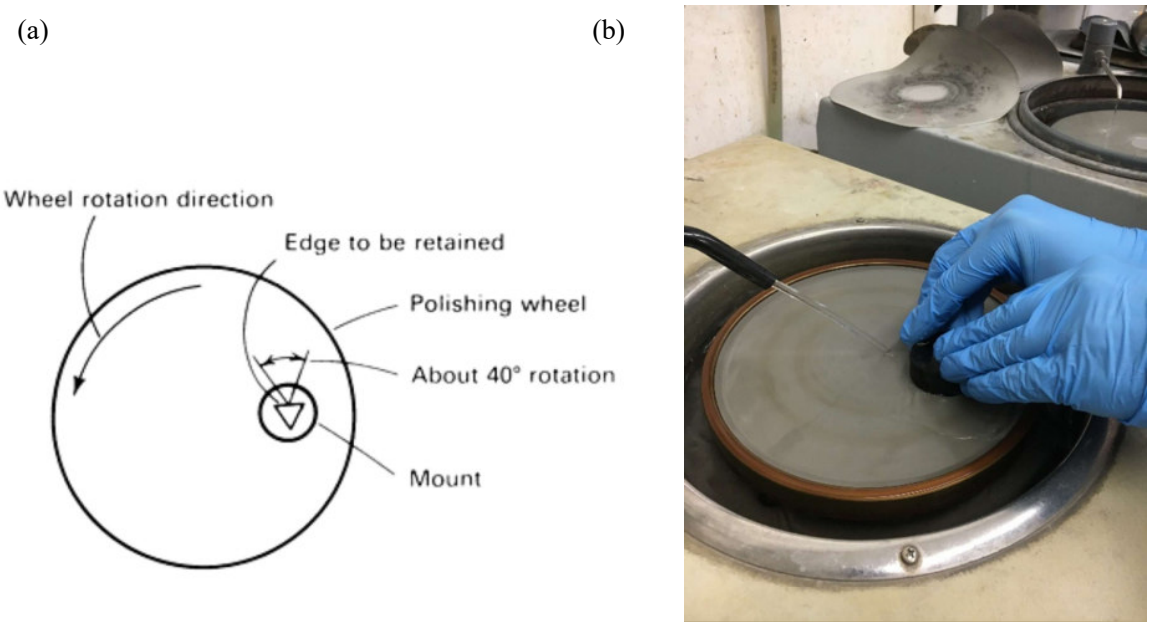


Figura 2.6: Operazione di levigatura. (a) schema teorico di una corretta levigatura. [22]
(b) levigatura reale di un provino inglobato. L'uso di entrambe le mani permette una pressione uniforme e l'ottenimento di una superficie piana.

Per la levigatura dei campioni metallografici ottenuti da barra in Titanio si sono usate le seguenti carte in sequenza: P220, P340, P500, P800, P1200, P4000. Ad ogni passaggio il provino è stato lavato con acqua e sapone, deterso con alcool denaturato e asciugato con aria compressa.

2.2.1.4 Lucidatrice

La lucidatura permette di ottenere una finitura a specchio del campione metallografico. Questa viene eseguita mediante particelle abrasive di diamante o ossidi metallici (es. allumina) in sospensione assieme ad un liquido che funge da lubrificante e refrigerante. Le particelle abrasive hanno dimensione accuratamente selezionata in base alle fasi di lucidatura e al risultato finale che si vuole ottenere. L'abrasivo viene trattenuto dalla trama e dalle fibre di appositi panni, che vanno scelti in base al materiale da lucidare. I panni sono montati su il piatto rotante della lucidatrice, in maniera analoga a quanto avviene con la levigatrice. La velocità di rotazione in genere è di 150÷300 *giri/min*. L'abrasivo, per sua natura, presenta forme appuntite e ha una granulometria che va indicativamente da 0,01 a 6 μm, in base all'applicazione. Alcuni materiali, specie se teneri, non si lucidano bene con questo tipo di particelle, poiché tendono a inglobarsi nel metallo oppure a formare dei minuscoli trucioli che lasciano un segno caratteristico sulla superficie detto a cometa. Altri metalli che presentano più fasi di durezza sensibilmente diversa, non si lucidano correttamente poiché si abrade preferenzialmente una delle fasi. In questi casi si ricorre a sospensioni di silice, le cui particelle hanno forma rotondeggiante e sono meno dure del diamante e dell'ossido di alluminio. Le sospensioni silicee possono avere varie granulometrie di abrasivo (0,2÷0,05 μm) e il liquido può essere alcalino o acido, in modo da facilitare la lucidatura anche chimicamente, in base al materiale. [22, 27, 28]

La lucidatrice presente presso il laboratorio per la preparazione di campioni metallografici dell'Università di Padova è la *Labopol-1* della ditta *Struers*® ed è visibile in figura 2.7. Le caratteristiche tecniche sono riportate in tabella 2.4.

Figura 2.7: Lucidatrice modello Labopol-1 della ditta Struers® presente nel laboratorio, attrezzata con panno traforato per l'uso di sospensioni silicee alcaline. Fonte: [26]

Potenza max, assorbita [*W*]	**Potenza motore** [*W*]	**Alimentazione**	**Velocità rotazione** [*giri/min*]	**Coppia al disco continuativa** [*Nm*]
320	250	monofase 50Hz	250, fissa	9,5

Tabella 2.4: Dati tecnici lucidatrice Labopols-1 Struers®. Fonte: [26]

Per la lucidatura dei campioni in Titanio è stata utilizzata una soluzione composta da circa 2/3, in volume, di sospensione silicea alcalina con concentrazione di 238 *g/l*, granulometria di 0,20 *µm* e 1/3 di perossido di idrogeno al 30%. L'uso di H_2O_2 migliora la lucidatura aumentando l'MRR (material removal rate) e diminuendo drasticamente la rugosità [29].
In figura 2.8 si vede il prodotto commerciale a base di silice utilizzato per la preparazione della soluzione lucidante, che è stata emulsionata in una provetta.

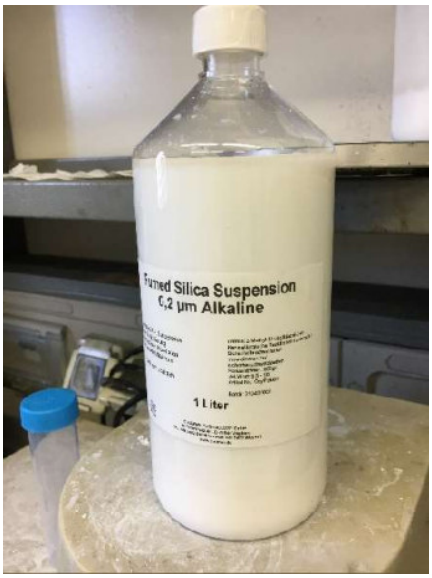


Figura 2.8: Silice in sospensione alcalina (pH 10) con dimensione delle particelle di 0,20 µm. Nella provetta è stata preparata la soluzione lucidante composta da 2/3, in volume, di sospensione silicea e 1/3 di H_2O_2 al 30%.

La lucidatura è stata eseguita con movimenti circolari nel senso opposto della rotazione del panno traforato, apposito per sospensioni silicee o altri ossidi. Alla fine del processo il campione è stato accuratamente deterso, risciacquato con acqua corrente, pulito in una vasca ad ultrasuoni con etanolo per 3 *min* ed infine asciugato con un getto di aria compressa.

A questo punto il campione risulta lucidato a specchio, perfettamente pulito e privo di impurità. È fondamentale preservare la superficie con del parafilm se si intende procedere ad un'analisi metallografica in un secondo momento e non nell'immediato.

2.2.1.5 Microscopio ottico

Per l'analisi metallografica è stato utilizzato un microscopio ottico (LM, Light Microscope), modello *DMR* della ditta *Leica®,* con telecamera *Zeiss AxioCam ERc5s*, per visualizzare ed acquisire le immagini tramite pc. Il software installato è *Zeiss ZEN core*, che implementa varie funzioni, ma principalmente permette di guardare il campione in tempo reale tramite il monitor, regolare alcuni parametri di immagine come la saturazione e il bilanciamento del bianco, applicare marker e inoltre eseguire misurazioni dopo l'acquisizione. Il microscopio in questione ha la possibilità di regolare l'intensità della sorgente luminosa, di applicare filtri colorati, di guardare il campione sotto una luce polarizzata, di regolare l'apertura del diaframma e di osservare la superficie sotto una luce radente. Quest'ultima impostazione non è comune a tutti i microscopi ottici e viene sfruttata quando si vogliono esaltare le protuberanze o le asperità del campione, cosa non possibile con una luce ad incidenza perfettamente ortogonale. La regolazione dell'apertura o chiusura del diaframma comporta variazioni della profondità di campo, del contrasto, ma anche della risoluzione. Cambiando obbiettivo è necessaria una nuova regolazione del diaframma. In genere man mano che si aumenta l'ingrandimento, il diaframma vene progressivamente chiuso. Il campione inglobato viene fissato su una piastrina di supporto tramite della plastilina e l'ausilio di una pressa. Quest'ultima permette di posizionare il campione metallografico perfettamente in piano, in modo che la superficie da osservare risulti ortogonale all'obiettivo, e quindi si riesca a mettere correttamente a fuoco. Tra la pressa e la superficie lucidata del campione viene interposto un foglio speciale per lenti.

Il microscopio utilizzato è visibile in figura 2.9, dove si vede anche la pressa e il provino sul tavolo porta preparati.

Figura 2.9: Microscopio ottico DMR Leica®

Questo modello è provvisto di un revolver con sei obiettivi: 5x, 10x, 20x, 50x, 100x. L'oculare e la telecamera forniscono un ingrandimento di 10x. L'ingrandimento totale $\mathcal{M}_{tot}$ è dato dalla seguente relazione 2.1, dove $\mathcal{M}_{ob}$ rappresenta l'ingrandimento dell'obiettivo e $\mathcal{M}_{eye}$ è l'ingrandimento dell'oculare [30].

$$\mathcal{M}_{tot} = \mathcal{M}_{ob} \cdot \mathcal{M}_{eye} = \mathcal{M}_{ob} \cdot 10 \tag{2.1}$$

2.2.1.6 Microscopio SEM

Per osservare la microstruttura dei campioni ad alto ingrandimento è stato utilizzato un SEM (Scanning Electron Microscope), in italiano microscopio elettronico a scansione. Questo strumento è costituito da un emettitore di elettroni, in genere un filamento in tungsteno, che serve per generare un fascio. Gli elettroni vengono opportunamente concentrati e direzionati da delle lenti elettromagnetiche, di solito lenti condensatrici per concentrare il fascio e lenti obiettivo per focalizzarlo sul campione da esaminare. Grazie ad una differenza di potenziale che può variare a seconda dello strumento da 1˙000 *kV* a 50˙000 *kV*, gli elettroni vengono accelerati e colpiscono il campione che si vuole osservare (figura 2.10) [22, 32].

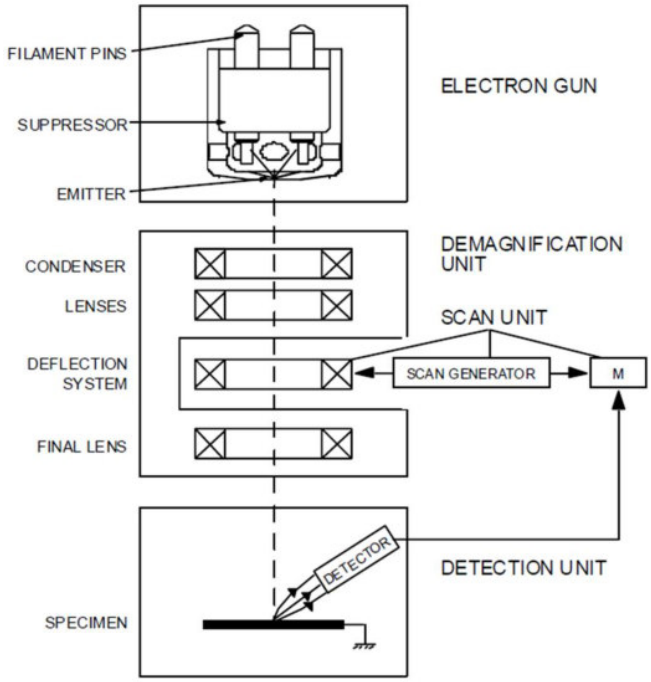


Figura 2.10: Diagramma schematico del funzionamento di un SEM. Si nota la generazione del fascio di elettroni che viene concentrato e direzionato sul campione da osservare mediante un sistema composto da varie lenti elettromagnetiche. Fonte: [33]

Dall'interazione degli elettroni del fascio con il campione si generano vari tipi di segnale (elettroni, fotoni e radiazioni) che possono essere captati da differenti detector. Principalmente si hanno elettroni retrodiffusi (Backscattered Electrons, BSE), elettroni secondari (Secondary Electrons, SE) e raggi x. Gli elettroni retrodiffusi appartengono al fascio e a seguito di un urto elastico con i nuclei degli atomi del campione in osservazione, rimbalzano e vengono deviati. La profondità massima raggiunta dai BSE è di circa 1 μm all'interno del materiale. I secondari sono invece elettroni superficiali del campione che vengono emessi dopo un urto anaelastico con quelli del fascio e possono provenire da una profondità di qualche nanometro. I raggi x provengono da una zona interna al campione e vengono sfruttati per un'analisi spettroscopica EDS (Energy Dispersive x-ray Spectroscopy), che non è comune in tutti i SEM.

In figura 2.11 viene riportata in maniera schematica la zona interessata dai vari segnali che si generano quando il campione viene investito da un fascio di elettroni ad alta energia [22, 32].

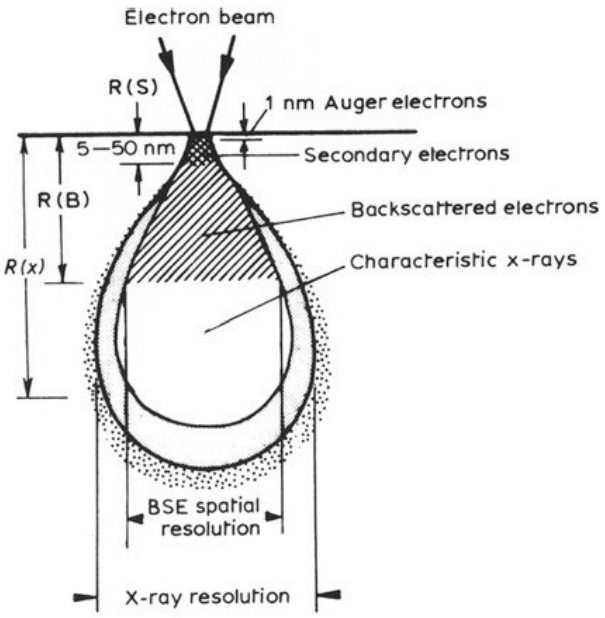


Figura 2.11: Interazione tra il campione da osservare e il fascio di elettroni generato dalla sorgente del SEM. I BSE provengono dall'interno del materiale, al massimo 1 μm dalla superficie. Gli elettroni secondari interessano una zona superficiale di qualche nanometro. Fonte: [32]

Le immagini vengono ottenute direzionando il fascio in modo da scansionare il campione con un opportuno pattern e tramite il detector acquisire il segnale dei BSE, SE, oppure dei raggi x. La modalità che sfrutta gli elettroni retrodiffusi permette di ottenere informazioni circa la composizione del campione, infatti il coefficiente di retrodiffusione dipende dal numero atomico Z: più è alto e più chiaro appare il materiale nell'immagine. Con i BSE si osserva tuttavia una scarsa risoluzione, poiché gli elettroni provengono dall'interno del campione ed interessano una zona abbastanza vasta. La modalità che sfrutta gli elettroni secondari permette di ottenere immagini ad alta risoluzione e ricche di informazioni circa la morfologia della superficie, ma non della composizione. Per generare il fascio di elettroni, oltre al più comune filamento di tungsteno, si può utilizzare un cristallo in esaboruro di lantanio (LaB_6), che offre una brillanza maggiore e una lunga durata. Affinché il SEM funzioni e si generino i segnali sopra descritti è necessario lavorare in vuoto spinto [22, 32].
Per non introdurre contaminanti nella camera stagna del microscopio elettronico a scansione bisogna dunque prestare particolare attenzione alla pulizia del campione, che va maneggiato con guanti e/o pinzette. Il campione deve essere collegato a massa per far sì che venga investito dal fascio di elettroni e per far ciò si usano nastri conduttivi al carbonio o in rame.

Il SEM utilizzato presso il laboratorio Te.Si. dell'Università degli studi di Padova, che si trova a Rovigo, è il modello *FEI Quanta 450* [33]. Questo dispone attualmente di due detector, uno per i BSE ed uno per i SE. Il primo viene chiamato Backscattered Electrons Detector (BSED) e il secondo Everhart Thornley Detector (ETD), dai cognomi degli inventori di questa tipologia di detector per elettroni secondari. Il SEM in questione presenta tre modalità di funzionamento: HiVac (High Vacuum) è la modalità a vuoto spinto che si usa normalmente, LowVac (Low Vacuum) che porta la camera in basso vuoto e ESEM (Environmental Scanning Electron Microscope), in cui la colonna con all'interno le lenti elettromagnetiche è in vuoto spinto, mentre la camera che contiene i campioni si trova in basso vuoto. La tensione massima raggiungibile è di 30 *kV*, ma normalmente viene impostata a 20 *kV*. Il filamento utilizzato è in tungsteno e ha una durata variabile in base alla qualità dello stesso e alla tensione di lavoro; in media va sostituito dopo 30÷70 ore di utilizzo. Le immagini vengono visualizzate tramite il monitor del pc con installato il software dedicato. Mediante l'uso di un'interfaccia utente, che presenta vari

potenziometri, si effettua la regolazione del fuoco, del contrasto, della luminosità e la correzione dell'astigmatismo.

Nelle figure 2.12 e 2.13 viene mostrata l'intera postazione e il SEM in dettaglio.

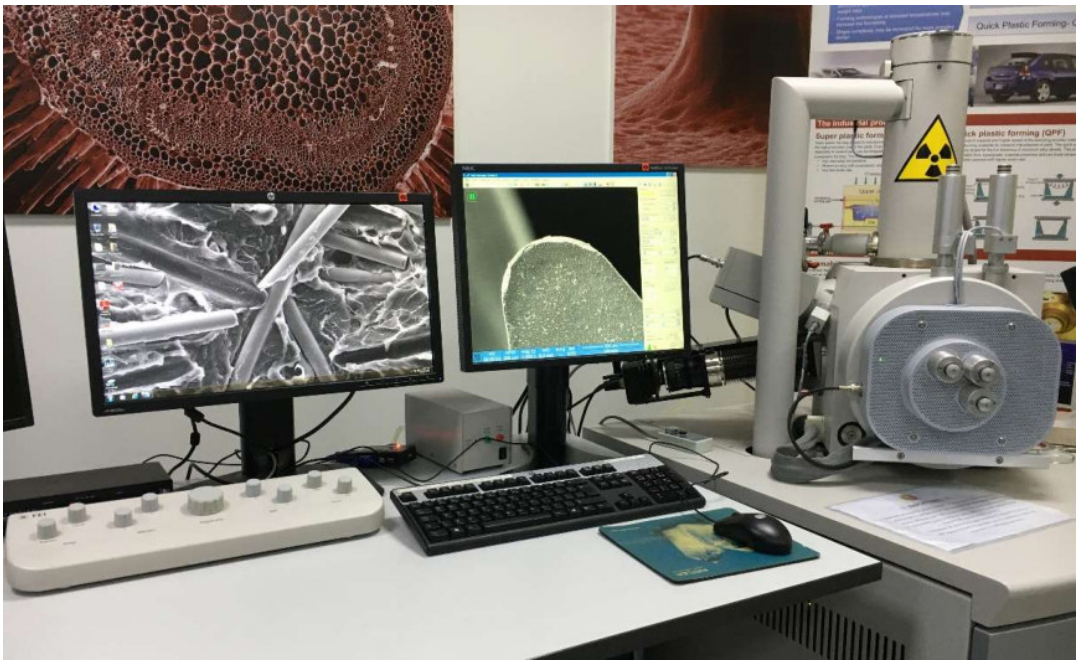


Figura 2.12: Postazione SEM del laboratorio Te.Si. di Rovigo, Università degli studi di Padova. Attraverso i monitor si osservano e si acquisiscono le immagini grazie ad un software dedicato. L'interfaccia utente è costituita da una consolle che permette la regolazione di contrasto, luminosità, astigmatismo e messa a fuoco.

Figura 2.13: SEM FEI Quanta 450. All'interno della colonna verticale viene generato e direzionato il fascio elettronico. Alla sua sommità vi è un filamento in tungsteno. La parte frontale si apre a scorrimento e permette di accedere all'interno della camera per posizionare i campioni. Si notano a sinistra due detector che captano gli elettroni secondari e quelli retrodiffusi.

Il software utilizzato è *xT microscope Control* [33], con il quale si controllano i parametri del SEM e si visualizzano le immagini.

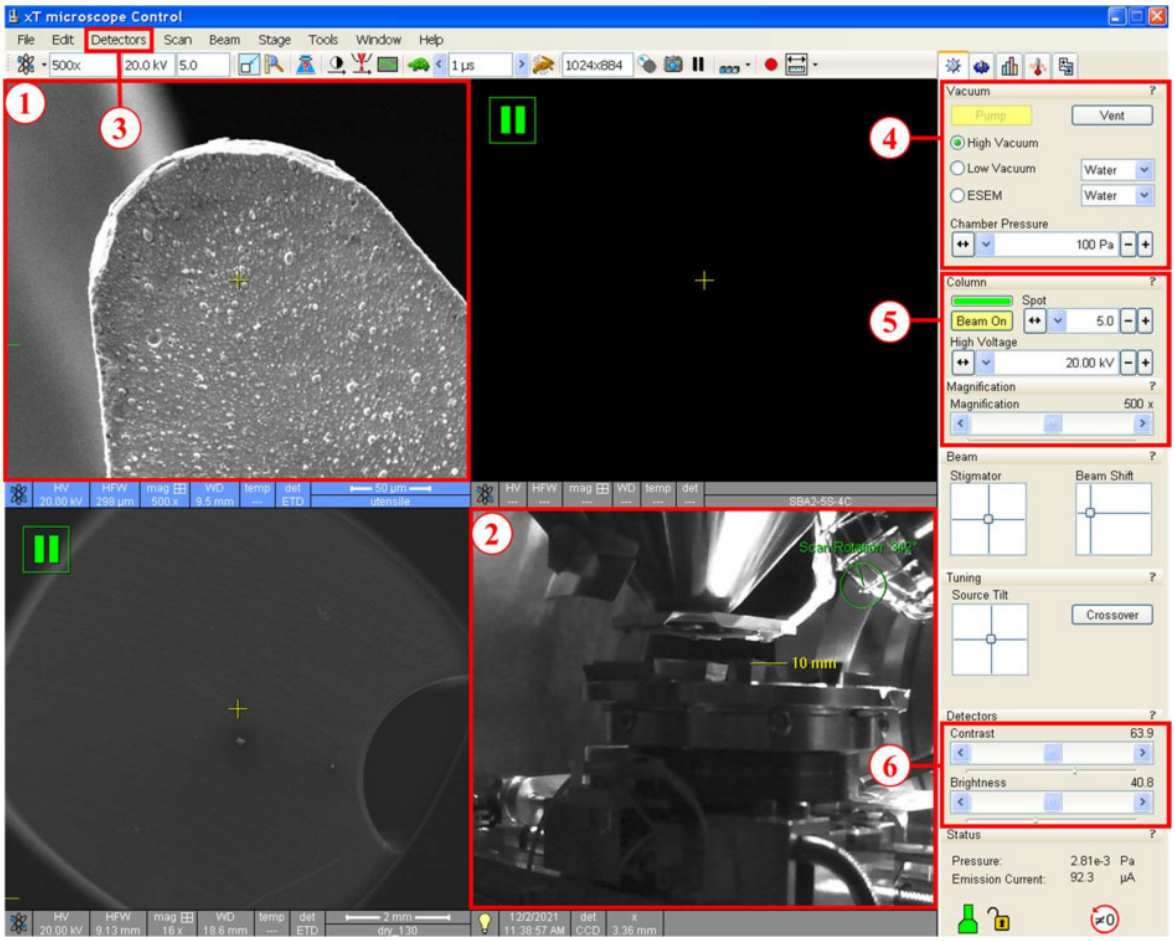


Figura 2.14: Interfaccia del software di gestione del SEM, xT microscope Control. (1) quadrante immagine attualmente in visualizzazione; (2) quadrante dove viene visualizzata la tavola porta campioni e i campioni stessi grazie ad una telecamera. Permette di vedere la posizione dei campioni e di impostare la giusta distanza di quest'ultimi dalla lente, circa 10 mm; (3) selezione tipo di detector. BSED o ETD; (4) impostazioni delle modalità di vuoto; (5) impostazioni dimensioni del fascio e differenza di potenziale; (6) regolazione contrasto e luminosità.

La procedura seguita per l'analisi dei campioni al SEM, prestando particolare attenzione a non rovinare la superficie da osservare, è la seguente:

- Lavare ad ultrasuoni per circa 3 *min* in un becher contenete alcool denaturato trasparente
- Estrarre i campioni manipolandoli esclusivamente con guanti in nitrile e mai direttamente sulla zona da esaminare
- Asciugare con phon
- Ventilare la camera del microscopio elettronico a scansione e poi aprire la porta
- Applicare poco nastro biadesivo sulla tavola porta campioni e rimuovere la pellicola protettiva tramite l'ausilio di pinzette, per non contaminare la camera con residui presenti nelle dita. (Si consiglia in ogni caso l'uso di guanti. Il nastro serve esclusivamente per fissare i campioni e non ha funzioni conduttive, infatti quest'ultimi sono inglobati in resina non conduttiva.)
- Collegare a massa il campione metallico tramite nastro conduttivo in rame. La massa è costituita dalla tavola porta campioni. Il nastro non deve coprire la zona che si vuole osservare.
- Prestare attenzione che i campioni non causino collisioni con parti interne del SEM durante la chiusura dello sportello ed eventualmente agire sull'altezza della tavola porta campioni.

- Chiudere lo sportello e mettere in funzione la pompa a vuoto. La porta deve essere premuta in posizione di chiusura fino a quando le guarnizioni fanno tenuta da sole grazie alla depressione che si sta generando nella camera.
- Regolare l'altezza del campione a circa 10 *mm* dalle lenti del microscopio
- Accendere il fascio elettronico e mettere a fuoco il campione prima a bassi ingrandimenti
- Eseguire le analisi selezionando il detector più opportuno (BSED o ETD) e impostare la tensione di lavoro del filamento e dimensione del fascio (in genere 20 *kV* e spot size 5)
- Spegnere il fascio se non si sta eseguendo nessuna analisi, per preservare il filamento. Mantenere inoltre sempre la camera chiusa e sotto vuoto, mai aperta per non introdurre contaminanti.

2.2.2 Attacco chimico

La superficie liscia e lucidata del campione metallografico è, per sua natura, riflettente e guardandola al microscopio ottico appare molto chiara. In queste condizioni è possibile osservare solamente cricche, porosità o inclusioni metalliche, poiché queste riflettono la luce in maniera diversa rispetto al resto della matrice metallica. Se si vuole osservare la microstruttura del materiale è necessario procedere ad un attacco chimico o elettrochimico. Lo scopo dell'attacco è quello di corrodere in maniera preferenziale i bordi grano, oppure una determinata fase. Altre volte, invece, vengono dissolti in maniera differenziata i grani in base alla loro orientazione cristallografica. La zona corrosa riflette in maniera differente la luce rispetto alla zona non corrosa, permettendo di osservare la microstruttura grazie all'effetto chiaro-scuro che si viene a creare [22, 27]. Questo fenomeno è visibile in figura 2.15.

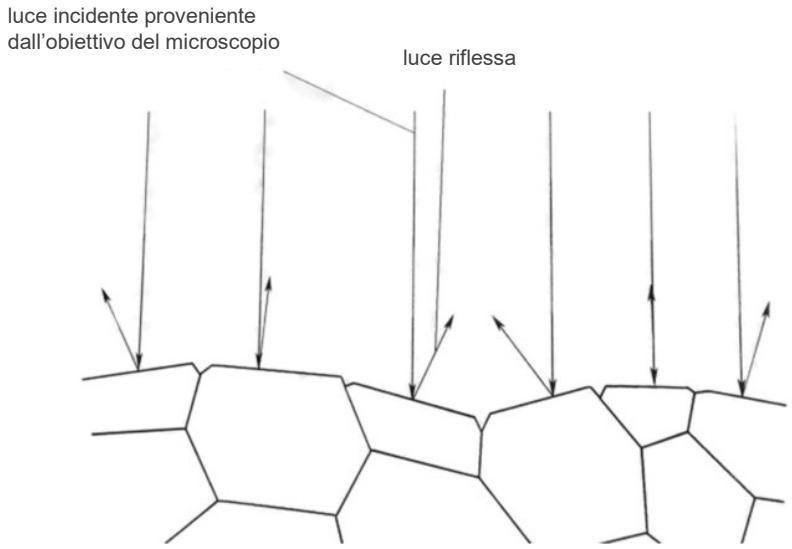


Figura 2.15: Effetto dell'attacco chimico sulla riflessione della luce. [27]

Il Titanio viene normalmente attaccato con un una soluzione a base di acido fluoridrico (HF) e acido nitrico (HNO_3) detta reagente di Kroll. Esistono ovviamente altri attacchi chimici efficaci per questo materiale, ma quasi tutti sono accomunati dalla presenza di HF. L'acido fluoridrico non è considerato un acido forte, ma deve essere comunque maneggiato con molta cura perché corrode facilmente il vetro e molti metalli ed è considerato molto velenoso, infatti danneggia il tessuto osseo e le vie nervose. In base al tipo di lega di Titanio, al rapporto delle fasi α e β e al tipo di microstruttura, può essere più efficace un determinato attacco chimico piuttosto che un altro. Anche il tempo per il quale il campione metallografico viene esposto all'acido è determinante per una buona riuscita dell'attacco. Se il tempo è troppo breve, la microstruttura non viene messa in evidenza, mentre se l'esposizione è prolungata il campione risulta diffusamente corroso e in gergo si dice bruciato. Per ritentare un attacco è necessario ripetere le operazioni di levigatura (solo gli ultimi passaggi) e di lucidatura.

I campioni di barra, che sono stati caratterizzati in termini di microstruttura e di durezza, sono stati attaccati con una serie di reagenti prima di ottenere un risultato soddisfacente. Il primo attacco ad essere stato effettuato, con scarsi risultati, è stato proprio il reagente di Kroll.
In tabella 2.5 vengono riportate le soluzioni acide utilizzate e i tempi di applicazione.

Denominazione	**Composizione**	**Tempo consigliato** [*s*]	**Metodo consigliato**	**Tempo effettivo** [*s*]	**Risultato**
Kroll	3 *ml* HF 6 *ml* HNO_3 100 *ml* H_2O	3÷10 o 10÷30	tamponare o immergere	30÷40	scarsa distinzione delle fasi, anche con tempi prolungati
15*	2 *ml* HF 5 *ml* H_2O_2 30% 100 *ml* H_2O	fino a 60	immergere	50	buona distinzione delle fasi
1*	10 *ml* HF 5 *ml* HNO_3 85 *ml* H_2O	fino a 60	tamponare	40	discreta distinzione delle fasi, con β più evidente rispetto a 15*

*n° etching presente nel raccoglitore degli attacchi, ad uso interno, presso il laboratorio preparazione campioni metallografici di Padova

Tabella 2.5: Attacchi chimici utilizzati per l'analisi microstrutturale dei campioni in Titanio.

Si è deciso di utilizzare il reagente n° 1 della tabella 2.5, in quanto ha permesso di ottenere buoni risultati ed è adatto al tipo di microstruttura in esame [21]. Il campione metallografico è stato attaccato applicando la soluzione acida direttamente con una pipetta e aggiungendo continuamente nuovo reagente, anche se il metodo consigliato è quello di tamponare la superficie. Il tempo di esposizione del metallo all'acido è di 40 *s*, scelto in base all'esperienza e a varie prove eseguite. Per neutralizzare l'acido al termine dell'attacco è stata versata dell'acqua contenuta in un becher. Successivamente l'intero campione è stato lavato con acqua corrente, etanolo e infine asciugato con aria compressa. Per non attaccare l'intera superficie metallica, questa è stata mascherata con del nastro adesivo, in modo da poter eseguire analisi di diverso tipo sulla zona non corrosa o eventualmente ritentare un altro attacco. In questi casi, per eliminare l'adesivo che rimane dopo la rimozione del nastro, il campione è stato sottoposto a lavaggio in una vasca ad ultrasuoni con dell'alcool etilico denaturato, questo per evitare di strofinare la superficie e di graffiarla.
In figura 2.16 si vede un attacco chimico in atto; da notare che la superficie metallica non è più perfettamente lucida, ma tende man mano ad opacizzarsi grazie all'acido.

Figura 2.16: Attacco chimico con 10 ml HF ; 5 ml HNO_3 ; 85 ml H_2O per 40 s su campione di Titanio.

2.2.3 Risultati microstruttura

Sono stati analizzati due campioni prelevati da degli spezzoni di barra in Titanio. Poiché le barre vengono forgiate e/o laminate mediante rulli sagomati, ci si aspetta una variazione della microstruttura tra la direzione trasversale e quella assiale. Sono stati prelevati dunque due campioncini di metallo e inglobati in modo da osservare la microstruttura in entrambi le direzioni, secondo lo schema di figura 2.17.

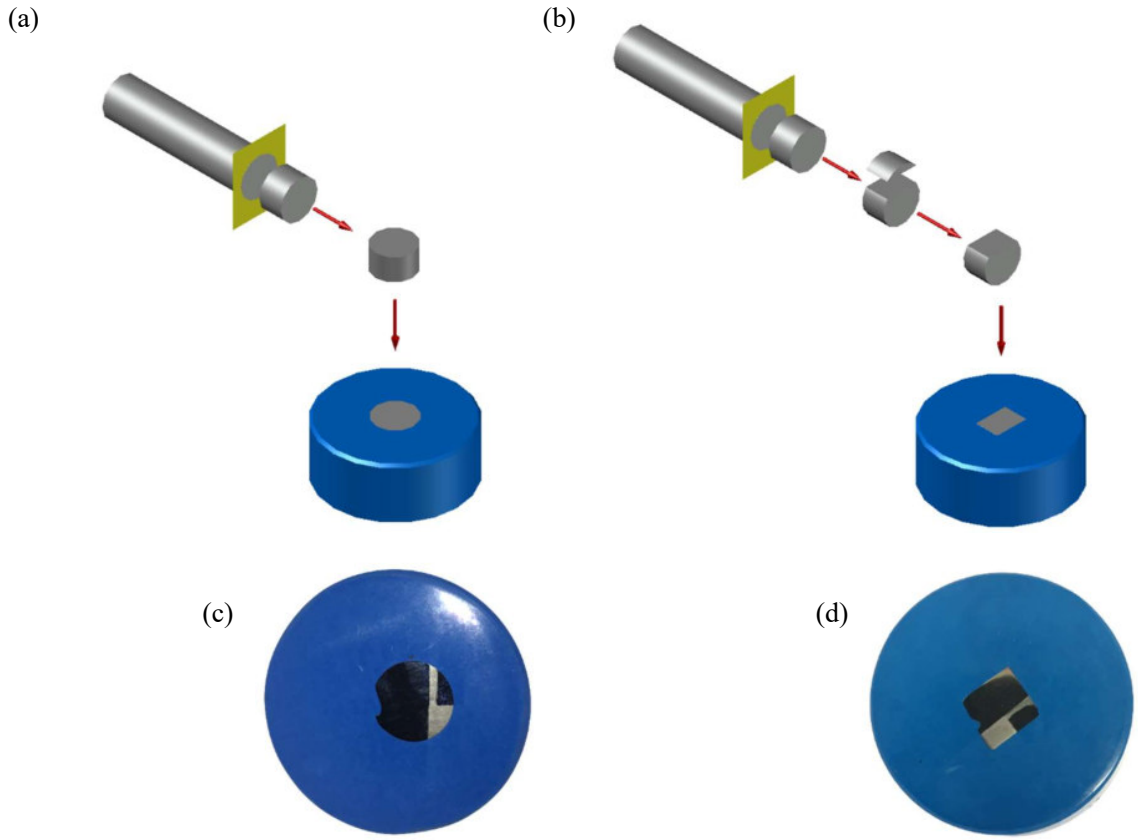


Figura 2.17: Schema di prelievo campioni e inglobamento nella resina. (a) schema del campione trasversale (b) schema del campione longitudinale- tangenziale. (c) campione trasversale reale con attacco chimico. (d) campione longitudinale-tangenziale reale. Si nota la zona attaccata chimicamente.

I campioni sono stati inglobati con resina *WEM Dap*, in dialiftalato azzurro con fibre di vetro della ditta *CT Cloeren Tecnology s.r.l.,* secondo le modalità descritte nel § 2.2.1.2.
Dopo aver eseguito la levigatura, la lucidatura e l'attacco chimico, sono stati osservati al microscopio ottico sotto luce non polarizzata a vari ingrandimenti.

La microstruttura risultante è di tipo equiassico con fase β intergranulare. La particolarità del materiale in esame è che la sua microstruttura risulta molto fine e in letteratura sembra essere più comune in leghe di Titanio al molibdeno, come Ti-8Al-1Mo-1V oppure Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr, ma comunque possibile per la lega Ti-6Al-4V e compatibile con il processo di forgiatura [9, 22, 23, 31].

Per avere conferma che si tratti effettivamente di una lega Ti-6Al-4V è stato richiesto l'attestato di conformità dalla ditta fornitrice del materiale, riportato in appendice A5. La determinazione della composizione chimica è stata eseguita in accordo al Par.10.1, 9.1, 9.2 della ASTM B348, inoltre il 100% del lotto è stato sottoposto a test ultrasuoni in accordo alla AMS 2631E classe A ed è risultato conforme.

La ridotta dimensione dei grani α e della fase β, rende tale microstruttura particolarmente difficile da osservare al microscopio ottico, ma anche al SEM, se l'attacco chimico non viene accuratamente eseguito. Per questo motivo sono stati utilizzati i vari reagenti precedentemente descritti, prima di ottenere un risultato soddisfacente. Anche la vita a fatica e la tenacità a frattura sono fortemente correlate al tipo di microstruttura e alla dimensione dei grani [17].

2.2.3.1 Sezione trasversale

Le immagini acquisite al microscopio ottico *DMR Leica®* della microstruttura, osservata in una sezione trasversale del campione di barra in Titanio, sono riportate di seguito. La fase β risulta più scura poiché è quella che viene corrosa maggiormente dall'attacco chimico.

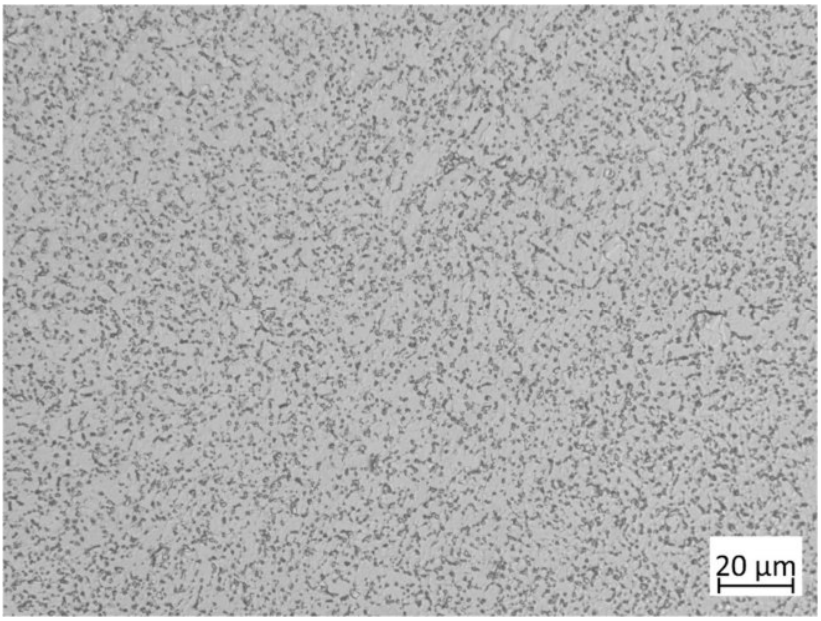


Figura 2.18: Microstruttura equiassica fine con fase β interganulare di una barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale.
Attacco: 10 ml HF ; 5 ml HNO_3 ; 85 ml H_2O. Ingrandimento 500x LM

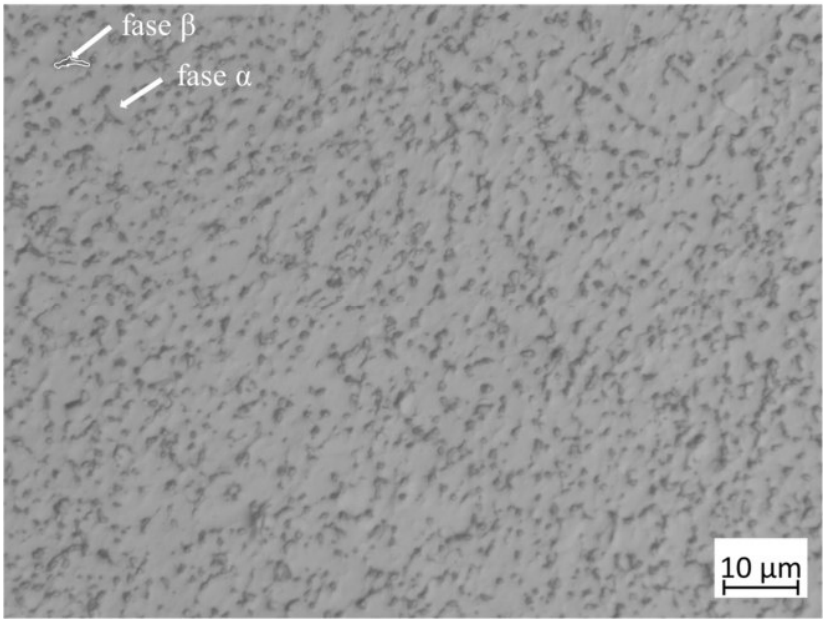


Figura 2.19: Microstruttura equiassica fine con fase β interganulare di una barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale.
Attacco: 10 ml HF ; 5 ml HNO_3 ; 85 ml H_2O. *Fasi α e β in evidenza.*
Ingrandimento 1`000x LM.

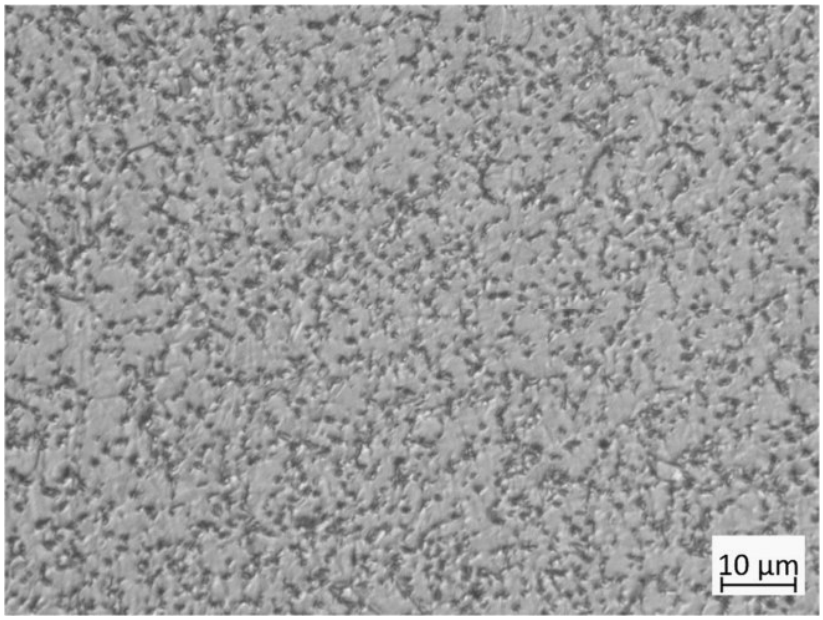


Figura 2.20: Microstruttura equiassica fine con fase β interganulare di una barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale.
Attacco: 10 ml HF ; 5 ml HNO_3 ; 85 ml H_2O. Ingrandimento 1˙000x LM.

Vengono ora riportate alcune immagini ad alto ingrandimento acquisite con il *SEM FEI Quanta 450* presso il laboratorio Te.Si. di Rovigo. L'immagine metallografica di figura 2.21 è stata ottenuta utilizzando il reagente di Kroll, che non ha dato buoni risultati.

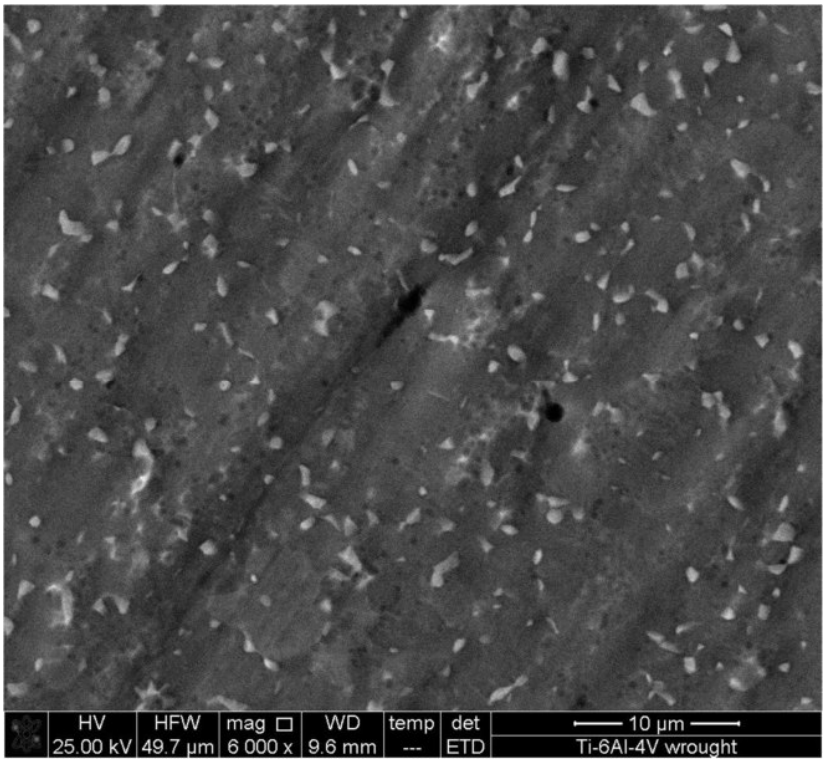


Figura 2.21: Microstruttura equiassica fine con fase β interganulare di una barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale. L'attacco chimico non ha permesso di evidenziare bene la fase β e si notano alcune irregolarità superficiali e pori.
Attacco: 3 ml HF ; 6 ml HNO_3 ; 100 ml H_2O. Ingrandimento 6˙000x SEM ETD.

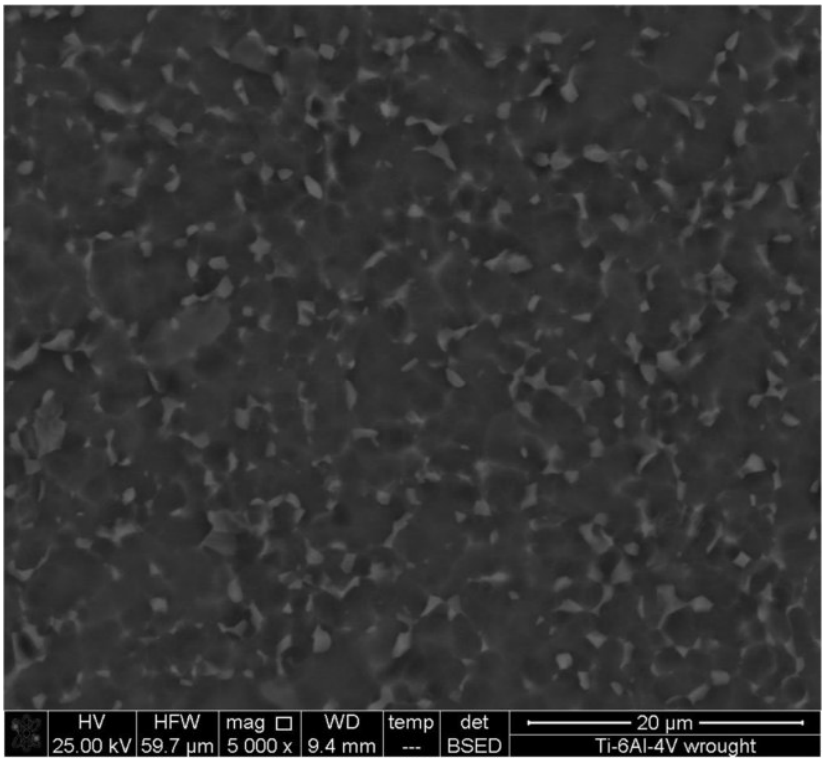
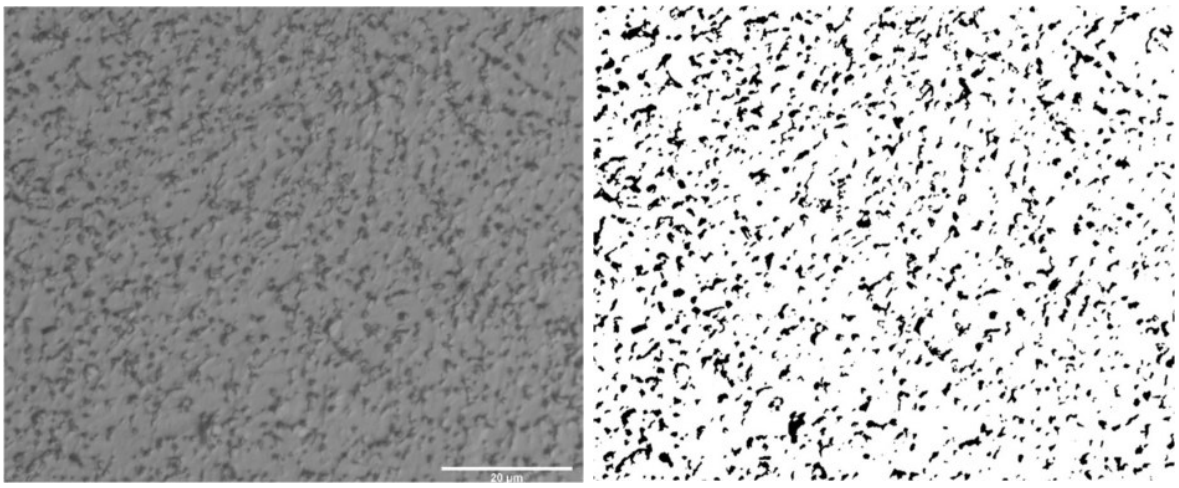


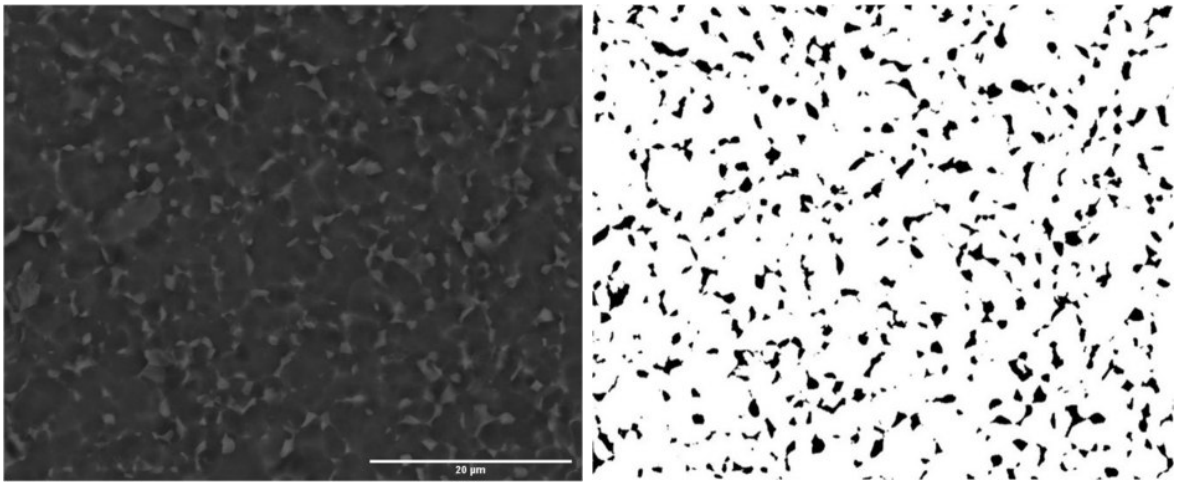
Figura 2.22: Microstruttura equiassica fine con fase β interganulare di una barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale.
Attacco: 10 ml HF ; 5 ml HNO_3 ; 85 ml H_2O. Ingrandimento 5˙000x SEM BSED.

Dalle figure precedenti 2.19 e 2.22, dove le fasi sono messe ben in evidenza, è stato possibile calcolare in maniera approssimata la percentuale di fase α e β presente. Per fare ciò si è utilizzato il software *ImageJ*^{TM} che ha permesso di elaborare le immagini. Una volta impostata la scala corretta in micrometri ed aver selezionato la zona dove eseguire l'analisi, con lo strumento *treshold* si sono evidenziate le fasi e con il comando *analize particle* è stata calcolata l'area dei grani β (figure 2.23 e 2.24).
Sono state escluse dall'analisi le particelle con area inferiore a 0,05 μm^2, cioè con diametro equivalente inferiore a circa 0,25 μm, poiché potrebbero essere disturbi dell'immagine e non effettivamente fase β. In tabella 2.6 vengono riportati i risultati e in figura 2.25 il diagramma della distribuzione relativa alla dimensione dei grani β.



(a) (b)

Figura 2.23: Elaborazione immagine LM per il calcolo percentuale delle fasi.
(a) area selezionata per l'analisi estrapolata dalla figura 2.19. (b) fase β in evidenza



(a) (b)

Figura 2.24: Elaborazione immagine SEM per il calcolo percentuale delle fasi.
(a) area selezionata per l'analisi estrapolata dalla figura 2.22. (b) fase β in evidenza

		Immagine LM (figura 2.23)	**Immagine SEM** (figura 2.24)	**Media**
Fase β	[%]	11	11	11
Fase α	[%]	89	89	89
Area grani β (min÷max)	[μm^2]	0,05 ÷5,54	0,05 ÷3,66	0,05 ÷5,54
Area media grani β	[μm^2]	0,62	0,64	0,63
$\Phi^*_{equivalente}$ grani β (min÷max)	[μm]	0,25 ÷2,66	0,25 ÷2,16	0,25 ÷2,66
$\Phi^*_{equivalente}$ medio grani β	[μm]	0,89	0,91	0,9

$$*\Phi_{equivalente} = 2 \cdot \sqrt{\frac{Area_\beta}{\pi}}$$

Tabella 1.6: Percentuale delle fasi α e β e dimensione dei grani β di una barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale. Elaborazione mediante il software ImageJ™ delle microstrutture in figura 2.23 e 2.24.

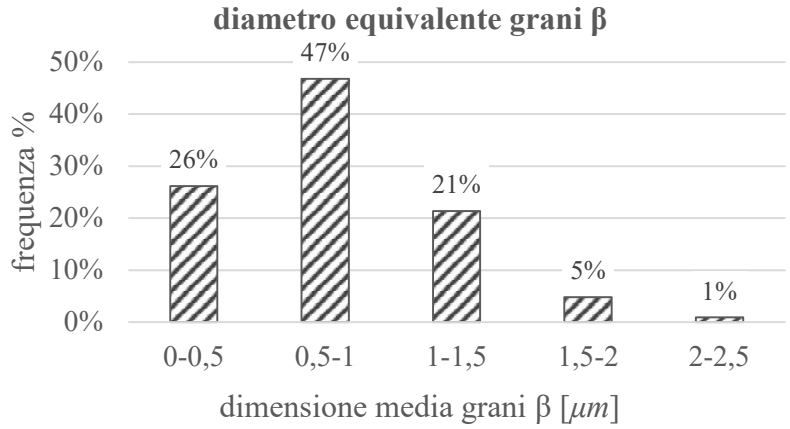


Figura 2.25: Distribuzione della dimensione dei grani β in una barra forgiata di Ti-6Al-4V, sezione trasversale. Elaborazione mediante il software ImageJ delle microstrutture in figura 2.23 e 2.24.

In maniera analoga è stato possibile stimare la dimensione media dei grani di fase α. In una microstruttura equiassica fine con fase β intergranulare, il bordo tra due grani α è difficilmente visibile con un semplice attacco chimico. Quest'ultimo infatti agisce principalmente sulla fase β, che in questo caso non si trova a bordo grano, ma nei cosiddetti punti tripli. L'analisi della dimensione della fase α è stata eseguita tracciando a mano i bordi dei grani più visibili e calcolandone l'area racchiusa mediante il software *ImageJ*^{TM}. Per una stima molto più accurata sarebbe stato necessario sottoporre il materiale ad un'analisi difrattometrica EBSD (electron backscattered diffraction), che permette di distinguere le varie fasi, determinare l'orientazione dei grani e individuare i piani cristallini. Al fine di questo progetto non si è ritenuta fondamentale questo tipo di analisi, che comunque non sarebbe stata condotta in prima persona, ma affidata a terzi.

In figura 2.26 viene riportata l'immagine utilizzata per la stima della grandezza dei grani α e in tabella 2.7 i risultati dell'analisi.

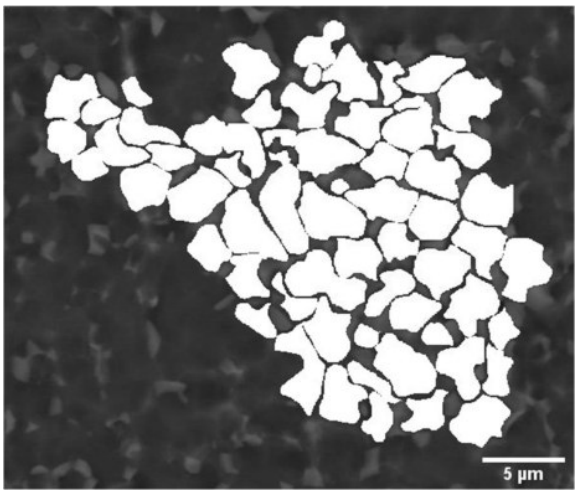


Figura 2.26: Elaborazione immagine SEM per il calcolo della dimensione dei grani di fase α. L'area selezionata per l'analisi è stata estrapolata dalla figura 2.22.

		Immagine SEM (figura 2.26)
Area grani α (min÷max)	[μm^2]	0,73 ÷9,77
Area media grani α	[μm^2]	5,20
$\mathbf{\Phi^*_{equivalente}}$ **grani α** (min÷max)	[μm]	0,96 ÷3,53
$\mathbf{\Phi^*_{equivalente}}$ **medio grani α**	[μm]	2,57

$^*\Phi_{equivalente} = 2 \cdot \sqrt{\frac{Area_\alpha}{\pi}}$

Tabella 2.7: Dimensione dei grani α di una barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale. Elaborazione mediante il software ImageJ^{TM} *delle microstrutture in figura 2.23 e 2.24*

In figura 2.27 viene presentato un istogramma della distribuzione relativa alla dimensione dei grani di fase α.

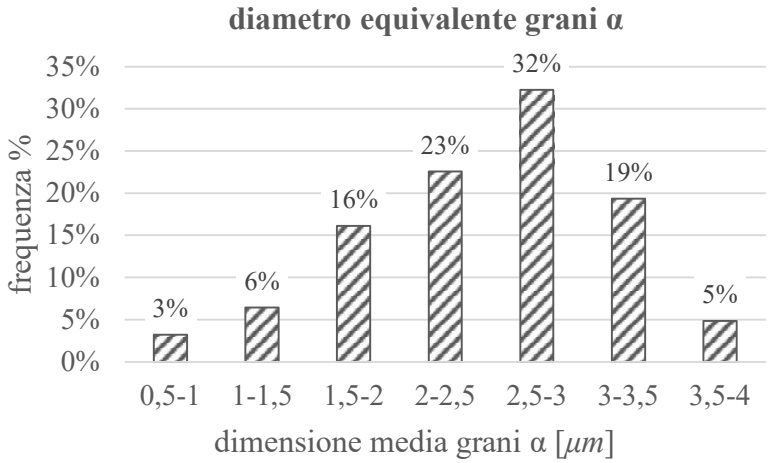


Figura 2.27: Distribuzione della dimensione dei grani α in una barra forgiata di Ti-6Al-4V, sezione trasversale. Elaborazione mediante il software ImageJ™ della microstruttura in figura 2.26

2.2.3.2 Sezione longitudinale-tangenziale

Le immagini acquisite al microscopio ottico *DMR Leica®* della microstruttura, osservata in una sezione longitudinale-tangenziale del campione di barra in Titanio, sono riportate di seguito. Si nota una direzione preferenziale di orientamento dei grani, compatibilmente con il processo di forgiatura e laminazione con rulli sagomati.

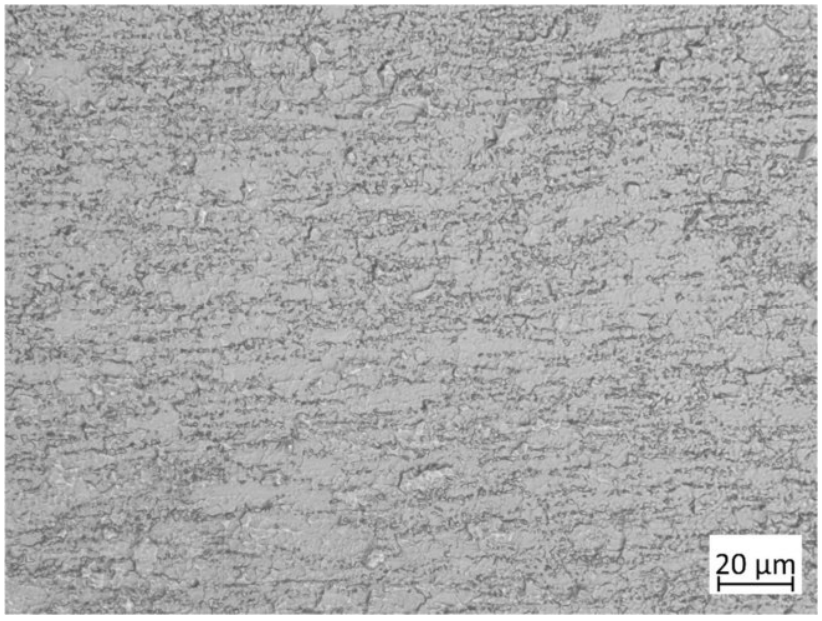


Figura 2.28: Microstruttura equiassica fine con fase β interganulare di una barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione longitudinale-tangenziale. È visibile un'orientazione preferenziale della microstruttura, compatibile con il processo produttivo.
Attacco: 10 ml HF ; 5 ml HNO_3 ; 85 ml H_2O. *Ingrandimento 500x LM.*

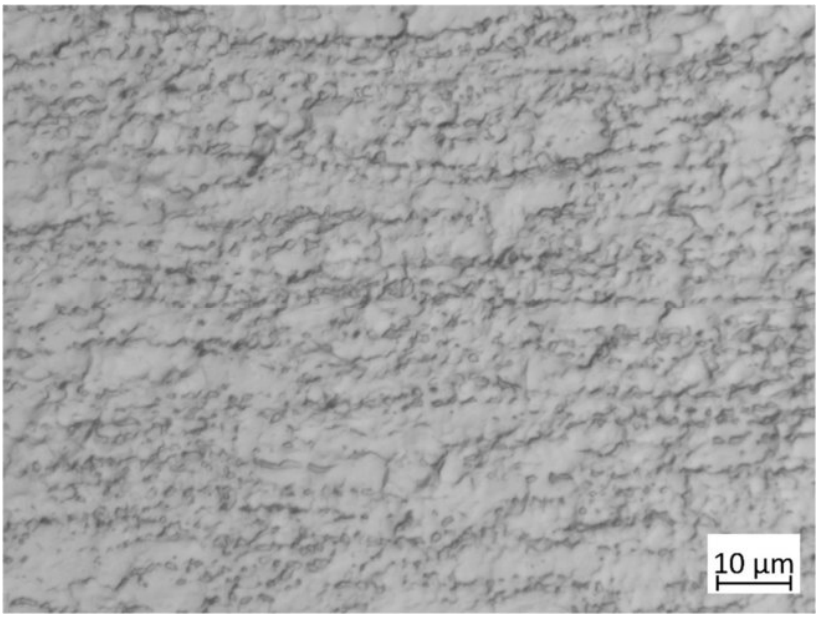


Figura 2.29: Microstruttura equiassica fine con fase β interganulare di una barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione longitudinale-tangenziale. È visibile un'orientazione preferenziale della microstruttura, compatibile con il processo produttivo.
Attacco: 10 ml HF ; 5 ml HNO_3 ; 85 ml H_2O. *Ingrandimento 1˙000x LM.*

L'immagine di figura 2.30 è stata acquisita con il *SEM FEI Quanta 450* presso il laboratorio Te.Si. di Rovigo. È stata ottenuta utilizzando il reagente di Kroll, che non ha permesso un'ottima distinzione delle fasi.

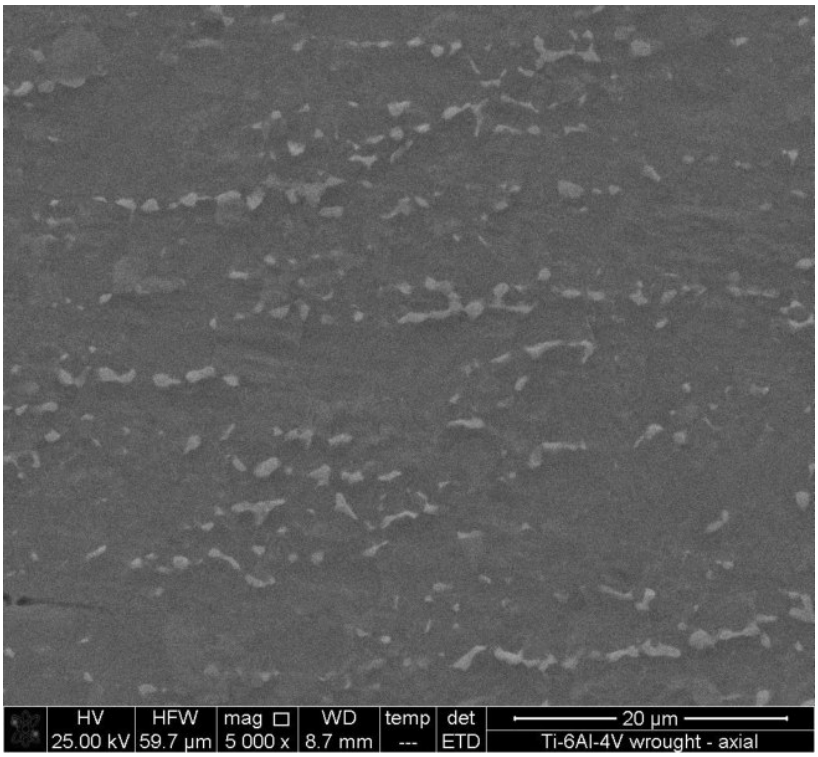


Figura 2.30: Microstruttura equiassica fine con fase β interganulare di una barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione longitudinale-tangenziale. È visibile un'orientazione preferenziale della microstruttura, compatibile con il processo produttivo.
Attacco: 3 ml HF ; 6 ml HNO_3 ; 100 ml H_2O. *Ingrandimento 5˙000x SEM ETD.*

2.3 Microdurezza

2.3.1 Attrezzatura e metodi

Per eseguire le misure di microdurezza è stata seguita la normativa EN ISO 6507-1 [34], che è specifica per il test di durezza Vickers. Questo metodo consiste nell'utilizzare un penetratore a forma piramidale di base quadrata che, a seconda del carico applicato, lascia un'impronta sul materiale di grandezza inversamente proporzionale alla durezza dello stesso.
In figura 2.31 si vede la forma del penetratore che è caratterizzato da un certo angolo al vertice α (α =136° secondo la norma). Per quantificare la grandezza dell'impronta si rileva la misura delle diagonali.

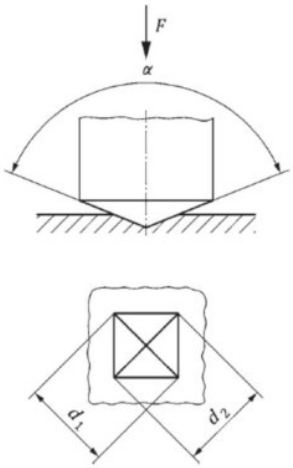


Figura 2.31: Principio alla base del test di durezza Vickers.
Si vede la forma del penetratore piramidale a base quadrata e l'impronta lasciata dallo stesso di cui si misurano le diagonali. Fonte: [34]

Per grandi carichi applicati si parla effettivamente di durezza Vickers, mentre per carichi molto bassi ci si riferisce a microdurezza, come si evince dalla tabella 2.8.

Forza applicata, F [*N*]	**Peso applicato, P** [*kgf*]	**Simbolo durezza**	**Designazione**
F ≥ 49,03	P ≥ 5	≥ HV 5	Test di durezza Vickers
1,961 ≤ F < 49,03	0,2 ≤ P < 5	HV 0,2 fino a < HV 5	Test di durezza Vickers a basso carico
0,009 807 ≤ F < 1,961	0,001 ≤ P < 0,2	HV 0,001 fino a < HV 0,2	Test di microdurezza Vickers

Tabella 2.8: Differenti range di carico e forza contemplati in normativa ISO 6507-1
per i test di durezza, durezza a basso carico e microdurezza. Fonte: [34]

La scelta del carico da applicare, e dunque la tipologia di test, dipende dallo scopo della misura. Se si è principalmente interessati a determinare la durezza media di un dato materiale allora è preferibile utilizzare carichi elevati, poiché l'impronta risulterà di grandi dimensioni e la durezza sarà calcolata su una zona sufficientemente estesa del campione tale da definirne le caratteristiche medie. Se si è interessati a valutare la durezza in maniera puntuale, per apprezzare ad esempio gradienti dovuti ai processi produttivi o variazioni microstrutturali, è necessario utilizzare bassi carichi e dunque effettuare un test di microdurezza. C'è da sottolineare che gli errori dovuti alla riproducibilità e alla ripetibilità tendono a diminuire all'aumentare del carico [35]. Per quanto riguarda le misure di microdurezza è necessario comunque effettuare un controllo del carico scelto, poiché non sono ammesse misure con diagonale media

d inferiore a 20 *μm*. Il campione deve garantire un certo spessore minimo, in modo che la misura non sia influenzata dal supporto alla base e che l'impronta non fuoriesca dal materiale. Tale spessore deve essere di almeno 1,5 volte la diagonale e comunque maggiore di 1 *mm* per materiali duri. La superficie del campione deve essere lucidata, per evidenziare al meglio l'impronta che dovrà essere misurata, priva di oli, grassi e altri contaminanti. Per evitare di misurare la microdurezza di strati di ossido o zone termicamente alterate dal processo di prelevazione del campione, la normativa prevede la rimozione di uno strato minimo di 0,2 *mm* durante la fase di levigatura e preparazione della superficie. Il penetratore deve venire a contatto con il campione in maniera perpendicolare e ad una velocità tale da non causare urti o vibrazioni. Il tempo per arrivare a contatto con la superficie deve essere di 7^{+1}_{-5} *s*, in modo da assicurare, per prove di microdurezza, una velocità di discesa inferiore a 0,07 *mm/s*. La durata della penetrazione influenza la misura e perciò deve essere indicata nel risultato se è diversa da quella standard di 14^{+1}_{-4} *s*. La distanza tra le varie impronte deve garantire che la deformazione plastica indotta da una penetrazione non influenzi la successiva, falsando le misure di durezza. Per materiali duri la distanza tra due impronte deve essere maggiore di 3 volte la diagonale e la distanza tra una impronta e il bordo del campione deve essere di almeno 2,5 volte la diagonale, come si evince dalla figura 2.32 (2).

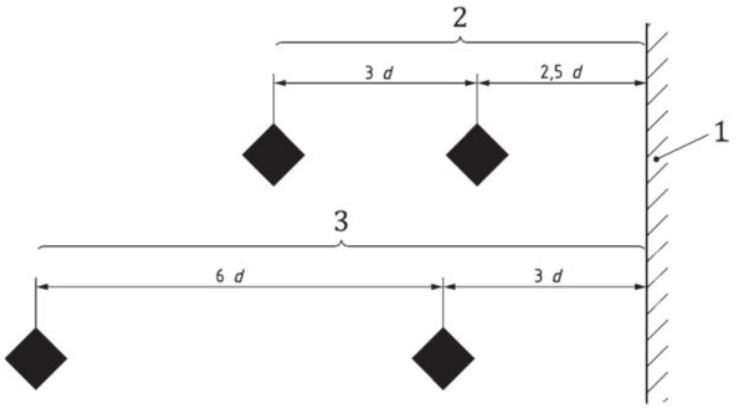


Figura 2.32: Distanza minima tra le impronte. (1) bordo del campione; (2) materiali duri, acciaio, rame e leghe di rame; (3) materiali leggeri, piombo, stagno e le loro leghe. Fonte: [34]

La durezza Vickers viene calcolata mediante la relazione 2.2:

$$HV = 1854{,}4 \cdot \frac{P}{d^2} \tag{2.2}$$

Dove:

HV = durezza Vickers, [kgf/mm^2]
P = peso applicato, [gf]
d = diagonale media = (d_1+d_2)/2, [μm]

La misura della durezza Vickers, calcolata con la 2.2, viene espressa come nell'esempio seguente:

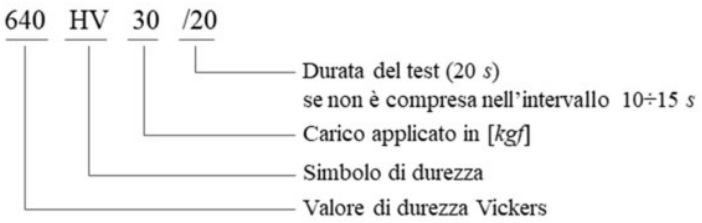


Figura 2.33: Espressione della misura di durezza Vickers secondo la ISO 6507-1.

Lo strumento utilizzato per la determinazione della microdurezza del materiale è il microdurometro *Leitz™*, visibile in figura 2.34. Esso dispone dei seguenti pesi: 10, 15, 25, 50, 100, 200, 300, 500 *gf*.

Figura 2.34: Microdurometro Leitz™ con set di pesi standard per eseguire test di microdurezza.

Questo strumento possiede due obiettivi: uno per una prima messa a fuoco a 5x e l'altro a 50x per eseguire le misure. La base è dotata di due viti micrometriche per il posizionamento del campione nel piano, lungo gli assi orizzontali x e y. La distanza del penetratore dalla superficie del pezzo da sottoporre al test viene regolata dapprima in maniera grossolana tramite una ghiera, che muove l'intero corpo lungo l'asse z. Successivamente la regolazione di fino prevede il movimento della sola testa dello strumento (obiettivi e penetratore) tramite una manopola micrometrica che permette anche la messa a fuoco. La discesa del penetratore è azionata tramite un cavo flessibile di rilascio, visibile in figura 2.34.
La figura 2.35 mostra le varie parti dello strumento.

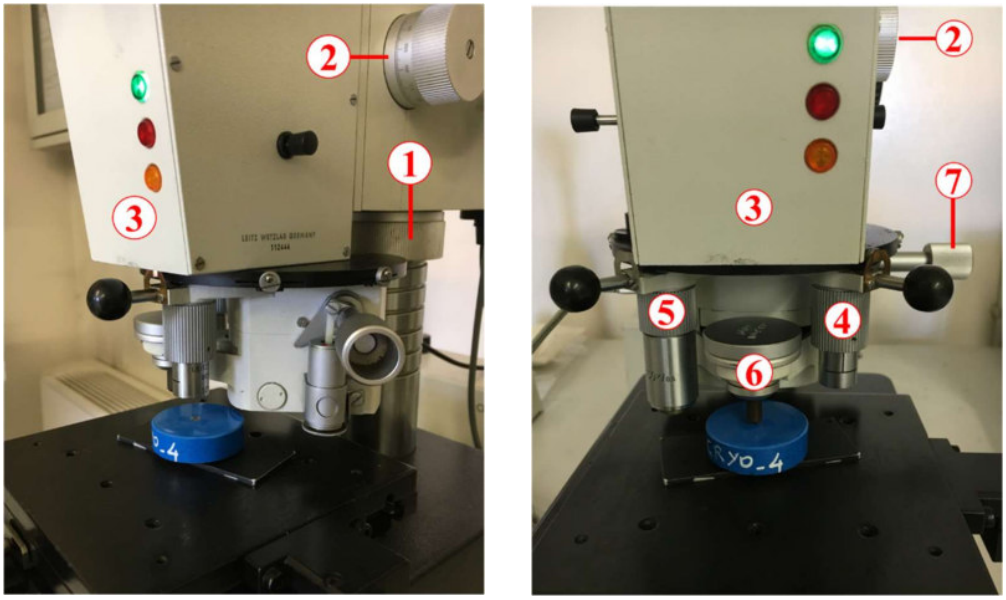


Figura 2.35: Parti principali del microdurometro. (1) ghiera per la regolazione grossolana in z; (2) manopola per il movimento fine della testa in z e per la messa a fuoco; (3) testa dello strumento; (4) obiettivo 5x; (5) obiettivo 50x; (6) penetratore; (7) manopola per il comando di salita del penetratore.

Le fasi di discesa, contatto e penetrazione sono indicate tramite l'accensione automatica di tre led posti sulla testa dello strumento. La durata della penetrazione è impostata a 30 *s* e il comando di salita viene dato manualmente tramite la rotazione di una manopola. La misura delle diagonali, per la determinazione del valore di durezza, può essere effettuata tramite una scala graduata presente nell'oculare dello strumento, oppure si può decidere di eseguirla in un secondo momento con il microscopio ottico opportunamente tarato.
Un esempio di misura fatta direttamente dal microdurometro è rappresentata in figura 2.36.

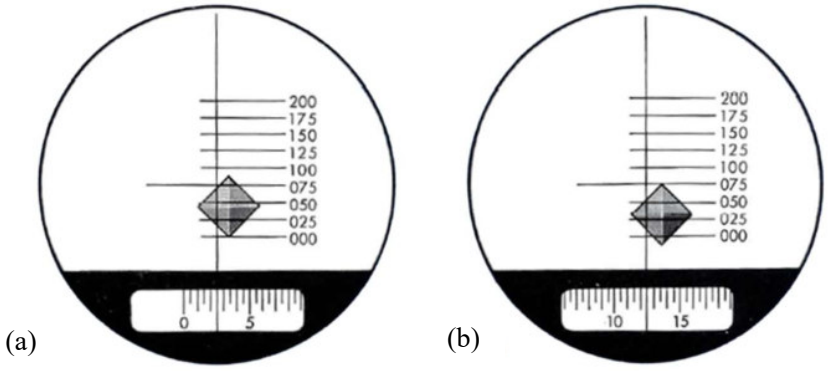


Figura 2.36: Processo di misurazione delle diagonali di un'impronta Vickers. Nell'esempio si ha 75 + (12,5-2,5) = 85 μm. Fonte: [35]

Si notano due scale graduate: una verticale con risoluzione 25 *μm* e un'altra orizzontale di precisione con risoluzione 0,5 *μm.* La procedura prevede di allineare una tacca della scala verticale al vertice inferiore dell'impronta e leggere una prima misura per difetto (nell'esempio 75 *μm*). Ruotando ora l'apposita vite micrometrica, si ottiene il movimento di entrambe le scale e si allinea la tacca di riferimento della misura per difetto (75 *μm*) con il vertice superiore dell'impronta. A questa va aggiunta la differenza letta sulla scala di precisione (nell'esempio 75+ (12,5-2,5) = 85 *μm*).

Il microdurometro *Leitz*™ presenta una risoluzione di 20 *μm* nella scala principale e una risoluzione di 0,5 *μm* nella scala secondaria di precisione.

2.3.2 Prove di microdurezza

È stata determinata la microdurezza di uno spezzone di barra forgiata in Ti-6Al-4V utilizzando due campioni opportunamente inglobati nella resina e lucidati, prelevati secondo lo schema di figura 2.17 del § 2.2.3. Le impronte sono state dunque eseguite su due superfici: la prima ottenuta mediante una sezione trasversale alla barra e la seconda mediante una sezione longitudinale-tangenziale. La diversa orientazione dei grani nelle due sezioni può portare a differenze in termini di microdurezza. Sono state eseguite 10 impronte per serie utilizzando un carico di 100 *gf*, scelto dopo aver effettuato il test del peso presente in normativa ISO 6507-1 per garantire una diagonale minima di 20 *μm.* Lo strumento utilizzato è il microdurometro *Leitz*™ con un tempo di penetrazione di 30 *s.* Le misure delle diagonali sono state acquisite a posteriori mediante il microscopio ottico *DMR Leica*® e il software *Zeiss ZEN core*. Le impronte sono state eseguite a zig zag al centro del campione, nella zona non attaccata chimicamente, ed è stata rispettata una distanza minima tra esse di 2,5 volte la diagonale.

2.3.2.1 Sezione trasversale

Vengono ora presentate le immagini acquisite al microscopio ottico della serie di 10 impronte eseguite con il microdurometro sulla superficie del campione ottenuto mediante sezione trasversale.

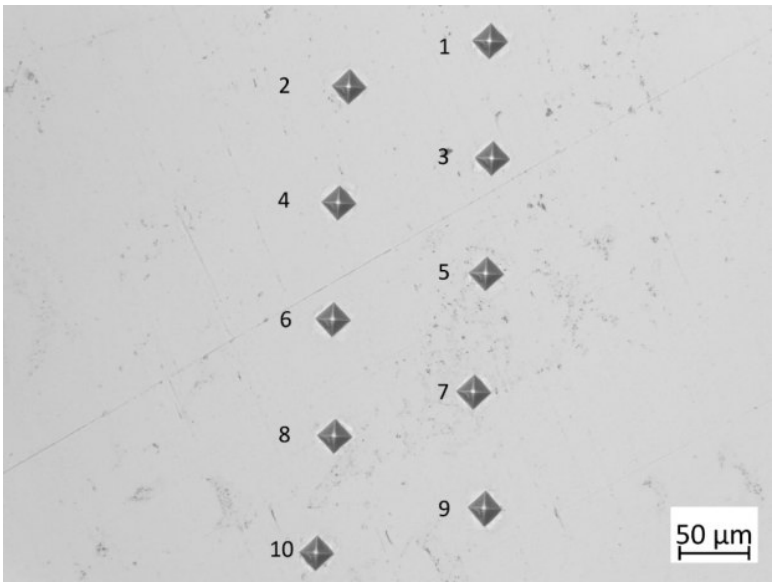


Figura 2.37: Serie di 10 impronte Vickers eseguite con carico da 100 gf per 30 s su barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale. Ingrandimento 200x LM.

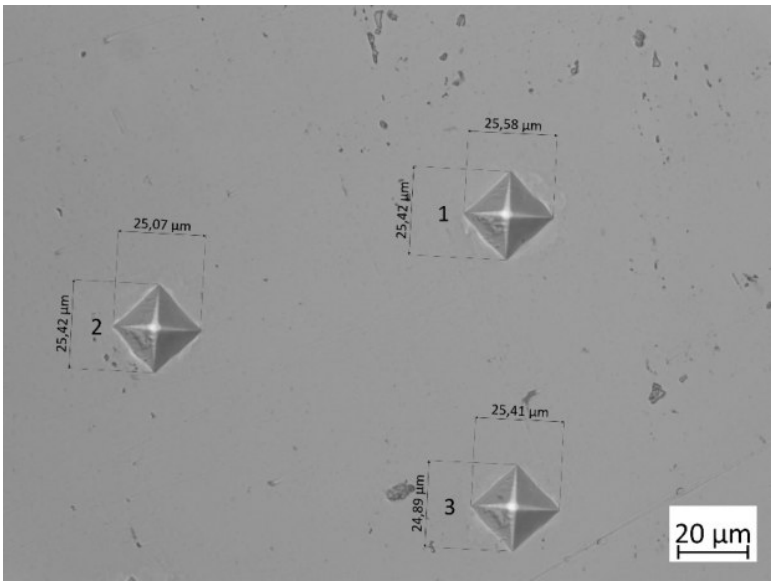


Figura 2.38: Misurazione delle impronte Vickers n. 1, 2, 3 eseguite con carico da 100 gf per 30 s su barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale. Ingrandimento 500x LM.

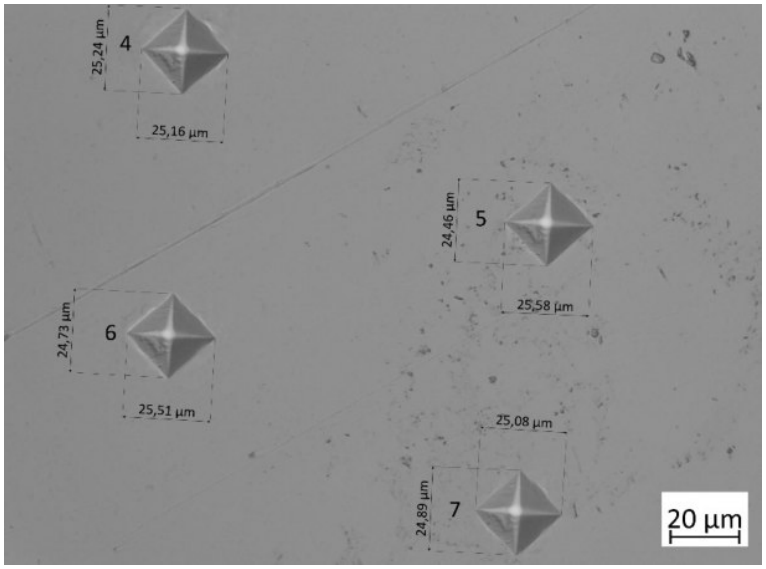


Figura 2.39: Misurazione delle impronte Vickers n. 4, 5, 6, 7 eseguite con carico da 100 gf per 30 s su barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale. Ingrandimento 500x LM.

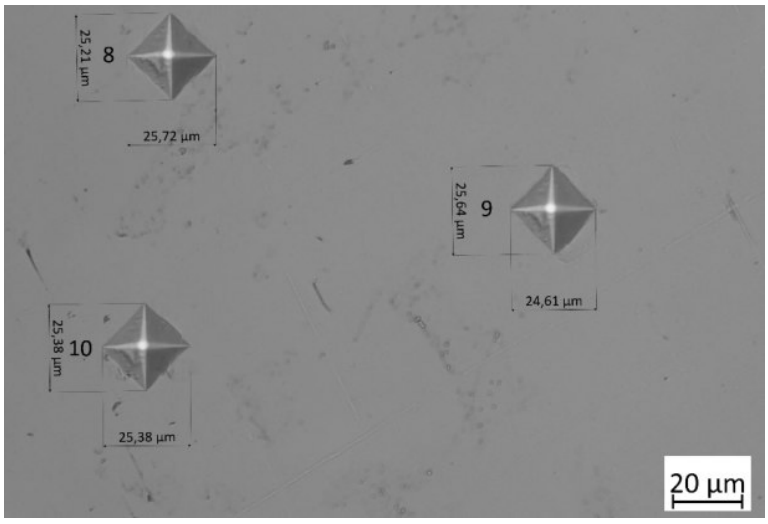


Figura 2.40: Misurazione delle impronte Vickers n. 8, 9, 10 eseguite con carico da 100 gf per 30 s su barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione trasversale. Ingrandimento 500x LM.

n	**Orizzontale d_1** [μm]	**Verticale d_2** [μm]	**d** [μm]	**$HV_{0,1/30}$**
1	25,58	25,42	25,50	285,2
2	25,07	25,42	25,25	291,0
3	25,41	24,89	25,15	293,2
4	25,16	25,24	25,20	292,0
5	25,58	24,46	25,02	296,2
6	25,51	24,73	25,12	293,9
7	25,08	24,89	24,99	297,1
8	25,72	25,21	25,47	286,0
9	24,61	25,64	25,13	293,8
10	25,38	25,38	25,38	287,9
Media				**291,6**
Dev. St.C				**4,1**

Tabella 2.9: Misure di microdurezza Vickers su campione di barra in Ti-6Al-4V, sezione trasversale.

2.3.2.2 Sezione longitudinale-tangenziale

Vengono ora presentate le immagini acquisite al microscopio ottico della serie di 10 impronte eseguite con il microdurometro sulla superficie del campione ottenuto mediante sezione longitudinale-tangenziale.

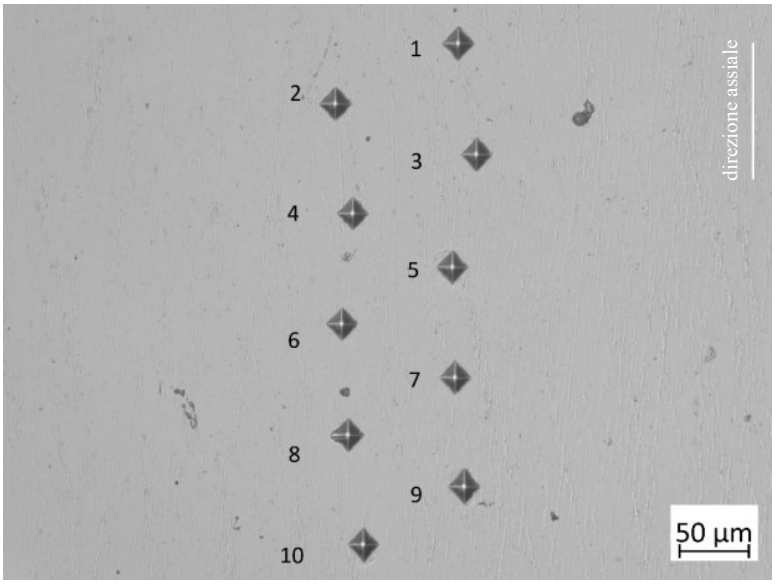


Figura 2.41: Serie di 10 impronte Vickers eseguite con carico da 100 gf per 30 s su barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione longitudinale-tangenziale. Ingrandimento 200x LM.

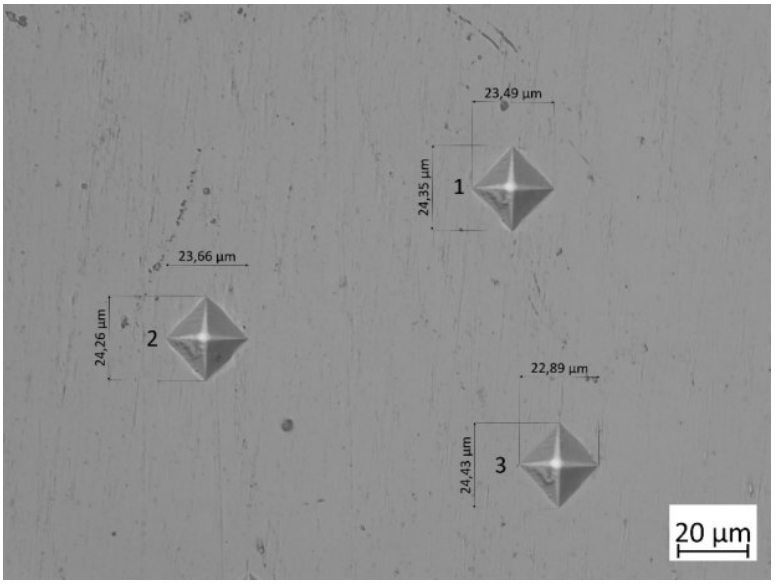


Figura 2.42: Misurazione delle impronte Vickers n. 1, 2, 3 eseguite con carico da 100 gf per 30 s su barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione longitudinale-tangenziale. Ingrandimento 500x LM.

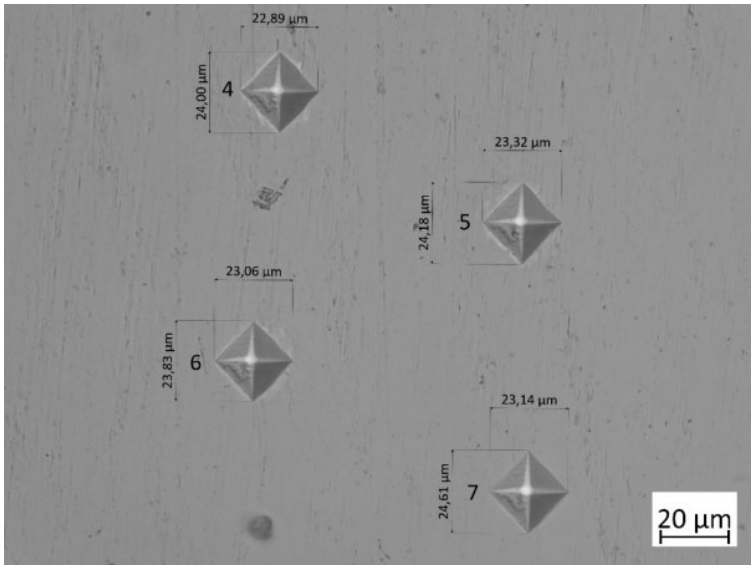


Figura 2.43: Misurazione delle impronte Vickers n. 4, 5, 6, 7 eseguite con carico da 100 gf per 30 s su barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione longitudinale-tangenziale. Ingrandimento 500x LM.

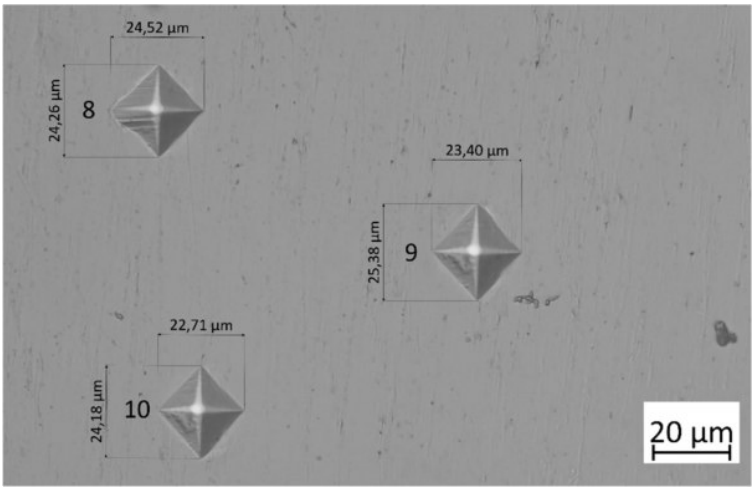


Figura 2.44: Misurazione delle impronte Vickers n. 8, 9, 10 eseguite con carico da 100 gf per 30 s su barra forgiata in Ti-6Al-4V, sezione longitudinale-tangenziale. Ingrandimento 500x LM.

n	**Orizzontale d_1** [μm]	**Verticale d_2** [μm]	**d** [μm]	**$HV_{0,1/30}$**
1	23,49	24,35	23,92	324,1
2	23,66	24,26	23,96	323,0
3	22,89	24,43	23,66	331,3
4	22,89	24,00	23,45	337,4
5	23,32	24,18	23,75	328,8
6	23,83	23,83	23,83	326,6
7	23,14	24,61	23,88	325,3
8	24,52	24,26	24,39	311,7
9	23,40	25,38	24,39	311,7
10	22,71	24,18	23,45	337,4
Media				**325,7**
Dev. St.C				**8,9**

Tabella 2.10: Misure di microdurezza Vickers su campione di barra in Ti-6Al-4V, sezione longitudinale-tangenziale.

2.3.3 Risultati microdurezza

La norma ISO 6507-1 prevede la presentazione del risultato di microdurezza accompagnato dalla sua incertezza. Questa viene calcolata utilizzando la formula di Kline McClintock per la propagazione delle varie incertezze combinate e assumendo un fattore di copertura opportuno, in accordo con la JCGM 100 [37]. In particolare si è adottato il metodo M2 suggerito dalla normativa per il calcolo delle durezze, che non prevede la correzione degli errori sistematici, perché ritenuti non noti. Questi vengono considerati come fonte di incertezza e viene loro attribuito il massimo valore ammissibile per norma [34].

Siano:

n = numero di misurazioni di microdurezza
ν = $n-1$, numero di gradi di libertà
$\overline{HV}$ = microdurezza media delle n misure
$\bar{d}$ = diagonale media delle n misure
x = grandezza di interesse
$s_H = \sqrt{\frac{1}{n-1}\sum_{i=1}^{n}(HV_i - \overline{HV})^2}$, deviazione standard del campione
u_H = incertezza tipo standard di ripetibilità
b_E = $\pm\, 3\% \cdot \overline{HV}$, errore sistematico massimo ammissibile (bias error)
u_E = incertezza tipo standard sul massimo errore sistematico ammissibile
δ_{ms} = risoluzione del sistema di misura
u_{ms} = incertezza tipo combinata sul valore di durezza dovuto alla risoluzione
k = fattore di copertura
t = t-Student calcolata per una certa probabilità p e gradi di libertà ν
U_{M2} = incertezza estesa, ottenuta con il metodo M2 della ISO 6507-1

Le fasi principali del calcolo dell'incertezza e le assunzioni fatte, sono elencate di seguito:

i. Determinazione dell'errore sistematico massimo ammissibile b_E

L'errore massimo ammissibile è stato assunto in base alla normativa [34]:

$$b_E = \pm\, 3\% \cdot \overline{HV} \tag{2.3}$$

ii. Determinazione dell'incertezza u_E

Si assume una distribuzione uniforme con intervallo simmetrico $[-\, b_E\, ;\, +\, b_E]$.
L'incertezza di tipo standard dunque è:

$$u_E = \frac{b_E}{\sqrt{3}} \tag{2.4}$$

iii. Determinazione dell'incertezza u_H

Si assume una distribuzione di Student delle n misure di durezza. Per le altre fonti di incertezza si utilizza una distribuzione normale standardizzata, nella quale la probabilità che un certo valore sia inferiore alla deviazione standard σ è circa:

$$F(z)|_{z=1} \cong 0{,}84134 \tag{2.5}$$

La probabilità che un certo dato rientri nella media μ $\pm\sigma$ è di:

$$[2 \cdot F(z)|_{z=1} - 1] \cong 0{,}68268 \tag{2.6}$$

u_H è un'incertezza di tipo standard e pertanto si calcola a partire da s_H della distribuzione di Student come:

$$u_H = t \cdot s_H = t(p = 0{,}84134;\ \nu) \cdot s_H \tag{2.7}$$

iv. Determinazione dell'incertezza di risoluzione combinata u_{ms}

È stata assunta una risoluzione del sistema di misura δ_{ms}= 0,5 μm, uguale a quella della scala di lettura del microdurometro, anche se le misure sono state effettuate con il microscopio ottico di cui non si conoscono le fonti di incertezza, che si suppongono però inferiori a quelle dovute alla lettura manuale. L'assunzione fatta è dunque in vantaggio di sicurezza. L'incertezza di risoluzione deve essere propagata alla misura di durezza, attraverso il coefficiente di sensibilità:

$$\frac{\partial x}{\partial d} = \frac{\partial \overline{HV}}{\partial d} \tag{2.8}$$

Introducendo la 2.2 si ha:

$$\frac{\partial x}{\partial d} = \frac{-2 \cdot x}{d} = \frac{-2 \cdot \overline{HV}}{\bar{d}} \tag{2.9}$$

$$\bar{d} = \frac{1}{2n}\sum_{i=1}^{n}(d_{1,i} + d_{2,i}) \tag{2.10}$$

Assumendo una distribuzione uniforme di probabilità per l'incertezza di risoluzione δ_{ms} con intervallo simmetrico $\left[-\frac{\delta_{ms}}{2}\ ;+\frac{\delta_{ms}}{2}\right]$ si ha infine:

$$u_{ms} = \frac{-2 \cdot \overline{HV}}{\bar{d}} \cdot \frac{\delta_{ms}/_2}{\sqrt{3}} \tag{2.11}$$

L'incertezza combinata di risoluzione va attribuita due volte perché, per determinare la diagonale media d, sono necessarie due misure, d_1 e d_2, entrambe affette da incertezza δ_{ms}.

v. Calcolo incertezza estesa U_{M2}

Si assume un fattore di copertura $k = 2$ che corrisponde ad un livello di confidenza di circa 95%
L'incertezza estesa è calcolata come segue:

$$U_{M2} = k \cdot \sqrt{{u_E}^2 + {u_H}^2 + 2 \cdot {u_{ms}}^2} \tag{2.12}$$

vi. Presentazione della misura:

$$X = \overline{HV} \pm U_{M2}\ \ (95\%) \tag{2.13}$$

La tabella 2.11 riassume i risultati del calcolo dell'incertezza secondo la ISO 6507-1 per i due campioni di barra analizzati; il primo ottenuto mediante sezione trasversale e il secondo mediante sezione longitudinale-tangenziale, sui quali sono state eseguite 10 impronte Vickers ciascuno.

	Descrizione	Simbolo	Equaz.	Sezione trasversale	Sezione longitudinale
	durezza media	$\overline{HV}$		291,6 $HV_{0,1/30}$	325,7 $HV_{0,1/30}$
	numero misure	n		10	10
	Dev.Standard.C	s_H		4,1 kg/mm^2	8,9 kg/mm^2
	diagonale media	$\bar{d}$	2.10	25,22 μm	23,87 μm
	gradi di libertà	ν		10-1=9	10-1=9
	t-Student p=0,8413	t		1,06	1,06
	risoluzione	δ_{ms}		0,5 μm	0,5 μm

Step	Fonte di incertezza	Simbolo	Equaz.	Sezione trasversale	Sezione longitudinale
i	bias massimo	b_E	2.3	8,75 kg/mm^2	9,77 kg/mm^2
ii	standard bias	u_E	2.4	5,05 kg/mm^2	5,64 kg/mm^2
iii	ripetibilità	u_H	2.7	4,34 kg/mm^2	9,44 kg/mm^2
iv	risoluzione	u_{ms}	2.11	-3,34 kg/mm^2	-3,94 kg/mm^2
v	estesa; k=2	U_{M2}	2.12	16,3 kg/mm^2	24,6 kg/mm^2
vi	**Risultato microdurezza (95%)**			**291,6 $HV_{0,1/30}$ ±16,3**	**325,7 $HV_{0,1/30}$ ±24,6**

Tabella 2.1: Risultati del calcolo di microdurezza e della sua incertezza secondo la ISO 6507-1 relativi a due campioni di barra forgiata in Ti-6Al-4V ottenuti tramite due differenti sezioni: trasversale e longitudinale-tangenziale.

Sono stati eseguiti altri test di microdurezza in zone diverse dei campioni per confermare la variazione osservata precedentemente. La direzione preferenziale assunta dalla microstruttura (grani e piani cristallini) durante i processi produttivi di forgiatura e laminazione con rulli sagomati, può provocare una certa anisotropia che viene evidenziata dalle prove di microdurezza. Queste, grazie ai carichi applicati molto bassi, forniscono infatti un risultato puntuale in grado di rilevare le variazioni di durezza nelle varie direzioni.

Le misure eseguite risultano comunque compatibili tra loro (figura 2.45).

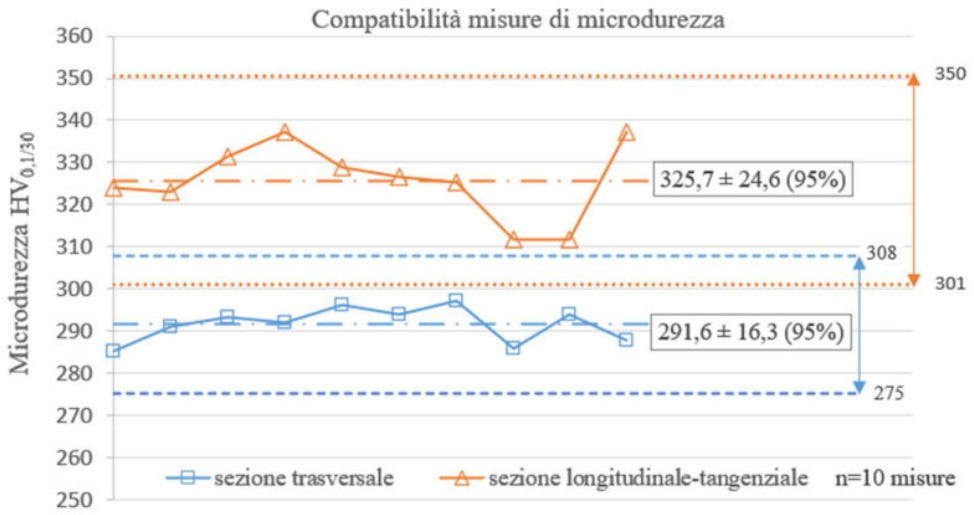


Figura 2.45: Microdurezza calcolata su due campioni di barra forgiata in Ti-6Al-4V ottenuti tramite due differenti sezioni: trasversale e longitudinale-tangenziale. Le misure sono accompagnate dalla loro incertezza con livello di confidenza 95%. Queste risultano compatibili tra loro.

CAPITOLO 3
REALIZZAZIONE DEI PROVINI

3.1 Introduzione

I provini sono stati ottenuti a partire da una barra in Titanio Ti-6Al-4V forgiata, con diametro nominale di 12 *mm,* le cui caratteristiche microstrutturali e di durezza sono state ampiamente discusse nel precedente capitolo. Per la realizzazione dei provini sono state adottate due diverse strategie di lubrificazione: tradizionale a base acquosa e criogenica con azoto liquido, con lo scopo di studiare gli effetti che ha il metodo di tornitura sulla vita a fatica dei componenti in Titanio forgiato.

Le lavorazioni per asportazione di truciolo, come la tornitura, influenzano molto le caratteristiche superficiali del pezzo risultante. Si vengono, ad esempio, a creare dei solchi (feed marks), che dipendono dalle dimensioni e dal tipo di utensile, dai parametri di taglio impostati e dal tipo di lubrificazione. Nella fase di formazione del truciolo, inoltre, il tagliente provoca una certa deformazione plastica, che può portare ad un incrudimento superficiale. Durante l'asportazione del materiale si verificano altresì molti fenomeni termicamente attivati, che influenzano la qualità del taglio e quindi l'integrità superficiale del componente. Quanto detto condiziona in parte la morfologia della superficie, ma non solo. In alcuni casi infatti, durante il processo di asportazione del truciolo, si possono verificare alterazioni microstrutturali del materiale, dovute al raggiungimento di elevate temperature localizzate nella zona di taglio. [12]. Anche lo stato tensionale superficiale viene alterato dalle lavorazioni, in particolare si osservano delle tensioni residue di compressione.
Tutti questi aspetti possono avere un impatto notevole sulla vita a fatica di un componente, specie se questo è soggetto, in esercizio, a flessione o a torsione. Dalla teoria della trave è noto che questo tipo di sollecitazioni comporta un tipico diagramma a farfalla della tensione, che raggiunge un massimo proprio in corrispondenza della superficie.

Per verificare se i differenti tipi di lubrificazione durante la tornitura, a parità delle altre condizioni, hanno un effetto sulla vita a fatica di componenti in Titanio forgiati, si è deciso dunque di utilizzare un test a flessione rotante. Tale scelta è motivata dalle osservazioni sin ora esposte, ma anche dal fatto che questo tipo di prova può essere effettuata con una frequenza molto più elevata rispetto ai test di trazione o torsione; tuttavia essa necessita di particolare cura ed attenzione per quanto riguarda la realizzazione dei provini, che devono rispettare stringenti tolleranze geometriche e dimensionali.

3.2 Geometria dei provini

La geometria dei provini deve permettere il loro montaggio sulla macchina a flessione rotante. I due vincoli progettuali principali sono la zona degli afferraggi, che deve rispettare geometria e tolleranze prescritte dal costruttore della macchina, e la lunghezza totale del provino [38]. Quest'ultima può essere di 80 *mm* oppure 95 *mm*, in base alla configurazione del bilanciere porta pesi. In realtà la macchina permette il montaggio anche di lunghezze intermedie, previo alcune regolazioni della posizione dei bracci. Così facendo si possono però introdurre sollecitazioni aggiuntive di compressione o trazione sui provini, andando a modificare il rapporto di ciclo ideale R=-1. La lavorazione del tratto centrale del provino e la scelta della sezione netta, sono invece delle variabili di progetto, ma si deve tenere conto del carico minimo e massimo montabile sulla macchina, che si traduce in un momento minimo e massimo applicabile sul provino. Il costruttore mette a disposizione delle geometrie collaudate alle quali si può fare riferimento per la realizzazione dei provini e presenta, sotto forma di tabella, i carichi da applicare per ottenere una data sollecitazione flessionale. A vuoto, gli organi della macchina a flessione rotante esercitano un carico di 2,53 *kg*, stimato a seguito di un processo di taratura, mentre il carico massimo applicabile è bene che sia inferiore a 25 *kg* [38]. Uno schema della macchina e del suo funzionamento è rappresentato in figura 3.1.

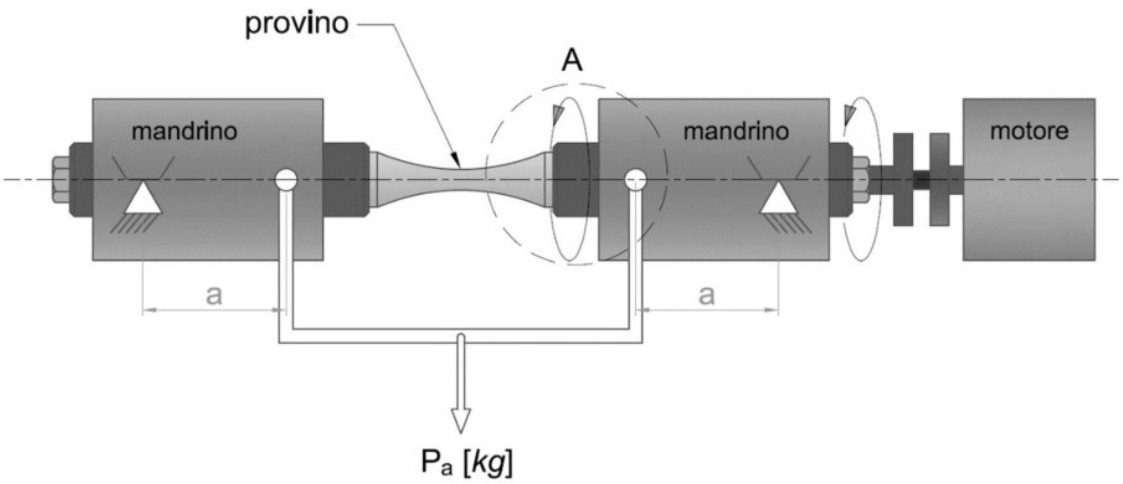


Figura 3.1: Schema di funzionamento di una macchina a flessione rotante. Il provino viene afferrato da due mandrini. Tramite un bilanciere viene applicato un carico, P_a, che sollecita il provino con un momento flettente costante. Un motore mette in rotazione i mandrini e il componente da testare.

Il provino viene montato tra due mandrini tramite degli afferraggi conici posti alle sue estremità. L'accoppiamento conico permette di rendere coassiale il provino con il mandrino. Per assicurare il calettamento vengono utilizzati dei tiranti filettati, che vengono avvitati.
In figura 3.2 si vede uno schema di afferraggio (particolare A della figura 3.1).

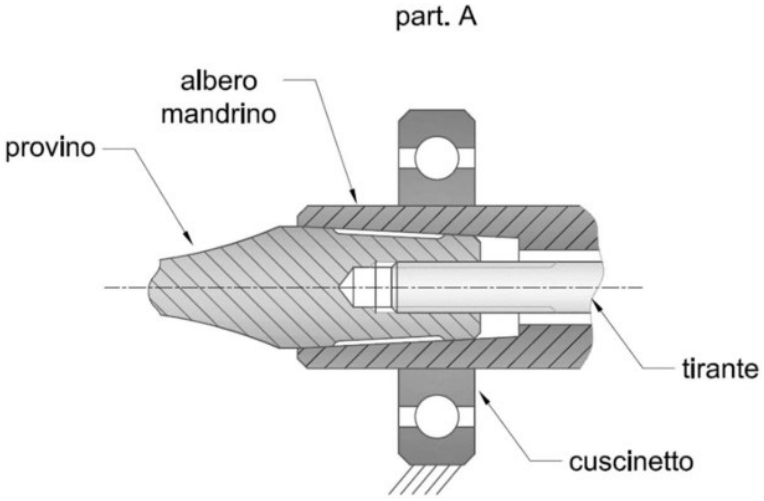


Figura 3.2: Schema di collegamento e montaggio tra mandrino e provino. Particolare A della figura 3.1.

La geometria definitiva dei provini utilizzata si rifà ad una di quelle riportate nel manuale della macchina a flessione rotante, chiamata geometria A (figura 3.3).

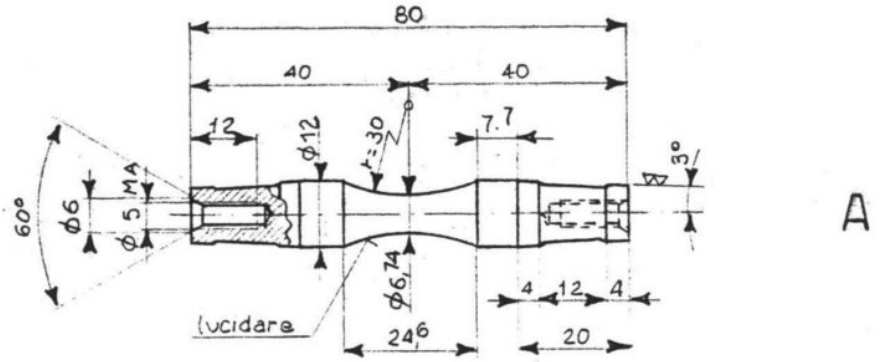


Figura 3.3: Geometria A del provino presente nel manuale della macchina a flessione rotante. Fonte: [38]

In un precedente lavoro di tesi [39] si sono testati a fatica dei componenti in Titanio Ti-6Al-4V ottenuti mediante additive manufacturing. La progettazione dei provini per la prova a flessione rotante ha tenuto conto di tutti gli aspetti sopra citati e inoltre è stata coadiuvata da analisi agli elementi finiti (FEM) per determinare il diametro netto e il raggio di curvatura della geometria a clessidra adottata.
Il disegno di massima del provino così progettato è riportato in figura 3.4.

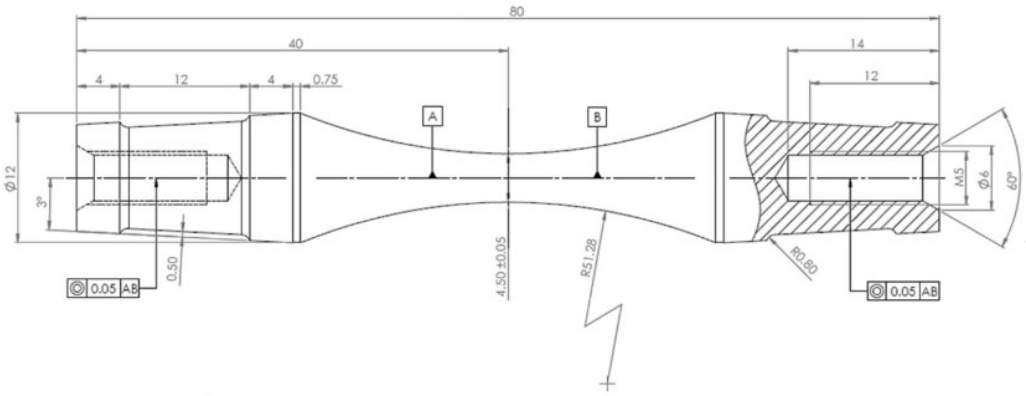


Figura 3.4: Geometria definitiva dei provini per test a flessione rotante. Diametro netto d=4,5 mm; lunghezza totale l=80 mm e raggio di curvatura del tratto utile R=51,28 mm. Fonte [39]

Il diametro netto, *d*=4,5 *mm*, della geometria definitiva, permette di sollecitare il provino con un range molto ampio di tensione attraverso la macchina a flessione rotante. Si ha infatti che a vuoto (senza carico P_a) la tensione applicata risulta di circa 140 *MPa* e, con un carico massimo assunto di 25 *Kg*, la tensione applicata è di circa 1˙240 *MPa*. Questi valori consentono di effettuare una prova a fatica di componenti in Titanio ottenuti mediante additive manufacturing, esplorando la zona compresa tra $10^3 \div 10^7$ cicli, in accordo con i dati ricercati in letteratura e utilizzati da [39] come riferimento per la progettazione dei provini (figura 3.5).

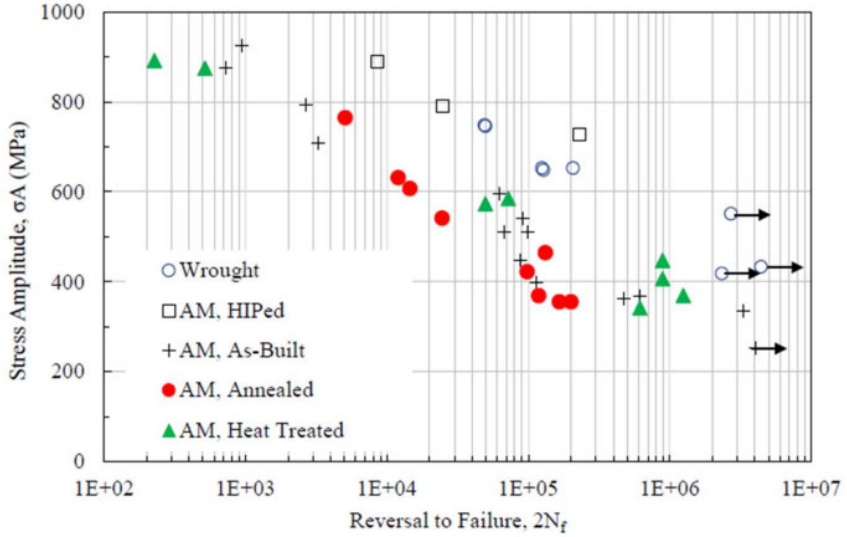


Figura 3.5: Prove di fatica assiali con rapporto di ciclo R=-1 di quattro serie di provini ottenuti mediante additive manufacturing con diverso trattamento termico, comparate con una serie wrought. Materiale: Ti-6Al-4V. Fonte: [39]

Si è deciso di adottare la geometria di figura 3.4 anche per i componenti oggetto di questa tesi, in quanto i carichi applicabili permettono di condurre prove a fatica anche per il Titanio forgiato, in accordo con il grafico di figura 3.5. Sarà inoltre possibile confrontare in maniera diretta i risultati delle prove sul Titanio AM con il forgiato.

Durante la progettazione dei provini si è cercato di minimizzare il fattore di concentrazione delle tensioni, K_t, dovuto alla geometria a clessidra. Applicando un momento flettente fittizio, in modo da generare una tensione nominale di 1 *MPa*, è stato calcolato il fattore di concentrazione delle tensioni, come tensione massima principale nella sezione di diametro netto. Le analisi FEM sono state effettuate mediante il software Ansys™. Il valore così calcolato di tensione massima principale è di 1,013 *MPa*, cioè esiste una concentrazione di tensione dell'1,3% , ritenuta trascurabile. La tipologia di elemento utilizzato è il *PLANE 25*, con grandezza media della mesh di $4{,}7 \cdot 10^{-2}$ *mm*, è stato assunto un modulo elastico E=110˙000 *MPa* e modulo di Poisson ν=0,33 (figura 3.6) [38].

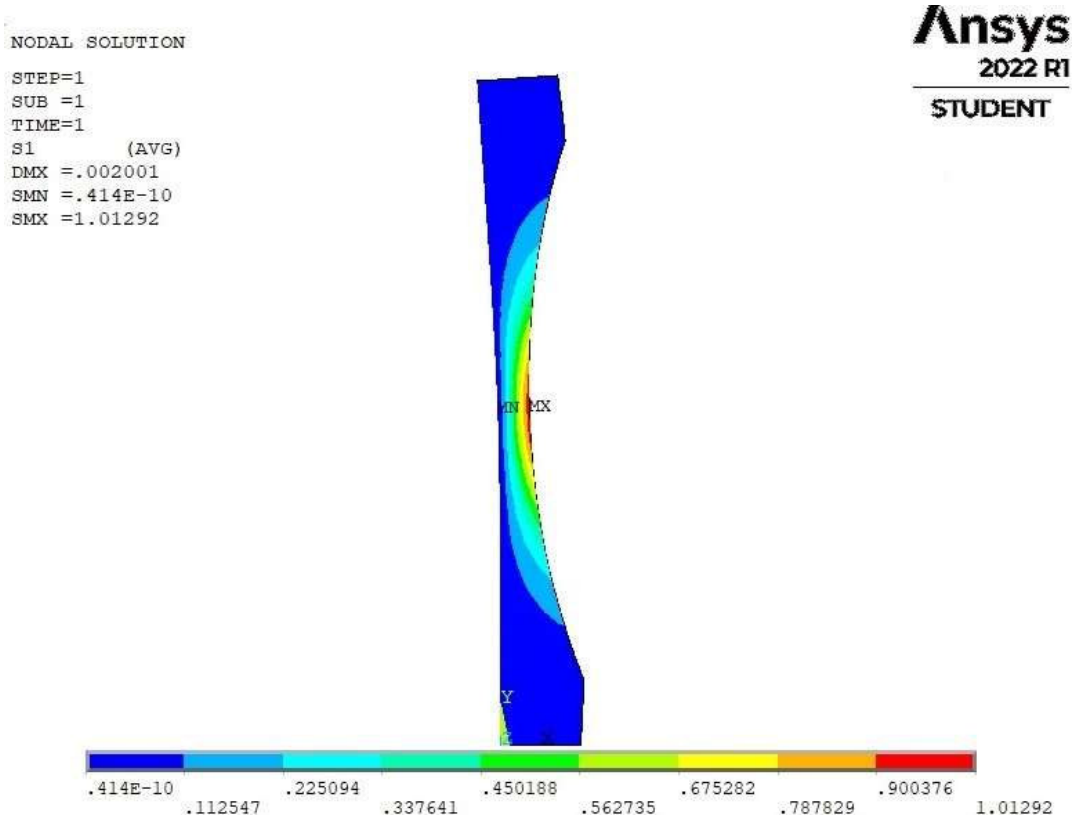


Figura 3.6: Analisi FEM mediante il software Ansys™ con elemento PLANE 25 per la determinazione del fattore di concentrazione delle tensioni dovuto alla geometria a clessidra del provino. $K_t \approx 1{,}013$. Fonte: [38]

3.3 Tornitura e lavorazioni per asportazione di truciolo

3.3.1 Formazione del truciolo

Le lavorazioni per asportazione di truciolo sono processi che permettono il raggiungimento della forma desiderata di un componente mediante la rimozione di materiale. Esistono molti tipi di lavorazioni per asportazione e vengono principalmente utilizzate per portare in tolleranza pezzi near-net-shape ottenuti tramite formatura o colata. Essendo molto versatili si utilizzano frequentemente per la produzione di piccoli lotti di componenti, caratterizzati talvolta da geometria anche complessa, partendo da semilavorati come barre e piatti. La qualità superficiale e le tolleranze geometriche raggiunte sono molto buone e spesso non sono necessarie altre lavorazioni di finitura. La tornitura è un tipo di lavorazione per asportazione di truciolo. La formazione di quest'ultimo è ben descritta dal modello di taglio ortogonale. Tale modello, che è bidimensionale, implica uno stato di deformazione piano e prevede che il truciolo venga formato in corrispondenza di un piano di scorrimento grazie ad un utensile perfettamente appuntito, con tagliente ortogonale alla direzione di taglio. Un'ulteriore ipotesi è che il contatto tra materiale in lavorazione e l'utensile avvenga solo in corrispondenza del petto di quest'ultimo e il truciolo che viene a formarsi non esca al di fuori del piano, cioè non si formi un truciolo ad elica.

In figura 3.7 si vede un modello di taglio ortogonale nel quale sono indicate le varie parti dell'utensile.

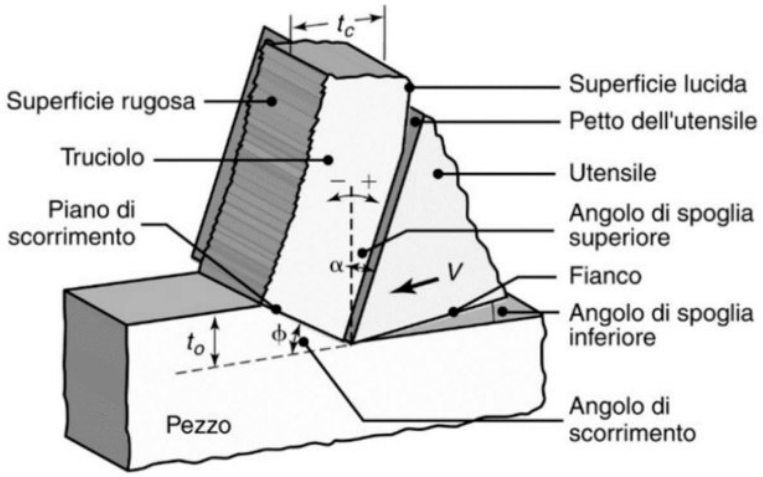


Figura 3.7: Rappresentazione schematica della formazione del truciolo nel modello di taglio ortogonale. Fonte: [12]

In questo modello bidimensionale la geometria dell'utensile è completamente determinata dall'angolo di spoglia superiore ed inferiore. Il primo è identificato con la lettera α ed è l'angolo che forma il petto dell'utensile con la normale alla velocità di taglio V (in figura 3.7 α è positivo). Il secondo è l'angolo ζ compreso tra il fianco e la direzione di taglio. La profondità di passata t_o è lo spessore di materiale che si desidera rimuovere durante la lavorazione e t_c è lo spessore di truciolo risultante, che si forma lungo un piano di scorrimento definito dall'angolo ϕ. Si osserva sperimentalmente che lo spessore del truciolo t_c è sempre superiore alla profondità di passata t_o e il loro rapporto è chiamato fattore di ricalcamento λ:

$$\lambda \triangleq \frac{t_c}{t_o} > 1 \tag{3.1}$$

Il modello di Pijspanen prevede le stesse ipotesi del taglio ortogonale, inoltre considera la formazione del truciolo come lo scorrimento senza attrito di blocchi rigidi di materiale, che assumono la forma di parallelogrammi (figura 3.8).

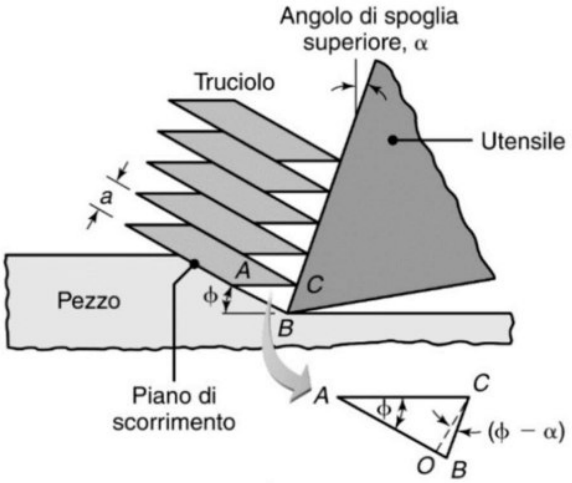


Figura 3.8: Meccanismo di taglio secondo il modello di Pijspanen. Fonte: [12]

Tramite considerazioni geometriche, con riferimento alla figura 3.8, è possibile ricavare il fattore di ricalcamento λ e l'angolo di scorrimento ϕ:

$$\lambda \triangleq \frac{t_c}{t_o} = \frac{\overline{AB} \cdot \sin\left[\frac{\pi}{2} - (\phi - \alpha)\right]}{\overline{AB} \cdot \sin\phi} = \frac{\cos(\phi - \alpha)}{\sin\phi} \tag{3.2}$$

da cui:

$$\phi = \tan^{-1}\left(\frac{\cos\alpha}{\lambda - \sin\alpha}\right) \tag{3.3}$$

L'angolo di scorrimento può essere facilmente calcolato a processo avvenuto, tramite la misurazione dello spessore del truciolo, la conoscenza dell'angolo di spoglia superiore dell'utensile α e la profondità di passata impostata t_o. La conoscenza di tale angolo permette di valutare la velocità di scorrimento e la velocità del truciolo a partire dalla velocità di taglio. Tramite semplici relazioni geometriche è possibile inoltre determinare la forza di scorrimento F_s e la forza normale al piano di scorrimento F_n , tramite la forza di taglio F_c e la forza di resistenza all'avanzamento F_t , entrambe misurabili sperimentalmente (figura 3.9). La risultante R delle forze F_t e F_c può essere scomposta dal punto di vista del petto dell'utensile come N e F, rispettivamente forza normale e forza tangenziale d'attrito. Quest'ultime sono legate tra loro tramite la relazione di Coulomb, con μ_d coefficiente d'attrito e β angolo d'attrito:

$$F = N \cdot \mu_d = N \cdot \tan\beta \tag{3.4}$$

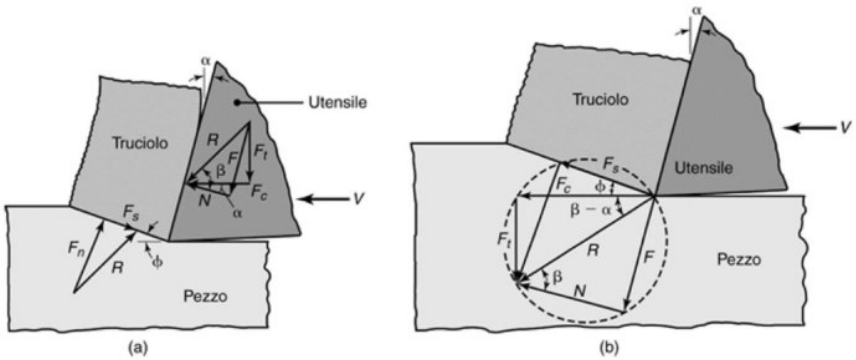


Figura 3.9: (a) forze che agiscono durante il taglio ortogonale. (b) scomposizione delle forze secondo tramite il cerchio del Merchant. Fonte: [12].

3.3.2 Tornitura

La tornitura è una lavorazione per asportazione di truciolo dove il pezzo da lavorare viene serrato tramite le griffe di un mandrino e messo in rotazione, ottenendo dunque componenti assial-simmetrici. Il moto di taglio dell'utensile, visto dal pezzo, è rotatorio, mentre il moto di avanzamento può essere di tipo lineare rettilineo o curvo. Ne consegue un moto di lavoro elicoidale (figura 3.10).

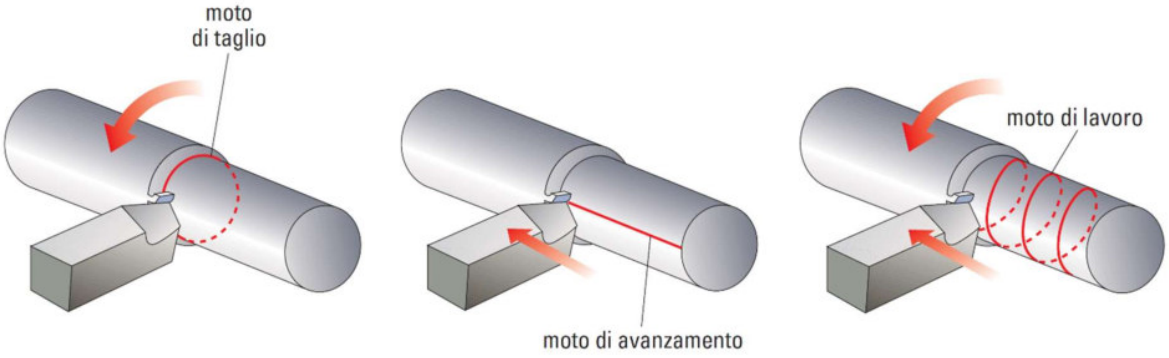


Figura 3.10: Moto di taglio, avanzamento e lavoro in un'operazione di tornitura. Fonte: [48]

Quanto visto per il modello di taglio ortogonale può essere assunto valido anche per la tornitura, ma utilizzando i parametri validi per quest'ultima (tabella 3.1).

Lavorazioni di Tornitura		**Modello di taglio ortogonale**	
denominazione	**simbolo**	**simbolo**	**denominazione**
avanzamento al giro	$f\,[mm/giro]$	$t_o\,[mm]$	spessore truciolo indeformato
velocità di taglio	$V\,[m/s]$	$V\,[m/s]$	velocità di taglio
profondità di passata	$d\,[mm]$	$w\,[mm]$	profondità di taglio
forza di taglio	$F_c\,[N]$	$F_c\,[N]$	forza di taglio
forza di resistenza all'avanzamento	$F_t\,[N]$	$F_t\,[N]$	forza di resistenza all'avanzamento

Tabella 3.1: Corrispondenza dei parametri nelle lavorazioni di tornitura con il modello di taglio ortogonale

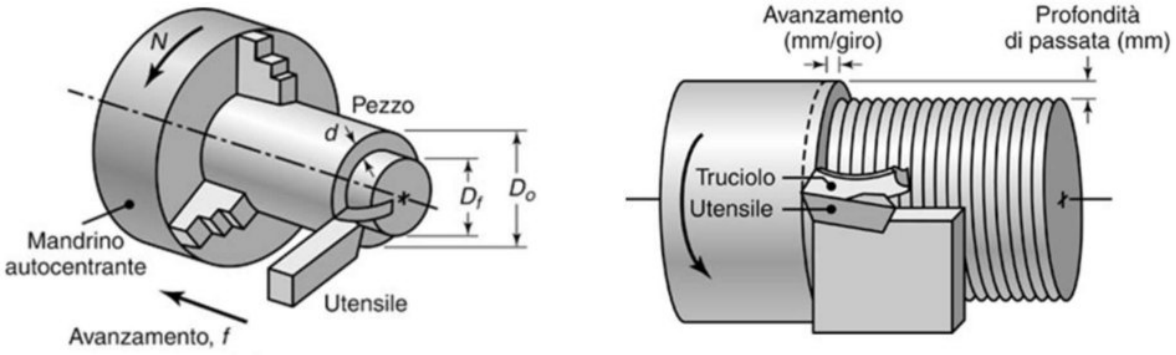


Figura 3.11: Rappresentazione schematica di un'operazione di tornitura con indicati i parametri caratteristici. Fonte: [12]

La velocità di taglio V, la velocità di avanzamento V_a e il parametro *MRR* (material removal rate), che esprime il volume di materiale asportato nell'unità di tempo, e la profondità di passata d, vengono calcolati come segue: sia N il numero di giri del mandrino, D_o il diametro iniziale, D_f il diametro finale dopo la tornitura, $\overline{D}$ il diametro medio e f l'avanzamento al giro.

$$V = V(D) = \pi \cdot D \cdot N \quad \left[\frac{m}{min}\right] \tag{3.5}$$

$$V_a = N \cdot f \quad \left[\frac{m}{min}\right] \tag{3.6}$$

$$d = \frac{D_o - D_f}{2} \quad [mm] \tag{3.7}$$

$$MRR = \pi \cdot \left[\left(\frac{D_o}{2}\right)^2 - \left(\frac{D_f}{2}\right)^2\right] \cdot V_a \cong \pi \cdot (\overline{D} \cdot d) \cdot f \cdot N \quad \left[\frac{mm^3}{min}\right] \tag{3.8}$$

Gli utensili utilizzati in tornitura possono essere di tipo integrale, cioè costituiti da un unico materiale, tipicamente acciaio rapido o super rapido Hss, oppure sotto forma di inserti che vanno montati su un portautensile. Questa soluzione è la più diffusa, soprattutto nelle moderne macchine CNC. Il vantaggio dell'utilizzo degli inserti è la loro facile e rapida sostituzione. Poiché non vengono affilati, una volta rimpiazzati assicurano nuovamente la geometria nominale. I materiali con i quali possono essere realizzati sono i più disparati, come il carburo di tungsteno in matrice di cobalto WC, nitruro di boro cubico CBN, nitruro di silicio SiN_4, diamante C ed altre categorie come i SiAlON o i CERMET. Sono inoltre disponibili molte tipologie di rivestimento per migliorare la vita dell'utensile, ad esempio il nitruro di Titanio TiN e il carburo di Titanio TiC [12].

La finitura superficiale ottenuta mediante un'operazione di tornitura dipende da molti fattori. I solchi lasciati dall'utensile durante il moto di lavoro elicoidale (feed marks) sono la principale componente che determina la qualità della superficie. Questi dipendono dall'avanzamento e dal raggio di punta dell'utensile (figura 3.12). Di seguito viene presentata una relazione empirica che permette di stimare la rugosità totale picco-valle *Rt* e la rugosità media *Ra* che si ottiene a seguito della lavorazione [12].

$$Rt \cong \frac{f^2}{8R} \approx 4Ra \tag{3.9}$$

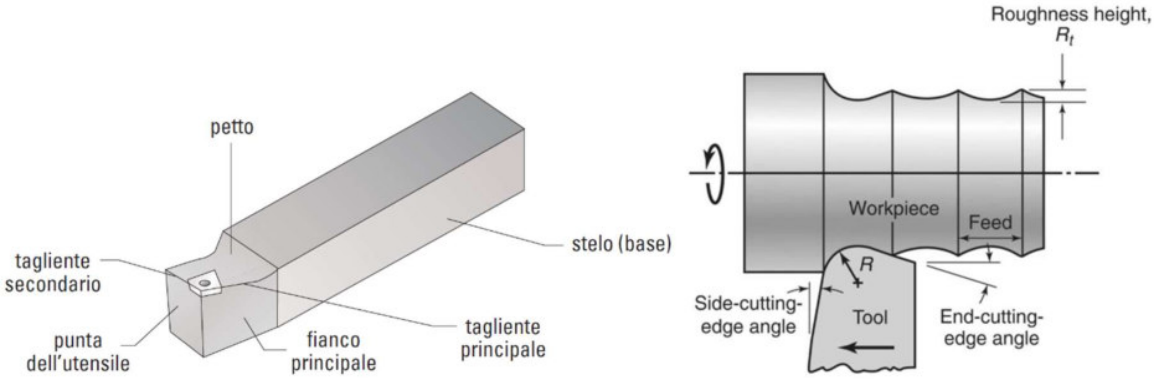


Figura 3.12: Utensile da tornitura e solchi lasciati dalla punta dello stesso, che determinano la rugosità superficiale. Fonte: [48, 12]

3.3.3 Tipologie di truciolo

Durante la sua formazione, il truciolo può assumere diverse morfologie:

- Truciolo continuo
- Truciolo discontinuo
- Truciolo con tagliente di riporto
- Truciolo segmentato o a dente di sega

I trucioli continui si generano lavorando materiali duttili con alte velocità di taglio e con angoli di spoglia elevati. La deformazione di solito avviene in una zona ristretta che è il piano di scorrimento, ma a volte non esiste un vero e proprio piano, ma bensì una zona, chiamata zona di scorrimento primaria. Esiste anche una zona di scorrimento secondaria a ridosso del petto dell'utensile e una zona terziaria tra pezzo e fianco dell'utensile. Il fatto che ci sia una zona abbastanza ampia di scorrimento fa sì che la zona di deformazione interessi anche la superficie del pezzo lavorato; ne consegue una bassa finitura superficiale e l'introduzione di tensioni residue. Questa situazione si ha in materiali duttili con basse velocità di taglio e piccoli angoli di spoglia. La presenza di una zona secondaria di scorrimento è data invece da grandi forze di attrito sul petto dell'utensile, che deformano il materiale su di esso. La formazione di truciolo continuo è desiderata poiché anche le forze di taglio sono continue e costanti, il che si traduce con l'avere poche vibrazioni, una lunga vita dell'utensile e una buona finitura superficiale del pezzo. Il fatto di avere

un truciolo continuo che può avvitarsi ad elica senza spezzarsi e che tende ad aggrovigliarsi sul pezzo in lavorazione o tra gli organi della macchina utensile, costituisce un enorme svantaggio. Il problema viene risolto tramite l'utilizzo di rompitrucioli o inserti con apposite scanalature che vanno a rompere il truciolo, ma solo dopo che esso è già stato formato con le condizioni ideali di truciolo continuo [12]. In figura 3.13 si vedono due esempi di truciolo continuo: il primo di un materiale molto duttile come l'ottone e il secondo di un materiale che presenta zona secondaria di scorrimento (nell'esempio acciaio dolce).

(a) (b)

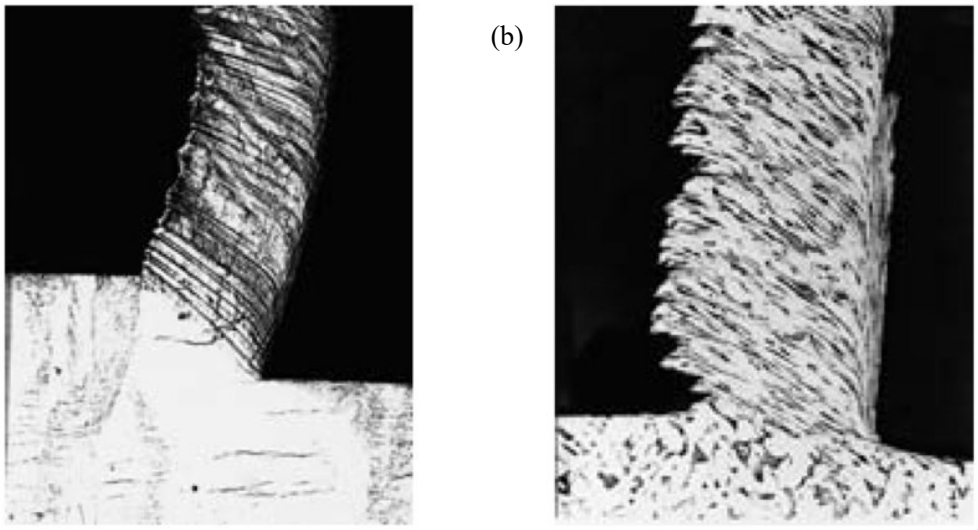


Figura 3.13: Formazione di truciolo continuo in un processo di tornitura.
(a) ottone CuZn 30, f=0,15 m/giro; V=50 m/min.
(b) acciaio dolce, f=0,15 m/giro; V=55 m/min, presenza della zona secondaria di scorrimento.
Fonte: [41]

Il truciolo discontinuo si presenta su materiali piuttosto fragili, che non sopportano le grandi deformazioni a taglio, che portano alla continua rottura del truciolo o alla formazione di piccole porzioni parzialmente collegate tra loro. È frequente in materiali che contengono impurità, inclusioni o lamelle di grafite come nella ghisa grigia. Si ottiene anche adottando parametri di taglio errati come la velocità e la profondità di passata. Le forze di taglio variano continuamente durante il processo e causano vibrazioni, variazioni dimensionali del pezzo finito e scarsa finitura superficiale. In figura 3.14 viene rappresentato questo tipo di truciolo.

(a) (b)

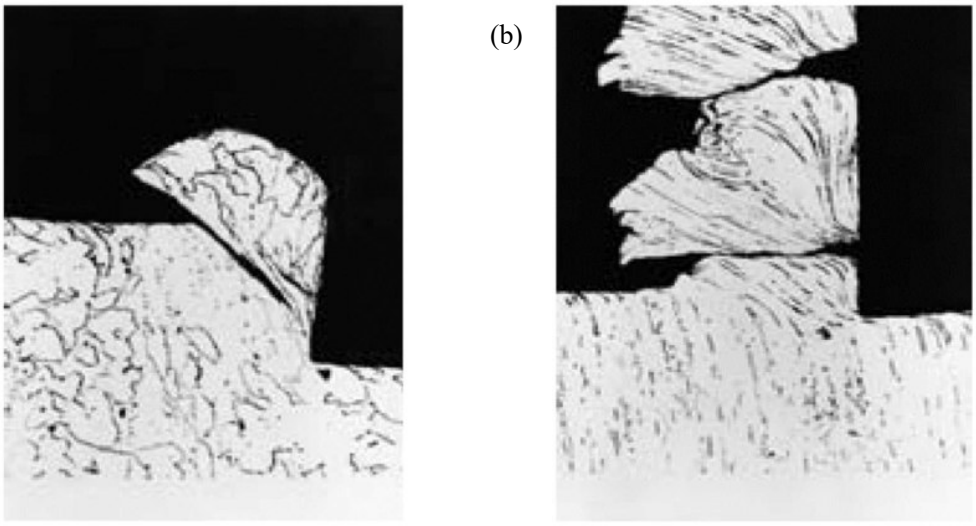


Figura 3.14: Formazione di truciolo discontinuo in un processo di tornitura.
(a) ottone CuZn38Pb2, f=0,15 m/giro; V=120 m/min.
(b) acciaio dolce, f=0,15 m/giro; V=5 m/min. Fonte: [41]

Il tagliente di riporto (built-up-edge, BUE) è materiale fortemente incrudito del pezzo che aderisce alla punta dell'utensile, causando una variazione del raggio di punta e modificando l'effettivo angolo di spoglia. Il tagliente di riporto tende a crescere e ad incrudirsi sempre più durante la lavorazione, finché si spezza e comincia a riformarsi. Parte del tagliente di riporto, che si è staccato, viene evacuato con il truciolo e un'altra parte finisce con l'aderire sulla superficie del pezzo, causando delle irregolarità. La formazione del BUE è dovuta ad un elevato attrito e una certa affinità chimica tra utensile e truciolo, che causano il fenomeno dell'adesione. Quest'ultima è favorita dall'alta temperatura e dal tempo di contatto tra truciolo e petto dell'utensile, che può essere variato scegliendo la velocità di taglio. I materiali con alto indice di incrudimento tendono a presentare un grande tagliente di riporto durante la lavorazione, infatti questo ha la facoltà di accrescere senza rompersi poiché è incrudito. Per diminuire questo fenomeno si può intervenire sui parametri di taglio, in particolare riducendo la velocità, la profondità di passata, usando un lubrorefrigerante efficace e utilizzando utensili con piccolo raggio di punta e grande angolo di spoglia superiore, per diminuire le forze di contatto sul petto. Il tagliente di riporto è molto frequente nella pratica e può presentarsi con dimensioni ridotte. Se si viene a creare un piccolo strato di tagliente di riporto, tale da non alterare drasticamente la geometria e il raggio di punta dell'utensile, la vita di questo ne può giovare, infatti il petto viene protetto dall'usura [12, 41, 42]. In figura 3.15 viene rappresentato un truciolo con la presenza del BUE.

(a) (b)

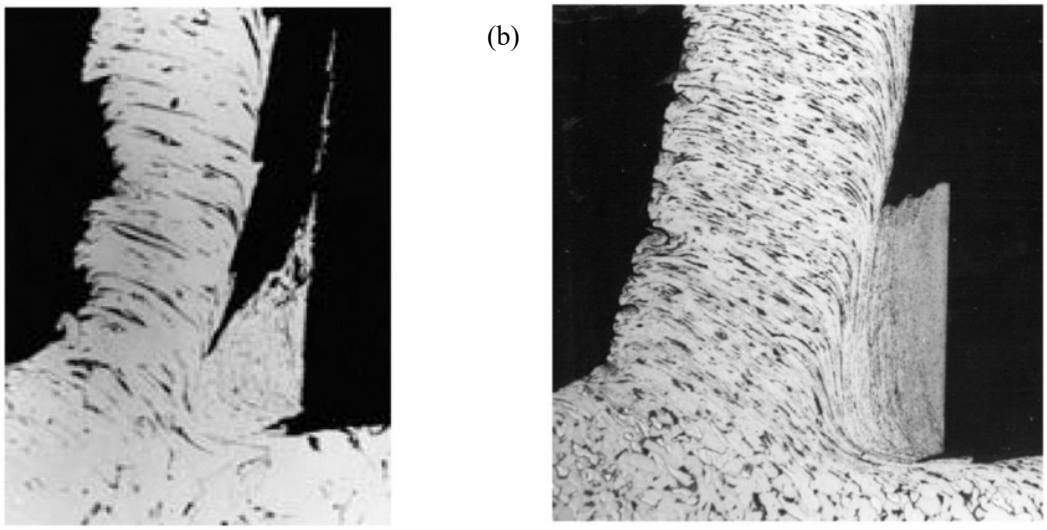


Figura 3.15: Formazione di truciolo con tagliente di riporto.
(a) tornitura di acciaio dolce, f=0,15 m/giro; V=25 m/min. Fonte: [41]
(b) acciaio con 0,15% di C, lavorato a bassa velocità di taglio. Fonte: [42]

Il truciolo segmentato è caratterizzato da zone che presentano in maniera alternata bassi ed alti valori di deformazione a taglio. È caratteristico dei materiali con bassa conduttività termica e con tensione di flusso che diminuisce all'aumentare della temperatura, quali le leghe di Titanio. Questo infatti presenta una tra le più basse conducibilità termiche tra tutti i materiali metallici (14,99 $\frac{W}{mK}$ a 25°C per Titanio puro con fase α [3], per le leghe scende drasticamente, 7 $\frac{W}{mK}$ per Ti-6Al-4V [9]). Il Titanio presenta inoltre un forte aumento della temperatura durante le lavorazioni e la formazione di tagliente di riporto [12]. La forza di taglio, che si osserva durante la produzione di questo tipo di truciolo, è ciclica in quanto si alternano parti di truciolo continuo con parti di truciolo discontinuo. In genere si ha dunque una ridotta finitura superficiale che può variare a seconda delle condizioni di taglio. Altri materiali quali il cobalto e leghe di nickel presentano questa tipologia di truciolo. Utilizzando i giusti parametri di taglio, come velocità e profondità di passata, si può migliorare la formazione del truciolo, ma la morfologia a denti di sega rimane una caratteristica del materiale [43]. La lubrificazione gioca un ruolo fondamentale per la determinazione del tipo di truciolo e condiziona molto la finitura superficiale. In figura 3.16 si vede un tipico truciolo a dente di sega, mentre in figura 3.17 alcuni trucioli tipici della lega Ti-6Al-4V.

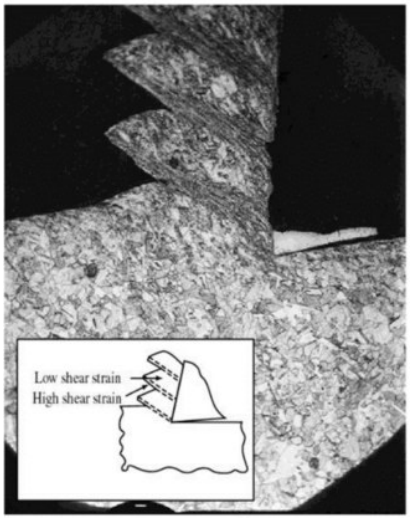


Figura 3.16: Truciolo segmentato, caratterizzato dall'alternanza di zone con bassa ed alta deformazione a taglio. Fonte: [12]

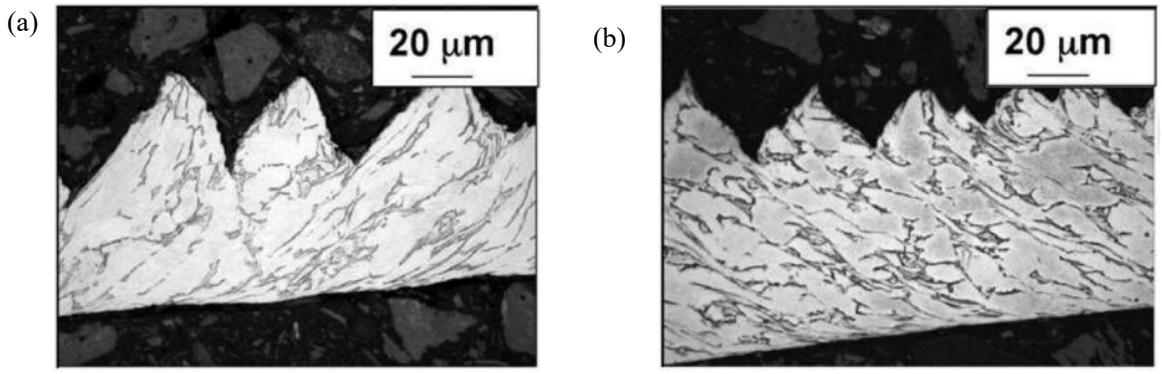


Figura 3.17 Trucioli segmentati di Ti-6Al-4V. (a) velocità di taglio V=50 m/min; (b) V=80 m/min. Fonte: [43]

3.3.4 Lubrorefrigeranti e influenza della temperatura

L'energia prodotta durante un processo di asportazione di truciolo viene perlopiù convertita in calore e quindi in un aumento della temperatura della zona di taglio, vicino alla punta dell'utensile. Si stima che il 90% del calore prodotto venga asportato dal truciolo, il restante dall'utensile e dal pezzo in lavorazione. L'aumento di temperatura del componente può influenzarne le proprietà, mentre l'aumento di temperatura dell'utensile incide sulla durata di quest'ultimo. La produzione di calore origina principalmente dalla grande deformazione plastica che avviene nella zona primaria di scorrimento e in quella secondaria, che si trova all'interfaccia tra truciolo e petto dell'utensile. L'adesione del materiale del pezzo sull'utensile è un fenomeno termicamente attivato e dunque aumenta con la temperatura, favorendo la comparsa del tagliente di riporto. La tipologia del truciolo che si viene a formare è determinata dalla temperatura di taglio, che influisce a sua volta sull'integrità superficiale del componente in lavorazione. I materiali che hanno una bassa conducibilità termica, come il Titanio, faticano a dissipare il calore e quindi localmente le temperature raggiungono valori molto elevati. Questo porta alla formazione di truciolo discontinuo con forze di taglio cicliche, che non permettono una buona finitura. Il Titanio diventa molto reattivo alle alte temperature, facilitando ulteriormente la formazione del BUE. In queste condizioni si possono riscontrare difficoltà nel garantire l'accuratezza e il rispetto delle tolleranze dimensionali del pezzo, poiché questo è soggetto a deformazioni termiche. La superficie può risultare alterata non solo dal punto di vista morfologico (rugosità, asperità e pezzi del tagliente di riporto depositati) ma anche dal punto di vista microstrutturale, ad esempio è noto che alcuni acciai possono subire una trasformazione martensitica a seguito delle lavorazioni [12, 44].

In figura 3.18 si notano le temperature raggiunte dal truciolo, dall'utensile e dal componente durante il taglio.

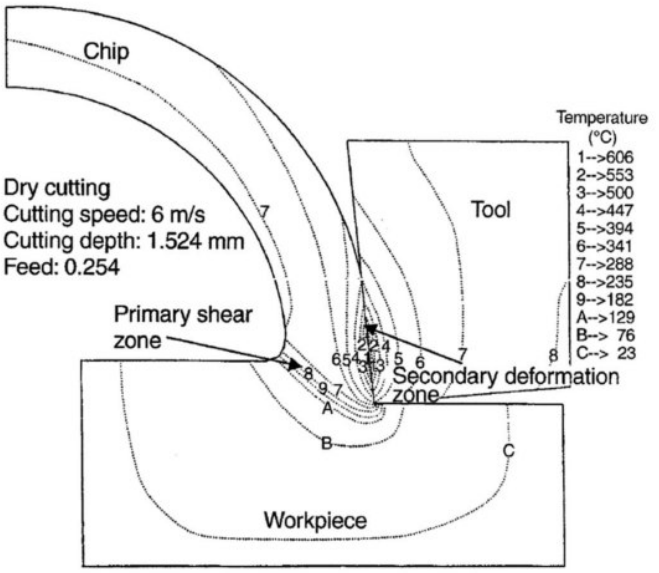


Figura 3.18: Distribuzione di temperatura durante il processo di taglio di un acciaio a basso tenore di carbonio senza uso di lubrificante. Fonte: [44]

L'aumento della temperatura, in assenza di lubrorefrigerante, si può stimare come segue:

$$\Delta T = 0{,}4 \cdot \left(\frac{u}{\rho \cdot c}\right) \cdot \left(\frac{V \cdot t_o}{\frac{k}{\rho \cdot c}}\right)^{\frac{1}{3}} \tag{3.10}$$

Denominazione	Simbolo	Valore per leghe di Titanio		
Densità	ρ	4˙500	$\frac{kg}{m^3}$	[3]
Calore specifico	c	530	$\frac{J}{kgK}$	Ti-6Al-4V [9]
Conducibilità termica	k	7	$\frac{W}{mK}$	Ti-6Al-4V [9]
Energia specifica di taglio	u	2÷5	$\frac{J}{mm^3}$	[12]

Tabella 3.2: Valori da utilizzare per l'applicazione dell'equazione 3.10, riferiti a leghe di Titanio.

Per limitare le problematiche sopra esposte, nelle lavorazioni per asportazione, si ricorre frequentemente all'uso di fluidi da taglio o lubrorefrigeranti. Questi permettono di ridurre l'attrito tra truciolo e utensile, riducendo le forze in gioco, limitando i fenomeni di usura e migliorando la finitura superficiale. L'azione refrigerante dei fluidi da taglio previene i fenomeni termicamente attivati quali, l'adesione e la formazione del tagliente di riporto, prolunga inoltre la vita dell'utensile e riduce le distorsioni termiche del pezzo. In alcune lavorazioni l'utilizzo di lubrificanti o lubrorefrigeranti ha anche l'azione di facilitare l'evacuazione del truciolo e, in materiali particolarmente reattivi, proteggere la superficie da corrosione o ossidazione. I fluidi da taglio possono avere una caratteristica solo lubrificante e/o refrigerante. I lubrorefrigeranti sono in genere quelli maggiormente utilizzati, per la loro duplice funzione; tuttavia trovano largo impiego anche gli oli da taglio, che sono perlopiù lubrificanti. Per alcune applicazioni di taglio interrotto, come la fresatura con frese multitagliente, l'azione refrigerante non è opportuna, in

quanto anderebbe ad aumentare il fenomeno della fatica termica alla quale sono già assoggettati gli utensili in questo tipo di lavorazione [12, 45].
Nello schema di figura 3.19 vengono presentate le principali tipologie di fluidi: oli da taglio, emulsioni con olio, semisintetici e sintetici. Gli ultimi tre sono anche detti lubrorefrigeranti a base d'acqua.

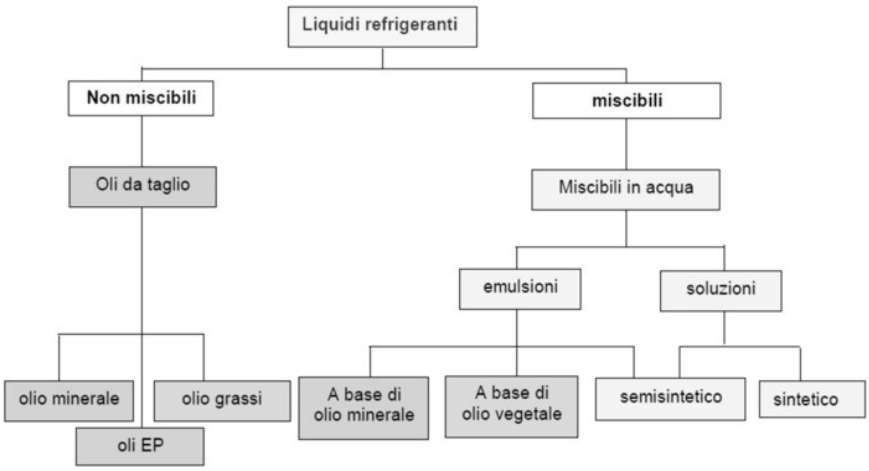


Figura 3.19: Classificazione dei fluidi da taglio. Fonte: [46]

L'applicazione di questi fluidi può avvenire principalmente in due modi: inondando la zona di taglio tramite uno o più ugelli che emettono il liquido in pressione (flood), oppure nebulizzando il lubrorefrigerante (mist). Il primo metodo può avvenire con varie pressioni e risulta il più efficace, ma richiede una grande quantità di fluido (10÷225 *l/min*). Il secondo è ovviamente meno efficace, soprattutto dal punto di vista della refrigerazione, ma presenta il vantaggio di utilizzare molto meno liquido da taglio, da uno a due ordini di grandezza in meno rispetto il sistema flood [12]. Nella pratica ci si sta adeguando a quest'ultima soluzione per ragioni ambientali e di tutela degli operatori, infatti questi fluidi richiedono uno smaltimento speciale e i il contatto prolungato con essi o l'inalazione dei loro vapori può portare a problemi di salute. La tecnica alla quale oggi si sta puntando è detta *minimum quantity lubrication* (MQL).

3.3.5 Tornitura criogenica

Esiste un'altra categoria di fluidi lubrorefrigeranti, oltre a quelli tradizionali già presentati, che prevede l'utilizzo di gas criogenici, come l'azoto o l'anidride carbonica. L'azoto liquido (LN_2) è uno dei più utilizzati nelle lavorazioni speciali per asportazione di truciolo. La sua temperatura di ebollizione è circa -200 °C e consente di asportare un'enorme quantità di calore dalla zona di taglio, prevenendo i fenomeni termicamente attivati di adesione e formazione del tagliente di riporto. Sono stati studiati vari metodi per l'utilizzo di questo tipo di fluido, ad esempio raffreddando il pezzo prima della lavorazione, oppure raffreddando l'utensile per conduzione termica, immettendo azoto liquido in una camera posta sul portautensile o, ancora, spruzzandolo con degli ugelli sul fianco e sul petto dell'utensile (figura 3.20) [12, 45].

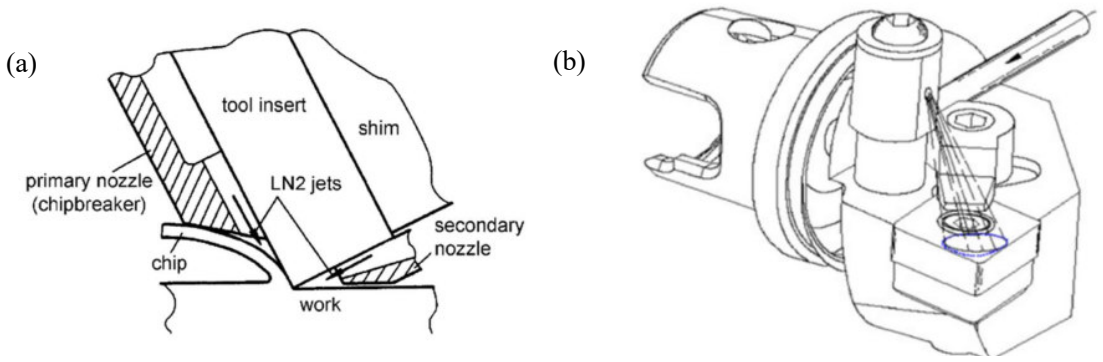


Figura 3.20: Sistemi di lubrorefrigerazione mediante l'utilizzo di LN_2. (a) l'azoto liquido viene direzionato sul fianco e sul petto dell'utensile attraverso due ugelli. (b) il refrigerante viene spruzzato diffusamente sull'utensile. Fonte: [45]

I vari sistemi adottati per l'utilizzo di gas criogenici nelle operazioni di tornitura, per quanto riguarda la riduzione della temperatura, non sono efficaci tutti allo stesso modo. Raffreddare il petto e il fianco dell'utensile si dimostra essere la strategia più efficace da questo punto di vista, per contro raffreddare il retro dell'inserto attraverso il portautensile non comporta vantaggi rispetto alla lubrificazione tradizionale con fluido da taglio (figura 3.21).

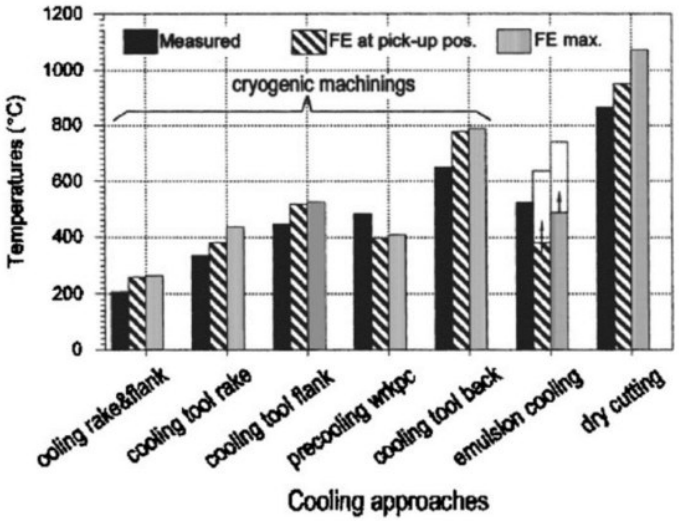


Figura 3.21: Temperature misurate e stimate tramite analisi FE di vari sistemi di lubrificazione criogenica e tradizionale. Fonte: [45]

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 3.22 questo aspetto si vede chiaramente, inoltre si nota che la lubrificazione tradizionale porta ad un peggioramento superficiale rispetto al taglio a secco, questo è però dovuto all'elevata velocità di taglio utilizzata, infatti è stato dimostrato che questa porta ad ottenere un'inefficacia del liquido lubrorefrigerante [47].

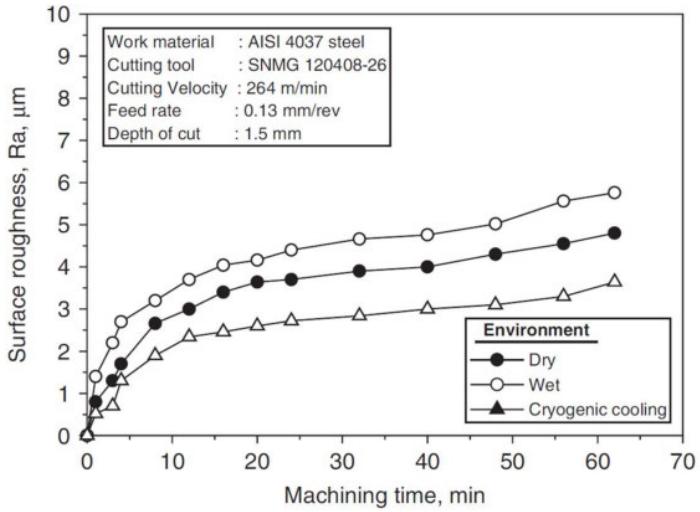


Figura 3.22: Andamento della rugosità superficiale in funzione del tempo di lavorazione in varie condizioni di lubrificazione. V=264 m/min; f=0,13 mm/giro. Fonte: [47]

Il Titanio è uno dei materiali più studiati per quanto riguarda l'utilizzo di gas criogenici durante le lavorazioni per asportazione. È definito un materiale difficile da lavorare e provoca notevole usura degli utensili, con la formazione di BUE, cratere e labbro d'usura. L'utilizzo di azoto liquido si è dimostrato efficace nel prevenire o ridurre questi fenomeni, addirittura passando dal caratteristico truciolo segmentato ad un truciolo quasi continuo, che garantisce lievi fluttuazioni delle forze di taglio nel tempo, con conseguente miglioramento della finitura superficiale e dell'usura degli utensili (figure 3.23, 3.24, 3.25).

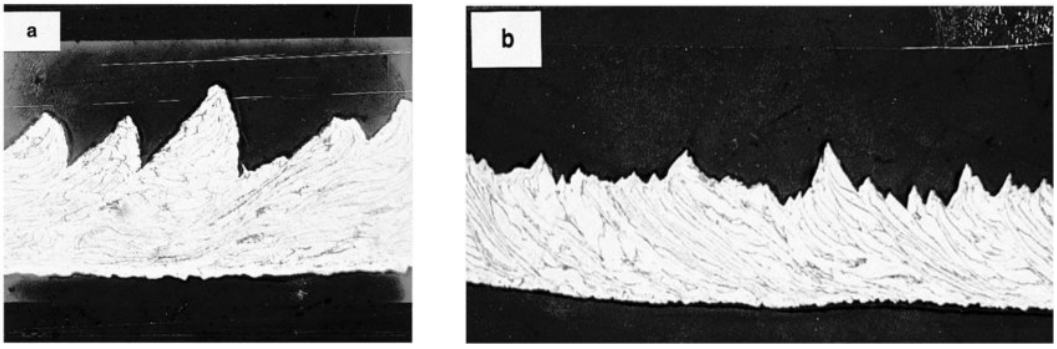


Figura 3.23: Effetto della strategia di lubrificazione sulla formazione del truciolo della lega Ti-6Al-4V. (a) lubrorefrigerante tradizionale, truciolo segmentato. (b) azoto liquido a -196°C. Fonte: [44]

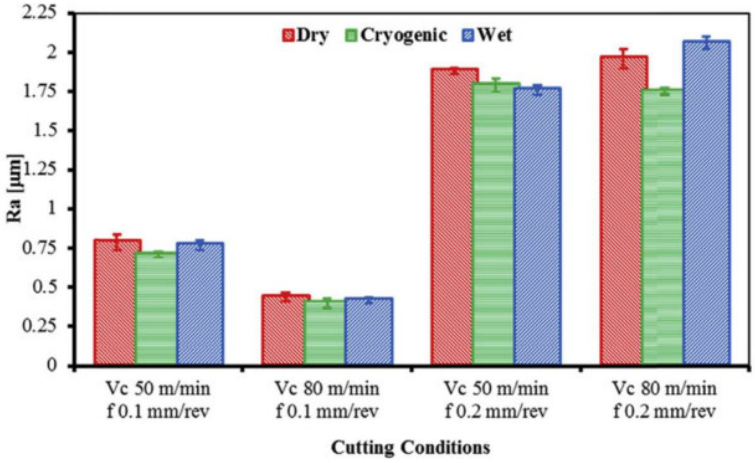


Figura 3.24: Parametro di rugosità R_a in componenti Ti-6Al-4V AM, torniti con diversi parametri di taglio e in varie condizioni di lubrificazione. La tornitura con l'utilizzo di LN_2 consente una buona finitura superficiale. Fonte: [49]

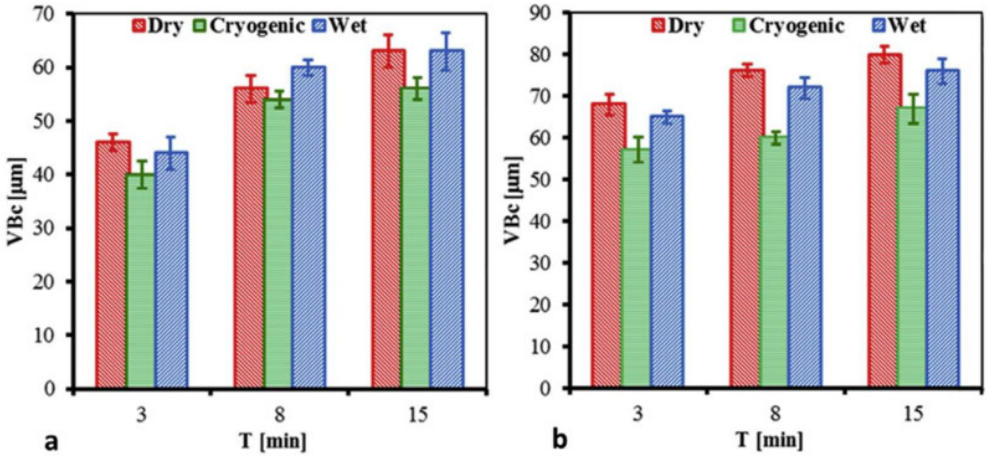


Figura 3.25: Labbro di usura VBc degli utensili in funzione del tempo di lavorazione e della strategia di lubrorefrigerazione adottata nella tornitura di componenti in Ti-6Al-4V AM. (a) V=80 m/min; f=0.1 mm/giro. (b) V=80 m/min; f=0.2 mm/giro. Fonte: [49]

Le superfici lavorate mediante tornitura criogenica di componenti in Ti-6Al-4V, ottenuti mediante additive manufacturing, manifestano in genere una durezza superiore rispetto all'assenza di lubrificazione e un aumento delle tensioni residue di compressione in direzione assiale, introdotte dalla lavorazione. Il comportamento a corrosione tende a migliorare a causa dell'incremento delle caratteristiche superficiali in termini di finitura e durezza [50] (figura 3.26). Anche la vita a fatica, sempre di componenti Ti-6Al-4V AM, viene influenzata dalla strategia di lavorazione adottata ed in particolare tende a migliorare nel caso di tornitura criogenica [51].

Cutting parameters			Micro-hardness	Residual stresses			
V_c [m/min]	f [mm/rev]	Cutting condition	$Hv_{0,05}$	σa_s [MPa]	σa_d [MPa]	σt_s [MPa]	σt_d [MPa]
50	0,1	Dry	387 ± 6	-64	-15	-15	-276
50	0,2	Dry	371,8 ± 7	-80	-20	-20	-214
80	0,1	Dry	369 ± 4	-28	49	49	-205
80	0,2	Dry	367,1 ± 4	14	31	31	-264
50	0,1	Cryogenic	409,4 ± 8	-123	-156	-156	-156
50	0,2	Cryogenic	389 ± 7	-152	-42	-42	-307
80	0,1	Cryogenic	400,2 ± 5	-87	20	20	-148
80	0,2	Cryogenic	385 ± 5	-69	-32	-32	-354

σa: residual stress along the axial direction; σt: residual stress along the tangential direction; σx_s: residual stresses measured on the surface (depth=0 μm); σx_d: residual stresses measured at a depth of 25 μm below the surface.

Cutting Condition	Micro-hardness	Residual stresses	Corrosion properties	Fretting corrosion properties	COF	Adhesion from the counterpart material
Dry	Worse	Worse	Worse	Worse *	Worse *	Lower
Cryogenic	Improved	Improved	Improved	Improved *	Improved *	Higher

* Except for the pin machined at 0,2 *mm/rev* and 50 *m/min*

Figura 3.26: Caratteristiche superficiali di durezza, resistenza alla corrosione e tensioni residue di componenti in Ti-6Al-4V AM in funzione di vari parametri di taglio e strategia di tornitura: a secco o criogenica. Fonte: [50]

3.4 Tornitura provini

3.4.1 Scelta utensili

Per la tornitura dei provini si sono utilizzati degli inserti in metallo duro rivestito (HC) con doppia deposizione al PVD di nitruro di alluminio e Titanio (TiAlN). Questi inserti appartengono alla famiglia *CoroTurn® 107* della ditta *Sandvik Coromant™* e il modello nello specifico è *VCET 11 03 01-UM 1115* (figura 3.27).

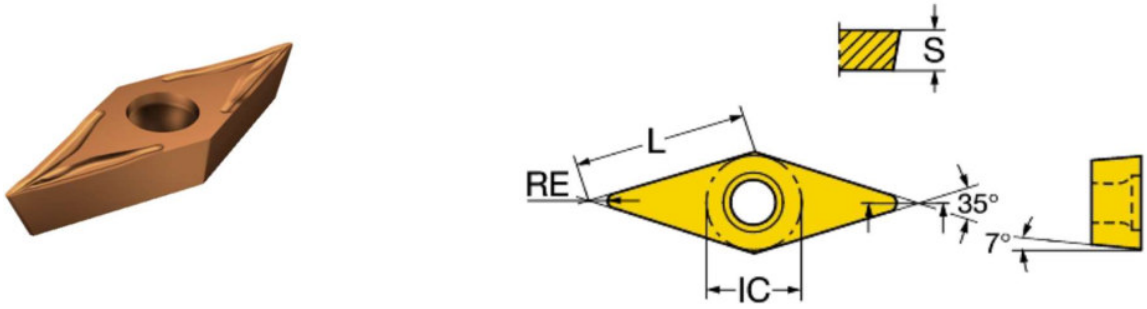


Figura 3.27: Inserti per tornitura CoroTurn® 107 VCET 11 03 01-UM 1115 della ditta Sandvik Coromant™. Fonte: [52]

Sono adatti a lavorare materiali della classe ISO M e ISO S. I primi sono acciai inossidabili legati con un minimo del 12% di cromo. Tra gli elementi in lega possono esserci il nichel e il molibdeno. La gamma è molto ampia e comprende acciai ferritici, martensitici, austenitici e austenitici-ferritici (duplex). Uno dei tratti comuni di tutte queste tipologie di materiali è il fatto che il tagliente è esposto a una grande quantità di calore, a fenomeni di usura ed è soggetto a tagliente di riporto. Gli ISO S invece sono costituiti da superleghe resistenti al calore, che includono un gran numero di materiali fortemente legati a base di ferro, nichel, cobalto e Titanio. Sono materiali con tendenza all'adesione che creano tagliente di riporto, si incrudiscono durante la lavorazione e generano molto calore. Sono simili ai materiali ISO M ma più difficili da lavorare e determinano una riduzione della durata dell'utensile [53]. Le caratteristiche principali di questi inserti, come la geometria e i parametri di taglio consigliati, sono riportati in tabella 3.3.

Caratteristica	**Valore**
numero di taglienti	2
forma dell'inserto	V 35°
raggio di punta, *R*	0,1 *mm*
angolo di spoglia superiore, α	5,5°
angolo di spoglia inferiore, *ζ*	7°
materiale del substrato	HC
rivestimento	PVD TiAlN+TiAlN
Parametri di taglio per materiali ISO S	**Valore**
profondità di passata, *d*	0,3 *mm* (0,1÷1)
avanzamento al giro, *f*	0,03 *mm/giro* (0,01÷0,05)
velocità di taglio, *V*	45 *m/min* (45÷45)

Tabella 3.3: caratteristiche e parametri di taglio consigliati per gli inserti CoroTurn® 107 VCET 11 03 01-UM 1115 della ditta Sandvik Coromant™. Fonte: [52]

Il porta utensile utilizzato per l'alloggiamento degli inserti è il modello SVJBL 2020K 11-B1 della ditta *Sandvik Coromant™*, visibile in figura 3.28, che consente un angolo di attacco dell'utensile di -3° [54].

Figura 3.28: Portautensile SVJBL 2020K 11-B1 della ditta Sandvik Coromant™ montato sulla torretta portautensili del tornio. Misure caratteristiche, fonte [54]

Prima di eseguire le operazioni di tornitura è stata fatta una scelta degli inserti da utilizzare, controllando che rispettassero le caratteristiche dimensionali dichiarate dal costruttore e che fosse garantita una certa integrità del rivestimento superficiale. L'esame è stato condotto osservando al SEM i taglienti e dando un giudizio qualitativo. Il microscopio a scansione elettronica utilizzato è stato ampiamente descritto nel § 2.2.1.6, assieme alla procedura per esaminare dei campioni di Titanio inglobati nella resina. Il modo di procedere è stato sostanzialmente lo stesso, anzi, essendo gli inserti costituiti da materiale conduttivo, è stato sufficiente assicurali alla tavola porta campioni del microscopio con del nastro biadesivo al carbonio (carbon tape), senza l'utilizzo del nastro in rame. I campioni sono stati contrassegnati sul retro per distinguere i due taglienti principali, denominati 0 e 1. Di seguito la procedura in breve:

- Lavare ad ultrasuoni per circa 3 *min* in un becher contenete alcool denaturato trasparente
- Estrarre gli inserti manipolandoli esclusivamente con guanti in nitrile e mai direttamente sulla zona da esaminare
- Asciugare con phon
- Contrassegnare con un pennarello indelebile il tagliente 0 sul retro dell'inserto
- Applicare del carbon tape biadesivo sulla tavola porta campioni, rimuovere la pellicola protettiva tramite l'ausilio di pinzette e disporre gli inserti
- Regolare l'altezza degli inserti a circa 10 *mm* dalle lenti del microscopio
- Eseguire le analisi selezionando il detector più opportuno (BSED o ETD) e impostare la tensione di lavoro del filamento e dimensione del fascio

In figura 3.29 si vedono gli inserti posizionati all'interno del SEM e la numerazione di questi nella loro scatola. Le dimensioni degli alloggiamenti all'interno del contenitore non permettono agli inserti di cambiare accidentalmente orientazione, così sono sempre stati riposti con il tagliente 0 come da schema, per essere facilmente individuati anche dopo le operazioni di tornitura.

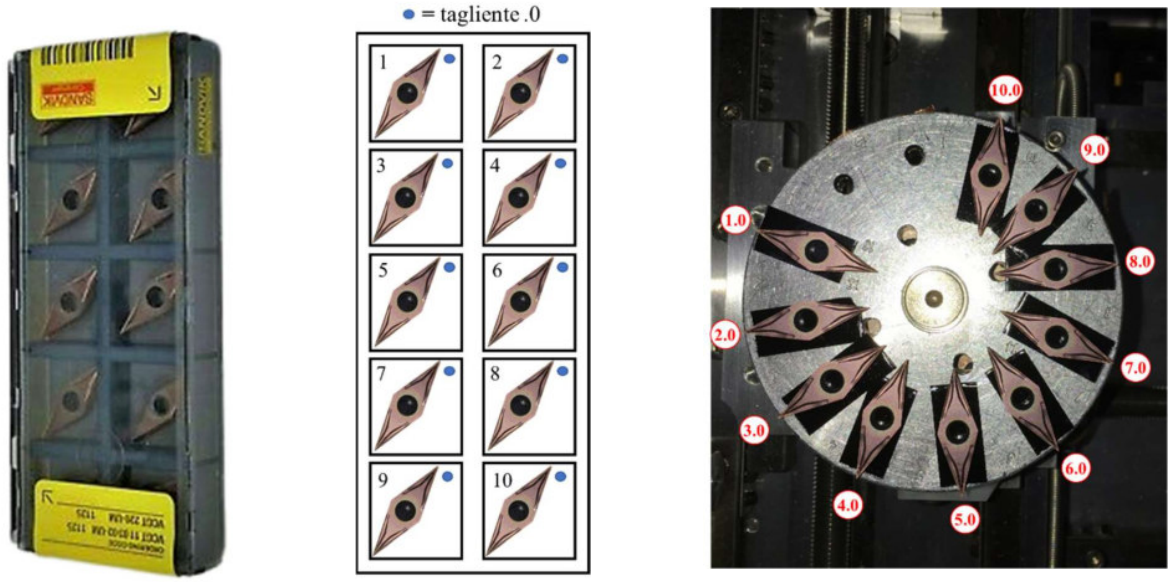


Figura 3.29: Numerazione degli inserti per tornitura e disposizione di questi nella tavola porta campioni del SEM FEI Quanta 450, presso il laboratorio Te.Si. di Rovigo, Università degli studi di Padova

Sono state controllate ben due confezioni, contenenti 10 inserti ciascuna, poiché la prima ad essere stata esaminata conteneva degli utensili che presentavano difetti grossolani nella deposizione PVD del rivestimento in TiAlN, con una percentuale di placchette da scartare del 30%. È stato eseguito un controllo visivo e attribuito un giudizio da 1 a 5 in base all'estensione dei difetti riscontrati e alla loro posizione. Un giudizio superiore o uguale a 3 è da ritenersi positivo e il tagliente può essere utilizzato. In figura 3.30 vengono riportati i difetti assunti come riferimento per la valutazione dei taglienti.

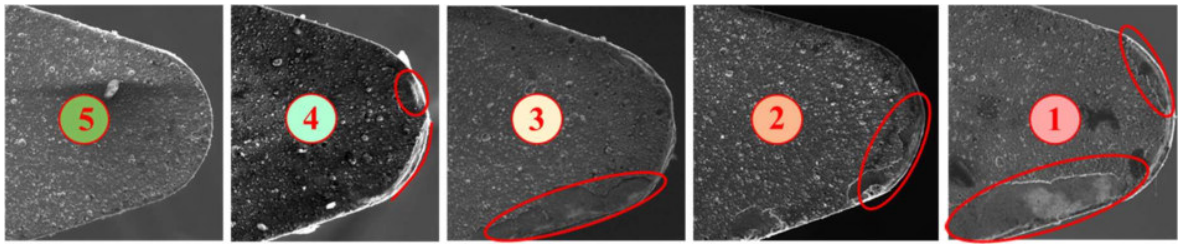


Figura 3.30: Inserti per tornitura visti al SEM, nuovi, mai utilizzati.
Classifica della qualità del rivestimento in base ai difetti riscontrati: pessimo 1, ottimo 5.

	Giudizio	
Inserto	**tagliente .0**	**tagliente .1**
1	4	3
2	4	4
3	4	4
4	4	4
5	3	4
6	3	3
7	4	4
8	3	4
9	4	4
10	3	4
buoni	20	
scarti	0	
totale	20	
% scarti	0%	

5	ottimo	
4	distinto	lieve assenza di rivestimento su tagliente principale o punta
3	buono	parziale assenza di rivestimento tagliente principale, punta ok
2	insufficiente	assenza rivestimento punta/ tagliente principale e punta.
1	pessimo	grave mancanza di rivestimento

Tabella 3.4: Giudizio espresso nei confronti di nuovi inserti per tornitura in base alle condizioni del rivestimento e del rispetto delle tolleranze geometrico-dimensionali.

Tutti gli inserti presenti nella nuova confezione hanno superato il controllo qualitativo e pertanto possono essere utilizzati nelle operazioni di tornitura dei componenti, garantendo un certo standard di finitura superficiale. In appendice C sono riportate le immagini acquisite al SEM.
L'uso di utensili con differenti caratteristiche del rivestimento e presenza di difetti molto diversi tra loro, introduce un'ulteriore variabile nel processo di tornitura dei provini, che si traduce in una probabile aleatorietà della rugosità superficiale ottenuta, che potrebbe aumentare significativamente la dispersione dei risultati nelle successive prove a fatica.
Sono state tornite due serie di provini denominati Flood e Cryo, rispettivamente utilizzando un lubrificante tradizionale e azoto liquido. Ogni tagliente è stato utilizzato per la realizzazione di due provini. Questa informazione è riportata sul nome per intero del provino secondo la codifica riportata nel seguente esempio:

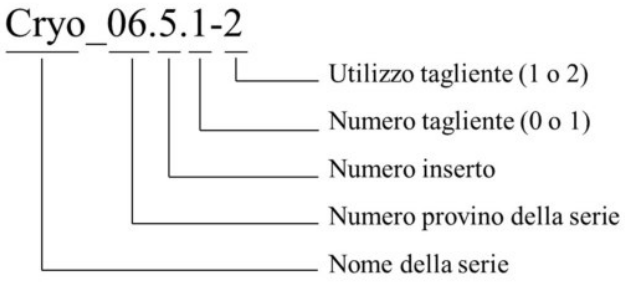


Figura 3.31: Sistema di codifica dei provini

3.4.2 Tornitura dei provini Flood

Per la tornitura dei provini di questa serie è stato utilizzato un fluido lubrorefrigerante a base d'acqua contenete il 5% di olio semisintetico *Astro-Cut HD XBP* della ditta *Monroe® Fluid Technology*, in modo da ottenere un'emulsione. La concentrazione utilizzata è consigliata per le lavorazioni di tornitura anche di materiali difficili da lavorare. Non è indicato per il magnesio. Con un rapporto di diluizione 1:20 il lubrorefrigerante presenta un pH di circa 9,3 e data la sua basicità è consigliato l'utilizzo di guanti [55].
Il tornio presente nel laboratorio Te.Si di Rovigo dell'Università degli studi di Padova è un centro di tornitura a due assi, modello *NL1500MC/500* della ditta *DMG MORI SEIKI*^{TM} con una torretta porta utensili a 12 posizioni, sulla quale si possono montare, oltre agli utensili per tornitura, anche punte o frese per operazioni di fresatura.
In figura 3.33 è raffigurato il tornio CNC e in tabella 3.5 le sue principali caratteristiche tecniche.

Potenza rete [k*W*]	**Potenza motore** [k*W*]	**V. max. mandrino** [*giri/min*]	**Corsa asse X** [*mm*]	**Corsa asse Z** [*mm*]	**Corsa contropunta** [*mm*]	**N° stazioni utensile**	**V. max. utensile** [*giri/min*]
23,5	11	6˙000	260	590	564	12	6˙000

Tabella 3.5: Principali caratteristiche tecniche del tornio NL1500MC/500 della ditta DMG MORI SEIKI^{TM}*. Fonte: [56]*

Figura 3.33: Tornio NL1500MC/500 della ditta DMG MORI SEIKI^{TM}*. Fonte: [56]*

Per ottenere la geometria definitiva, presentata in precedenza e visibile in figura 3.4, si è partiti da dei provini già sgrossati dalla ditta esterna "Officine Carraretto Loris s.r.l.". Questi sono stati commissionati per ridurre i tempi interni di lavorazione e tornire in casa solamente il tratto utile con gli utensili per finitura. I provini sgrossati presentavano un sovrametallo di 0,5 *mm* sul raggio ed una parte cilindrica di 20 *mm* ad una estremità, in modo da essere serrati sul mandrino del tornio e rilavorati, per portarli alle dimensioni finite. Poiché gli afferraggi conici richiedono tolleranze strette, anche la loro lavorazione è stata eseguita dalla ditta esterna, compresi i fori filettati per l'avvitamento dei tiranti, che servono ad assicurare il calettamento dei provini sui mandrini della macchina a flessione rotante.
In figura 3.34 viene riportato il disegno quotato per la realizzazione della sgrossatura dei provini e in figura 3.35 i componenti così realizzati.

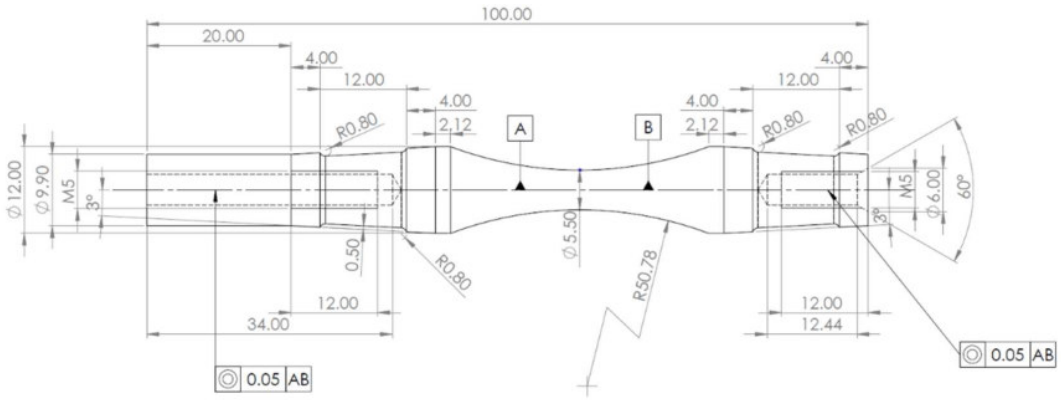


Figura 3.34: Geometria per la realizzazione della sgrossatura dei provini (quote in mm).

Figura 3.35: Provino sgrossato, pronto per essere tornito nuovamente e portato alla geometria finita.

I provini sono stati afferrati da un lato con un mandrino autocentrante a tre griffe con comando automatico e dall'altro con una contropunta. Sono state eseguite due passate, una di semi-finitura ed una di finitura, con la stessa profondità di passata. I parametri di taglio adottati sono quelli suggeriti dal costruttore per la tipologia di inserti scelta (tabella 3.3), cioè:

- velocità di taglio: $V = 45$ *m/min*
- avanzamento al giro: $f = 0{,}03$ *mm/giro*
- profondità di passata: $d = 0{,}25$ *mm* (due passate in totale)

La lubrificazione è stata avviata manualmente e consiste in un getto ad alta pressione di lubrorefrigerante indirizzato tramite un ugello sul petto dell'utensile. Non è possibile regolarne la pressione e la portata. Il fatto di utilizzare un tornio CNC permette di controllare i parametri di taglio con precisione e assicurare una buona ripetibilità di lavorazione su tutta la serie di provini. Il mandrino di un tornio a controllo numerico, a differenza di quello manuale, tramite il controllo elettronico del motore ha la possibilità di variare con continuità il suo numero di giri e quindi di assicurare la stessa velocità di taglio impostata, anche se il componente presenta variazioni di diametro.
In figura 3.36 si vede la configurazione assunta durante la lavorazione.

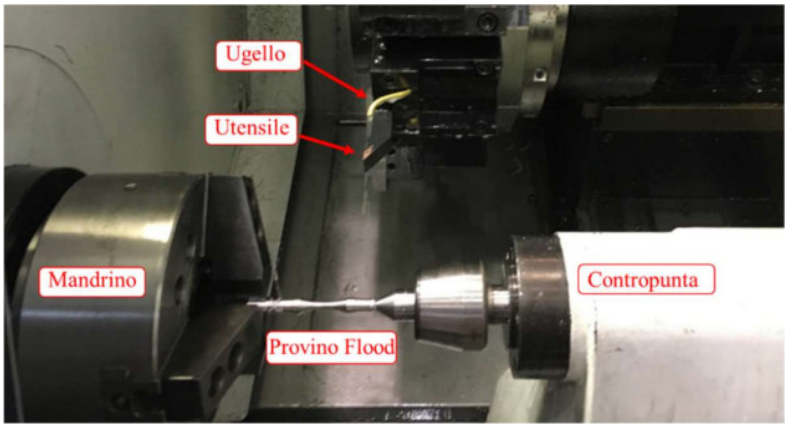


Figura 3.36: Configurazione di tornitura.

Di seguito viene riportato il programma G-Code utilizzato per la tornitura, con riferimento alla figura 3.37.

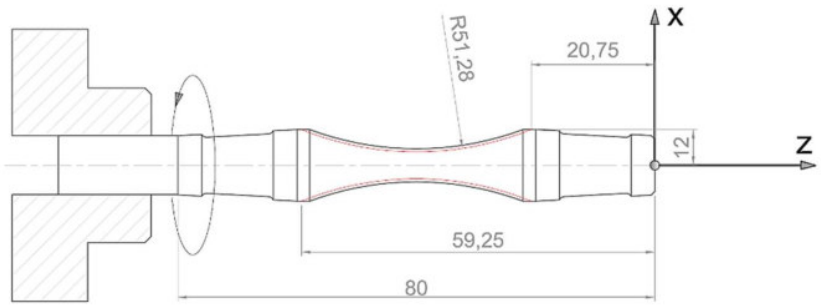


Figura 3.37: Schema di tornitura con CNC. Zero pezzo, assi di riferimento e quote principali per la realizzazione del programma G-Code (quote in mm).

```
N1 G90                                  (quote diametrali)
N2 (SGROSSATURA)
N3 G40                                  (compensazione raggio utensile disattivata)
N4 G28 U0                               (zero macchina per via point relativo U0 W0)
N5 G28 W0
N6 T0404                                (utensile 04 correzione 04)
N7 G00 Z-20.75                          (movimento rapido in z iniziale)
N8 G00 X13.5                            (movimento rapido avvicinamento in x)
N9 M5                                   (arresto mandrino)
N10 M25                                 (uscita contropunta)
N11 G99                                 (avanzamento espresso in mm/giro)
N12 G96 S45 M4                          (velocità mandrino in m/min di 45, rotazione antioraria)
N13 G01 X12.5 F0.03                     (movimento in x, avanzamento al giro 0,03)
N14 G02 X12.5 Z-59.25 R51.28 F0.03      (interpolazione circolare oraria)
N15 G40
N16 G28 U0
N17 G28 W0
N18 M0                                  (stop programma, serve il consenso per eseguire la finitura)
N19 (FINITURA)
N20 T0404
N21 G40
N22 G28 U0
N23 G28 W0
N24 G00 Z-20.75                         (movimento rapido in z iniziale)
N25 G00 X13.5                           (movimento rapido avvicinamento in x)
N26 M5
N27 M25
N28 G99
N29 G96 S45 M4
N30 G01 X12 F0.03                       (movimento in x, avanzamento al giro 0,03)
N31 G02 X12 Z-59.25 R51.28 F0.03        (interpolazione circolare oraria, quote di finitura)
N32 G40
N33 G28 U0
N34 G28 W0
N35 M5
N36 M26                                 (rientro contropunta)
N37 M0                                  (stop programma, serve il consenso per eseguire la troncatura)
```

```
N38 (TRONCATURA)
N39 T0808                    (utensile 08 correzione 08, troncatore)
N40 G40
N41 G99
N42 G00 Z-84                 (rapido in z finale, z=- (80 provino + 4 troncatore)
N43 G00 X20                  (movimento rapido avvicinamento in x)
N44 G50 S2000                (limite velocità del mandrino 2000 giri/min)
N45 G96 S50 M3               (velocità mandrino in m/min di 50, rotazione oraria)
N46 G01 X-1 F0.05            (movimento in x per la troncatura)
N47 G28 U0
N48 G28 W0
N49 M30                      (fine del programma)
```

- -

Sono stati torniti in totale 15 provini della serie Flood, riportati in tabella 3.6, secondo il sistema di codifica già visto in figura 3.31.

Identificativo provino	Inserto	Tagliente	Utilizzo tagliente
Flood_01.1.0-1	1	0	primo
Flood_02.1.0-2	1	0	secondo
Flood_03.1.1-1	1	1	primo
Flood_04.1.1-2	1	1	secondo
Flood_05.2.0-1	2	0	primo
Flood_06.2.0-2	2	0	secondo
Flood_07.2.1-1	2	1	primo
Flood_08.2.1-2	2	1	secondo
Flood_09.3.0-1	3	0	primo
Flood_10.3.0-2	3	0	secondo
Flood_11.3.1-1	3	1	primo
Flood_12.3.1-2	3	1	secondo
Flood_13.4.0-1	4	0	primo
Flood_14.4.0-2	4	0	secondo
Flood_15.8.1-1	8	1	primo

Tabella 3.6: Provini torniti della serie Flood.

3.4.3 Tornitura dei provini Cryo

I provini Cryo sono stati torniti utilizzando il medesimo tornio dei provini Flood, con la stessa tipologia di inserti e con lo stesso programma di tornitura. Si è utilizzato invece azoto liquido come lubrorefrigerante, spruzzato sul petto e sul fianco dell'utensile, mediante degli ugelli costituiti da dei tubicini in rame. Il sistema di alimentazione dell'azoto liquido e gli ugelli, sono stati progettati appositamente. In figura 3.38 è visibile la configurazione di tornitura.

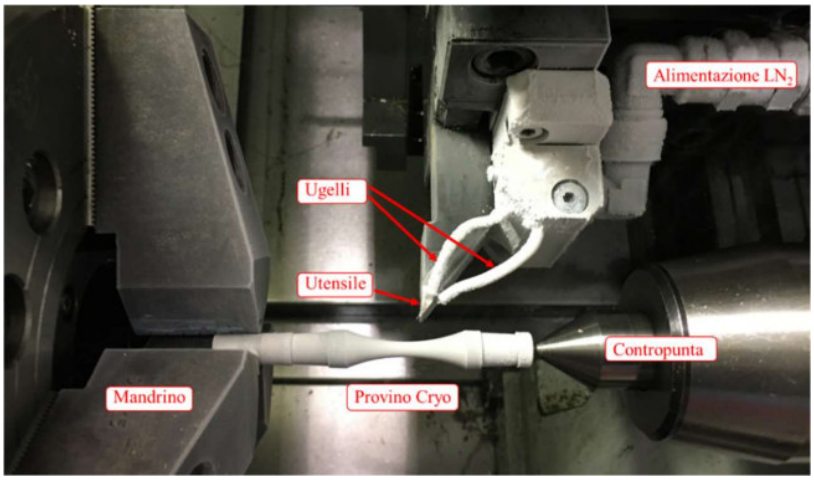


Figura 3.38: Configurazione di tornitura criogenica.

Gli ugelli presentano un diametro interno di 0,9 *mm* e sono saldobrasati su un porta-ugelli in ottone mediante una lega brasante a base di argentana. A temperatura ambiente sono facilmente direzionabili, infatti è sufficiente piegarli nella posizione desiderata, in modo che il getto di LN_2 lambisca petto e fianco dell'inserto. In esercizio però diventano fragili, soprattutto nella zona di brasatura a causa della bassa temperatura raggiunta, e in queste condizioni bisogna evitare di manipolarli. Il porta-ugelli viene avvitato su un apposito supporto, fissato alla torretta portautensili, riceve la portata di azoto liquido dall'esterno, mediante un tubo, e alimenta gli ugelli. L'azoto è immagazzinato all'interno di contenitore dewar e mantenuto alla pressione di 15 *bar* (figura 3.39).

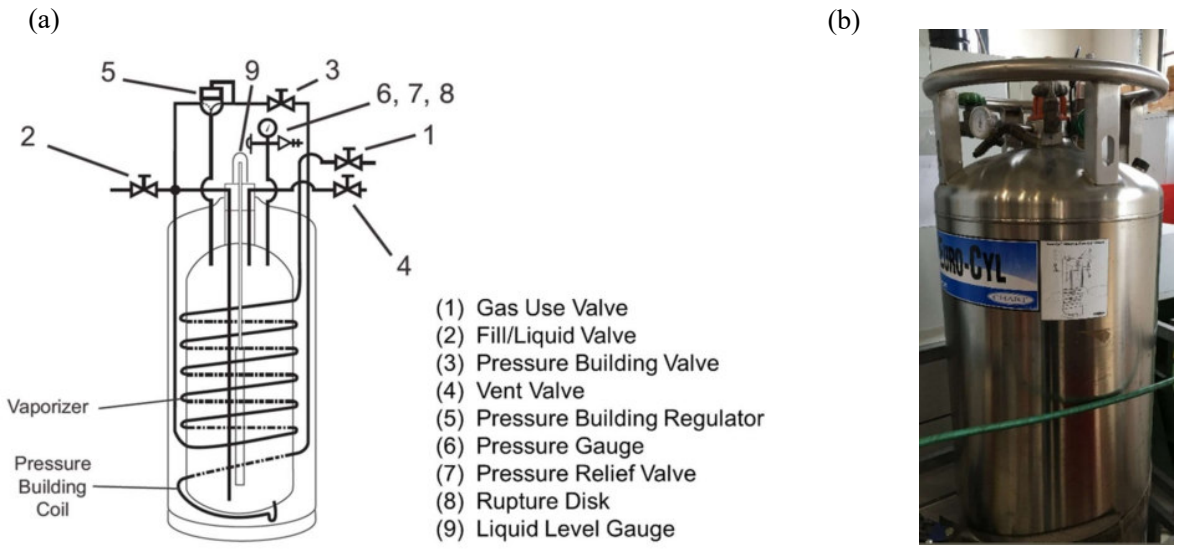


Figura 3.39: Contenitore dewar per azoto liquido. (a) schema di funzionamento. (b) contenitore utilizzato durante la tornitura criogenica.

Il dewar consiste in un contenitore isolato termicamente mediante un'intercapedine nella quale si è creato il vuoto ed è utilizzato nell'industria soprattutto per immagazzinare gas criogenici. Nella precedente figura 3.39, l'azoto liquido si trova nel fondo del contenitore, in equilibrio con il proprio gas. Per estrarre azoto nella sua forma gassosa, questo viene fatto passare, al di fuori del serbatoio interno, attraverso una serpentina detta vaporizzatore, nel quale l'azoto liquido si riscalda e vaporizza. Per utilizzare l'azoto in forma liquida, questo viene prelevato dal fondo e portato alla valvola "2". La pressione del liquido è determinata dalla pressione del gas che lo sovrasta. Questa può essere regolata estraendo azoto liquido, facendolo evaporare all'interno di una apposita serpentina posta all'esterno del contenitore interno e reintroducendolo dall'alto sotto forma di gas. Durante la tornitura è stato necessario regolare e mantenere costante la pressione, per non introdurre un'ulteriore variabile di processo che avrebbe potuto influire sulla qualità della superficie lavorata. L'azoto liquido è stato prelevato dal contenitore attraverso un tubo flessibile metallico, anch'esso isolato mediante il vuoto, che lo convoglia direttamente agli ugelli. A monte è posta una elettrovalvola normalmente chiusa, a comando manuale con pulsanti start e stop, che serve per interrompere o meno il flusso di refrigerante.

Sono stati torniti in totale 15 provini della serie Cryo, riportati in tabella 3.7, secondo il sistema di codifica già visto per la serie Flood. Si ribadiscono i parametri di processo utilizzati:

- velocità di taglio: $V = 45$ *m/min*
- avanzamento al giro: $f = 0{,}03$ *mm/giro*
- profondità di passata: $d = 0{,}25$ *mm* (due passate in totale)

Identificativo provino	**Inserto**	**Tagliente**	**Utilizzo tagliente**
Cryo_01.4.1-1	4	1	primo
Cryo_02.4.1-2	4	1	secondo
Cryo_03.5.0-1	5	0	primo
Cryo_04.5.0-2	5	0	secondo
Cryo_05.5.1-1	5	1	primo
Cryo_06.5.1-2	5	1	secondo
Cryo_07.6.0-1	6	0	primo
Cryo_08.6.0-2	6	0	secondo
Cryo_09.6.1-1	6	1	primo
Cryo_10.6.1-2	6	1	secondo
Cryo_11.7.0-1	7	0	primo
Cryo_12.7.0-2	7	0	secondo
Cryo_13.7.1-1	7	1	primo
Cryo_14.7.1-2	7	1	secondo
Cryo_15.8.0-1	8	0	primo

Tabella 3.7: Provini torniti della serie Cryo.

3.4.4 Operazioni di finitura e marcatura

A seguito della troncatura si è formata una bava anulare con spessore di parete di circa 0,4 mm, causata dalla presenza dei fori filettati alle estremità del provino. Questa corrisponde alla sezione ultima resistente che ha presentato il componente prima di troncarsi, non a causa dell'azione di taglio dell'utensile, ma per le forze esterne agenti quali il peso e altre componenti dinamiche. La bava è stata rimossa manualmente tramite un seghetto munito di lama bimetallica per il taglio di metalli duri. Durante questa operazione il provino è stato serrato saldamente in morsa tramite delle ganasce sagomate in legno tenero, afferrandolo solo nella zona scaricata dell'estremità conica, per non alterare in alcun modo né il tratto utile, né la parte conica, che serve per l'accoppiamento con i mandrini della macchina a flessione rotante (figura 3.40).

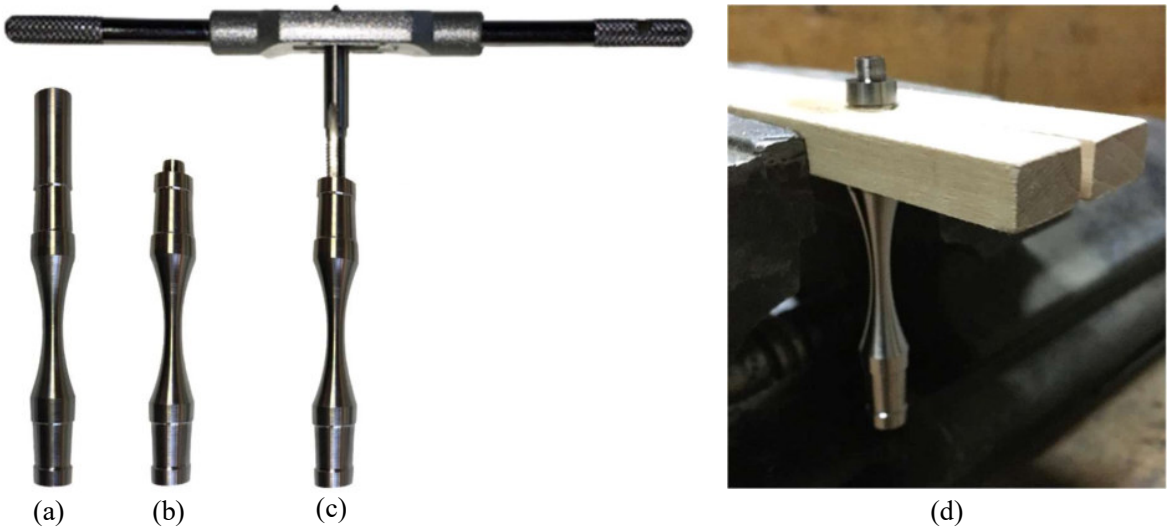


Figura 3.40: Operazioni di finitura. (a) provino prima della tornitura; (b) provino dopo la tornitura con la presenza di bava; (c) filettatura delle estremità dopo la rimozione della bava, la svasatura e la smussatura; (d) provino afferrato in morsa tramite ganasce sagomate in legno, per preservare la superficie tornita.

I provini sono stati inoltre smussati, il foro è stato svasato con un accecatoio e le filettature sono state ripassate con un maschio M5 per fori ciechi. Tramite un bulino è stata eseguita una marcatura sulla testa dei provini per poterli identificare. Questo ha permesso di montarli sempre nello stesso verso sulla macchina a flessione rotante e di distinguere con facilità, una volta portati a rottura i provini, i due spezzoni. L'estremità marcata verrà chiamata in seguito parte "A", mentre l'altra "B".

CAPITOLO 4

MISURE DI RUGOSITA'

4.1 Introduzione

Per rugosità s'intende l'insieme delle irregolarità superficiali derivanti dal processo di lavorazione in sé o da altri fattori che influiscono durante lo stesso, come la disomogeneità del materiale, la presenza di vibrazioni, la forma dell'utensile, il tipo di lubrificazione ecc. Normalmente viene valutata sezionando idealmente il componente ortogonalmente alla superficie che si vuole analizzare, mediante un piano chiamato piano di rilievo. Da questa sezione si ricava il profilo di rugosità, caratterizzato dall'alternanza di picchi e valli. Questo può essere periodico o meno a seconda che il passo tra le asperità, in genere molto piccolo, sia costante o no. Il profilo ideale o geometrico è quello che si otterrebbe sezionando un componente immaginario perfetto, cioè privo di difetti. Il profilo reale invece è caratterizzato dalla presenza di tre difetti: errori di forma, errori di ondulazione e errori di rugosità, chiamati rispettivamente anche errori di primo, secondo e terzo ordine [57] (figura 4.1).

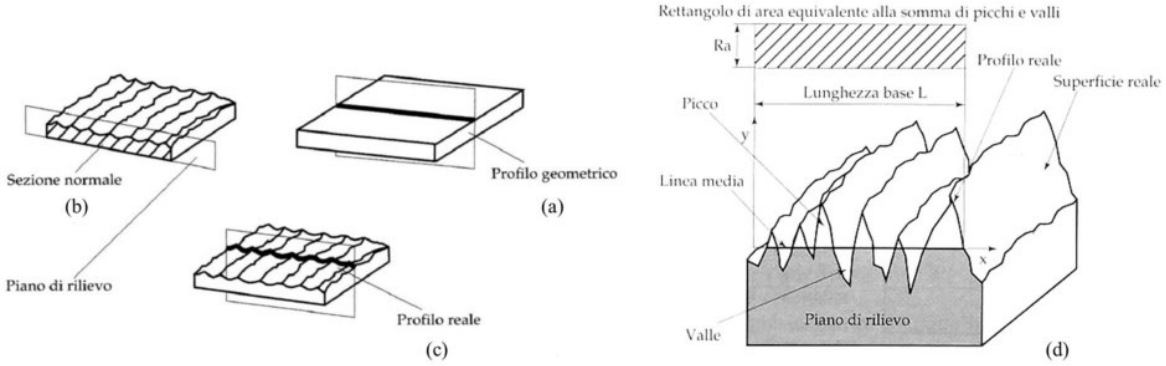


Figura 4.1: Piano di rilievo e profilo. (a) profilo geometrico; (b) sezione con un piano normale alla superficie; (c) profilo reale; d) caratteristiche principali del profilo. Fonte: [57]

La rugosità, espressa tramite i parametri *R* della ISO 4287, va valutata al netto degli errori di forma e di ondulazione (parametri *W*, in inglese *waviness*, che possono essere misurati), per questo la lunghezza di valutazione viene suddivisa in porzioni più piccole. Ciascuna di queste è detta *lunghezza di base, lr*, e funge da filtro passa-basso, escludendo le lunghezze d'onda che si ritengono imputabili all'errore di ondulazione. Nella norma di riferimento per le misure di rugosità vengono indicati i filtri di tipo gaussiano λ_s e λ_c. Il primo esclude tutte le lunghezze d'onda inferiori ad un certo valore, ritenendole rumore di fondo. Il secondo, detto anche *cut-off*, esclude le lunghezze superiori ad un certo valore, nominalmente uguale alla lunghezza di base. Con l'avvento dei profilometri ottici 3D, che stanno soppiantando per motivi di praticità e flessibilità i profilometri meccanici con microtastatore, la rugosità viene espressa anche attraverso parametri di superficie *S,* che estendono in tre dimensioni i parametri *R*.

La rugosità ha notevole influenza sulla durata, sulla resistenza a fatica e sulla corrosione degli organi meccanici e sulle caratteristiche tribologiche delle superfici. Per questi motivi non va trascurata in fase di progettazione ed è opportuno indicarla sui disegni costruttivi dei componenti, secondo le norme vigenti del disegno tecnico.
Per quanto riguarda la vita a fatica è noto che, secondo l'approccio della meccanica classica, si tiene conto della finitura superficiale grazie al fattore di abbattimento del limite a fatica k_l, in accordo con la UNI 7670. In generale siano: $\sigma_{a\infty,-1}$ 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:

$$\sigma^*_{a\infty,-1} = \frac{\sigma_{a\infty,-1}}{k_l} \tag{4.1}$$

In figura 4.2 si riporta il valore del coefficiente di abbattimento k_l in funzione della tensione di rottura del materiale, σ_R.

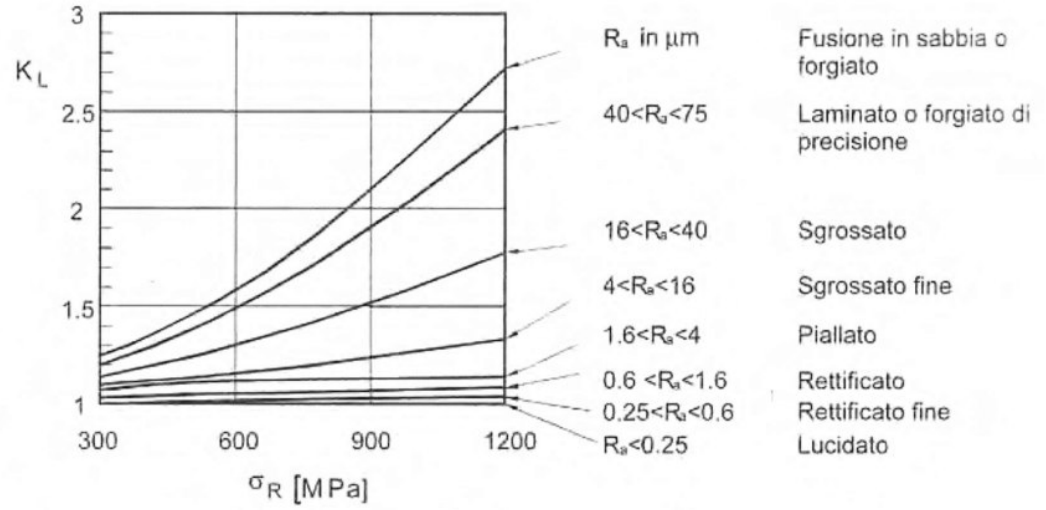


Figura 4.2: Coefficiente k_l di abbattimento del limite di fatica per effetto della finitura superficiale, in funzione della tensione di rottura del materiale. Fonte: [58]

Si osserva che i materiali più resistenti sono più sensibili al loro stato superficiale in termini di vita a fatica.

Recenti studi condotti su provini in lega di Titanio Ti-6Al-4V, ottenuti sia mediante additive manufacturing che forgiatura, hanno dimostrato una certa relazione tra resistenza a fatica e finitura superficiale. La vita a fatica sembra essere correlata con il parametro areale *Ssk* (*skewness* o assimmetria), che indica se la superficie, rispetto al piano medio, è dominata da picchi o da valli. Anche i parametri *Sa* (media aritmetica delle altezze) e *Svk* (altezza della valle ridotta) sono correlati con la resistenza a fatica, ma dipendono anche dal processo di finitura adottato [59].
In figura 4.3 viene riportato un grafico che mostra la relazione tra resistenza a fatica e il parametro *Ssk* in provini AM e wrought con tipologie di finitura differenti.

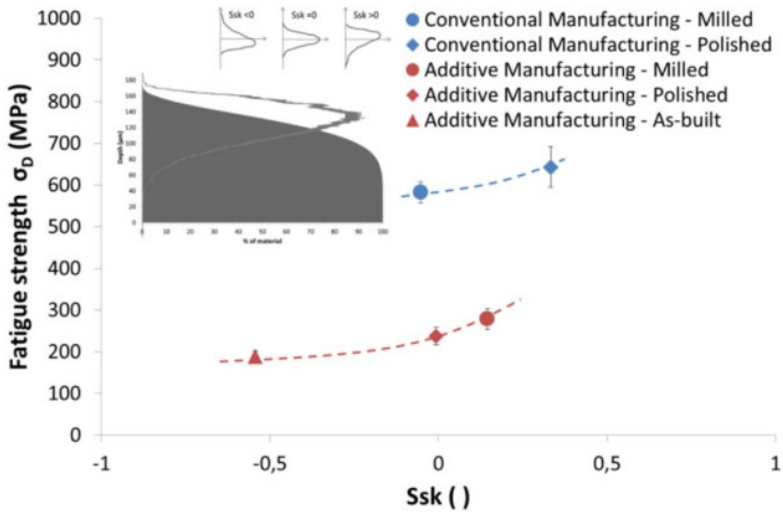


Figura 4.3: Relazione tra limite a fatica e il parametro Ssk in provini di Ti-6Al-4V AM e forgiati. Fonte. [59]

4.2 Parametri areali e del profilo

4.2.1 Parametri *R*

Di seguito vengono riportate le definizioni dei principali parametri *R* del profilo di rugosità. L'asse delle ordinate, relativo alle altezze, sia z, mentre l'asse delle ascisse sia x.

- *Rp:* altezza massima del picco del profilo. Viene valutato all'interno della lunghezza di base *lr*.

$$Rp = \max\left(z(x)\right) \tag{4.2}$$

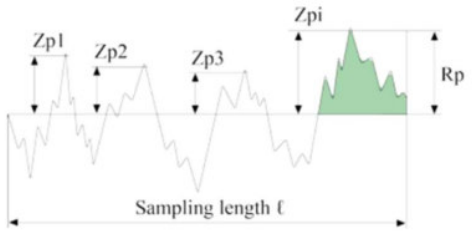


Figura 4.4: Definizione del parametro Rp. Fonte: [60]

- *Rv*: altezza massima della valle del profilo. Viene valutata all'interno della lunghezza di base *lr*.

$$Rv = \left|\min\left(z(x)\right)\right| \tag{4.3}$$

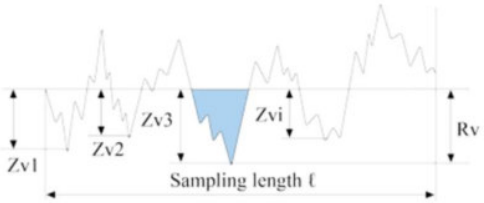


Figura 4.5: Definizione del parametro Rv. Fonte: [60]

- *Rz*: altezza massima del profilo. Viene valutata all'interno della lunghezza di base *lr*.

$$Rz = Rp + Rv \tag{4.4}$$

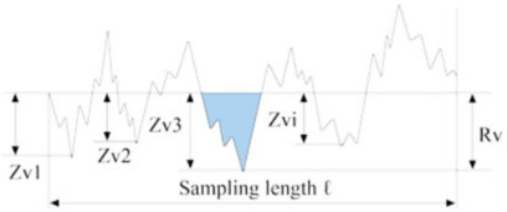


Figura 4.6: Definizione del parametro Rz. Fonte: [60]

- *Rt*: altezza totale del profilo. Viene valutata all'interno della lunghezza di valutazione.

$$Rt = \max\left(z_{p_i}\right) + \max\left(z_{v_i}\right) \tag{4.5}$$

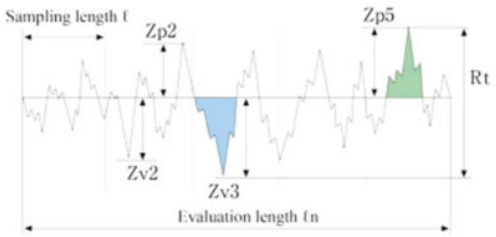


Figura 4.7: Definizione del parametro Rt. Fonte: [60]

- *Ra*: scostamento medio aritmetico del profilo valutato (rugosità media). Viene valutata all'interno della lunghezza di base *lr*.

$$Ra = \frac{1}{lr}\int_0^{lr} |z(x)|\, dx \tag{4.6}$$

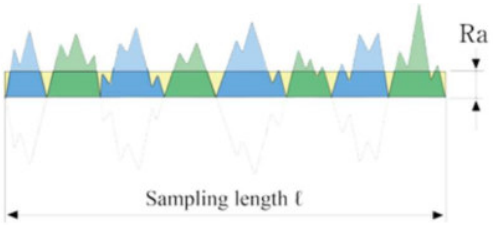


Figura 4.8: Definizione del parametro Ra. Fonte: [60]

- *Rq*: scostamento medio quadratico del profilo valutato. Viene valutata all'interno della lunghezza di base *lr*.

$$Rq = \sqrt{\frac{1}{lr}\int_0^{lr} z^2(x)\, dx} \tag{4.7}$$

- *Rsk*: asimmetria del profilo valutato. Viene valutata all'interno della lunghezza di base *lr*.

$$Rsk = \frac{1}{{R_q}^3}\frac{1}{lr}\int_0^{lr} z^3(x)\, dx \tag{4.8}$$

  - Se *Rsk* > 0: il profilo è dominato da picchi
  - Se *Rsk* = 0: il profilo ha una distribuzione gaussiana intorno alla media
  - Se *Rsk* < 0: il profilo è dominato da valli

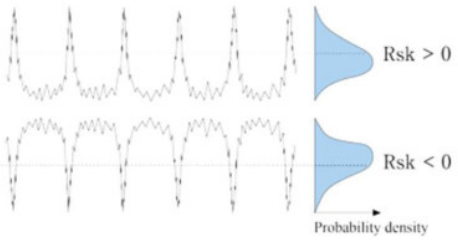


Figura 4.9: Definizione del parametro Rsk. Fonte: [60]

- *Rku*: fattore di appiattimento del profilo valutato (*kurtosis*). Viene valutata all'interno della lunghezza di base *lr*.

$$Rku = \frac{1}{{R_q}^4}\frac{1}{lr}\int_0^{lr} z^4(x)\,dx \tag{4.9}$$

  - Se *Rku* > 3: il profilo presenta picchi arrotondati
  - Se *Rku* = 0: la distribuzione segue un andamento gaussiano
  - Se *Rku* < 3: il profilo presenta picchi acuti

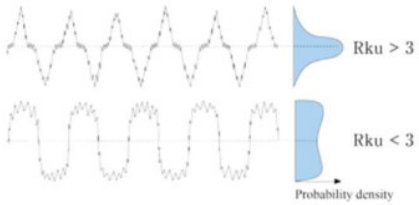


Figura 4.10: Definizione del parametro Rku. Fonte: [60]

- *RSm*: larghezza media degli elementi del profilo Viene valutata all'interno della lunghezza di base *lr*.

$$RSm = \frac{1}{m}\sum_{i=1}^{m} x_{s_i} \tag{4.10}$$

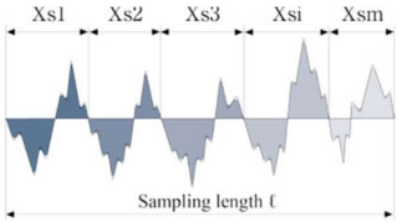


Figura 4.11: Definizione del parametro RSm. Fonte: [60]

4.2.2 Parametri *S*

Estendendo i parametri *R* del profilo tridimensionalmente si ottengono i parametri areali *S*, di cui di seguito le definizioni dei principali.

- *Sp:* altezza massima del picco.

$$Sp = \max\left(z(x,y)\right) \tag{4.11}$$

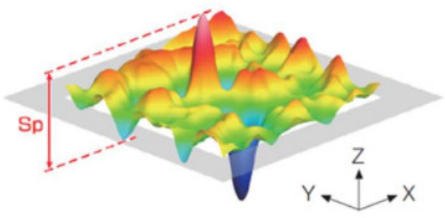


Figura 4.12: Definizione del parametro Sp. Fonte: [60]

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

$$Sv = \left|\min\left(z(x,y)\right)\right| \tag{4.12}$$

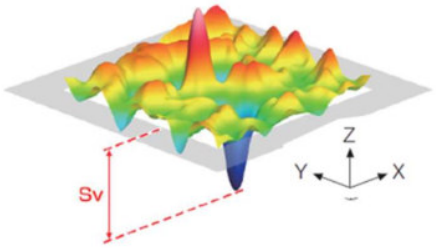


Figura 4.13: Definizione del parametro Sv. Fonte: [60]

- *Sz*: altezza massima.

$$Sz = Sp + Sv \tag{4.13}$$

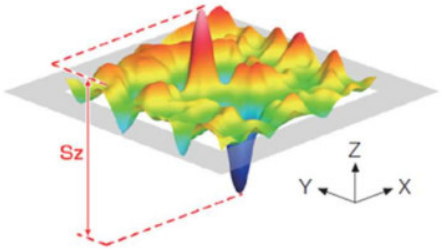


Figura 4.14: Definizione del parametro Sz. Fonte: [60]

- *Sa*: media aritmetica delle altezze.

$$Sa = \frac{1}{A}\iint_A \left|\left(z(x,y)\right)\right| dx\, dy \tag{4.14}$$

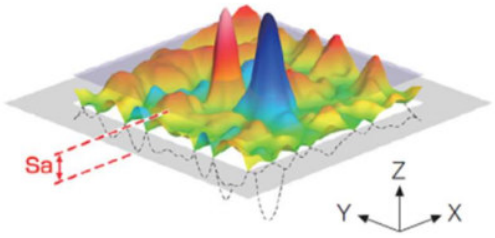


Figura 4.15: Definizione del parametro Sa. Fonte: [60]

- *Sq*: scostamento medio quadratico delle altezze.

$$Sq = \sqrt{\frac{1}{A}\iint_A z^2(x,y)\, dx\, dy} \tag{4.15}$$

- *Ssk*: asimmetria (*skewness*).

$$Ssk = \frac{1}{{S_q}^3}\frac{1}{A}\iint_A z^3(x,y)\,dx\,dy \tag{4.16}$$

  - Se S*sk* > 0: la superficie è dominata da picchi
  - Se S*sk* = 0: la distribuzione è gaussiana rispetto al piano medio
  - Se S*sk* < 0: la superficie è dominata da valli

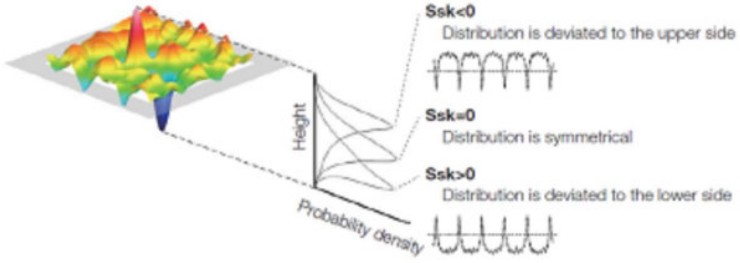


Figura 4.16: Definizione del parametro Ssk. Fonte: [60]

- *Sku*: kurtosis.

$$Sku = \frac{1}{{S_q}^4}\frac{1}{A}\iint_A z^4(x,y)\,dx\,dy \tag{4.17}$$

  - Se *Sku* > 3: distribuzione delle altezze con andamento acuto
  - Se S*ku* = 3: distribuzione normale
  - Se *Sku* < 3: distribuzione delle altezze con andamento ottuso

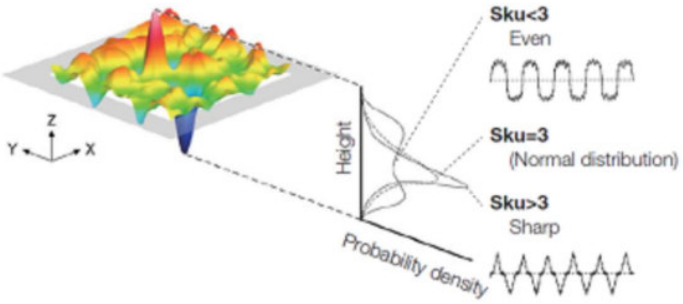


Figura 4.17: Definizione del parametro Sku. Fonte: [60]

- *Svk*: altezza della valle ridotta. Si ricava a partire dalla curva di Abbott-Firestone.

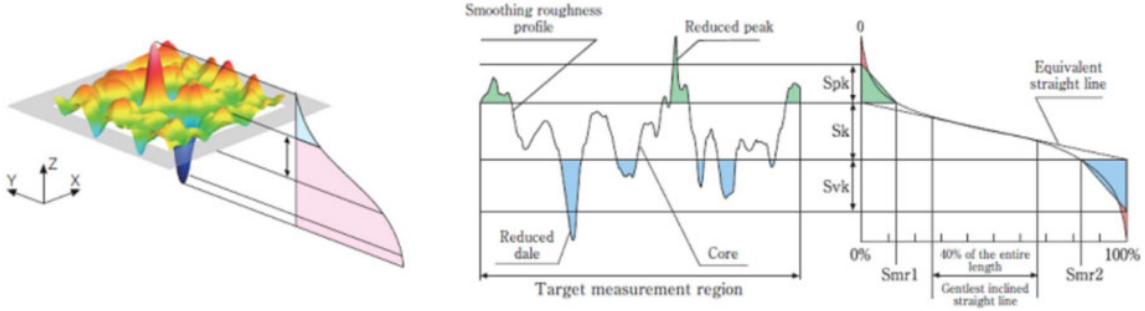


Figura 4.18: Definizione del parametro Svk. Fonte: [60]

4.3 Attrezzature e metodi

4.3.1 Profilometro ottico 3D

Per eseguire le misure di rugosità, sia del profilo che della superficie, si è utilizzato un profilometro 3D, nello specifico il modello *S Neox* della ditta *Sensofar Metrology*^{TM} presente nel laboratorio Te.Si. di Rovigo. Per evitare che le vibrazioni esterne possano influenzare le misure, lo strumento è appoggiato sopra una base di isolamento antivibrante *Halcyonics Micro 60 M6/25* della *Accurion GmbH*. Questa permette un isolamento attivo grazie a dei sensori che rilevano con precisione le vibrazioni e degli attuatori che istantaneamente producono una controreazione per annullarne gli effetti.
In figura 4.19 è rappresentata l'intera postazione, compresa di computer con software dedicato *SensoSCAN S neox* della *Sensofar Metrology*^{TM} e una consolle con joystick per il controllo dei movimenti della testa dello strumento.

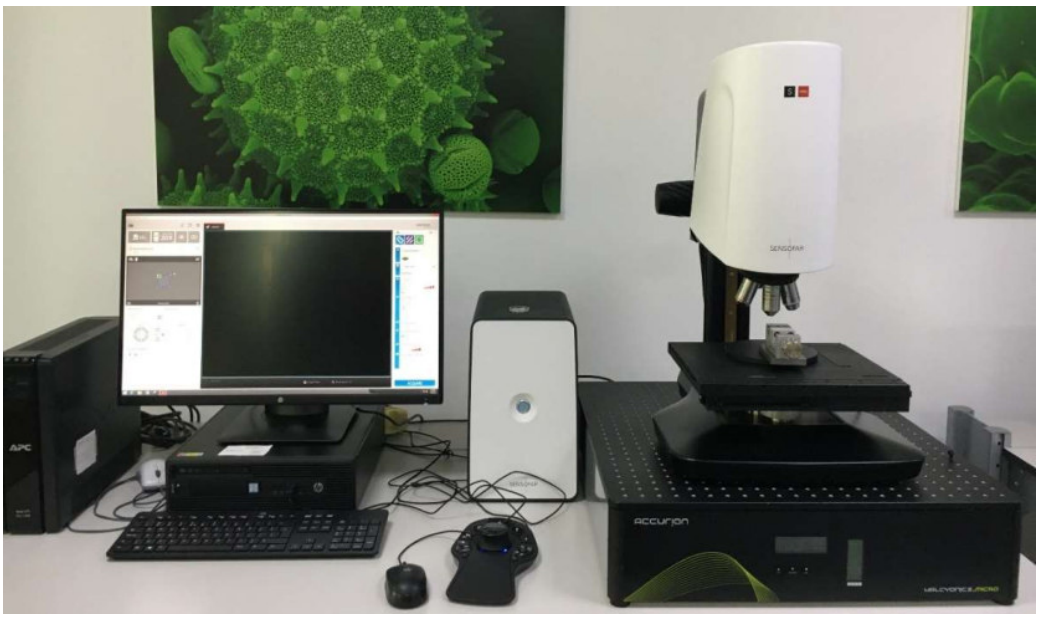


Figura 4.19: Postazione con pc e software di acquisizione installato, consolle di controllo, pedana attiva antivibrante e profilometro ottico 3D per misure di rugosità senza contatto.

Gli obiettivi utilizzati per le analisi sono il *Nikon*^{TM} *L Plan EPI 2,5x*, per una prima messa a fuoco e poi *Nikon*^{TM} *TU Plan Fluor EPI 20x* per la misurazione della rugosità. Il primo presenta un'apertura numerica N.A. di 0,075, una distanza di lavoro W.D. di 8,8 *mm* e un ingrandimento di 2,5x; il secondo ha un'apertura numerica N.A. di 0,45, una distanza di lavoro W.D. di 4,5 *mm* e un ingrandimento di 20x. Vi sono anche altri obiettivi, non presi in considerazione poiché vengono utilizzati per altri scopi. Per passare da un obiettivo ad un altro è sufficiente ruotare la ghiera del revolver.
La messa a fuoco viene effettuata dapprima manualmente, alzando o abbassando il corpo dello strumento tramite una manopola che aziona un sistema pignone e cremagliera, e poi agendo con il joystick per la regolazione di fino, che avviene tramite un servomotore che muove la sola testa con gli obiettivi. Anche la tavola porta campioni è motorizzata e si muove lungo gli assi x e y, controllata dalla consolle. Le superfici vengono acquisite grazie alla modalità confocale del profilometro, che consiste nell'acquisire una serie di immagini ad alta risoluzione e contrasto a varie quote z. Le immagini vengono memorizzate con l'informazione dell'altezza ed infine assemblate per ottenere una superficie tridimensionale, con la quale si possono eseguire le analisi in post-processing.
In figura 4.20 è rappresentato in maniera schematica il sistema di acquisizione, nello specifico questo strumento utilizza la tecnologia *Microdisplay Scan Confocal Microscope* (MSCM), che permette di non avere parti in movimento all'interno durante la rilevazione delle immagini [61].

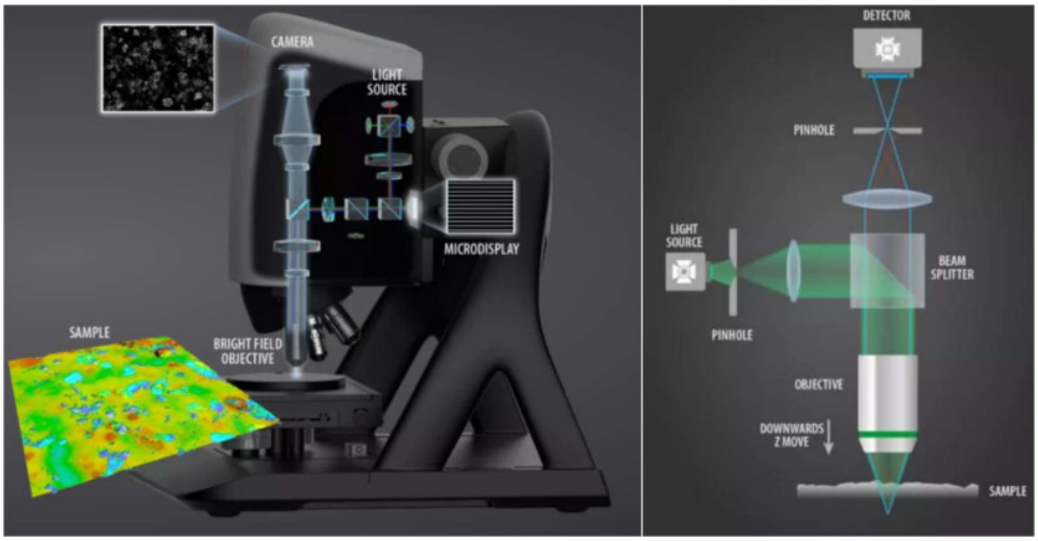


Figura 4.20: Sistema di acquisizione con la modalità confocale e tecnologia MSCM. Fonte: [60]

4.3.2 Acquisizione della superficie

Per le misure di rugosità sono stati scelti casualmente 8 provini della serie Flood e ben 12 della serie Cryo, metà ottenuti con il primo utilizzo dell'utensile e i rimanenti mediante il secondo utilizzo, per evidenziare la presenza di eventuali variazioni in termini di finitura superficiale dovute all'usura progressiva dell'inserto. I provini non sono stati maneggiati nel tratto utile e hanno subito un lavaggio in vasca ad ultrasuoni con dell'etanolo al 99,9%. I componenti sono stati posizionati sulla tavola porta campioni del profilometro mediante l'utilizzo di una piccola morsa, che ha svolto solo la funzione di appoggio e ha permesso l'allineamento orizzontale dei provini. (figura 4.21).

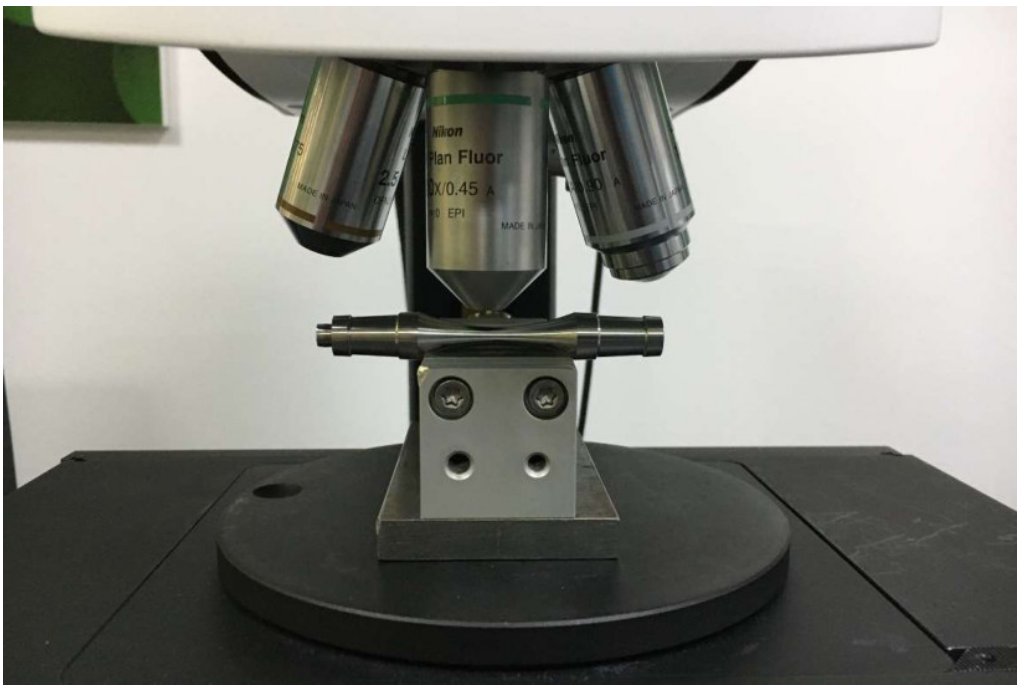


Figura 4.21: Acquisizione della superficie di un provino tramite l'obiettivo 20x del profilometro in modalità confocal. Il componente è allineato con l'orizzontale grazie all'utilizzo di un supporto.

La zona che si è deciso di scansionare, per determinarne le caratteristiche superficiali e del profilo, si trova in un intorno centrato nella mezzeria del provino, in corrispondenza del tratto utile. È infatti opportuno valutare le caratteristiche di finitura superficiale in una zona dove probabilmente avverrà la rottura del componente, in modo da evidenziare eventuali effetti della rugosità sulla vita a fatica. Le dimensioni della superficie che si vuole acquisire sono multiple di un'area base che, in condizioni standard, misura 0,88 *mm* x 0,66 *mm*, comunque modificabile via software. Si è deciso di scansionare una zona di dimensioni 3,11 *mm* x 0,66 *mm*, costituita da quattro aree base con sovrapposizione tra loro del 15%, in modo che il programma possa combinarle assieme al fine di ottenere un'unica superficie. L'area scelta è sicuramente di dimensioni sufficienti per il calcolo dei parametri *R* del profilo, che viene effettuato sulla lunghezza di valutazione. Quest'ultima è suggerita dalla norma ISO 4288 in base alla rugosità *Ra* nel caso di profili non periodici, oppure in base al parametro *RSm* per profili periodici, come quelli ottenuti mediante tornitura. Per prima cosa si procede con la messa a fuoco del campione da esaminare, prima con l'obiettivo a 2,5x e poi con quello a 20x. È necessario poi impostare il range di scansione in z, che deve comprendere la valle più profonda e il picco più alto. Per fare ciò ci si allontana dalla superficie fino al completo fuori fuoco e si imposta il limite superiore in z, poi analogamente ci si avvicina alla superficie e quando non compaiono più le valli si può impostare il limite inferiore. Poiché si sta analizzando un provino con forma a clessidra, il limite inferiore è stato determinato posizionandosi ed inquadrando la zona centrale dell'area selezionata, che è la più bassa, e il limite superiore è stato impostato posizionandosi agli estremi dell'area di misura, che sono i più alti.
In figura 4.22 si vede l'interfaccia software con l'impostazione della superficie da scansionare, la scelta del range in z e l'immagine della zona di misura messa a fuoco, dove si notano i vari feed marks.

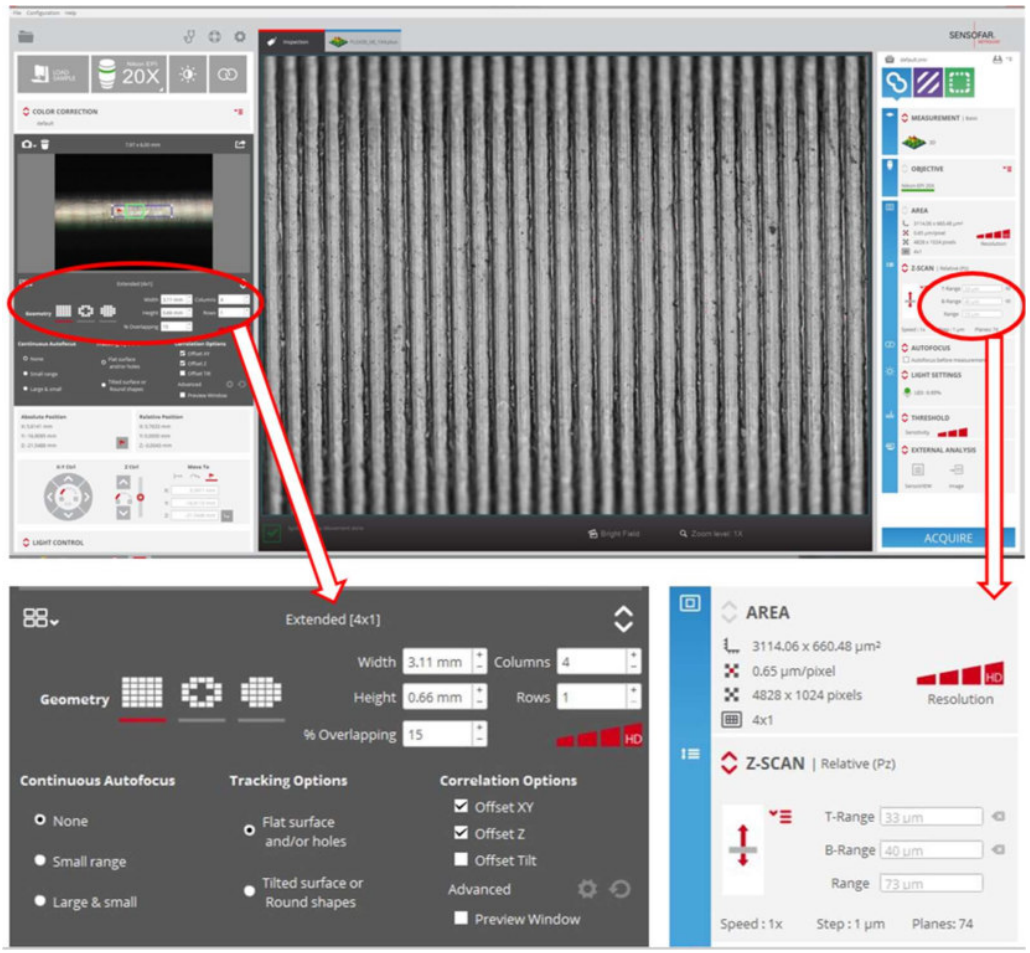


Figura 4.22: Interfaccia software con l'impostazione dell'area di scansione e il range di acquisizione lungo l'asse z. Si notano i feed marks sulla superficie del provino derivanti dal processo di tornitura.

Riassumendo, la procedura prevede di:

- Pulire con aria compressa i provini, evitando di maneggiarli nel tratto utile
- Lavare in una vasca ad ultrasuoni per 3 *min* con etanolo trasparente al 99%
- Manipolare i provini con guanti in nitrile
- Asciugare i provini mediante un phon
- Accendere il profilometro, la base antivibrante ed avviare il software *SensoScan*^{TM}
- Posizionare un provino alla volta sulla tavola porta campioni del profilometro, utilizzando un supporto opportuno
- Effettuare una prima messa a fuoco manuale e tramite consolle con l'obiettivo 2,5x
- Mettere a fuoco con l'obiettivo 20x
- Acquisire un'immagine dell'intera superficie messa a fuoco per posizionare più agevolmente l'area di scansione
- Impostare e posizionare l'area di scansione con dimensioni 3,11 *mm* x 0,66 *mm*
- Determinare i limiti di scansione superiore de inferiore in z, utilizzando le quote relative
- Avviare la scansione in modalità *confocal*
- Verificare che la superficie sia stata acquisita per intero e che sia centrata nel tratto utile del provino

In figura 4.23 viene riportato un esempio di scansione eseguita correttamente ed una invece non ottimale, in quanto la superficie acquisita non è centrata nella mezzeria del provino. In questo caso la rimozione degli errori di forma risulta più complicata e non è assicurato un buon risultato.

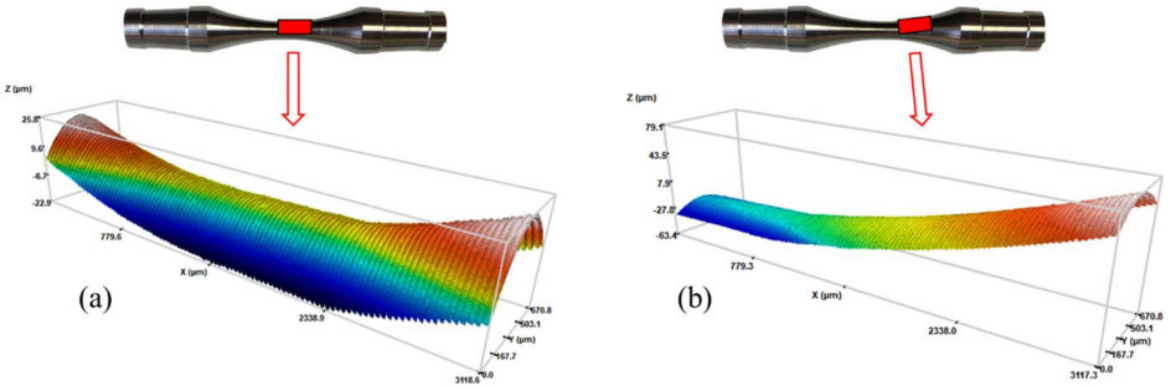


Figura 4.23: Superfici acquisite con il profilometro ottico 3D: (a) scansione ben eseguita, in corrispondenza del tratto centrale del provino; (b) scansione priva di difetti, ma non centrata nella zona di interesse. Risulta più difficile la rimozione dell'errore di forma.

4.3.3 Elaborazione delle acquisizioni

Le superfici acquisite con il profilometro ottico 3D sono state elaborate mediante il software *MountainsMap*® dell'azienda *Digital Surf* ™, che ha permesso di ottenere buoni risultati in termini di rimozione dell'errore di forma e di rappresentazione grafica dei risultati, rispetto ad altri software utilizzati in precedenza. Durante la scansione è possibile che alcuni punti della superficie non vengano correttamente acquisiti dallo strumento, generando degli outlier. Se questi non vengono rimossi, le misure di rugosità superficiale e del profilo vengono falsate. Gli outlier nella superficie si presentano in genere come dei picchi anomali e dunque sono facilmente riconoscibili. La prima operazione eseguita mediante il software è stata appunto la rimozione degli outlier mediante lo strumento "rimozione valori anomali". Successivamente è stato rimosso l'errore di forma, dovuto alla particolare geometria a clessidra dei provini, utilizzando lo strumento "rimuovi forma". È stato necessario utilizzare un polinomio di grado 8 per ottenere un risultato soddisfacente. Infine è stata selezionata l'area per eseguire le analisi, escludendo possibili effetti di bordo derivanti dall'acquisizione e dalla rimozione della forma.

In figura 4.24 è riportato un esempio di superficie piana ottenuta mediante la rimozione della forma, con evidenti effetti di bordo e valori anomali. In figura 4.25 è stata selezionata un'area centrale pari al 90% della lunghezza e 80% della larghezza, per l'esecuzione delle successive analisi, eliminando gli outlier di bordo.

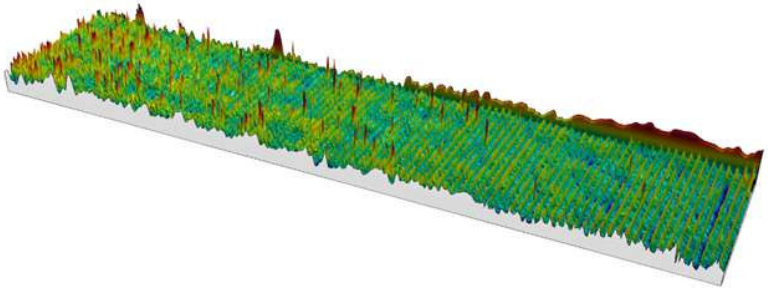


Figura 4.24: Superficie ottenuta mediante rimozione dell'errore di forma con un polinomio di grado 8 tramite MountainsMap®. Sono visibili outlier e effetti di bordo.

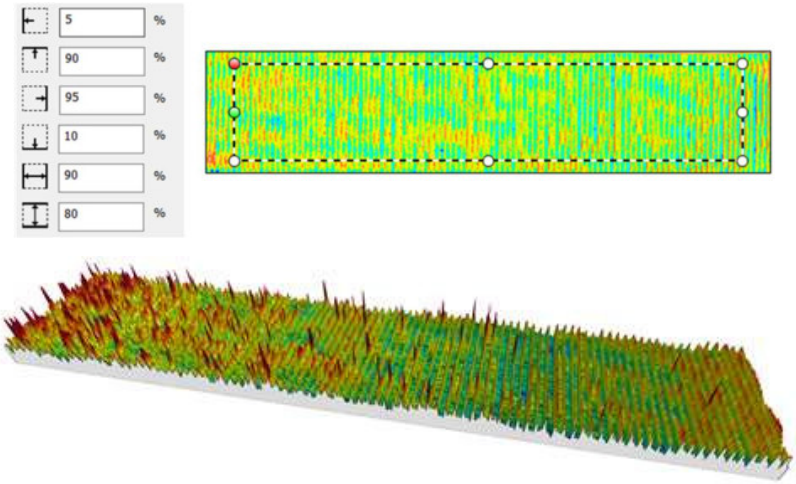


Figura 4.25: Estrazione della superficie da utilizzare per le successive analisi di rugosità. Sono stati eliminati gli effetti di bordo di figura 4.24.

Per la determinazione dei parametri *R* è necessario estrarre un profilo, eseguendo una sezione longitudinale della superficie da analizzare, e applicare i filtri gaussiani λ_s e λ_c secondo normativa. Nel caso di profili non periodici si utilizza una procedura iterativa, poiché i filtri dipendono dal valore *Ra* e *Rz*, a seconda dei parametri da valutare. Si ipotizza dunque un valore di rugosità e in base a questo si applica il filtro, poi si verifica se il risultato ottenuto ricade dentro il range suggerito da normativa per il filtro applicato, altrimenti si procede con una nuova analisi. Nel caso di profili periodici, come si verifica nei componenti ottenuti per tornitura, il filtro λ_c è in funzione del parametro *RSm*, ovvero la larghezza media degli elementi del profilo. I provini sono stati realizzati mediante tornitura e dunque ci si aspetta un profilo periodico della rugosità. La distanza tra i solchi lasciati dall'utensile corrisponde al parametro *Rsm*, che dunque assume il valore dell'avanzamento al giro *f (*riportato in tabella 3.3 del § 3.4.1).

$$Rsm = f \cdot 1giro = 0{,}03\ mm \tag{4.18}$$

Sfruttando l'equazione 3.9 del § 3.3.2, è anche possibile stimare le rugosità *Rt* e *Ra* e verificare a posteriori se i valori ottenuti mediante la relazione e i parametri calcolati dal profilo sono compatibili. (R e f in tabella 3.3 del § 3.4.1).

$$Rt \cong \frac{f^2}{8R} \approx \frac{0{,}03^2}{8 \cdot 0{,}1} \cong 1{,}13\ \mu m \tag{4.19}$$

$$Ra \cong \frac{f^2}{32R} \approx \frac{0{,}03^2}{32 \cdot 0{,}1} \cong 0{,}28\ \mu m \tag{4.20}$$

La norma UNI 4288 riporta la seguente tabella per la determinazione della lunghezza di base del profilo.

RSm [mm]	**Lunghezza di base** lr [mm]	**Lunghezza di valutazione** ln [mm]
$0{,}013 < RSm \leq 0{,}04$	0,08	0,4
$0{,}04 < RSm \leq 0{,}13$	0,25	1,25
$0{,}13 < RSm \leq 0{,}4$	0,8	4
$0{,}4 < RSm \leq 1{,}3$	2,5	12,5
$1{,}3 < RSm \leq 4$	8	40

Tabella 4.1: Lunghezza di base del profilo e lunghezza di valutazione in funzione del parametro RSm. Fonte: [62]

La lunghezza di base da adottare è dunque di 0,08 *mm,* che corrisponde al filtro λ_c. La lunghezza di valutazione è di 0,4 *mm,* che è ampiamente contenuta nella lunghezza dell'area acquisita con il profilometro. Si è adottato un filtro λ_s standard di 2,5 μm. In figura 4.26 viene riportato uno schema che fa comprendere come agiscono i filtri di tipo gaussiano secondo la norma ISO 4287.

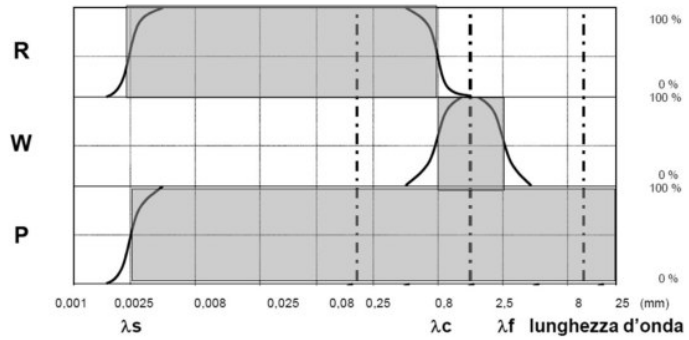


Figura 4.26: Funzione dei filtri di tipo gaussiano λ_s , λ_c e λ_f secondo la norma ISO 4287. Fonte [63]

Dopo l'applicazione dei filtri il profilo appare come in figura 4.27 ed è possibile calcolare i parametri *R* in accordo con la ISO 4287. Le schede complete dei provini relative alle analisi della rugosità sono riportate in appendice D.

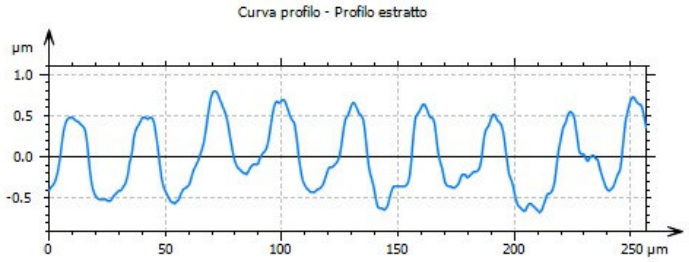


Figura 4.27: Esempio di profilo estratto dopo la rimozione dell'errore di forma, eliminazione degli outlier e applicazione dei filtri gaussiani λ_s e λ_c.

4.4 Risultati Rugosità

4.4.1 Provini Flood

Una tipica superficie dei provini Flood è riportata in figura 4.28 ed è relativa al Flood_07, ottenuto con il primo utilizzo dell'inserto per tornitura. In figura 4.29 vi è un profilo estratto dal medesimo campione.

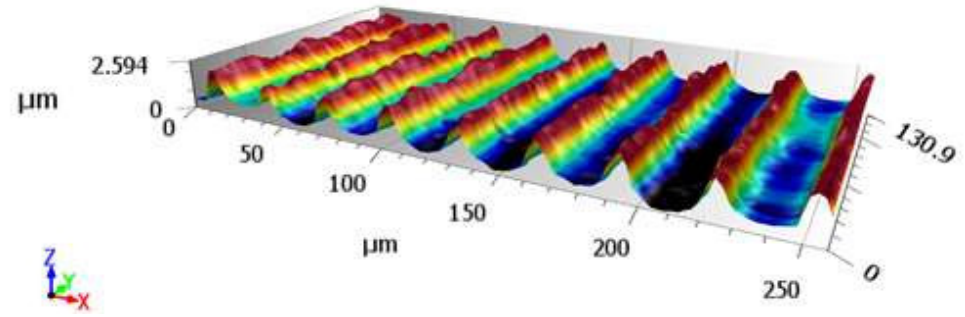


Figura 4.28: Superficie tipica dei provini della serie Flood, estratta da una scansione con profilometro 3D dal Flood_07-2.1-1. Sono visibili i feed marks dovuti alla lavorazione di tornitura.

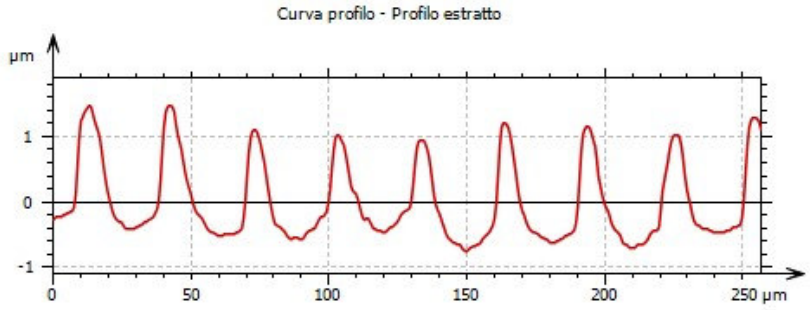


Figura 4.29: Profilo tipico dei provini della serie Flood, estratto da una scansione con profilometro 3D dal Flood_07-2.1-1. Le valli hanno un aspetto arrotondato.

Dalle precedenti figure si notano dei solchi di tornitura ben definiti e con le valli arrotondate. La distanza tra i feed marks è di circa 0,03 *mm*, che corrisponde all'avanzamento *f* impostato durante la lavorazione. Le analisi dei dati sono state eseguite separatamente per i provini ottenuti mediante il primo utilizzo dell'utensile e quelli ottenuti con il secondo, per evidenziare eventuali effetti sulla finitura superficiale dovuti all'usura. È stata dunque calcolata la media e la deviazione standard del campione per i vari parametri considerati. Poiché le variazioni delle misure tra i provini ottenuti mediante il primo e il secondo utilizzo dell'inserto non sembrano essere rilevanti, si è interessati alla media totale del campione. Nel calcolo di questa sono stati esclusi alcuni dati, applicando il criterio di Chauvenet.

Siano:

n = numero di provini analizzati in una serie
x = grandezza di interesse (generico 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:

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

$$p_C = 1 - \frac{1}{2n} \tag{4.21}$$

iii. Calcolare il rischio di errore corrispondente:

$$\alpha = 1 - p_C \tag{4.22}$$

iv. Calcolare lo scarto ridotto del singolo valore del parametro considerato:

$$z_i = \frac{x_i - \bar{x}}{s} \tag{4.23}$$

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

$$F(z_{lim}) = 1 - \frac{\alpha}{2} \tag{4.24}$$

$$z_{lim} = F^{-1}(z_{lim}) \tag{4.25}$$

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

I dati scartati, e non considerati nel calcolo della media e della deviazione standard, verranno barrati nelle tabelle che seguiranno.

I parametri areali *S*, ottenuti seguendo la direttiva ISO 25178, per i provini della serie Flood, sono riportati in tabella 4.2. I parametri *R,* relativi al profilo di rugosità sono riportati in tabella 4.3.

			Parametri di rugosità superficiale - serie Flood			
	Denominazione provino		Svk [µm]	Sa [µm]	Sku	Ssk
1° utilizzo inserto	Flood_01-1.0-1		0,222	0,394	3,188	0,505
	Flood_03-1.1-1		0,211	0,340	2,514	0,446
	Flood_05-2.0-1		0,260	0,309	3,856	0,452
	Flood_07-2.1-1		0,203	0,512	3,004	0,901
		Media $\bar{S}_i$-1	0,22	0,39	3,14	0,58
		Dev. St	0,03	0,09	0,56	0,22
2° utilizzo inserto	Flood_08-2.1-2		0,281	0,551	2,665	0,698
	Flood_10-3.0-2		0,345	0,339	2,750	0,228
	Flood_12-3.1-2		0,356	0,465	2,685	0,301
	Flood_14-4.0-2		0,203	0,255	~~4,344~~	0,769
		Media $\bar{S}_i$-2	0,30	0,40	2,70	0,50
		Dev. St	0,07	0,13	0,04	0,27
		Media $\bar{S}_i$	**0,26**	**0,40**	**2,95**	**0,54**
		Dev. St	0,06	0,10	0,46	0,23
		Dev. St/Media	24,0%	26,4%	15,5%	43,3%

Tabella 4.2: Parametri di rugosità superficiale per i provini della serie Flood.

	Parametri rugosità del profilo - serie Flood						
	Denominazione provino	Ra [µm]	Rku	Rsk	Rt [µm]	Rv [µm]	Rz [µm]
1° utilizzo inserto	Flood_01-1.0-1	0,360	2,069	0,166	2,083	0,834	1,784
	Flood_03-1.1-1	0,315	2,438	0,463	1,988	0,766	1,759
	Flood_05-2.0-1	0,254	2,435	0,366	1,563	0,663	1,456
	Flood_07-2.1-1	0,472	2,732	0,925	2,520	0,743	2,317
	Media $\bar{R}_i$-1	0,35	2,42	0,48	2,04	0,75	1,83
	Dev. St	0,09	0,27	0,32	0,39	0,07	0,36
2° utilizzo inserto	Flood_08-2.1-2	0,519	2,668	0,869	2,987	0,951	2,558
	Flood_10-3.0-2	0,353	2,280	0,240	1,908	0,851	1,838
	Flood_12-3.1-2	0,425	2,382	0,278	2,752	~~1,087~~	2,426
	Flood_14-4.0-2	0,244	~~5,136~~	1,022	2,403	0,712	2,141
	Media $\bar{R}_i$-2	0,39	2,44	0,60	2,51	0,84	2,24
	Dev. St	0,12	0,20	0,40	0,47	0,12	0,32
	Media $\bar{R}_i$	**0,37**	**2,43**	**0,54**	**2,28**	**0,79**	**2,03**
	Dev. St	0,10	0,22	0,34	0,47	0,10	0,38
	Dev. St/Media	26,9%	9,3%	63,4%	20,8%	12,3%	18,9%

Tabella 4.3: Parametri del profilo di rugosità per i provini della serie Flood.

La rugosità media del profilo *Ra* e la rugosità totale *Rt* sono risultate superiori rispetto a quelle stimate dalle relazioni 4.19 e 4.20, commettendo un errore rispettivamente del 24% e 50%. Questo non deve sorprendere, infatti il materiale utilizzato è il Titanio, che è considerato difficile da lavorare, e la finitura può risultare inferiore se paragonata con altri metalli, oltretutto le equazioni utilizzate sono approssimate. Tra il primo e il secondo utilizzo si notano piccole variazioni di rugosità superficiale, in particolare Sa e *Svk* medi hanno subito un aumento del 4% e del 32% rispettivamente. I parametri *Sku* e *Ssk* invece hanno subito una diminuzione rispettivamente del 14% e 13%. Questo si traduce in una tendenza all'aumento della rugosità media, con la presenza di valli più profonde e picchi più arrotondati, compatibilmente con quanto avviene in genere per effetto dell'usura degli inserti. In realtà le variazioni sono minime, di qualche decimo di micrometro per quanto riguarda la rugosità media e la profondità delle valli ridotte, pertanto non si ritiene che abbiano molto effetto sulla vita a fatica. La rugosità del profilo, invece, è particolarmente influenzata dal piano di rilievo scelto, pertanto le considerazioni riguardanti l'usura degli utensili è bene farle attraverso i parametri superficiali, in quanto più rappresentativi.
I valori tra primo e secondo utilizzo sono statisticamente compatibili per tutti i parametri (figura 4.30).

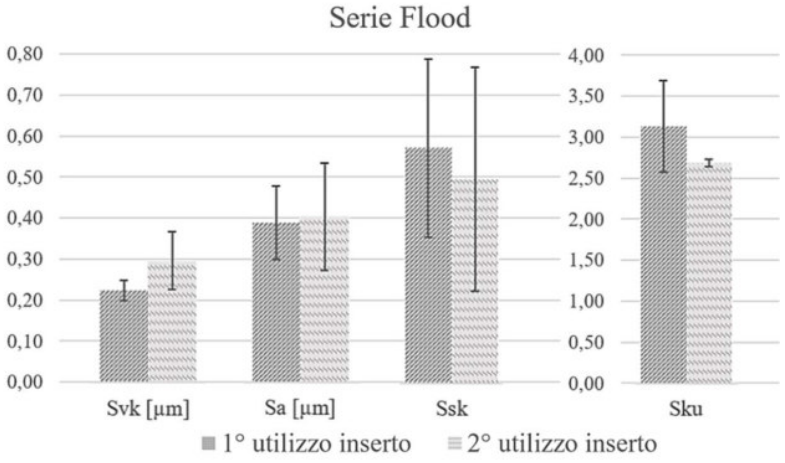


Figura 4.30: Variazioni dei principali parametri superficiali di rugosità in base all'utilizzo dell'inserto.

Il parametro di asimmetria *Ssk*, secondo [59], ha influenza sul limite di fatica, in particolare i due sono direttamente proporzionali. Nel secondo utilizzo dell'utensile si nota un peggioramento di tale parametro, ma questo effetto è trascurabile paragonato alla grande dispersione che presenta. Questo significa che gli eventuali effetti di *Ssk* incidono sul singolo provino e non sull'intero campione statistico del primo o secondo utilizzo dell'inserto

4.4.2 Provini Cryo

Una tipica superficie dei provini Cryo è riportata in figura 4.31 ed è relativa al Cryo_09, ottenuto con il primo utilizzo dell'inserto per tornitura.

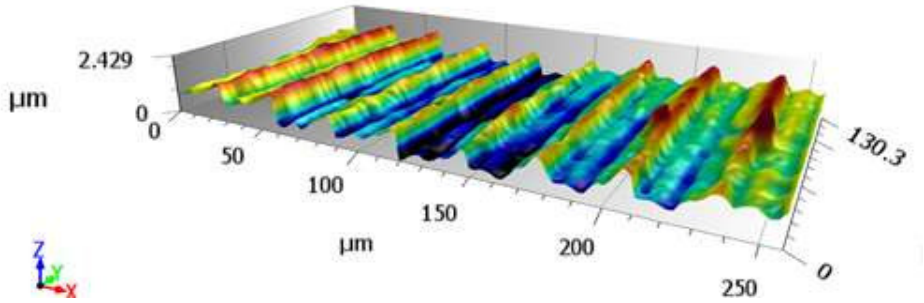


Figura 4.31: Superficie tipica dei provini della serie Cryo, estratta da una scansione con profilometro 3D dal Cryo_09-6.1-1. Sono visibili i feed marks dovuti alla lavorazione di tornitura.

Dalla precedente figura si notano i solchi di tornitura non molto definiti e con le valli frastagliate. La distanza tra i feed marks è di circa 0,03 *mm*, che corrisponde all'avanzamento *f* impostato durante la lavorazione. Come per la serie Flood, sono state calcolate media e deviazione standard di tutti i provini assieme, ma anche suddividendoli in base al primo o al secondo utilizzo dell'utensile. Alcuni valori anomali sono stati esclusi applicando il criterio di Chauvenet (§4.4.1) e risultano barrati nelle tabelle che seguiranno. I parametri areali *S*, per i provini della serie Cryo, sono riportati in tabella 4.4.

		Parametri di rugosità superficiale - serie Cryo			
Denominazione provino		**Svk [µm]**	**Sa [µm]**	**Sku**	**Ssk**
1° utilizzo inserto	Cryo_01-4.1-1	0,316	0,314	2,995	0,169
	Cryo_03-5.0-1	0,563	0,341	3,682	-0,232
	Cryo_05-5.1-1	0,334	0,341	2,793	0,101
	Cryo_07-6.0-1	0,373	0,304	4,030	0,512
	Cryo_09-6.1-1	0,363	0,326	3,501	0,406
	Cryo_11-7.0-1	0,424	0,314	3,235	-0,032
	Media $\bar{S}_i$-1	0,40	0,32	3,37	0,15
	Dev. St	0,09	0,02	0,46	0,28
2° utilizzo inserto	Cryo_02-4.1-2	0,297	0,281	3,595	0,309
	Cryo_04-5.0-2	~~0,634~~	0,413	3,202	-0,407
	Cryo_06-5.1-2	0,255	0,335	2,578	0,243
	Cryo_08-6.0-2	0,407	0,344	3,161	0,092
	Cryo_10-6.1-2	0,354	0,540	2,695	0,530
	Cryo_12-7.0-2	0,354	~~0,601~~	2,520	0,593
	Media $\bar{S}_i$-2	0,33	0,38	2,96	0,23
	Dev. St	0,06	0,10	0,43	0,36
	$\bar{S}_i$	**0,37**	**0,35**	**3,17**	**0,19**
	Dev. St	0,08	0,07	0,47	0,31
	Dev. St/Media	21,9%	20,3%	15,0%	162,1%

Tabella 4.4: Parametri di rugosità superficiale per i provini della serie Cryo.

Un tipo profilo di rugosità per la serie Cryo è riportato in figura 4.32, ottenuto sempre dal provino Cryo_09-6.1-1.

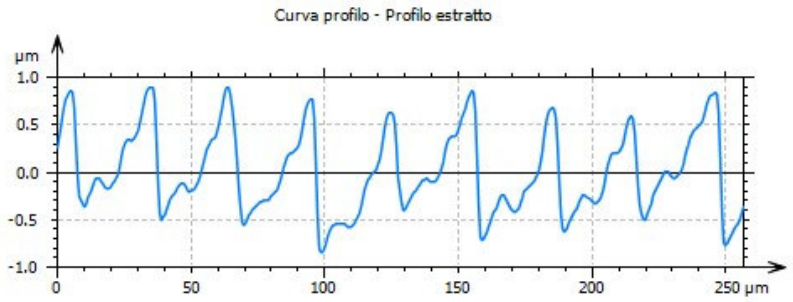


Figura 4.32: Profilo tipico dei provini della serie Flood, estratto da una scansione con profilometro 3D dal Cryo_09-6.1-1. Le valli hanno un aspetto irregolare.

I parametri *R* di rugosità della serie Cryo, sono riportati in tabella 4.5.

		Parametri rugosità del profilo - serie Cryo					
Denominazione provino		**Ra [µm]**	**Rku**	**Rsk**	**Rt [µm]**	**Rv [µm]**	**Rz [µm]**
1° utilizzo inserto	Cryo_01-4.1-1	0,299	2,300	0,138	2,045	0,777	1,735
	Cryo_03-5.0-1	0,278	2,862	-0,257	1,980	0,919	1,685
	Cryo_05-5.1-1	0,297	2,442	0,118	1,948	0,814	1,715
	Cryo_07-6.0-1	0,287	2,963	0,621	2,310	0,741	1,824
	Cryo_09-6.1-1	0,294	2,745	0,242	2,252	0,869	1,842
	Cryo_11-7.0-1	0,277	2,684	-0,147	2,134	0,964	1,798
	Media $\bar{R}_i$-1	0,29	2,67	0,12	2,11	0,85	1,77
	Dev. St	0,01	0,25	0,31	0,15	0,09	0,06
2° utilizzo inserto	Cryo_02-4.1-2	0,261	2,642	-0,041	1,874	0,857	1,642
	Cryo_04-5.0-2	0,397	3,004	-0,425	3,011	1,332	2,514
	Cryo_06-5.1-2	0,325	2,553	0,357	1,929	0,802	1,887
	Cryo_08-6.0-2	0,295	~~3,612~~	0,416	2,532	0,830	1,983
	Cryo_10-6.1-2	0,541	2,479	0,483	3,294	1,355	3,042
	Cryo_12-7.0-2	~~0,590~~	2,465	0,694	3,023	1,169	2,909
	Media $\bar{R}_i$-2	0,36	2,63	0,25	2,61	1,06	2,33
	Dev. St	0,11	0,22	0,41	0,60	0,26	0,58
	$\bar{R}_i$	**0,32**	**2,65**	**0,18**	**2,36**	**0,95**	**2,05**
	Dev. St	0,08	0,23	0,35	0,49	0,21	0,49
	Dev. St/Media	25,0%	8,6%	192,0%	20,9%	22,5%	23,9%

Tabella 4.5: Parametri del profilo di rugosità per i provini della serie Cryo.

Tra primo e secondo utilizzo dell'utensile si nota una diminuzione della profondità della valle ridotta *Svk* e un aumento della rugosità superficiale media *Sa* del 16% e 18% rispettivamente. Il parametro kurtosis diminuisce del 12% e l'asimmetria *Ssk* aumenta del 47%. Il fatto di rilevare una diminuzione della profondità delle valli ridotte, delle altezze meno acute e una superficie dominata da picchi piuttosto che da valli, porta a pensare l'ottenimento di una migliore resistenza a fatica sui provini realizzati con un inserto usurato e tornitura criogenica. In realtà, anche in questo caso, la variabilità dei dati è molto elevata, soprattutto per quanto riguarda il parametro *Ssk,* e le differenze tra primo e secondo utilizzo dell'utensile sono da ritenersi poco rilevanti (figura 4.33).

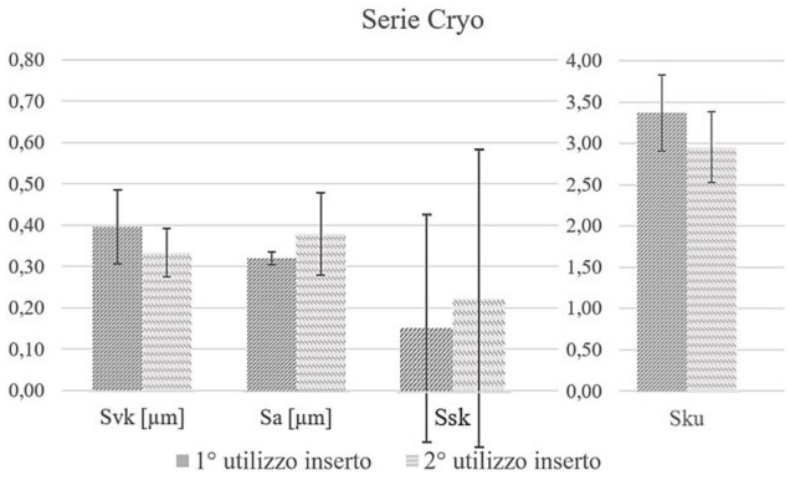


Figura 4.33: Variazioni dei principali parametri superficiali di rugosità in base all'utilizzo dell'inserto.

La grande variabilità e dispersione del parametro *Ssk* indicano che la sua eventuale influenza sulla vita a fatica è da attribuirsi al singolo provino e non alle categorie del primo o del secondo utilizzo dell'utensile.

4.4.3 Confronto tra Cryo e Flood

I parametri superficiali medi della serie Flood e Cryo sono riportati nella tabella 4.6, assieme alla deviazione standard e alla variazione tra questi in termini percentuali. Tali informazioni sono riportate anche in forma grafica nella figura 4.34.

Parametri di rugosità superficiale				
Serie	**Svk [µm]**	**Sa [µm]**	**Sku**	**Ssk**
Flood	0,26 ± 0,06	0,40 ± 0,10	3,13 ± 0,65	0,54 ± 0,23
Cryo	0,37 ± 0,08	0,35 ± 0,07	3,17 ± 0,47	0,19 ± 0,31
Δ %	41%	-11%	1%	-65%

Tabella 4.6: Confronto tra parametri superficiali di rugosità della serie Flood con la Cryo.

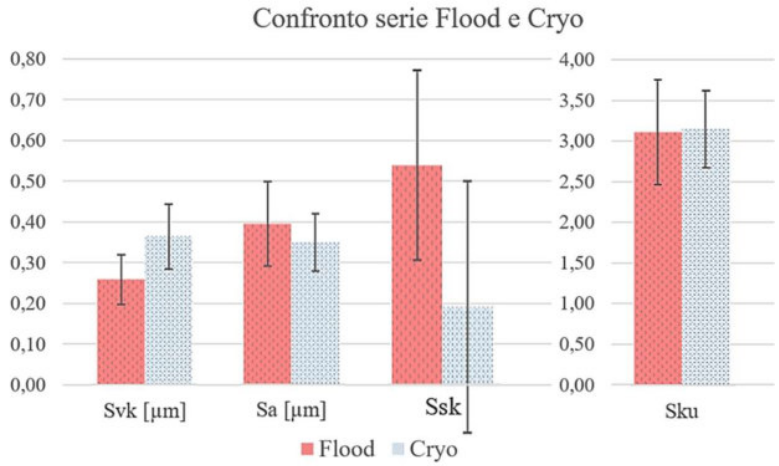


Figura 4.34: Confronto tra parametri superficiali di rugosità della serie Flood con la Cryo.

I provini Cryo presentano un'altezza delle valli ridotte *Svk* maggiore del 41% rispetto ai Flood, e un parametro di asimmetria *Ssk* inferiore del 65%. La rugosità superficiale migliora dell'11% nella serie Cryo, mentre *Sku* rimane sostanzialmente invariato. La presenza di valli ridotte più profonde, assieme al parametro di asimmetria, che indica una superficie con la presenza di più valli rispetto ai Flood, potrebbe tradursi in un peggioramento della resistenza a fatica della serie Cryo. Il parametro che secondo [59] sembra essere il più correlato con la vita a fatica è *Ssk*, il quale risulta avere una grande variabilità e dispersione in entrambe le serie, rendendone difficile il confronto diretto. Gli andamenti osservati nei parametri superficiali trovano riscontro anche in quelli relativi al profilo di rugosità, sebbene questi dipendano molto dal piano di rilievo scelto.
In tabella 4.7 vengono presentati i parametri *R* delle serie Flood e Cryo a confronto.

Parametri di rugosità del profilo						
Serie	**Ra [µm]**	**Rku**	**Rsk**	**Rt [µm]**	**Rv [µm]**	**Rz [µm]**
Flood	0,37 ± 0,10	2,43 ± 0,22	0,54 ± 0,34	2,28 ± 0,47	0,79 ± 0,10	2,03 ± 0,38
Cryo	0,32 ± 0,08	2,65 ± 0,23	0,18 ± 0,35	2,36 ± 0,49	0,95 ± 0,21	2,05 ± 0,49
Δ %	-12%	9%	-66%	4%	21%	1%

Tabella 4.6: Confronto tra parametri di rugosità del profilo della serie Flood con la Cryo.

In conclusione la tornitura criogenica sembra aver ridotto positivamente la rugosità media, sia superficiale che del profilo, producendo però una finitura caratterizzata da valli più profonde (*Svk* e *Rv*) e acuminate (*Sku* e *Rku*). I parametri *Ssk* e *Rsk* calano in maniera significativa nei provini Cryo rispetto ai Flood, ma presentano una grande variabilità e dispersione. Questo può anche essere dovuto ad una non perfetta rimozione degli errori di forma mediante il software dedicato e/o a vibrazioni presenti durante il processo di tornitura, che producono una superficie con una certa ondulazione, rendendo pertanto difficile il corretto posizionamento del piano medio e della linea media. Quest'ultimi separano immaginariamente le valli dai picchi. In alcuni provini, ottenuti mediante tornitura criogenica, è stata rilevata la presenza di particelle di truciolo saldamente aderite alla superficie, che risultano difficili da rimuovere mediante software per l'analisi della rugosità e che si presentano come picchi anomali (figure da 4.35 a 4.39).

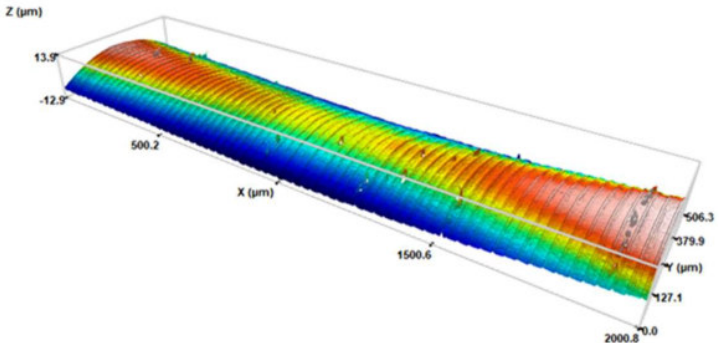


Figura 4.35: presenza di difetti superficiali nei provini Cryo_04

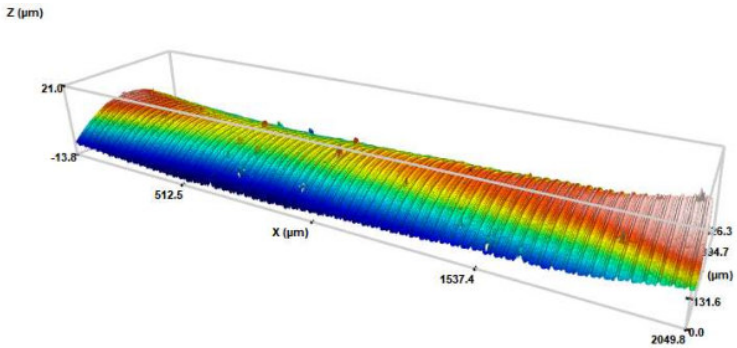


Figura 4.36: presenza di difetti superficiali nei provini Cryo_08

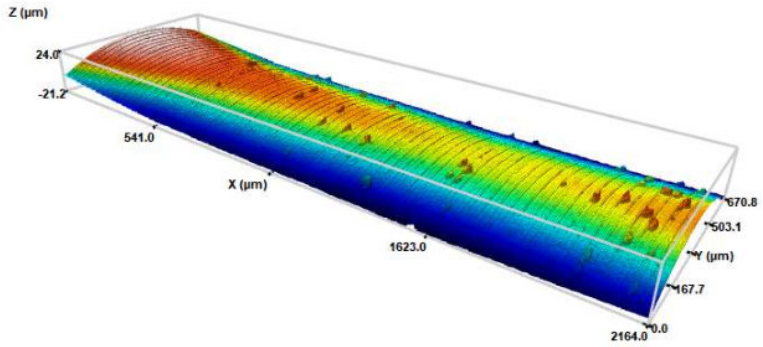


Figura 4.37: presenza di difetti superficiali nei provini Cryo_09

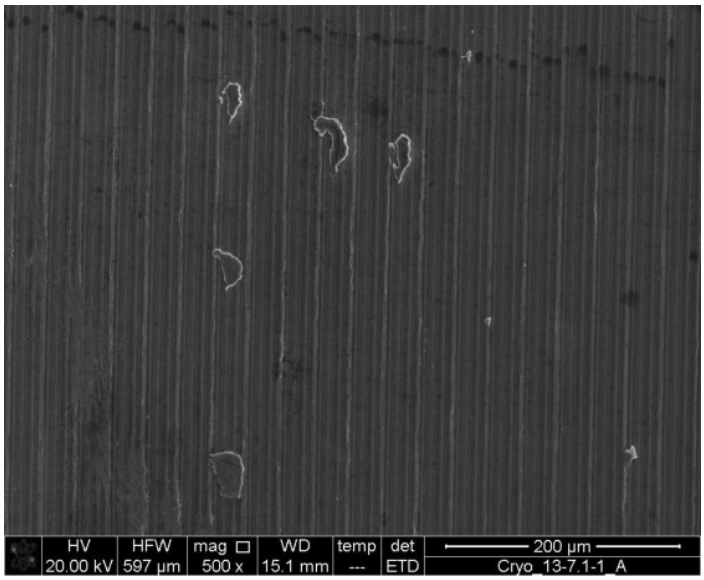


Figura 4.38: Immagine della superficie del provino Cryo_13. Si nota la presenza di trucioli aderiti. Immagine SEM ETD 500x

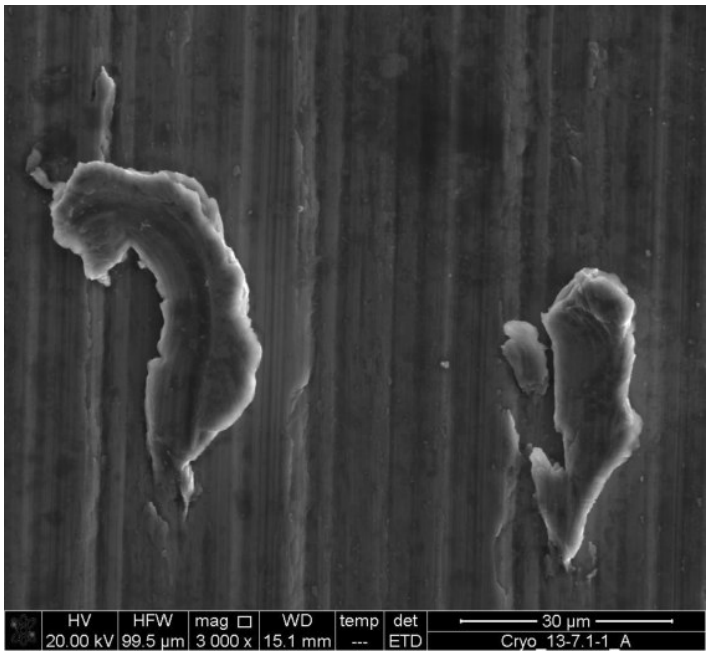


Figura 4.39: Immagine della superficie del provino Cryo_13. Si nota la presenza di trucioli aderiti. Immagine SEM ETD 3`000x

CAPITOLO 5

TENSIONI RESIDUE

5.1 Introduzione

Le tensioni residue sono sollecitazioni elastiche presenti sulla superficie o all'interno di un materiale, ma non sono dovute a carichi esterni applicati. Queste si vengono a creare durante svariati processi che si eseguono sui componenti meccanici, come le lavorazioni per asportazione di truciolo, la pallinatura, la rullatura, la molatura, le operazioni di saldatura, i trattamenti termici ecc. Il fatto che non siano riconducibili a carichi esterni porta molto spesso a trascurare le tensioni residue in fase di progettazione o addirittura di ignorarle completamente. Nel passato questo ha portato, assieme a tutta una serie di concause, al cedimento strutturale di ponti, velivoli, costruzioni meccaniche e componenti in genere. Le tensioni residue hanno infatti influenza sulla stabilità dimensionale, sulle proprietà del materiale e sulla vita a fatica. Per quanto riguarda le lavorazioni meccaniche e i trattamenti termici, questi, durante il processo, creano sollecitazioni che possono superare il limite elastico del materiale. A fine lavorazione, le deformazioni plastiche indotte introducono dei vincoli all'interno del materiale, che generano un campo di tensioni auto-equilibrato: le tensioni residue. Questo avviene in operazioni che per loro natura deformano plasticamente il materiale, come la piegatura, la rullatura, la forgiatura e la laminazione, ma anche in processi termici che introducono elevati gradienti di temperatura con dilatazioni differenziali o variazioni microstrutturali all'interno del materiale, quali la saldatura, ed infine in lavorazioni che vanno ad alterare la morfologia della superficie dei componenti, come la tornitura, la pallinatura, la levigatura, la nitrurazione e la carbocementazione. Durante l'esercizio, le tensioni residue si combinano con i carichi esterni applicati e possono avere effetti sia positivi che negativi. Tensioni residue di compressione sono desiderate, poiché hanno in genere effetti benefici [64, 65].
In figura 5.1 vi è un esempio di componente che presenta delle tensioni residue di compressione (dovute ad esempio da un processo di pallinatura) ed è sollecitato a flessione durante l'esercizio.

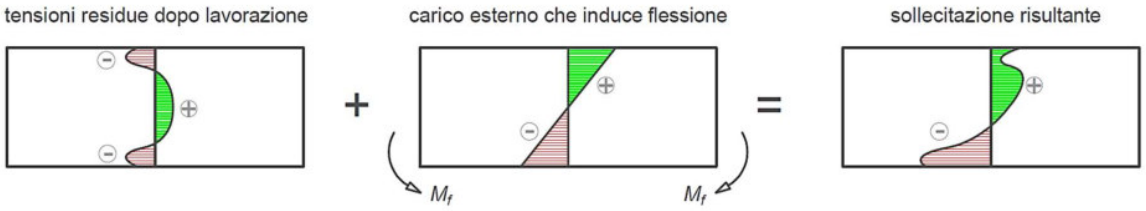


Figura 5.1: Componente con la presenza di tensioni residue di compressione in superficie, indotte dal processo di produzione. In esercizio si ha che le tensioni dovute ai carichi esterni e alle tensioni residue si sommano.

Con riferimento alla figura precedente, si nota che il campo di tensione risultante presenta minor tensione di trazione in superficie, con risvolti positivi per quanto riguarda la vita del componente e la propagazione di cricche superficiali.

Le tensioni residue si possono classificare in tre gruppi principali: quelle di prima specie, dette anche macrotensioni, che interessano zone con profondità, all'interno del materiale, maggiori del millimetro; quelle di seconda specie, che coinvolgono distanze dell'ordine della dimensione dei grani cristallini ed infine le tensioni di terza specie, o microtensioni, che interessano distanze dell'ordine atomico e si manifestano ad esempio tra i bordi grano o nelle dislocazioni. Quelle che vengono in genere misurate, per poi essere considerate in ambito di progettazione, sono le macrotensioni residue. Non è però possibile misurare direttamente le tensioni, per questo ci si avvale di metodi indiretti. Alcuni di questi sono distruttivi o pseudo-distruttivi, poiché prevedono la rimozione di materiale dal componente, altri, invece, sono non distruttivi e verranno approfonditi nel prossimo paragrafo.

I provini di cui si desidera studiare la vita a fatica in base alle condizioni di lubrorefrigerazione, sono stati ottenuti mediante tornitura e pertanto ci si aspetta delle tensioni residue superficiali di compressione. Esse hanno un ruolo importante nella vita a fatica di questo tipo di componenti e incidono anche sulla resistenza

alla corrosione [50, 51, 66]. Sollecitare i provini a flessione permette di mettere in risalto questi effetti, poiché le tensioni massime dovute al carico applicato si trovano in corrispondenza della superficie, dove sono presenti proprio le tensioni residue derivanti dal processo di tornitura. Durante i cicli a fatica avviene un fenomeno detto *rilassamento delle tensioni residue*, infatti queste non rimangono invariate, bensì tendono a rilassarsi e diminuire progressivamente a causa di una loro ridistribuzione all'interno del materiale [66, 74] Per comprendere il fenomeno è conveniente ragionare in termini di deformazione e non di tensione. Un approccio di questo tipo è utilizzato per lo studio della fatica oligociclica, che affronta il problema della fatica nei materiali metallici in controllo di deformazione, in genere per basso numero di cicli ($< 10^4$) e in campo elastoplastico. Eseguendo prove di fatica in controllo di deformazione ($\varepsilon_{t,max}=cost$) e diagrammando quello che avviene in un grafico tensione e deformazione vere (σ_t, ε_t), si ottiene un ciclo di isteresi. Per effetto Bauschinger, ad ogni ciclo, si presenta un progressivo aumento della tensione massima raggiunta in caso di materiali incrudenti, oppure esattamente l'opposto in caso di materiali addolcenti (figura 5.2).

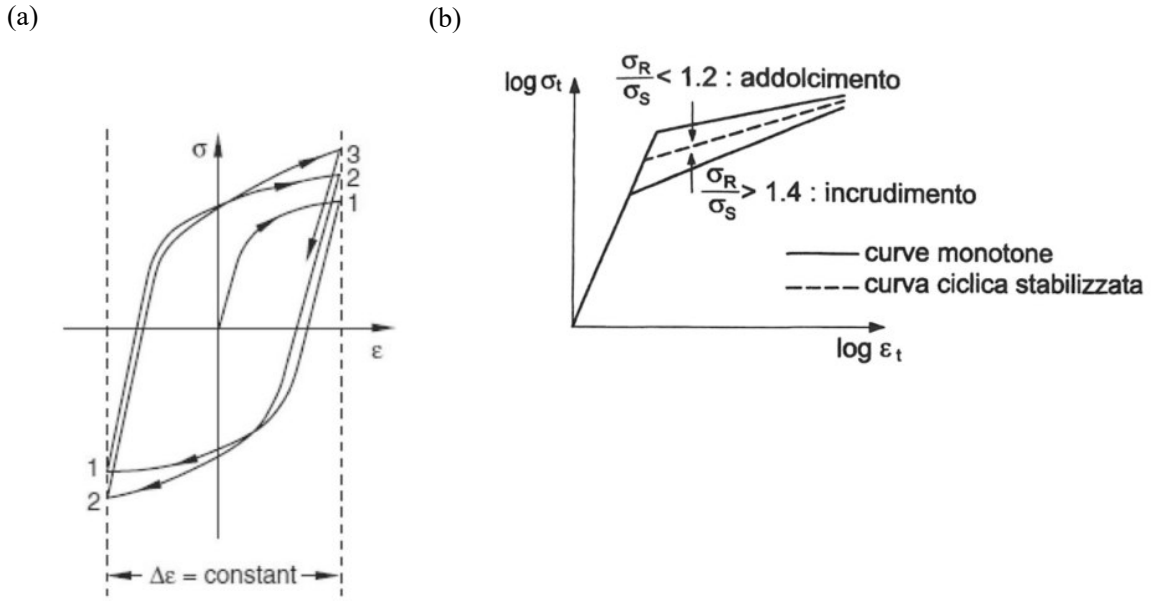


Figura 5.2: (a) ciclo di isteresi in controllo di deformazione per un materiale incrudente; (b) curva ciclica stabilizzata CCS e fenomeni di addolcimento o incrudimento. Fonte: [67,68]

Dopo circa 1/3 della vita a fatica, il ciclo di isteresi si stabilizza ed è possibile ricavare una curva monotona con il materiale stabilizzato, che prende il nome di *curva ciclica stabilizzata* (CCS). Per ottenere questa curva, è possibile eseguire una prova di rottura statica di un provino stabilizzato a fatica con rapporto di ciclo R_ε=-1 per circa 1/3 della sua vita, ma il grafico che si ricava è influenzato dalla deformazione imposta durante la sollecitazione ciclica. Per ovviare a questo, in genere si interpolano i punti $\sigma_{t,max}$, e $\varepsilon_{t,max}$ dei cicli di isteresi stabilizzati di vari provini, ottenuti con range di deformazione differente (figura 5.3).

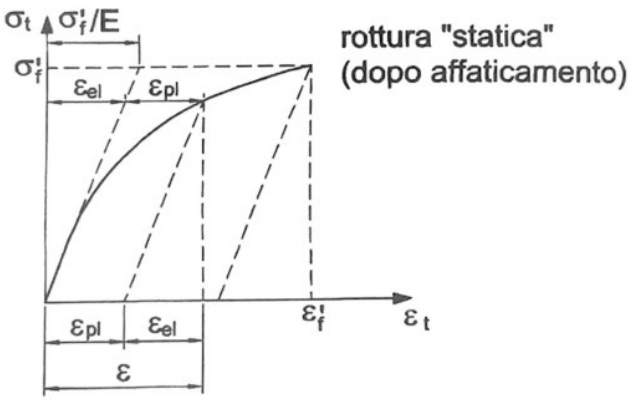


Figura 5.3: Curva ciclica stabilizzata e componenti elastiche e plastiche della deformazione imposta ε. Fonte: [68]

La curva CCS ha forma molto simile a quella monotona di una prova a trazione statica e dunque può essere espressa tramite la relazione di Ramberg-Osgood, con *K'* e *n'* coefficienti a fatica.

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K'}\right)^{1/n'} \tag{5.1}$$

Nella figura precedente 5.3, si osserva che la deformazione totale è somma di una componente elastica ε_{el} e di una plastica ε_{pl}. Tale relazione rimane valida anche durante i cicli a fatica e può essere scritta in termini di ampiezza di deformazione. Siano:

$\varepsilon_{a\,el}$ = ampiezza di deformazione elastica
$\varepsilon_{a\,pl}$ = ampiezza di deformazione plastica
N' = numero di alternanze (2N)
$\varepsilon_{a\,el,f}$ = ampiezza di deformazione elastica a frattura (dopo N'=1)
$\varepsilon_{a\,pl,f}$ = ampiezza di deformazione plastica a frattura (dopo N'=1)
ε'_f = deformazione finale della curva CCS
σ'_f = tensione finale della curva CCS

Si dimostrano valide le seguenti relazioni:

$$\varepsilon_{a\,el}^{k_{el}} \cdot N' = cost. \quad ; \quad \varepsilon_{a\,pl}^{k_{pl}} \cdot N' = cost. \tag{5.2}$$

Con
k_{el} = pendenza inversa della curva $\varepsilon_{a\,el}$ – N' in scala doppio logaritmica. k_{el} = 8÷10 per metalli [68].
k_{pl} = pendenza inversa della curva $\varepsilon_{a\,pl}$ – N' in scala doppio logaritmica. k_{pl} = 1÷3 per metalli [68].

Osservando che (figura 5.3):

$$\varepsilon_{a\,el}^{k_{el}} \cdot N' = \varepsilon_{a\,el,f} \cdot 1 = \frac{\sigma'_f}{E} \quad ; \quad \varepsilon_{a\,pl}^{k_{pl}} \cdot N' = \varepsilon_{a\,pl,f} \cdot 1 \approx \varepsilon'_f \tag{5.3}$$

Si ottiene la nota relazione di Manson-Coffin:

$$\varepsilon_{a\,tot} = \varepsilon_{a\,el} + \varepsilon_{a\,pl} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (N')^b + \varepsilon'_f \cdot (N')^c \quad ; \quad b = -\frac{1}{k_{el}}; \; c = -\frac{1}{k_{pl}} \tag{5.4}$$

Considerando che le tensioni residue, generate da processi e lavorazioni meccaniche, sono dovute a deformazioni plastiche localizzate, alcuni autori propongono di studiare il fenomeno in termini di deformazione, manipolando l'equazione 5.4. Secondo quanto riportato in un articolo scientifico [66] la vita a fatica di componenti soggetti a tensioni residue è regolata dalla seguente relazione:

$$\frac{\sigma_a}{\left(\sigma'_f - \sigma_0 - \sigma_r\right)} = (N')^b \tag{5.5}$$

Dove
σ_a = ampiezza di tensione
σ_0 = tensione media
σ_r = tensioni residue

La 5.5 si basa sulla equazione di Manson-Coffin trascurando il termine di deformazione plastica e correggendola per la presenza delle tensioni residue e della tensione media. Il primo membro della 5.5 va considerato nel punto più gravoso, ovvero dove esso assume il valore massimo, e può essere visto come un parametro di danno. Questa equazione non è di facile applicazione, poiché è stato dimostrato che σ'_f (tensione finale della curva CCS) dipende anch'essa dalla presenza delle tensioni residue. Queste, se di compressione, introducono un aumento di durezza e σ'_f tende ad aumentare.

In figura 5.4a viene riportato un grafico che presenta un tipico andamento delle tensioni residue dovute al processo di pallinatura e l'andamento della durezza che ne consegue. In figura 5.4b è presentata graficamente un'applicazione della 5.5, nel caso di una sollecitazione flessionale e considerando il vero andamento di σ'_f.

(a) (b)

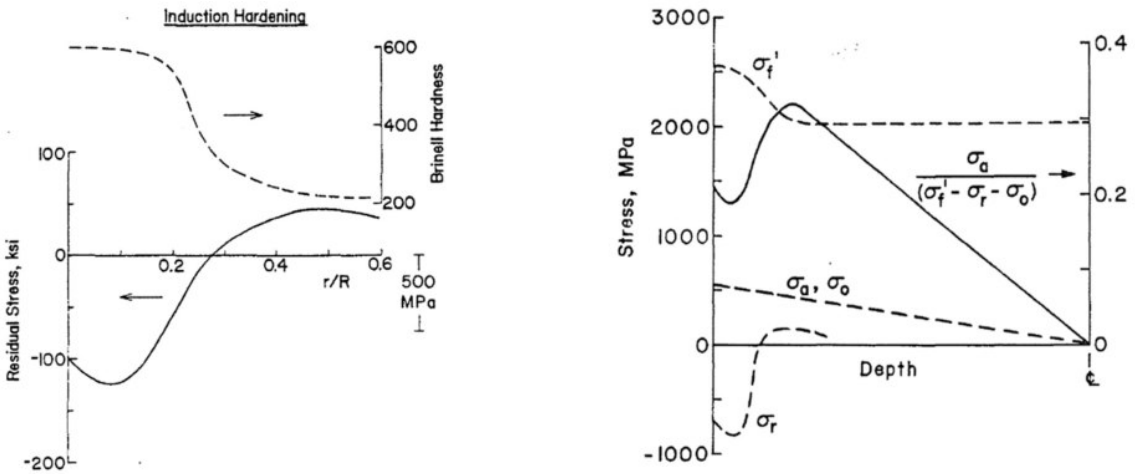


Figura 5.4: (a) andamento delle tensioni residue e della durezza dopo un processo di pallinatura su acciaio. (b) andamento delle tensioni e del parametro di danno in un componente soggetto a flessione con la presenza di tensioni residue superficiali di compressione. Fonte: [66]

Un altro aspetto da tenere in considerazione è l'evoluzione delle tensioni residue durante i cicli a fatica. Come è già stato anticipato, si assiste ad un fenomeno di rilassamento, che può essere stimato. Esiste una particolare ampiezza di deformazione al di sotto della quale non si ha rilassamento ed è chiamata deformazione di soglia per il rilassamento, $\Delta\varepsilon_{th}/2$. È comune considerare le tensioni residue nella fatica come tensioni medie. Il fenomeno del rilassamento può essere descritto tramite la seguente equazione [66]:

$$\sigma_{0N} = \sigma_{01} \cdot (N)^r \tag{5.6}$$

Con

σ_{0N} = tensione media, compresa delle tensioni residue, all' N-esimo ciclo
σ_{01} = tensione media, compresa delle tensioni residue, al primo ciclo
r = $r(HB, \Delta\varepsilon)$, indice di rilassamento

Siano inoltre

$\Delta\varepsilon$ = range di deformazione applicata
$\Delta\varepsilon_{th}$ = range di deformazione di soglia per il rilassamento
HB = durezza Brinell

Per gli acciai valgono le seguenti relazioni ricavate sperimentalmente [66]:

$$r = 8{,}5 \cdot 10^{-2} \cdot \left(1 - \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta\varepsilon_{th}}\right) \tag{5.7}$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_{th}}{2} = e^{(-8{,}41 + 5{,}36 \cdot 10^{-3} \cdot HB)} \tag{5.8}$$

Si nota che la deformazione di soglia, se convertita utilizzando la legge di Hooke, equivale ad una tensione che è in genere inferiore al limite di fatica, pertanto il fenomeno del rilassamento è nella pratica spesso presente in componenti soggetti a carichi ciclici di fatica. In base alle precedenti relazioni si deduce che, a fatica, le tensioni residue benefiche di compressione hanno poca influenza agli alti carichi, poiché si

esauriscono in pochi cicli, mentre sortiscono effetto ai bassi carichi, infatti impiegano molto tempo a rilassarsi ed hanno modo di abbassare quella che è la tensione media applicata.

5.2 Metodi per misurare le tensioni residue: XRD

Per la misura delle tensioni residue ci si può avvalere di metodi non distruttivi, pseudo-distruttivi e distruttivi. Gli ultimi due comprendono vari sistemi che prevedono tutti di eseguire delle operazioni per asportare materiale, come forare o tagliare, e di misurare le deformazioni che ne conseguono mediante opportuni estensimetri. Nella zona dove il materiale è stato asportato avvengono delle deformazioni dovute al rilascio delle tensioni residue ed è dunque possibile risalire a queste. Viene molto utilizzato il metodo del foro, nel quale si applica una speciale rosetta estensimetrica, che permette la misurazione delle deformazioni dovute alla progressiva foratura nel centro della stessa, con un'opportuna fresa. Tale sistema è affidabile, permette di ottenere ottimi risultati ed è utilizzabile anche in piccola scala con frese di diametro inferiore al millimetro e rosette estensimetriche con dimensioni minime di circa 3 *mm.* Risulta però difficile da utilizzare in superfici di forma complessa ed è considerato un metodo semi-distruttivo (figura 5.5). Un sistema analogo è il metodo dell'anello, che prevede la rimozione appunto di un anello di materiale con un'apposita fresa.

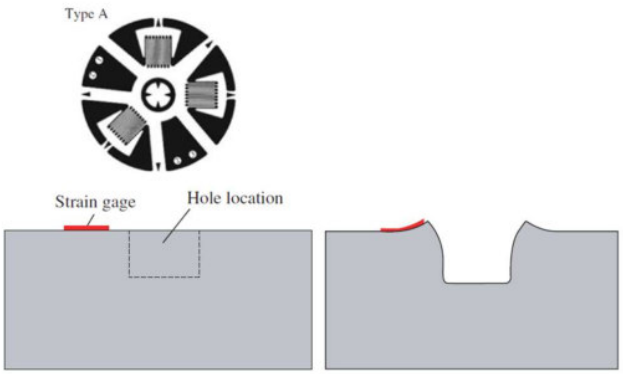


Figura 5.5: Metodo del foro per la misurazione delle tensioni residue.
Nell'esempio vi è una rosetta di tipo A prevista dalla norma ASTM E837-08. Fonte: [65]

I metodi non distruttivi permettono di non alterare il campione sottoposto a misura e ne esistono di svariati, come la diffrazione ai raggi X (XRD), la diffrazione con neutroni, i sistemi basati sugli ultrasuoni, i sistemi basati su campi magnetici e quelli che sfruttano la fotoelasticità. Il sistema XRD è uno dei più diffusi per la sua praticità, infatti esistono strumentazioni portatili che permettono di eseguire misurazioni sul campo senza l'ausilio di un laboratorio attrezzato. Il metodo va a misurare la distorsione del reticolo cristallino causata dalla presenza delle tensioni residue e si basa sulla legge di diffrazione di Bragg (equazione 5.9). Un fascio collimato di raggi X, con lunghezza d'onda λ dell'ordine delle distanze interatomiche, colpisce il materiale e i raggi vengono deviati dai piani cristallini, generando il fenomeno della diffrazione. Se i raggi interferiscono tra loro in modo costruttivo essi rimangono in fase, infatti la variazione di percorso tra essi è un multiplo intero della lunghezza d'onda (figura 5.6).

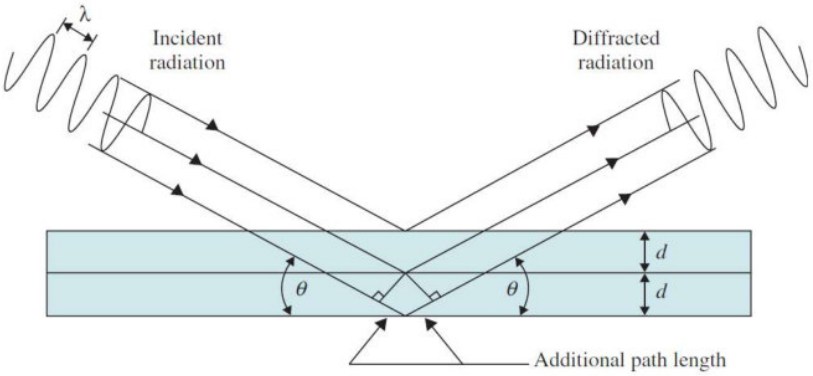


Figura 5.6: Fenomeno della diffrazione dei raggi x all'interno del reticolo cristallino del materiale. La distanza tra i piani interatomici è d, λ è la lunghezza d'onda della radiazione e θ è l'angolo di Bragg. Fonte: [65]

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin\theta \tag{5.9}$$

Nella precedente relazione, *n* è un numero intero positivo, *d* è la distanza tra i piani cristallini e θ è l'angolo formato tra il raggio e il piano cristallino, detto angolo di Bragg. La differenza di cammino dei raggi, nel caso di interferenza costruttiva, è $2d \sin\theta$ ed è un multiplo intero della lunghezza d'onda.

Le tensioni residue all'interno del materiale variano quella che è la normale distanza tra i piani cristallini, in particolare questa aumenta in presenza di compressione, viceversa diminuisce in presenza di trazione. Variando l'angolo di Bragg in modo da cercare la massima intensità diffratta, è possibile determinare la distanza tra i piani cristallini.
Si consideri i seguenti sistemi di riferimento di figura 5.7. Gli assi S_1-S_2-S_3 sono relativi alla superficie del campione, con S_1 e S_2 appartenenti alla superficie. Gli assi L_1-L_2-L_3 definiscono il sistema del laboratorio, con L_3 normale ai piani cristallini di cui si misura la distanza *d*. I fasci incidenti e diffratti, di seguito non rappresentati, l'asse L_3 e la direzione S_ϕ (che è appartenete alla superficie del campione) giacciono tutti su uno stesso piano, che forma l'angolo ϕ con l'asse S_1. La normale alla superficie, S_3, e la normale ai piani cristallini che generano diffrazione, L_3, formano l'angolo ψ.

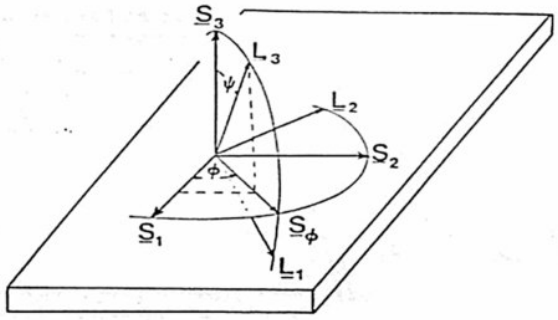


Figura 5.7: Sistemi di coordinate. Fonte: [69]

La deformazione misurata lungo l'asse L_3, completamente definito dagli angoli ϕ e ψ, verrà chiamata $\varepsilon_{\phi\psi}$ e può essere espressa come:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \tag{5.10}$$

Con d_0 distanza tra due piani cristallografici in assenza di tensioni residue e $d_{\phi\psi}$ distanza rilevata mediante la relazione di Bragg nei piani ortogonali alla direzione definita da ϕ e ψ.
Sia $\{\hat{n}_{3,\phi\psi}\}$ il versore colonna della direzione L_3, nella quale viene misurata la deformazione $\varepsilon_{\phi\psi}$. Esso ha per componenti i seguenti coseni direttori:

$$\{\hat{n}_{3,\phi\psi}\} = \begin{Bmatrix} \sin\psi\cos\phi \\ \sin\psi\sin\phi \\ \cos\psi \end{Bmatrix} \tag{5.11}$$

Il tensore di deformazione riferito al sistema S_1-S_2-S_3 è:

$$[\varepsilon] = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} & \varepsilon_{23} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} \tag{5.13}$$

Applicando la matrice di trasformazione, la sola deformazione $\varepsilon_{\phi\psi}$ può essere così ottenuta:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \{\hat{n}_{3,\phi\psi}\}^T [\varepsilon] \{\hat{n}_{3,\phi\psi}\} = \tag{5.14 a}$$

$$= \varepsilon_{11} \cdot (\sin\psi)^2(\cos\phi)^2 + \varepsilon_{22} \cdot (\sin\psi)^2(\sin\phi)^2 + \varepsilon_{33} \cdot (\cos\psi)^2 +$$
$$+2 \cdot \varepsilon_{12} \cdot \sin\phi\cos\phi\,(\sin\psi)^2 + 2 \cdot \varepsilon_{13} \cdot \sin\psi\cos\phi\cos\psi + 2 \cdot \varepsilon_{23} \cdot \sin\psi\sin\phi\cos\psi$$

Che utilizzando il seno della somma di due angoli, diventa:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \varepsilon_{11} \cdot (\sin\psi)^2(\cos\phi)^2 + \varepsilon_{22} \cdot (\sin\psi)^2(\sin\phi)^2 + \varepsilon_{33} \cdot (\cos\psi)^2 +$$
$$+\varepsilon_{12} \cdot \sin 2\phi\,(\sin\psi)^2 + \varepsilon_{13} \cdot \sin 2\psi \cos\phi + \varepsilon_{23} \cdot \sin 2\psi \sin\phi \qquad (5.14\text{ b})$$

Scrivendo le componenti di tensione e le componenti di deformazione come vettori e nell'ipotesi di materiale isotropo, la legge di Hooke generalizzata assume la seguente forma:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{23} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E} & \frac{-\nu}{E} & \frac{-\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu}{E} & \frac{1}{E} & \frac{-\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu}{E} & \frac{-\nu}{E} & \frac{1}{E} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{Bmatrix} \qquad (5.15)$$

Con ν modulo di Poisson, E modulo elastico e $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$ modulo elastico tangenziale.

La 5.14 b, combinata con la 5.15 diventa:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1}{E}(\sigma_{11} - \nu\sigma_{22} - \nu\sigma_{33}) \cdot (\sin\psi)^2(\cos\phi)^2 + \frac{1}{E}(\sigma_{22} - \nu\sigma_{11} - \nu\sigma_{33}) \cdot (\sin\psi)^2(\sin\phi)^2 +$$
$$\frac{1}{E}(\sigma_{33} - \nu\sigma_{11} - \nu\sigma_{22}) \cdot (\cos\psi)^2 + \frac{1+\nu}{E}\sigma_{12} \cdot \sin 2\phi\,(\sin\psi)^2 +$$
$$+\frac{1+\nu}{E}\sigma_{13} \cdot \sin 2\psi \cos\phi + \frac{1+\nu}{E}\sigma_{23} \cdot \sin 2\psi \sin\phi \qquad (5.14\text{ c})$$

Infine, utilizzando l'identità fondamentale della goniometria $(\sin x)^2 + (\cos x)^2 = 1$ e raccogliendo:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} = \qquad (5.16)$$
$$= \frac{1+\nu}{E} \cdot [\sigma_{11} \cdot (\sin\psi)^2(\cos\phi)^2 + \sigma_{22} \cdot (\sin\psi)^2(\sin\phi)^2 + \sigma_{33} \cdot (\cos\psi)^2] +$$
$$+\frac{1+\nu}{E}[\sigma_{12} \cdot \sin 2\phi\,(\sin\psi)^2 + \sigma_{13} \cdot \sin 2\psi \cos\phi + \sigma_{23} \cdot \sin 2\psi \sin\phi] - \frac{\nu}{E} \cdot [\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}]$$

I raggi X hanno una scarsa penetrazione e pertanto anche nel caso di stato di tensione triassiale è possibile trascurare σ_{33}.

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} = \qquad (5.17)$$
$$= \frac{1+\nu}{E} \cdot [\sigma_{11} \cdot (\sin\psi)^2(\cos\phi)^2 + \sigma_{22} \cdot (\sin\psi)^2(\sin\phi)^2] +$$
$$+\frac{1+\nu}{E}[\sigma_{12} \cdot \sin 2\phi\,(\sin\psi)^2 + \sigma_{13} \cdot \sin 2\psi \cos\phi + \sigma_{23} \cdot \sin 2\psi \sin\phi] - \frac{\nu}{E} \cdot [\sigma_{11} + \sigma_{22}]$$

Per un dato angolo ϕ è possibile interpolare i dati raccolti a vari ψ mediante l'equazione 5.17, che è una funzione non lineare in $(\sin\psi)^2$. Questo viene fatto via software e permette di risalire alle tensioni residue (figura 5.8). Tale metodo è detto "del centroide $(\sin\psi)^2$".

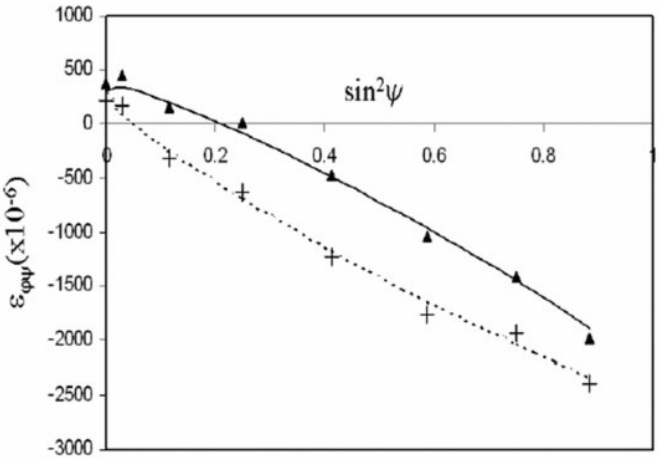


Figura 5.8: Interpolazione dei dati nel diagramma $\varepsilon_{\phi\psi} - (\sin\psi)^2$ per un dato angolo ϕ fissato, in uno stato di tensione triassiale. Fonte: [69].

Se lo stato di tensione è biassiale, allora si possono trascurare anche i termini σ_{13}, σ_{23}, oltre che σ_{33}. La 5.17 diventa:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} =$$

$$= \frac{1+\nu}{E} \cdot [\sigma_{11} \cdot (\sin\psi)^2(\cos\phi)^2 + \sigma_{22} \cdot (\sin\psi)^2(\sin\phi)^2] +$$

$$+ \frac{1+\nu}{E}[\sigma_{12} \cdot \sin 2\phi\, (\sin\psi)^2] - \frac{\nu}{E} \cdot [\sigma_{11} + \sigma_{22}] \qquad (5.18)$$

Questa è una relazione lineare in $(\sin\psi)^2$ e viene interpolata dal software per l'analisi delle tensioni residue (figura 5.9).

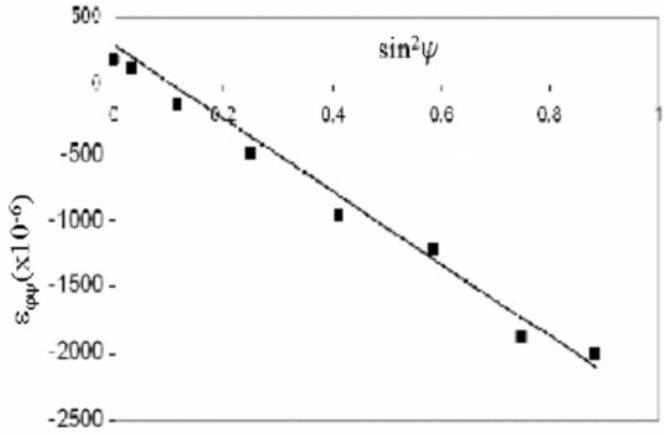


Figura 5.9: Interpolazione dei dati nel diagramma $\varepsilon_{\phi\psi} - (\sin\psi)^2$ per un dato angolo ϕ fissato, in uno stato di tensione biassiale. Fonte: [69].

Per eseguire correttamente le misure di tensioni residue va accuratamente scelto il tipo di emettitore, costituito da un tubo di raggi X che emette una radiazione di lunghezza d'onda dipendente dal materiale con la quale è costruito, e il tipo di collimatore, che permette di ottenere un fascio di dimensioni più o meno grandi. Al tipo di radiazione è anche associato un filtro opportuno.

5.3 Attrezzature e metodi

5.3.1 Diffrattometro ai Raggi X

Lo strumento utilizzato per le analisi delle tensioni residue con il metodo della diffrazione ai raggi X è lo *SpiderX*™ della ditta *GNR srl, Analytical Instruments Group*, presente presso il laboratorio di metallurgia dell'Università di Padova. È uno strumento portatile che permette la determinazione delle tensioni residue nei materiali policristallini. L'emissione di radiazioni durante le acquisizioni rende l'apparecchiatura utilizzabile solo da personale qualificato, tuttavia è stato possibile assistere al montaggio della testa con la radiazione opportuna, al cablaggio, alle regolazioni di posizionamento e alle impostazioni software. In figura 5.10 viene presentato lo strumento.

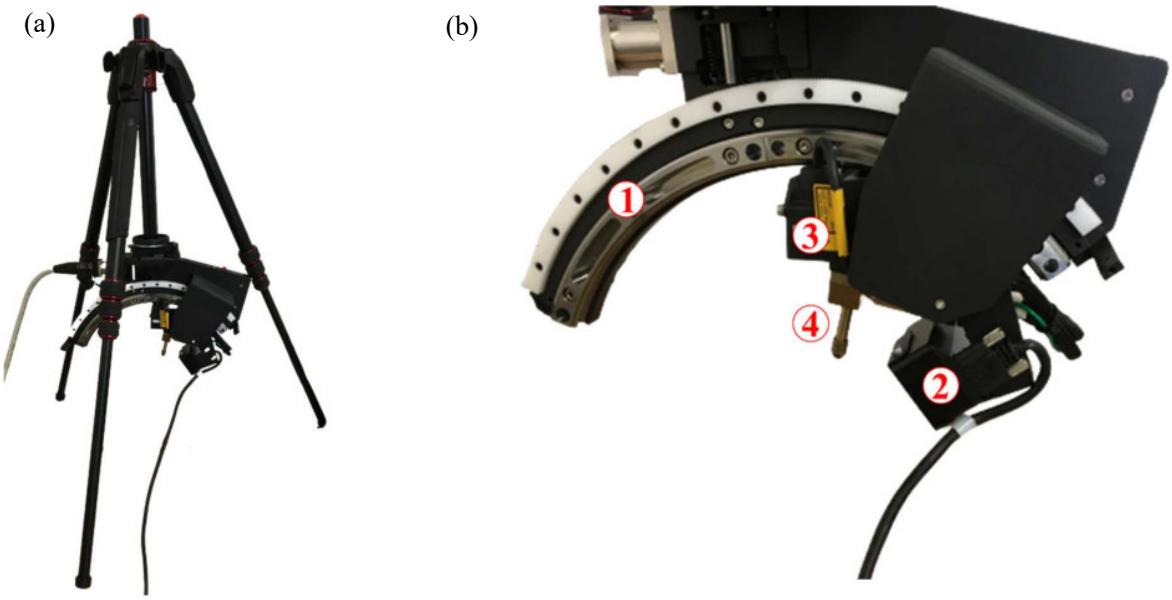


Figura 5.10: Strumento portatile per l'analisi delle tensioni residue: (a) treppiede con regolazione dell'altezza; (b) testa dello strumento costituita da: (1) goniometro con asse ψ;
(2) detector per lo spettro XRD; (3) tubo di raggi X; (4) collimatore.

Lo strumento presenta le seguenti caratteristiche [64]:

- un goniometro con asse ψ, da -45° a +45°
- un detector per la rilevazione dello spettro XRD con tecnologia HPC (Hybrid Photon Counting)
- un tubo di raggi X con bassa potenza di 4 *W*
- un set di collimatori di diametro 0,5 *mm*, 1 *mm*, 2 *mm*
- un treppiede per il posizionamento dello strumento e la regolazione grossolana dell'altezza
- un sistema per la regolazione di fino dell'altezza dalla superficie da analizzare, costituito da un lettore laser della distanza con visualizzatore e da una vite micrometrica posta sulla testa dello strumento
- due radiazioni disponibili e relativi filtri (tabella 5.1)

Radiazione	Filtro
Cr	V
Cu	Ni

Tabella 5.1: radiazioni e filtri disponibili per lo strumento SpiderX™ della ditta GNR srl. Fonte: [64]

Le radiazioni e i filtri da applicare per i materiali più comuni sono riportati in tabella 5.2, assieme alla stima della profondità raggiunta dalla radiazione all'interno del materiale e ai piani cristallini coinvolti identificati dagli indici di Miller-Bravais (§ 1.4.1).

Alloy	Crystal structure	Anode	K_β filter	{hkl}	2θ(°) [a]	Multiplicity of the lattice planes	Average information depth of X-rays in μm at: ψ = 0 [a b]
Nickel alloys	cubic	Mn	Cr	{311}	152 to 162	24	4.9
Ferritic steels	cubic	Cr	V	{211}	156	24	5.8
Cast iron (matrix)							
Austenitic steels	cubic	Mn	Cr	{311}	152	24	7.2
Aluminium alloys	cubic	Cr	V	{311}	140	24	11.5
Aluminium alloys	cubic	Cu	Ni	{422}	137	24	35.5
Cobalt alloys	cubic	Mn	Cr	{311}	153 to 159	24	5.6
Copper alloys	cubic	Mn	Cr	{311}	149	24	4.2
Titanium alloys	hexagonal	Cu	Ni	{213}	142	24	5.0
Molybdenum alloys	cubic	Fe	Mn	{310}	153	24	1.6
Zirconium alloys	hexagonal	Fe	Mn	{213}	147	24	2.8
Tungsten alloys	cubic	Co	Fe	{222}	156	8	1.0
Alumina - alpha	rhomboedric	Cu	Ni	{146} {4.0.10}	136 145	12 6	37.4 38.5
		Fe	Mn	{2.1.10}	152	12	20.0
Alumina - gamma	cubic	Cu	Ni	{844}	146	24	38.5
		V	Ti	{440}	128	12	8.8

[a] Indicative values.

[b] Average information depth is defined as the depth from which 67% of the diffracted intensity has been absorbed. It is the depth at which the stress is evaluated if the stress gradient along the depth is linear.

Tabella 5.2: Tipologie di anodo per produrre raggi X e filtri da applicare per vari materiali. Sono indicati i piani cristallini coinvolti nella diffrazione e una stima della profondità raggiunta dal fascio all'interno del materiale. Fonte: [69]

Dalla precedente tabella si evince come lo strumento a disposizione sia indicato per l'analisi di tensioni residue principalmente su alluminio, acciaio, acciaio inox, ghisa e Titanio. In quest'ultimo la radiazione penetra circa 5 μm secondo [69], ma con questo strumento può arrivare anche fino a 10 μm, mediante l'utilizzo della lampada al rame (Cu) e del filtro al nichel (Ni).

5.3.2 Elettrolucidatura

Per determinare l'andamento delle tensioni residue dalla superficie verso l'interno dei provini, è necessario eseguire dapprima un'acquisizione superficiale e poi procedere per step rimuovendo, in maniera controllata, un certo spessore di materiale ed acquisire un nuovo punto sperimentale. La rimozione di strati di materiale non può avvenire in maniera meccanica con mole, carte abrasive o altri metodi per asportazione di truciolo, poiché questi inducono uno stato di tensione superficiale, in genere di compressione, che altera il campo delle tensioni residue del componente da misurare. Il metodo ritenuto più efficace e suggerito dalle norme in materia, prevede una elettrolucidatura (electropolishing). Per fare questo, il laboratorio per la preparazione di campioni metallografici dell'Università di Padova è provvisto di un apparecchio della ditta *Struers*®, modello *Lecropol-5*. Esso è costituito da un corpo centrale che funge da generatore di tensione con possibilità di controllo in corrente e presenta un'interfaccia utente per la selezione dei parametri, la memorizzazione di programmi e l'indicazione in tempo reale dell'andamento della lucidatura o dell'attacco chimico, attraverso un grafico tensione-corrente. Per eseguire gli attacchi chimici si può utilizzare la modalità *external etching*, che però consente una tensione limitata a 15 *V* e 1,5 *A*. Per l'elettrolucidatura l'apparecchio è provvisto di una unità separata che consta di un serbatoio contenente la soluzione elettrolitica e di una pompa che la fa fluire attraverso un'opportuna maschera e permette di lambire il materiale da lucidare con una portata imposta.

La tensione applicabile è di 100 V con 6 A di corrente. Cambiando tipo di maschera è possibile variare l'area e la forma della zona nella quale avverrà la lucidatura elettrochimica (figura 5.11).

Figura 5.11: Dispositivo Lecropol-5 *della ditta Struers® per eseguire attacchi elettrochimici e elettrolucidatura. A dx l'unità di controllo, a sx la stazione di elettrolucidatura contenente la soluzione elettrolitica. Fonte. [26]*

Sono state eseguite analisi delle tensioni residue su un paio di provini, asportando il materiale con il dispositivo appena sopra descritto, ma si sono riscontrati alcune problematiche. Ad ogni step di elettrolucidatura si riesce agevolmente a rimuovere uno strato di materiale di spessore superiore o uguale a 30 μm, ma le tensioni residue di compressione analizzate sui provini tendono a 0 già entro 20÷30 μm. Per aggiungere più punti sperimentali nel range 0÷30 μm è dunque necessario adottare un altro sistema. Si osserva che i provini sono assial-simmetrici ed è lecito assumere che, per effetto delle lavorazioni di tornitura, anche l'andamento delle tensioni residue introdotte dal processo abbiano un andamento assial-simmetrico. In termini matematici, facendo riferimento alla figura 5.12, si ipotizza:

$$\left.\frac{\partial \sigma_r}{\partial \theta}\right|_{\rho, z=cos} = 0 \tag{5.19}$$

Con σ_r tensioni residue in direzione assiale all'interno del provino.

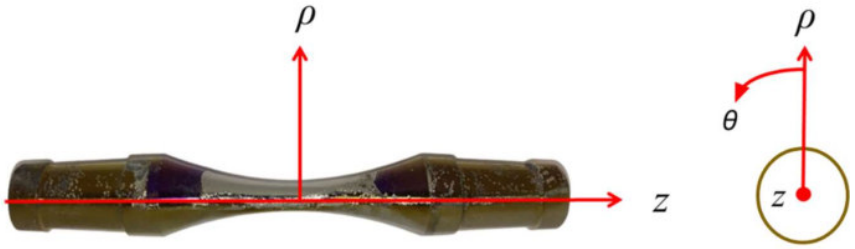


Figura 5.12: Direzioni di riferimento assiale e radiale per un provino. Si nota l'elettrolucidatura non circonferenziale che ha subito il campione.

Eseguire l'elettrolucidatura solo in una zona limitata del provino può portare ad una ridistribuzione delle tensioni all'interno del materiale e falsare le misure. Rimuovendo invece uno spessore circonferenziale, nelle ipotesi di assial-simmetria, la relazione 5.19 rimane valida. È bene precisare che anche in questo caso si ha una ridistribuzione inevitabile delle tensioni, ma sono state formulate delle correzioni basate su soluzioni matematiche esatte nell'ipotesi di validità della 5.19, con rimozione di un guscio circonferenziale di spessore costante di materiale [72].

Per questi motivi si è scelto di utilizzare un approccio differente, che prevede un'elettrolucidatura per immersione. In letteratura sono stati adottati metodi simili per la lucidatura di piccoli campioni in Titanio Ti-6Al-4V AM, non per l'analisi delle tensioni residue, ma per determinare se il processo ha influenze sulle proprietà superficiali e meccaniche dei componenti [70].
L'apparato sperimentale è raffigurato in figura 5.13.

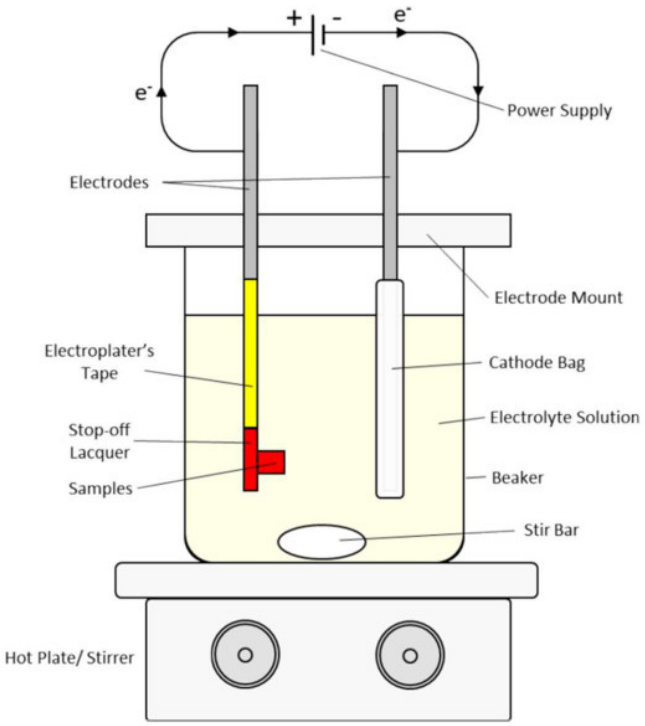


Figura 5.13: Apparato sperimentale per l'elettrolucidatura ad immersione di provini in Ti-6Al-4V. Fonte: [70]

Il processo di elettrolucidatura consiste nell'attaccare elettrochimicamente un materiale che funge da anodo e si trova immerso in una soluzione elettrolitica. Tale soluzione di solito è inerte a meno che non si forzi un moto di elettroni grazie all'applicazione di una differenza di potenziale tra anodo e catodo, entrambi in immersione. Attorno al materiale da lucidare si forma uno strato viscoso di soluzione elettrolitica nella quale è localizzata la reazione elettrochimica. Questo strato è caratterizzato da una sua resistenza elettrica, che dipende dal tipo di soluzione, dalla temperatura e dallo spessore che assume, in base alla viscosità e all'eventuale agitazione della soluzione (figura 5.14).

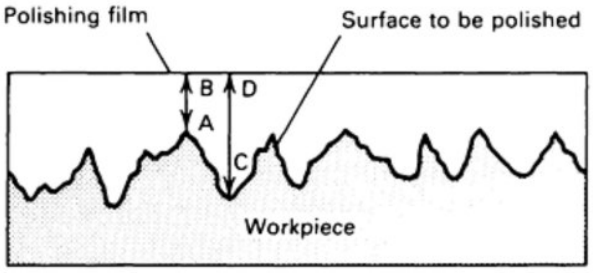


Figura 5.14: Erosione preferenziale delle creste superficiali durante il processo di elettrolucidatura. Fonte: [22]

La resistenza elettrica all'interno del film di soluzione elettrolitica è più bassa in corrispondenza delle creste superficiali, infatti si può applicare intuitivamente la seconda legge di Ohm assumendo lo spessore locale del film come lunghezza equivalente di un conduttore. Ne consegue che le asperità superficiali tendono ad essere attaccate molto di più rispetto le valli e questo porta ad ottenere un progressivo appianamento delle creste, che si traduce in una lucidatura e diminuzione della rugosità. Esiste un legame tensione-corrente da tenere in considerazione durante l'applicazione di questo processo. Per tensioni e correnti basse in genere si ottiene un attacco elettrochimico, con l'erosione di una specifica fase del materiale o dei bordi grano. Per tensioni e correnti più elevate si ha l'effettiva formazione dello strato viscoso tipico dell'elettrolucidatura e il processo avviene in maniera ottimale. Se si eccede con l'applicazione della differenza di potenziale si ha però una reazione più violenta e incontrollata, con la formazione indesiderata di crateri e zone particolarmente erose. Una tipica curva tensione-corrente per un processo elettrochimico è riportata in figura 5.15.

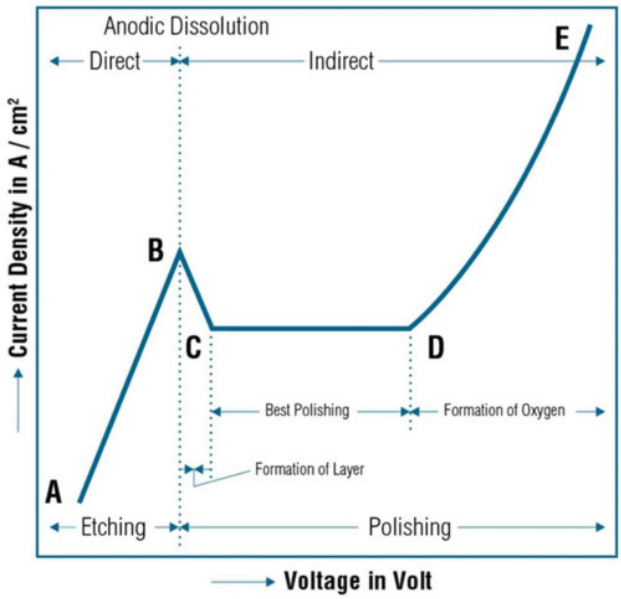


Figura 5.15: Tipico andamento di tensione e corrente in un processo elettrochimico. Tra C e D si ha una elettrolucidatura ottimale. Fonte: [26]

La procedura messa a punto prevede l'immersione dei provini in un bagno costituito da 90 *ml* di acqua, 730 *ml* di etanolo, 100 *ml* di butossietanolo e *78 ml* di acido perclorico. Tale soluzione è quella in genere utilizzata con l'apparecchio per l'elettrolucidatura ed è denominata A2 *Struers*®. L'apparato sperimentale è raffigurato in figura 5.16.

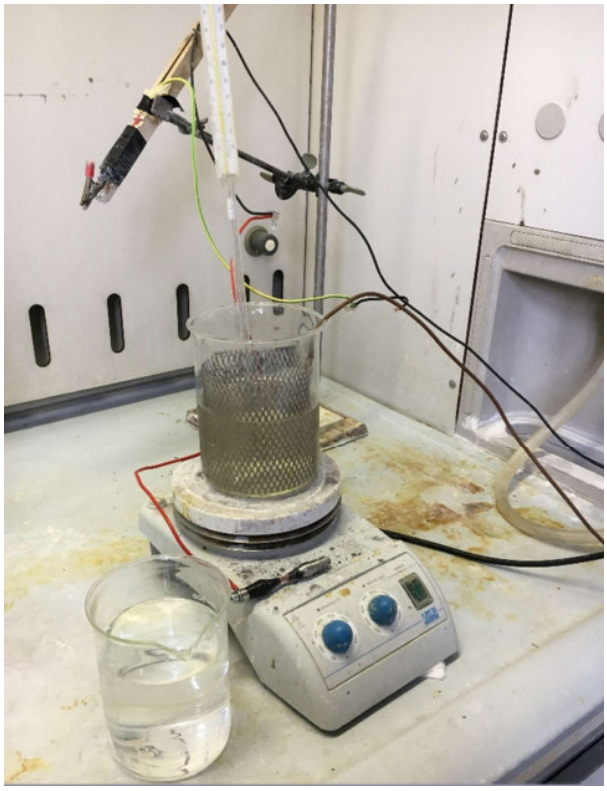


Figura 5.16: Apparato sperimentale per l'elettrolucidatura ad immersione.

I provini sono stati opportunamente schermati mediante del nastro isolante e dello smalto, in modo da lasciare scoperta la sola parte da lucidare. Sono stati praticati due riferimenti su una generatrice dei provini per consentire il corretto posizionamento dello strumento per l'analisi delle tensioni residue ed eseguire le acquisizioni sempre nel medesimo punto. Per applicare la differenza di potenziale necessaria, si è sfruttato l'afferraggio con foro filettato presente ad una estremità del provino, alla quale è stato avvitato il cavo elettrico, munito di capicorda ad occhiello, mediante una vite a brugola M5 (figura 5.17).

Figura 5.17: Provino schermato con nastro isolante e cablato per le operazioni di elettrolucidatura. Sono presenti due riferimenti lungo la generatrice per acquisire le tensioni residue sempre nella stessa zona.

È stato utilizzato un catodo autocostruito in Titanio platinato, a partire da un ritaglio di un anodo ad uso industriale per applicazioni galvaniche di precisione. Questo presenta un cospicuo strato di platino, infatti è stato depositato per immersione invece che con il classico sistema PVD. Il platino è noto per essere chimicamente inerte ed è consigliato per questo tipo di operazioni. Precedentemente era stato utilizzato un catodo in acciaio zincato con presenza di ruggine che entrava in soluzione e lasciava residui sui provini. Per l'applicazione della tensione è stato utilizzato un generatore esterno *TDK Lambda*^{TM}, che permette il raggiungimento di una tensione massima di 350 *V* e una corrente massima di 8,4 *A* (figura 5.17).

(a) (b)

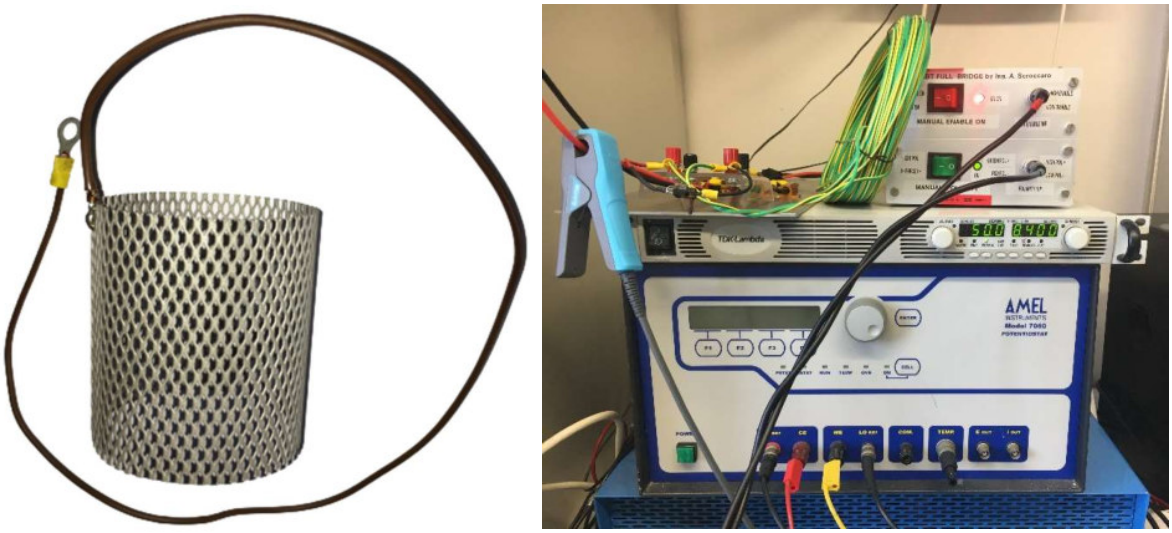


Figura 5.17: (a) catodo autocostruito in Titanio platinato; (b) generatore di tensione TDK Lambda^{TM}

Sono state eseguite varie prove per tarare il metodo, trovare i giusti parametri di tensione e corrente, il livello di agitazione della soluzione e soprattutto i tempi per asportare lo spessore desiderato. I provini ad essere stati sottoposti a questo trattamento e all'analisi delle tensioni residue sono il Flood_15 e il Cryo_08. Le distanze dalla superficie sono state valutate misurando la variazione di diametro Φ dei provini. Sono state effettuate, a una temperatura di 25 ± 1°C, 5 misurazioni del diametro per ogni punto sperimentale con un calibro centesimale *Mitutoyo*^{TM}, modello *CD-15APX*, tarato. La tensione impostata è di 50 *V* con una limitazione in corrente di 8,4 *A*. In figura 5.18 viene presentato un grafico che riporta la variazione di diametro in funzione del tempo di lucidatura. In tabella 5.3 i parametri adottati.

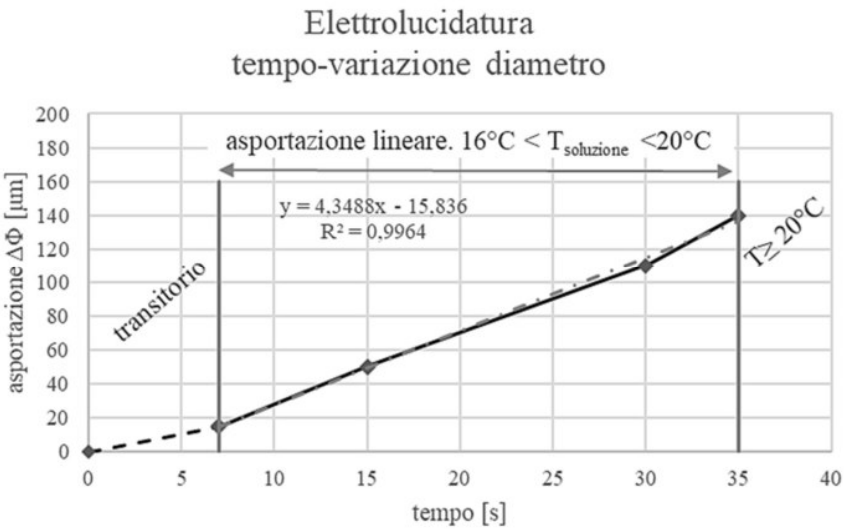


Figura 5.18: Asportazione del materiale in funzione del tempo di elettrolucidatura.

Flood_15										T, amb = 25°C
dist, teorica [µm]	Φ [mm]	ΔΦ [µm]	dist, vera [µm]	t, attacco [s]	V [V]	I [A]	$T_{i,\ soluzione}$ [°C]	$T_{f,\ soluzione}$ [°C]	ΔT [°C]	Osservazioni
0	4,60 4,60 4,61 4,60 4,60		0 ± 0							soluzione fredda da frigo, assenza di controllo preciso della temperatura. Catodo con gabbia in acciaio zincato, con presenza di ruggine.
media	4,602									
5	4,58 4,58 4,59 4,58 4,59	18,000	9 ± 3	12	50	8,4	≈10			
media	4,584									
15	4,55 4,56 4,56 4,55 4,56	28,000	23 ± 3	8	50	8,4	16	18	2	Controllo temperatura durante il processo. Agitazione soluzione quasi assente, agitazione provino 1 giro/s. Catodo con gabbia in Titanio platinato autocostruita.
media	4,556									
30	4,55 4,54 4,54 4,54 4,54	14,000	30 ± 2	7	50	8,4	16	18	2	
media	4,542									
80	4,43 4,44 4,43 4,43 4,43	110,000	85 ± 2	30	50	8,4	16	19	3	
media	4,432									
140	4,32 4,33 4,32 4,32 4,32	110,000	140 ± 2	30	50	8,4	16	19	3	
media	4,322									

Tabella 5.3: Parametri di processo e misurazioni della distanza dalla superficie per il provino Flood_15.

La temperatura della soluzione è stata di volta in volta portata a 16° C prima di iniziare il processo ed è stata misurata la temperatura finale, riscontrando aumenti anche di 4°C, in funzione del materiale asportato. Dal grafico di figura 5.18 si osserva che per tempi inferiori ai 7 secondi, si ha un transitorio iniziale. Al di sotto dei 20°C l'asportazione ha un andamento pressoché lineare con il tempo di elettrolucidatura, per temperature uguali o maggiori si nota invece una maggior MRR e la presenza di disomogeneità superficiali. Questo è dovuto alla diminuzione di viscosità della soluzione, al maggior moto delle cariche e alla riduzione dello spessore del film coinvolto nelle reazioni elettrochimiche, che tutti assieme causano un attacco più violento. La soluzione è stata messa in leggera agitazione con un'ancoretta e un agitatore magnetico. I provini sono stati mossi manualmente compiendo un moto circolare uniforme all'interno del becher con una velocità di circa 1 *giro/s*. Purtroppo il metodo è stato messo appunto anche man mano che si eseguivano le misurazioni e si acquisivano i dati riguardanti le tensioni residue, questo per mancanza di provini da sacrificare per la taratura. Dalla tabella 5.3 si evince infatti che le distanze ottenute differiscono da quelle volute anche di decine di micrometri. La soluzione elettrolitica adottata ha un elevata capacità di asportazione, difficile da controllare per piccoli spessori. È possibile migliorare il processo e ottenere più punti sperimentali adottando soluzioni chimiche differenti, riportate in [22, 70, 71]. In tabella 5.4 sono riportati i parametri di processo e le misurazioni del diametro ad ogni step per il provino Cryo_08.

Cryo_08										T_{amb} = 25°C
dist, teorica [μm]	**Φ** [mm]	**ΔΦ** [μm]	**dist, vera** [μm]	**t, attacco** [s]	**V** [V]	**I** [A]	**$T_{i,}$ soluzione** [°C]	**$T_{f,}$ soluzione** [°C]	**ΔT** [°C]	**Osservazioni**
0	4,60 4,59 4,60 4,60 4,59		0 ± 0							soluzione fredda da frigo, assenza di controllo preciso della temperatura. Catodo con gabbia in acciaio zincato, con presenza di ruggine.
media	4,596									
5	4,58 4,58 4,59 4,58 4,58	14,000	7 ± 2	10	50	8,4				
media	4,582									
15	4,51 4,51 4,51 4,51 4,51	72,000	43 ± 0	15	50	8,4				
media	4,510									
30	4,5 4,49 4,49 4,49 4,49	18,000	52 ± 2	7	50	8,4	16	18	2	Controllo temperatura durante il processo. Agitazione soluzione quasi assente, agitazione provino 1 giro/s. Catodo con gabbia in Titanio platinato autocostruita.
media	4,492									
80	4,44 4,44 4,44 4,43 4,44	54,000	79 ± 2	15	50	8,4	16	18	2	
media	4,438									
140	4,30 4,30 4,29 4,30 4,29	142,000	150 ± 3	35	50	8,4	16	20	4	
media	4,296									

Tabella 5.4: Parametri di processo e misurazioni della distanza dalla superficie per il provino Cryo_08.

5.4 Risultati tensioni residue

Le tensioni residue sono state acquisite mediante lo strumento *SpiderX*™ della ditta *GNR srl, Analytical Instruments Group,* con il metodo della diffrazione ai raggi X. La prima misurazione è stata eseguita sulla superficie dei provini Flood_15 e Cryo_08 così come ottenuta mediante le operazioni di tornitura. Per rimuovere le tracce di lubrorefrigerante e altri contaminanti sono stati lavati con dell'etanolo trasparente al 99% e asciugati con dell'aria compressa, senza mai toccare o sfregare la superficie di cui si vogliono determinare le tensioni. Pulire a fondo utilizzando anche solo un panno può alterare lo stato tensionale superficiale anche di parecchi *MPa*. Di volta in volta è stato rimosso uno strato anulare di materiale con spessore costante, come descritto nel precedente paragrafo. Ad ogni step si è eseguito un primo lavaggio per immersione in acqua distillata, per eliminare la soluzione elettrolitica rimasta sulla superficie, un secondo in alcool e infine sono stati asciugati con l'aria compressa. I provini sono stati posizionati sotto lo strumento XRD e serrati in una mini morsa, sempre con la stessa orientazione e le misurazioni sono state eseguite sempre nella medesima zona, aiutandosi con i due riferimenti creati su una generatrice degli stessi (figura 5.17). Si è cercato di indirizzare il fascio di raggi X nel punto di minimo diametro dei provini. La regolazione della distanza dello strumento dalla superficie da analizzare è stata effettuata di volta in volta agendo su una vite micrometrica posta sulla testa dello strumento e avvalendosi della distanza rilevata dal laser di puntamento.

I parametri adottati per ogni rilevazione sperimentale sono:

- tubo di raggi X al Cu
- tensione applicata di 40 *kV* e corrente di 90 μA
- filtro al Ni
- collimatore con diametro di 1 *mm*
- numero di punti sperimentali: 11
- tempo di acquisizione per ogni punto: 600 *s*
- angolo ψ da -40° a +40°
- scelta degli angoli mediante l'opzione *optimize* del software (il programma alterna un angolo positivo ed uno negativo in maniera ottimizzata)
- modulo elastico E = 115˙000 *MPa*, in accordo con [9, 15]
- coefficiente di Poisson ν = 0,33, in accordo con [9, 15]
- algoritmo Pearson VII no smooth con il metodo del centroide $(\sin\psi)^2$

Le analisi sono state eseguite con il software *Stress.NET*™.

In tabella 5.5 sono riportati risultati delle tensioni residue e sono graficate in figura 5.19.

Flood_15		**Cryo_08**	
$\boldsymbol{d}$ [μm]	$\boldsymbol{\sigma_r}$ [MPa]	$\boldsymbol{d}$ [μm]	$\boldsymbol{\sigma_r}$ [MPa]
0 ± 0	-492 ± 25	0 ± 0	-964 ± 27
9 ± 3	-214 ± 14	7 ± 2	-519 ± 16
23 ± 3	43 ± 13	43 ± 0	24 ± 12
30 ± 2	39 ± 8	52 ± 2	72 ± 14
85 ± 2	146 ± 12	79 ± 2	120 ± 11
140 ± 2	17 ± 12	150 ± 3	67 ± 12

Tabella 5.5: Risultati dell'analisi delle tensioni residue sui provini Flood_15.8.1-1 e Cryo_08.6.0-2

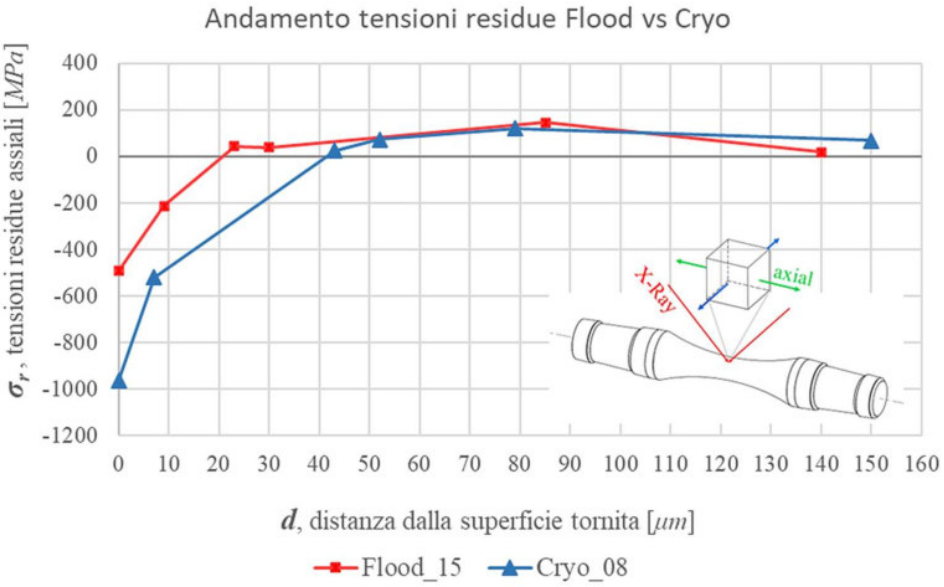


Figura 5.19: Andamento delle tensioni residue in funzione della distanza dalla superficie nei provini Flood_15. 8.1-1 e Cryo_08.6.0-2.

Il provino ottenuto mediante tornitura criogenica presenta una notevole tensione residua di compressione superficiale, σ_r = -964 ± 27 *MPa,* mentre il provino tornito tradizionalmente con lubrorefrigerante a base d'acqua ha una tensione di compressione superficiale che è grossomodo la metà, σ_r = -492 ± 25 *MPa.* Le tensioni del provino Cryo tendono ad annullarsi meno rapidamente del Flood, comunque entrambe vanno a 0 *MPa* entro 30÷40 *μm* dalla superficie. Il gradiente che si osserva è molto elevato se paragonato a quanto si riscontra normalmente in letteratura per processi di pallinatura su acciai e sulla lega Ti-6Al-4V AM [65, 66], ma anche in provini ottenuti mediante tornitura, nei quali le distanze coinvolte sono quasi un ordine di grandezza maggiori rispetto a quelle riscontrate [51]. Questo probabilmente è anche dovuto alla microstruttura equiassica particolarmente fine che caratterizza i provini forgiati oggetto della tesi, infatti il Titanio AM in genere mostra una microstruttura con la presenza di lamelle, comunque dipendente dai parametri di stampa e dai trattamenti termici eseguiti. Viene riportato un grafico per il confronto delle tensioni residue riscontrato su provini additive manufacturing della stessa forma e dimensione di quelli analizzati e ottenuti anch'essi mediate tornitura criogenica e tradizionale [39] (figura 5.20)

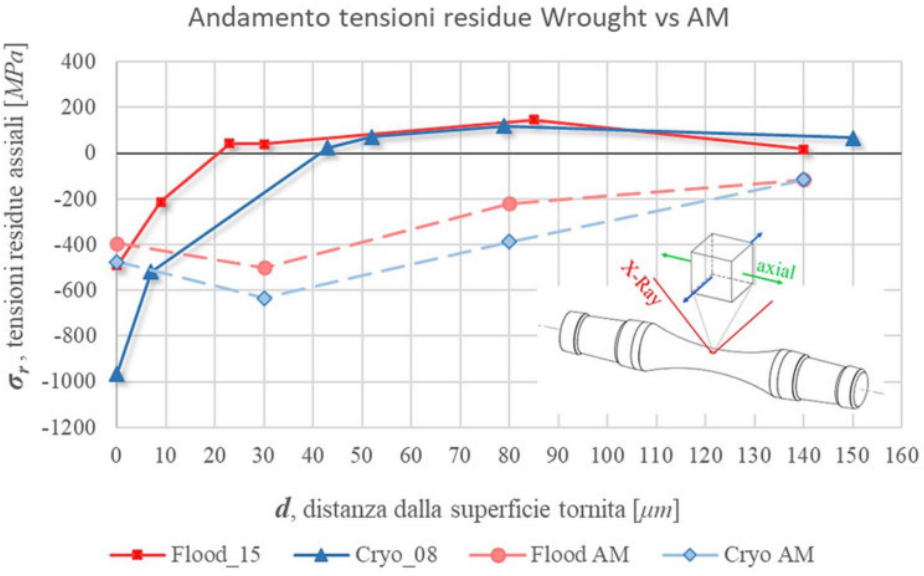


Figura 5.20: Andamento delle tensioni residue in funzione della distanza dalla superficie in provini forgiati e AM, entrambi realizzati sia mediante tornitura criogenica che tradizionale. Fonte dei dati per l'elaborazione grafica: [39]

Nei campioni AM di figura 5.20 si osserva un tipico andamento delle tensioni residue, che prevede un aumento in valore assoluto dello stato di compressione superficiale fino al raggiungimento di un massimo entro una distanza di pochi micrometri e poi una lenta diminuzione delle tensioni di compressione che tendono ad annullarsi. La massima compressione in genere non si ha in superficie, ma sperimentalmente si osserva all'interno del materiale e una spiegazione di questo fenomeno può essere datata dal fatto che la tornitura genera una cospicua quantità di calore che va a rilassare lo stato tensionale superficiale pur introducendo una forte compressione dovuta alle deformazioni di taglio. I campioni forgiati analizzati non presentano il caratteristico punto massimo di compressione all'interno del materiale, o comunque, se si suppone sia presente entro 7 micrometri dalla superficie, questo non è stato rilevato. Per aggiungere punti sperimentali è necessario affinare ulteriormente il metodo di lucidatura, utilizzando soluzioni elettrolitiche meno aggressive, che permettano un miglior controllo dell'asportazione o, in alternativa, utilizzare metodi di analisi più sofisticati. In tal caso, per misurare lo spessore di materiale asportato, non sarebbe più sufficiente affidarsi a metodi meccanici, bensì a strumenti ottici opportunamente calibrati o a macchine di misura a coordinate (CMM), in ambienti con temperatura controllata.
In figura 5.21 si notano le differenze microstrutturali tra un campione forgiato ed uno AM, entrambi in lega Ti-6Al-4V. Nel secondo sono evidenti le deformazioni delle lamelle dovute alla tornitura, completamente assenti nel provino wrought. Entrambi sono stati torniti mediante l'uso di azoto liquido.

(a) (b)

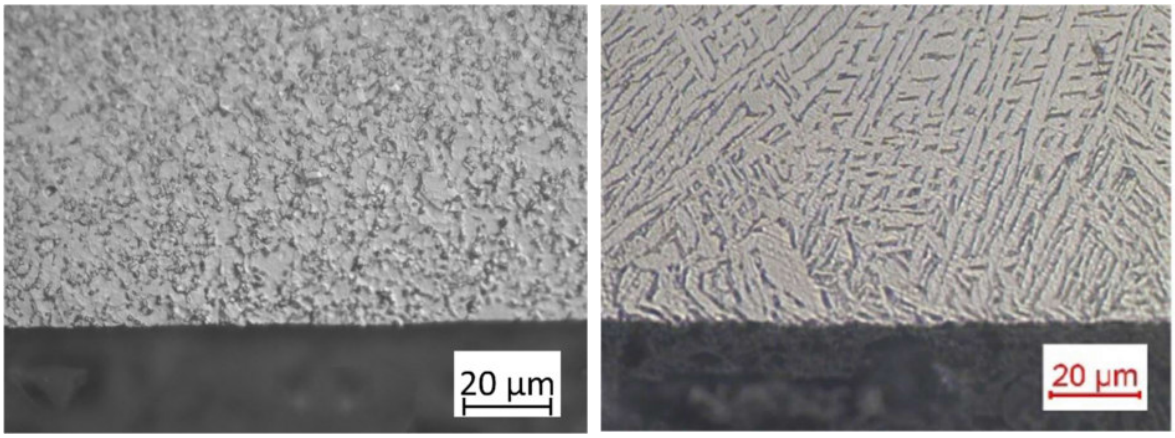


Figura 5.21: Provini in Ti-6Al-4V ottenuti mediante tornitura criogenica: (a) wrought con microstruttura equiassica fine e fase beta intergranulare. Provino Cryo_04. Attacco con: 10 ml HF ; 5 ml HNO_3 ; 85 ml H_2O. Ingrandimento 500x LM. (b) AM con microstruttura lamellare [39]. Attacco Kroll. Ingrandimento 500x LM.

CAPITOLO 6

PROVE A FATICA

6.1 Introduzione

La fatica dei metalli, e dei materiali in genere, è un fenomeno tutt'oggi molto studiato ed assume un ruolo fondamentale durante la fase di progettazione di componenti e strutture che in opera sono soggetti a carichi variabili nel tempo. Per fatica s'intende il progressivo danneggiamento del materiale causato da sollecitazioni ripetute nel tempo, che possono portare a rottura anche se la tensione massima applicata è inferiore a quella di snervamento. Un organo meccanico, un componente o una struttura, se soggetti a fatica, possono rompersi dopo molto tempo che sono in esercizio, proprio quando si considerano collaudati, in relazione al numero di cicli di carico che hanno subito. La rottura avviene di schianto anche per materiali duttili, senza segni premonitori. Si comprende dunque perché la fatica sia importante e non possa essere trascurata in fase progettuale. Non sempre però è facile conoscere o stimare le sollecitazioni variabili nel tempo a cui un organo meccanico sarà sottoposto e, come avviene nella statica, ci si avvale di opportuni coefficienti di sicurezza in base al danno che un cedimento imprevisto causerebbe su cose e persone. Anche giunti bullonati e saldature, ai quali si affida il compito di collegamento dei vari componenti di una struttura, possono essere soggetti a fatica, anzi, la presenza dei filetti nei primi e del piede o radice del cordone nelle seconde, costituiscono degli inneschi per il fenomeno. Le fasi che portano a rottura a fatica sono: l'innesco di una cricca, la propagazione di questa ad ogni ciclo e la rottura statica finale, quando la sezione residua resistente non regge più il carico applicato. Vi sono principalmente due approcci per affrontare la fatica. Il primo è la meccanica classica, che comprende la fatica oligociclica, per alti carichi e bassi cicli, e la fatica in controllo di tensione, per carichi più bassi ed elevato numero di cicli. Il secondo è quello della meccanica della frattura, che è considerato un metodo più avanzato rispetto alla meccanica classica e viene utilizzato molto spesso in campi ad alto rischio, perché va a stimare la vita residua di cricche già formate o supposte, valutando la loro propagazione. I cicli reali di carico possono avere un andamento nel tempo anche molto complesso e con ampiezze variabili; è comune però ricondursi a cicli semplificati, ad ampiezza variabile o, se possibile, ad ampiezza costante. Con riferimento al grafico di figura 6.1, i parametri caratteristici per definire un ciclo a fatica sono:

σ_{max} = tensione massima
σ_{min} = tensione minima
σ_m = $\frac{\sigma_{max}+\sigma_{min}}{2}$ = tensione media
$\Delta\sigma$ = $\sigma_{max} - \sigma_{min}$ = range di tensione
σ_a = $\frac{\sigma_{max}-\sigma_{min}}{2}$ = ampiezza di tensione
R = $\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ = rapporto di ciclo
N = numero di cicli
N' = 2N = numero di alternanze

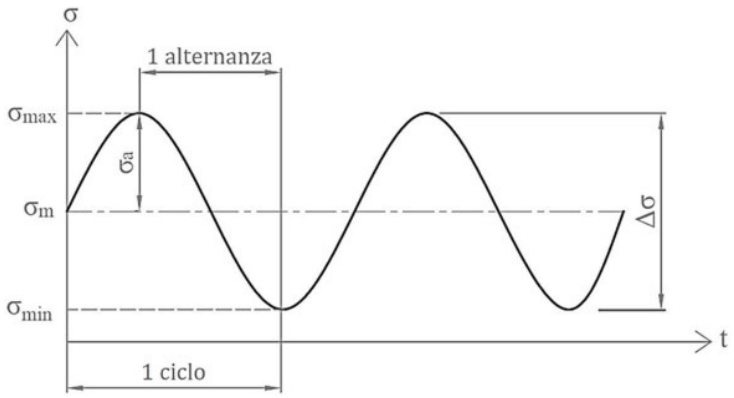


Figura 6.1: Ciclo di fatica

Storicamente uno dei primi studiosi della fatica dei materiali metallici fu Wöhler, un ingegnere tedesco che nella seconda metà dell'800 affrontò il problema della rottura imprevista su assali di treni, che in esercizio, per loro natura, sono soggetti a carichi ciclici. Portando a rottura per fatica dei componenti con rapporto di ciclo R = -1, ampiezze di tensioni differenti e contando poi il numero N di cicli, egli ricavò un diagramma simile a quello di figura 6.2.

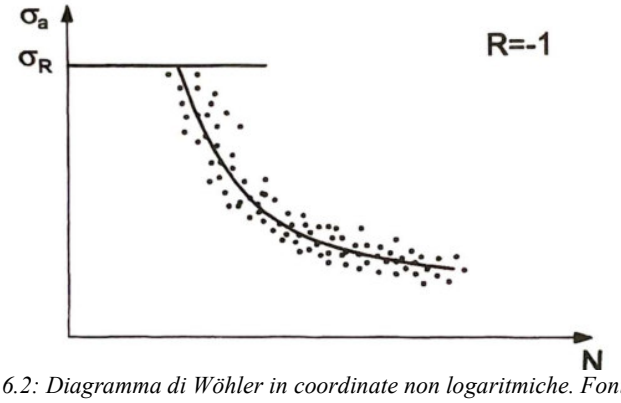


Figura 6.2: Diagramma di Wöhler in coordinate non logaritmiche. Fonte: [68]

Riportando i dati relativi alle prove a fatica in un grafico doppio logaritmico, si ottiene quello che comunemente è chiamato il diagramma di Wöhler (figura 6.3).

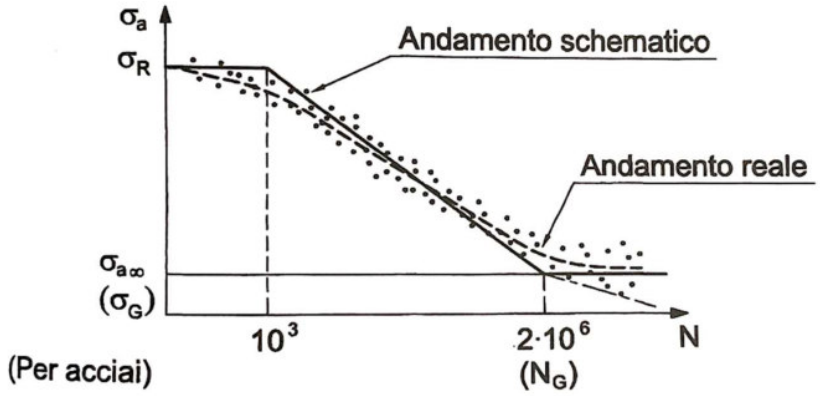


Figura 6.3: Diagramma di Wöhler in coordinate doppio logaritmiche. Fonte: [68]

I dati sperimentali vengono rappresentati mediante un andamento schematico. Si possono distinguere due zone: una a basso numero di cicli (LCF Low Cycle Fatigue) ed una ad alto numero di cicli (HCF High Cycle fatigue). Si osserva in molti metalli, compreso il Titanio, un asintoto orizzontale in corrispondenza del ginocchio alla tensione $\sigma_{a\infty}$, detta limite di fatica. Al di sotto di tale tensione si assume che i componenti sollecitati abbiano vita infinita, ovvero che non si rompano mai in esercizio qualunque sia il numero di cicli compiuti. È probabile invece che prima o poi si rompano, ma ad un numero di cicli talmente elevato che non è rilevabile sperimentalmente. Convenzionalmente il limite a fatica è posto ad un numero di cicli pari a $2{\cdot}10^6$, mentre il tratto orizzontale con tensione uguale a quella di rottura σ_R termina a 10^3 cicli. Alcuni metalli, quali l'alluminio, non presentano il limite a fatica. Il tratto centrale, in una qualsiasi curva a fatica, è un segmento rettilineo in coordinate doppio logaritmiche, caratterizzato dalla pendenza inversa k. Un generico punto della curva (N ; σ_a), per un numero di cicli superiore a 10^3, soddisfa la seguente:

$$\log_{10}(2 \cdot 10^6) - \log_{10}(N) = k \cdot [\log_{10}(\sigma_a) - \log_{10}(\sigma_{a\infty})] \tag{6.1}$$

Da cui la ben nota relazione di Basquin:

$$N \cdot {\sigma_a}^k = cost. \tag{6.2}$$

La curva di Wöhler è comunemente ricavata mediante prove a flessione rotante con rapporto di ciclo R = -1, in provini con diametro di 10 *mm*, lisci (privi di intagli) e lucidati. Si possono però utilizzare anche prove mediante flessione alternata o a trazione. Rapporti di ciclo diversi da -1 presentano una tensione media non nulla, che ovviamente influenza il limite a fatica e va a modificare la curva: il limite si abbassa per $\sigma_m > 0$, rimane invariato in un certo intervallo per $\sigma_m < 0$ e poi cala nuovamente per tensioni medie ancora più negative. Ci si avvale di diagrammi correttivi come quello di Haigh o Goodman-Smidth, in funzione della tensione media o del rapporto di ciclo. È bene definire come è stata ricavata la curva e dunque il limite a fatica, ad esempio per R = -1 si utilizza la notazione $\sigma_{a\infty,-1}$. Sono necessari molti punti sperimentali per ricavare accuratamente un diagramma di Wöhler e questi vengono interpolati tramite una regressione lineare ai minimi quadrati. Si assume che i vari punti presentino una distribuzione statistica log-normale (gaussiana in coordinate logaritmiche) dalla quale è possibile ricavare curve a varie probabilità di sopravvivenza, *PS*, il che equivale ad assumere un rischio d'errore pari a *PS* della funzione cumulativa dei punti sperimentali ad una data ampiezza di tensione o dualmente ad un dato numero di cicli (figura 6.4).

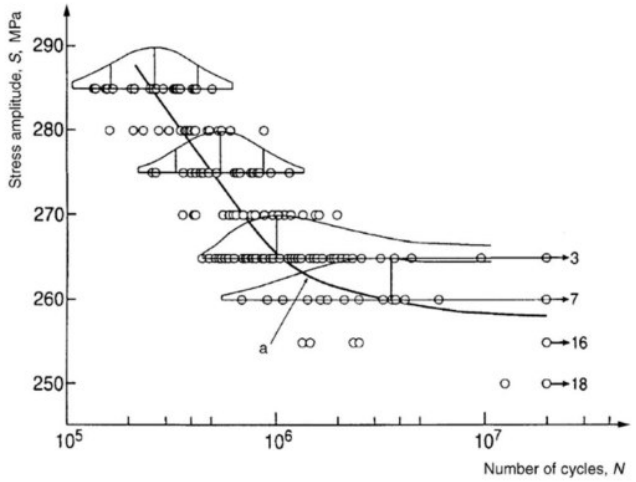


Figura 6.4: Distribuzione statistica log-normale dei punti sperimentali in un diagramma di Wöhler. Fonte: [73]

La curva media, ottenuta mediante la regressione, ha una *PS* del 50% ed è comune accompagnarla con delle bande di dispersione che corrispondono ad una *PS* = 90% e *PS* = 10%. Anche l'informazione sulla probabilità di sopravvivenza della curva va riportata nel diagramma per informare il progettista che deve fruirne. Un altro parametro statistico è T_σ, che identifica la dispersione dei dati di una curva a fatica. Questo dipende solo dalla deviazione standard dei punti sperimentali ad una data tensione e dalla pendenza inversa *k*, oltre che al fattore di copertura utilizzato per ricavare le probabilità di sopravvivenza. Esso è definito in un genico punto a numero di cicli N_A. Per gli acciai, un tipico valore dell'indice di dispersione è 1,5 [68].

$$T_\sigma \triangleq \frac{\sigma_{A,PS=10\%}}{\sigma_{A,PS=90\%}} \tag{6.3}$$

Nella figura 6.4 si notano alcuni punti sperimentali ad alti cicli e basso carico contrassegnati da una freccia. Si tratta di *runout*, ovvero componenti che non si sono rotti e per i quali, una volta arrivati ad un numero di cicli prefissato, si interrompe la prova.

Per i provini in Titanio forgiato della serie Flood e della serie Cryo, si vogliono ricavare le curve a fatica mediante flessione rotante, quindi con R = -1, ed in particolare valutare il limite di fatica per entrambe. Il numero di cicli assunto come runout è 10^7, in accordo con quanto riportato nelle usuali curve di questo materiale [3, 9].

6.2 Parametri che influenzano la vita a fatica

Il comportamento a fatica di un materiale viene studiato per le condizioni di laboratorio già accennate, in genere provini di diametro 10 *mm*, lisci, lappati o lucidati. I componenti e gli organi meccanici reali però non rispettano quasi mai queste condizioni, ne risulta un diverso comportamento a fatica in funzione a dei *parametri interni*, che tengono conto di come sono realizzati i pezzi, cioè delle caratteristiche intrinseche, e dei *parametri esterni*, che dipendono dalle condizioni di esercizio.

I parametri interni sono [68]:

1*i.* Materiale
2*i.* Dimensioni
3*i.* Finitura superficiale
4*i.* Forma
5*i.* Trattamenti superficiali e termici

I parametri esterni sono [68]:

1*e.* Tensione media
2*e.* Tipo di sollecitazione
3*e.* Modalità di variazione del carico
4*e.* Ambiente e temperatura
5*e.* Storia di carico

Si può pensare di tener conto di questi parametri utilizzando dei coefficienti peggiorativi k_* che vanno ad abbattere il limite di fatica e sono suggeriti dalla UNI 7670 o reperibili in letteratura. Sia $\sigma^*_{a\infty,-1}$ il limite di fatica di un componente reale, ottenuto con rapporto di ciclo uguale a quello della prova nelle condizioni di laboratorio (R=-1), dello stesso materiale dei provini, ma avente altre caratteristiche. Per i parametri interni si hanno k_d, che tiene conto delle dimensioni, k_l, per quanto riguarda la finitura superficiale e k_f per la forma. Per i parametri esterni si hanno k_v, per il tipo di sollecitazione e k_c per ambienti corrosivi. I coefficienti k_* assumono valore unitario in caso non si debba effettuare alcuna correzione. Si ha dunque:

$$\sigma^*_{a\infty,-1} = \frac{\sigma_{a\infty,-1}}{k_d \cdot k_l \cdot k_f \cdot k_v \cdot k_c} \tag{6.4}$$

I parametri non considerati nella 6.4 si correggono diversamente e saranno discussi in seguito. Per quanto riguarda i parametri interni, gli effetti di alcuni di questi, come la finitura e i trattamenti superficiali, che comprendono anche le tensioni residue, sono stati affrontati nei precedenti capitoli (§ 4.1, § 5.1). Sperimentalmente si osserva che le dimensioni dei componenti influenzano la vita a fatica e si ha una sorta di effetto scala. Se si considerano due provini di diametro diverso, a parità di tutte le altre condizioni, e sollecitati alla medesima tensione massima a flessione, si nota che il volume sollecitato da una stessa tensione media è maggiore nel provino più grande (figura 6.5). Un volume maggiore sollecitato ($\delta_2 > \delta_1$) corrisponde ad una probabilità più alta di incontrare difetti microstrutturali al suo interno, che possono fungere da innesco per la rottura a fatica.
Il fattore k_d è presente nella UNI 7670 e $k_d < 1$ per $d < 10$ *mm,* inoltre si ha che $1 < k_d < 1{,}5$.

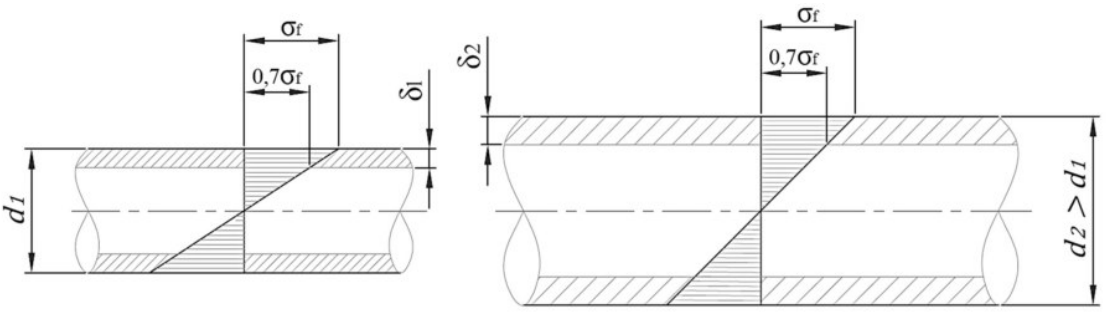


Figura 6.5: Influenza delle dimensioni sulla resistenza a fatica di un componente meccanico soggetto a flessione rotante.

Variazioni di forma, presenza di intagli e raccordi di vario tipo, influiscono molto sulla vita a fatica per la presenza della concentrazione delle tensioni. Il fattore k_f risulta essere minore del fattore teorico di concentrazione delle tensioni K_t (ricavabile dal diagramma del Peterson), poiché si verifica una ridistribuzione plastica delle tensioni in una zona vicino all'intaglio, secondo la teoria di Neuber. I due fattori, k_f e K_t, sono legati dalla seguente relazione:

$$k_f = q \cdot (K_t - 1) + 1 \quad ; \; 0 < q < 1 \tag{6.5}$$

Con q, *sensibilità all' intaglio,* che dipende a sua volta dal raggio di raccordo e dal materiale. Materiali alto-resistenziali aumentano la sensibilità di intaglio, mentre raggi di raccordo piccoli tendono a diminuirla, compensando il grande aumento di K_t. Si verifica che raggi di raccordo molto piccoli, al limite tendenti a zero, producono una forma indeterminata del fattore k_f, con K_t che tende all'infinito e q a zero. La teoria della meccanica classica non è applicabile in questi casi, ovvero per intagli molto piccoli che possono essere assimilabili a vere e proprie cricche, pertanto si ricorre alla meccanica della frattura.

Per quanto concerne i parametri esterni, la correzione del limite di fatica viene effettuata tramite i diagrammi di Haigh o Goodman-Smidth, in funzione della tensione media o del rapporto di ciclo. Il tipo di sollecitazione, assiale, flessione rotante o flessione piana, influisce sul volume effettivamente soggetto ad una data tensione e, come nel caso dell'effetto scala, la probabilità che inneschi una cricca aumenta in relazione al volume di materiale sollecitato. Nella modalità di carico assiale, il fattore di correzione assume il valore k_v = 1,1, mentre per flessione piana, k_v = 0,8 [68].

La modalità di variazione del carico, ovvero il tipo di onda, la frequenza, le pause, non influisce molto sulla fatica, a meno che non sia tale da produrre un riscaldamento locale. La storia di carico, invece, ha una certa rilevanza sulla vita a fatica di organi meccanici. Si tende spesso a trascurare tutto quello che i componenti hanno subito prima della messa in esercizio, ma i processi di fabbricazione, lavorazione e trasporto possono introdurre sollecitazioni, cicli di carico e tensioni residue non previste e di difficile quantificazione. Cicli di carico differenti, con diversa ampiezza di tensione, possono essere valutati per determinare la vita residua a fatica tramite un parametro di danno, nelle ipotesi di Miner. Si definisce danno il rapporto tra i cicli effettuati ad una certa ampiezza di tensione, rapporto di ciclo ecc. e il numero di cicli a fine vita per le medesime condizioni. Il contributo di vari danni costituisce il danno totale, che raggiunge un valore unitario a fine vita.

Le condizioni ambientali, la temperatura, e le sostanze acide o corrosive, diminuiscono drasticamente il limite a fatica. Un materiale alto-resistenziale subisce penalizzazioni superiori, con un fattore di corrosione k_c che può assumere valori elevati, anche maggiori di 4 per ambienti marini [58].

Si ritiene ora opportuno focalizzare l'attenzione sulle caratteristiche del materiale, o meglio sull'influenza che hanno la durezza e la microstruttura sulla resistenza a fatica, in particolare nelle leghe di Titanio. Ricavare le curve di Wöhler richiede un certo numero di provini, parecchio tempo e risorse economiche, per questo si sono cercate delle correlazioni tra il limite a fatica e proprietà meccaniche facilmente misurabili, come la durezza o la tensione di rottura, per una stessa classe di materiali. Si definisce *rapporto di fatica* R_f il rapporto tra il limite a fatica del materiale e la sua tensione di rottura σ_R:

$$R_f \triangleq \frac{\sigma_{a\infty,-1}}{\sigma_R} \tag{6.6}$$

In tabella 6.1 sono riportati alcuni valori del rapporto di fatica per vari materiali ad uso comune e il numero di cicli N_G (in accordo con il grafico di figura 6.3) per il quale si ha il limite di fatica. Si nota comunque una certa variabilità, che si attesta attorno al 20 ÷ 25% rispetto i valori medi che di solito si assumono. Ad esempio per l'acciaio si utilizza in genere R_f = 0,5, in accordo con la normativa, ma esso può variare tra 0,35 ÷ 0,60 [68].

Materiale	R_f	N_G
Acciaio	0,50	$2 \cdot 10^6$
Ghisa	0,40	$2 \cdot 10^6$
Ghise grigie	0,34÷0,46	$2 \cdot 10^6$
Leghe di rame	0,25÷0,50	10^8
Leghe di nichel	0,35÷0,50	10^8
Leghe di magnesio	0,35	10^8
Leghe di alluminio	0,40	$5 \cdot 10^8$
Titanio e le sue leghe	0,40÷0,65	$2 \cdot 10^6$

Tabella 6.1: Valori del rapporto di fatica per i materiali metallici più comuni. Fonte: [75]

Per il Titanio rimane valida una relazione ricavata per gli acciai che lega il limite a fatica con la durezza Vickers, come si vede in figura 6.6.

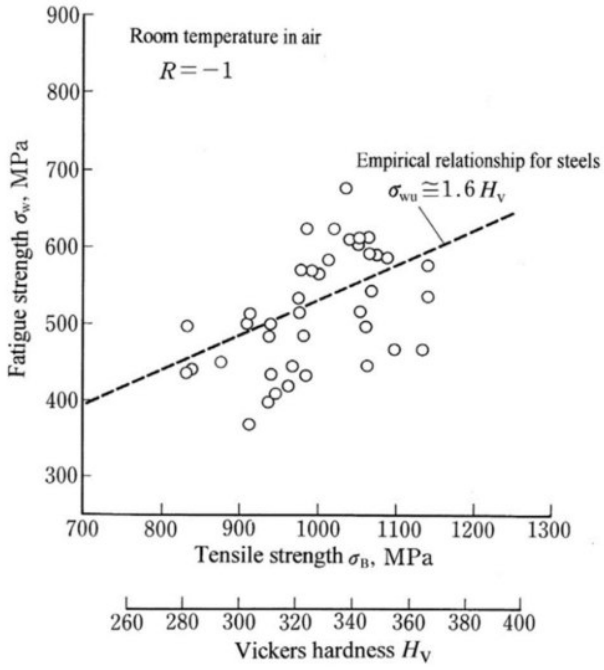


Figura 6.6: Relazione tra limite a fatica e durezza Vickers per leghe di Titanio, utilizzando il modello empirico valido per acciai. Fonte: [76]

Tale relazione è la seguente, con la tensione espressa in *MPa* e la durezza in $\frac{kg_f}{mm^2}$ [76]:

$$\sigma_{a\infty,-1} \cong 1{,}6 \cdot HV \tag{6.7}$$

In realtà questa relazione è stata ricavata per gli acciai e si basa su altre relazioni che vi sono tra durezza (sia Brinell che Vickers) e tensione di rottura. Dalle tabelle di conversione della EN ISO 18265:2013, ad esempio, si può estrapolare questo modello predittivo empirico, presente anche nei testi di metallurgia:

$$\sigma_R \cong 3{,}2 \cdot HV \tag{6.8}$$

Introducendo nella 6.8 il rapporto di fatica $R_f = 0{,}5$, valido per gli acciai, si ricava la 6.7. Per il Titanio e le sue leghe il rapporto di fatica medio rimane $R_f \cong 0{,}5$, ma quest'ultimo presenta una variabilità maggiore rispetto all'acciaio (25%) come si evince dal grafico di figura 6.6.

Per quanto riguarda la microstruttura, in particolare nelle leghe di Titanio, questa va ad influenzare il limite a fatica (figure 6.7, 6.8, 6.9), ma anche molte altre proprietà meccaniche, come riportato in tabella 6.2, a seconda che sia lamellare (comprendendo anche la duplex) o equiassiaca e in base alla dimensione dei grani/lamelle, cioè microstruttura fine o grossolana.

fine	grossolana	Proprietà	lamellare	equiassica
O	O	Modulo Elastico	O	+/–
+	–	Tensione di rottura	–	+
+	–	Duttilità	–	+
–	+	Tenacità a frattura	+	–
+	–	Innesco delle cricche a fatica	–	+
–	+	Propagazione delle cricche a fatica	+	–
–	+	Resistenza al creep	+	–
+	–	Superplasticità	–	+
+	–	Comportamento all'ossidazione	+	–

Tabella 6.2: Influenza della microstruttura sulle proprietà meccaniche nelle leghe di Titanio. Fonte: [3].

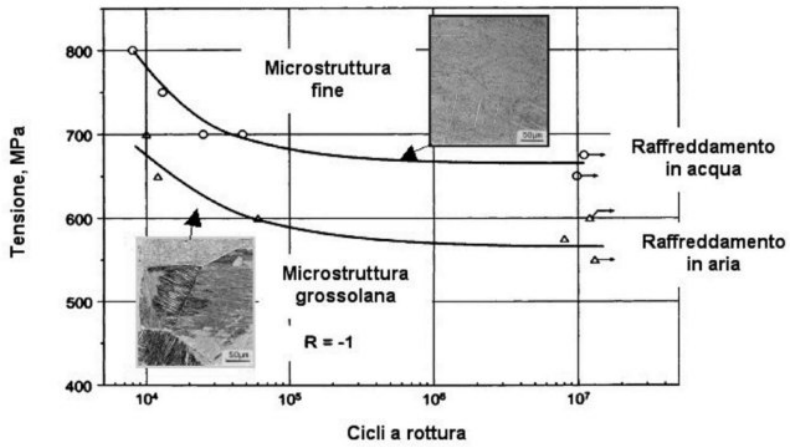


Figura 6.7: Influenza della microstruttura sul comportamento a fatica della lega Ti-6Al-4V con microstruttura lamellare ricotta e raffreddata in aria per ottenere una struttura grossolana o in acqua per una microstruttura fine. Fonte: [17]

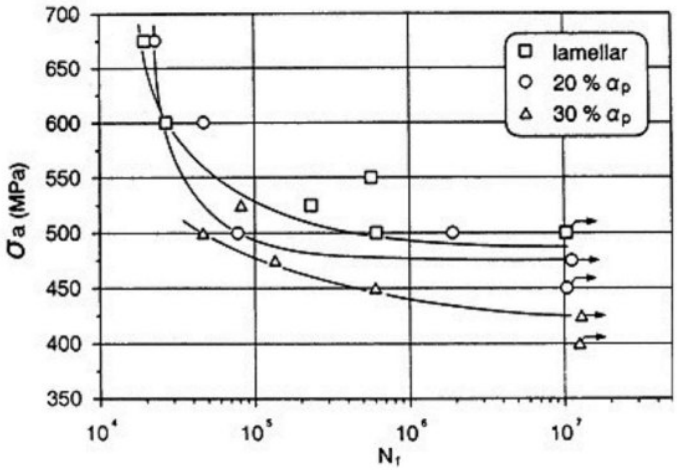


Figura 68: Influenza della microstruttura sul comportamento a fatica, R=-1, della lega Ti-6Al-4V con microstruttura bimodale in funzione della percentuale di fase α_p primaria equiassica. Fonte: [17]

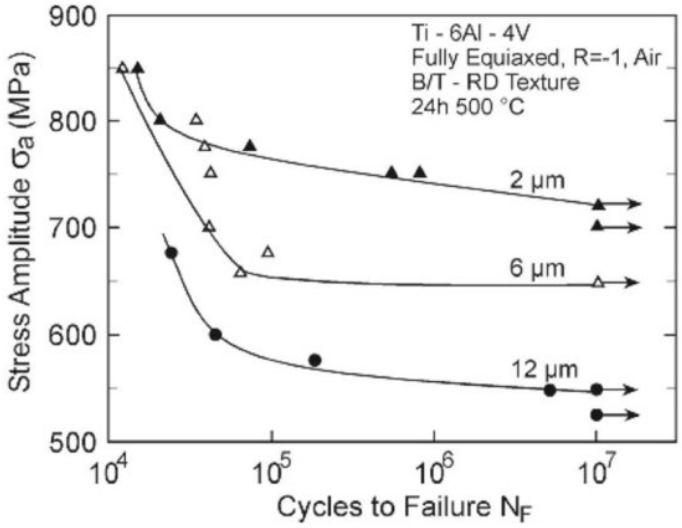


Figura 6.9: Influenza della dimensione dei grani α sul comportamento a fatica della lega Ti-6Al-4V con microstruttura equiassica. Fonte: [9]

Dai grafici precedenti si evince che la microstruttura di tipo equiassico è tra quelle che presenta una migliore resistenza a fatica. In particolare, nella figura 6.9, si osserva una forte dipendenza delle prestazioni in funzione della dimensione media del grano. Anche la pendenza inversa *k* della curva sembra essere influenzata dalla dimensione della fase α, risultando particolarmente elevata per grani di 2 μm. I provini in Titanio forgiato, oggetto della tesi, hanno una dimensione media dei grani α che è di circa 2,6 μm ed è stata stimata nel § 2.2.3.1. Dal grafico 6.9 ci si aspetta un limite a fatica di circa 700 *MPa.* Se la microstruttura di tipo equiassico fine sembra avere ottime caratteristiche a fatica, d'altro canto però ha una scarsa tenacità a frattura, come espresso qualitativamente nella tabella 6.2, e in particolare questa peggiora alla diminuzione della dimensione del grano (figura 6.10).

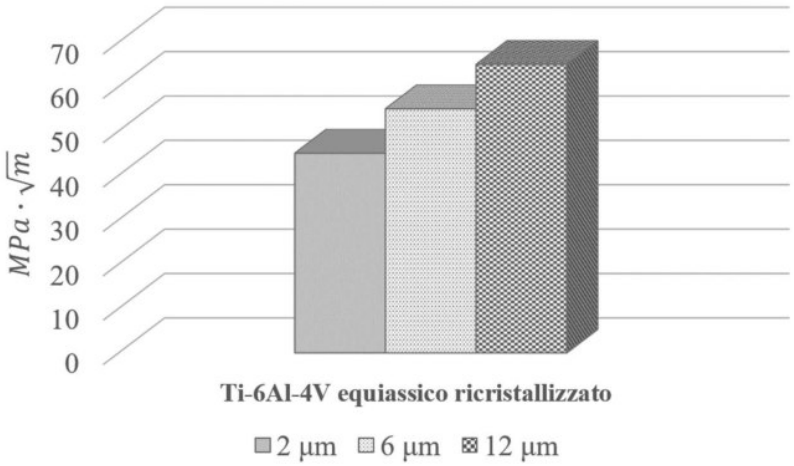


Figura 6.10: Influenza della dimensione dei grani di fase α sulla tenacità a frattura della lega Ti-6Al-4V con microstruttura equiassica completamente ricristallizzata.
Fonte per l'elaborazione grafica dei dati: [17]

La tenacità a frattura e la resistenza alla propagazione delle cricche risultano più elevate nelle microstrutture grossolane rispetto a quelle fini, poiché quest'ultime non deviano il percorso della cricca durante la sua propagazione. In microstrutture lamellari invece, specie se grossolane, si osserva una maggior tenacità a frattura, proprio perché la cricca deve superare i bordi grano delle colonie di lamelle e il suo percorso risulta deviato da quest'ultime.

Si vuole infine sottolineare che nel caso dei provini in Titanio forgiato si ha un effetto di concentrazione delle tensioni di circa l'1,3 % (K_t = 1,013 § 3.2) che si ritiene trascurabile e altri effetti superficiali come la finitura e le tensioni residue sono dovuti al solo processo di tornitura. Le prove che verranno eseguite metteranno in evidenza, se ci saranno, gli effetti dovuti al diverso tipo di lubrorefrigerazione e alla strategia di tornitura adottata, senza introdurre altre variabili rispetto alle condizioni standard di una prova a fatica a flessione rotante.

6.3 Banco prova a flessione rotante

6.3.1 Caratteristiche generali

Il laboratorio di costruzioni di macchine dell'Università di Padova è provvisto di un banco prova a flessione rotante. Esso è composto da tre macchine in parallelo, ciascuna con il proprio motore, tutte della ditta *METRO COM*^{TM}, *Comazzi Oscar*. Ogni macchina è costituita da due mandrini, sui quali vengono calettati i provini da testare, un motore e un sistema a bilanciere con due bracci per l'applicazione del carico (figure 6.11a, 6.11b, 6.11c).

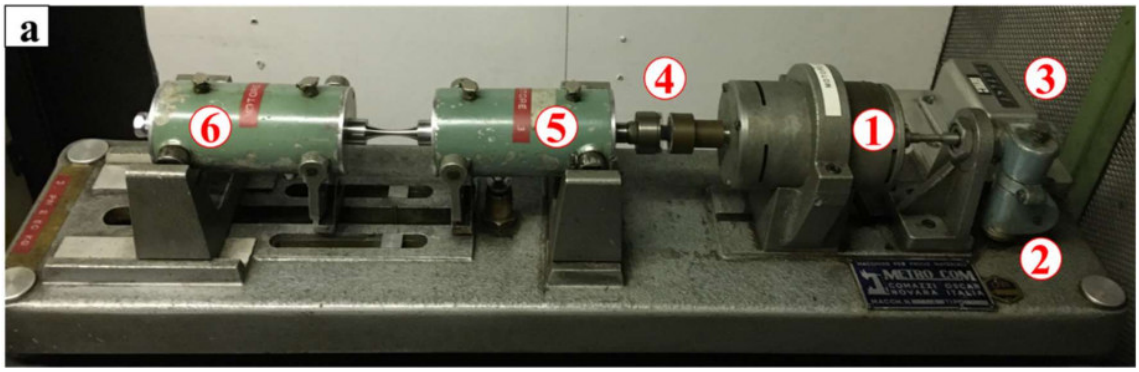


Figura 6.11a.: Macchina nella sua interezza. (1) motore 12˙000 giri/min; (2) riduttore meccanico di giri; (3) contagiri meccanico 1:100; (4) giunto elastico; (5) mandrino lato motore; (6) mandrino lato libero

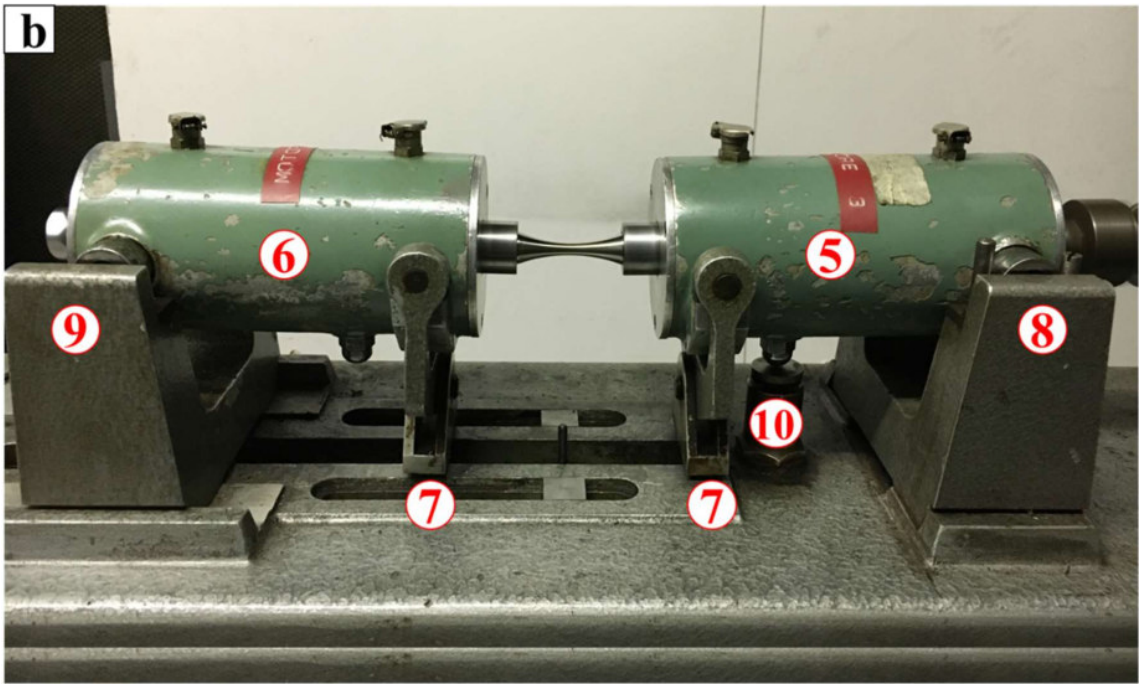


Figura 6.11b.: Dettaglio macchina: (7) bracci per l'applicazione del carico collegati ad un bilanciere ed un'asta porta pesi; (8) supporto mandrino lato motore con spine per vincolo assiale; (9) supporto mandrino lato libero senza vincoli assiali; (10) pulsante NC per l'arresto automatico a rottura avvenuta.

Figura 6.11c.: Sistema di carico sotto banco: (11) convertitore di frequenza elettromeccanico; (12) asta porta pesi con masse applicate; (13) molla di carico collegata al bilanciere

Le masse tarate, munite di apposita scanalatura, vengono alloggiate su un'asta porta pesi collegata ad una molla di carico. Quest'ultima trasmette la forza peso direttamente al bilanciere che la ripartisce in maniera equa a due bracci collegati ai due mandrini. La molla ha la funzione di ridurre al minimo le forze d'inerzia delle masse che si generano in caso di vibrazioni dovute a una non perfetta coassialità delle parti rotanti, che introdurrebbero fluttuazioni importanti ed impulsive del momento flettente applicato ai provini. Tramite un dado godronato e un controdado è possibile fissare in posizione la molla nella configurazione assunta dopo l'applicazione del carico, in modo da utilizzare le masse in un'altra macchina (figura 6.11c). Il carico massimo è bene che sia inferiore ai 25 *kg* [38] e la lunghezza dei provini deve rispettare le caratteristiche descritte nel manuale della macchina, ovvero 80 *mm* o 95 *mm*, poiché il bilanciere permette di ottenere la verticalità dei bracci con queste due dimensioni. Sono ammesse piccole variazioni di lunghezza, ma è necessario verificare che l'inclinazione dei bracci non introduca uno sforzo assiale sul provino, alterando il rapporto di ciclo della prova [39]. Il calettamento dei provini e la relativa procedura sono descritti passo passo nell'appendice *B*. Il provino viene fissato tramite un accoppiamento conico e un tirante filettato in entrambi i mandrini. Il mandrino lato motore poggia su un supporto ed è mantenuto in posizione da delle spine, di cui una rimovibile per facilitare la fase di posizionamento dei mandrini con il provino calettato. Il mandrino lato libero, invece, poggia su un supporto che gli permette dei movimenti assiali *(*figura 6.12a, 6.12b). Il moto rotatorio viene generato da un motore elettrico (uno per ogni macchina) che ha una velocità di rotazione *n* di circa 12˙000 *giri/min*, che corrisponde ad una frequenza *f* di 200 *Hz*

$$n\left[\frac{giri}{min}\right] = 60 \cdot f[Hz] \tag{6.9}$$

Per ottenere una tale velocità viene adottato un convertitore di frequenza elettromeccanico posto sotto al banco prova, in modo da aumentare la frequenza di rete, infatti il numero di giri di un motore elettrico è legato a quest'ultima e al numero di coppie polari dell'avvolgimento. Il numero di cicli *N*, che esegue il provino fino a rottura, viene letto da un contagiri meccanico con un riduttore di giri a monte, che consente di ottenere un rapporto di riduzione 1:100, ovvero un'unità del contatore corrisponde a 100 cicli del provino. A rottura avvenuta i mandrini cadono verso il basso e quello lato motore aziona un pulsante NC che permette l'arresto automatico del motore (figura 6.11b, (10)). Grazie all'inerzia dell'intero sistema rotante si osserva che il provino compie all'incirca 1˙500 ± 200 *giri* (a seconda dell'usura dei cuscinetti e della macchina) prima di arrestarsi completamente e di questo si dovrà tenerne conto correggendo il numero di cicli *N* letto dal contatore. I mandrini con il provino montato vanno trasportati e posizionati sulla macchina con attenzione in modo da non provocare urti. Prima di eseguire la campagna prove sono

state revisionate le macchine 1e 3, sostituendo i cuscinetti dei mandrini. Un'eccessiva usura dei cuscinetti genera rumore, vibrazioni indesiderate che creano fluttuazioni del momento flettente applicato, aumento notevole della temperatura e sovraccarico del motore. Quest'ultimo è comunque protetto da un magnetotermico differenziale a monte di tutto l'impianto e da un relè termico dedicato, posto all'interno del quadro elettrico. L'eccentricità dei mandrini è stata controllata con un comparatore prima e dopo la sostituzione dei cuscinetti. In figura 6.12 si vede l'albero dei mandrini smontato con i cuscinetti usurati.

Figura 6.12: Cambio cuscinetti: a sx il mandrino smontato con coperchi di estremità e sistema reggispinta a molle; a dx albero del mandrino e cuscinetti smontati in dettaglio, si nota la gabbia in bachelite frantumata.

I cuscinetti sostituiti sono i *6304-TB-P63* della *FAG*™ con diametro interno di 20 *mm* (04·5), diametro esterno di 52 *mm*, gabbia in bachelite e classe *C3*, che consente un gioco radiale maggiorato per evitare il grippaggio dovuto alle dilatazioni ad alte temperature.
In tabella 6.3 le oscillazioni dei mandrini misurate prima e dopo la sostituzione e in due punti diversi con il comparatore.

		Prima della sostituzione		**Dopo la sostituzione**	
Macchina	**Mandrino**	Δ_A^* [*mm*]	Δ_B^{**} [*mm*]	Δ_A^* [*mm*]	Δ_B [*mm*]
3	lato motore	0,03	≈ 0,035	0,02	≈ 0,025
	lato libero	0,02	≈ 0,025	0,01	0,01
2	lato motore	0,01	0,01		
	lato libero	0,01	0,01		
1	lato motore	0,02	≈ 0,025	0,01	0,01
	lato libero	0,01	0,01	0,01	0,01

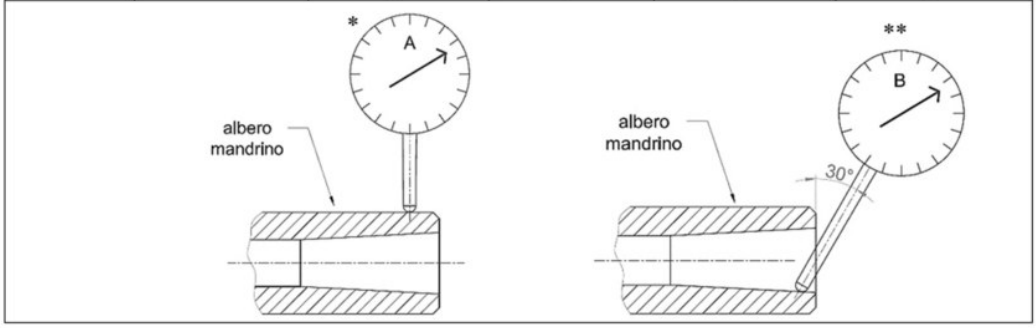


Tabella 6.3: Misurazione dell'eccentricità degli alberi dei mandrini prima e dopo la sostituzione dei cuscinetti

I mandrini presentano due oliatori ciascuno, in corrispondenza dei cuscinetti, e un tappo a vite per lo scarico dell'olio in eccesso, che nel mandrino lato motore viene sfruttato per azionare il pulsante di arresto automatico. Vengono aggiunte un paio di gocce d'olio ogni 30÷40 ore di funzionamento. È importante non esagerare con l'olio perché il suo sbattimento e l'attrito viscoso che si genera ad alti giri, va ad aumentare la temperatura, influendo negativamente sulla vita dei cuscinetti [38]. Al termine della campagna prove è stata eseguita l'oliatura e controllato lo stato dei cuscinetti con esito positivo per tutte le macchine, eccetto la numero 2, che presenta un problema sul cuscinetto del motore vero e proprio, che genera vibrazioni, e pertanto si è deciso di non utilizzarla. Una prova a flessione rotante può richiedere pochi minuti per la zona LCF della curva a fatica o molte ore per la zona HCF. Il raggiungimento del runout, assunto di 10^7 cicli, richiede circa 14 *h* ($10^7/12\dot{}000 \approx 833{,}3$ *min* ≈ 13 *h* e 53 *min*). Non essendo presente un sistema di arresto automatico al raggiungimento di un dato numero di cicli, e poiché i cuscinetti si usurano molto velocemente, si è deciso di non utilizzare le macchine di notte; infatti un provino che non dovesse rompersi supererebbe di molto il numero di cicli a runout prefissato, fintanto che l'operatore non intervenga il giorno seguente a spegnere manualmente la macchina. Una prova può durare complessivamente anche tre giorni. Per ovviare a questo problema si è proposto di modificare in futuro lo schema elettrico di funzionamento introducendo dei temporizzatori elettromeccanici che consentano il raggiungimento di un prefissato numero di cicli, prevedendo che questa funzione possa essere abilitata o disabilitata attraverso un selettore per ogni motore sul quadro di controllo, in modo da escludere il sistema in caso di guasto o esigenze particolari. Tale soluzione, con componenti elettromeccanici, permette di contenere i costi e gli spazi (già limitati) all'interno del quadro e di garantire un funzionamento anche in presenza di disturbi elettromagnetici generati dai cavi provenienti dal convertitore di frequenza, che possono creare malfunzionamenti nei dispositivi digitali. Si sfrutterebbero inoltre i contatti ausiliari dei teleruttori già presenti. Il trasformatore per il circuito a bassa tensione per la logica cablata risulta adeguatamente dimensionato. L'accensione della macchina avviene, secondo figura 6.13, dando tensione al quadro tramite il sezionatore generale, avviando il convertitore elettromeccanico ed infine premendo il pulsante di marcia per il motore desiderato.

Figura 6.13: quadro di comando per il banco prova a flessione rotante, composto di un interruttore generale trifase, degli avviamenti di tipo start e stop per i motori e per il convertitore di frequenza, infine un fungo di emergenza e una spia in caso di intervento di un relè termico.

6.3.2 Calcolo dei carichi da applicare

Esistono principalmente due tipologie di prove a fatica a flessione rotante: a sbalzo o a quattro punti. La prima prevede un solo mandrino che afferra il provino da una estremità e lo mette in rotazione, mentre l'altra estremità risulta a sbalzo e caricata mediante un cuscinetto. Si ha il diagramma del momento flettente tipico del modello trave a sbalzo. Una sola sezione del provino risulta sollecitata dal momento flettente massimo. Il banco prova a disposizione nel laboratorio di costruzioni di macchine dell'Università di Padova prevede invece la flessione rotante a quattro punti. Questo sistema è costituito da due mandrini che afferrano il provino da entrambe le estremità e lo mettono in rotazione. Il sistema costituito da mandrini e provino può essere schematizzato come un'unica trave, la quale presenta due vincoli di tipo appoggio-appoggio, in corrispondenza dei supporti dei mandrini, e risulta essere caricata in due punti, in corrispondenza degli attacchi per i bracci del bilanciere (§ 6.3.1, figure 6.11). Una trave così caricata e vincolata si dice soggetta a flessione a quattro punti. Il diagramma del momento flettente risulta costante tra i due punti di applicazione del carico e quindi costante lungo tutto il provino. In figura 6.14 vi è una schematizzazione della macchina a flessione rotante a quattro punti con riportato il diagramma del momento flettente e del taglio.

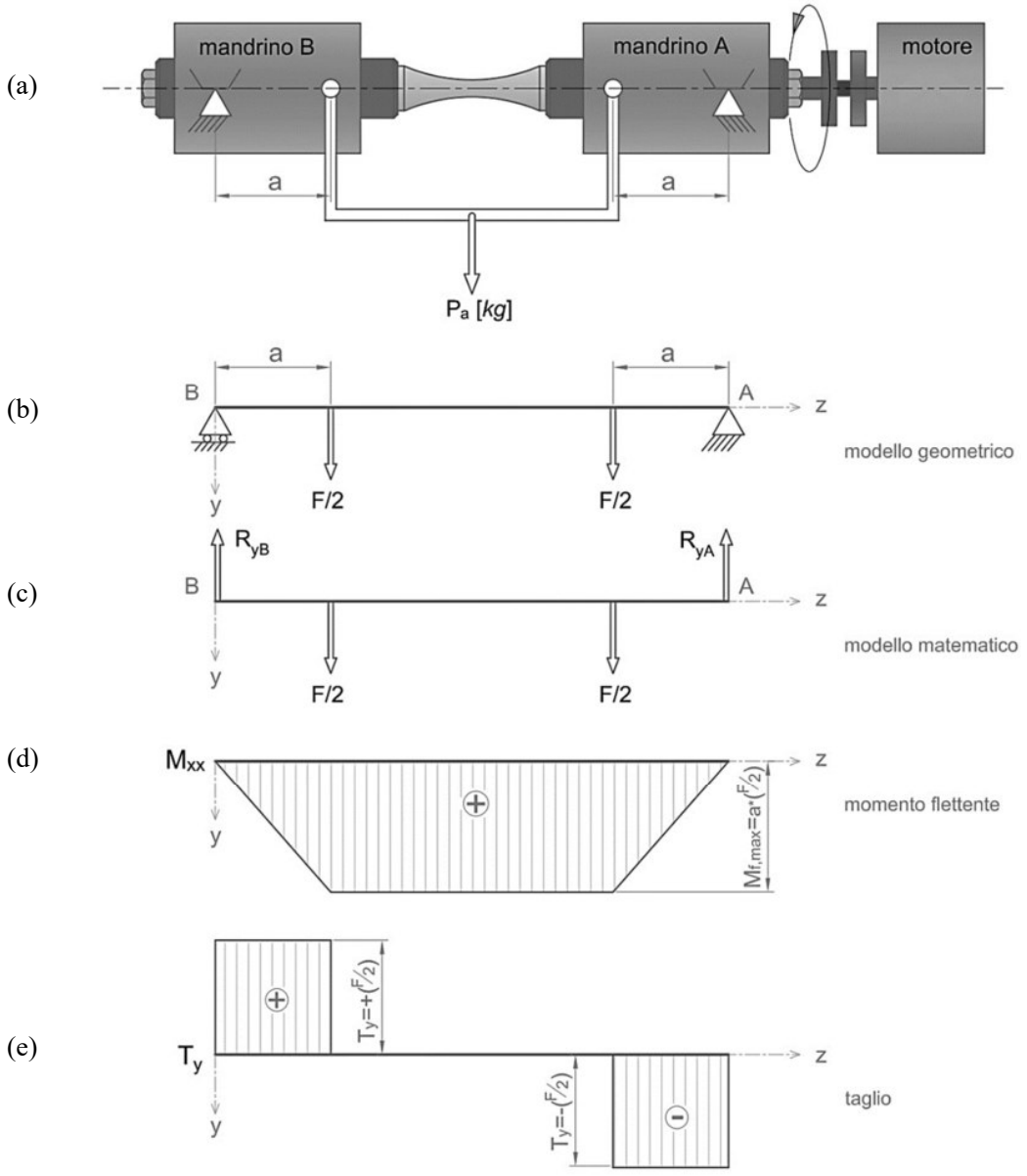


Figura 6.14: Funzionamento macchina a flessione rotante: (a) schematizzazione della macchina reale; (b) modello geometrico; (c) modello matematico; (d) diagramma del momento flettente; (e) diagramma del taglio

Siano:

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} = σ_{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

La forza totale F che agisce è data dal carico applicato P_a ma anche dal contributo del peso dei mandrini, dei bracci di carico, del bilanciere e dell'asta porta peso. Tale carico è denominato P_m ed è determinato sperimentalmente durante la fase di taratura statica della macchina, mediante un provino estensimetrato. L'ultima taratura è stata eseguita nel 2006 e il rapporto di prova dichiara i seguenti valori per le varie macchine (tabella 6.4).

P_{m1}, macchina 1 [kg]	**P_{m2}, macchina 2** [kg]	**P_{m3}, macchina 3** [kg]	**P_m, valore medio** [kg]
2,56 ± 0,02	2,55 ± 0,02	2,50 ± 0,02	2,53

Tabella 6.4: carichi dovuti agli organi della macchina determinati sperimentalmente a seguito di taratura. Fonte: [38]

È prassi utilizzare il valore medio per ogni macchina, come suggerito nel manuale [38], poiché gli errori introdotti sono trascurabili e rientrano nella dispersione statistica della curva a fatica che si ricava. È stato pertanto assunto P_m = 2,53 kg.

La forza totale è dunque: (6.10)

$$F = g \cdot (P_a + P_m)$$

Con riferimento alla figura 6.14, le reazioni vincolari lungo y valgono:

$$\overrightarrow{R_{yA}} = \overrightarrow{R_{yB}} = -\frac{\vec{F}}{2} \tag{6.11}$$

La distanza tra gli appoggi e il punto di applicazione del carico sul mandrino è a = 100 mm [38] e il momento flettente in funzione di z sarà dunque:

$$M_{xx}(z) = \begin{cases} \dfrac{F}{2} \cdot z & per\ z < a \\ \dfrac{F}{2} \cdot z - \dfrac{F}{2} \cdot (z - a) = \dfrac{F}{2} \cdot a & per\ a \le z < (|\overline{AB}| - a) \\ \dfrac{F}{2} \cdot z - \dfrac{F}{2} \cdot (z - a) - \dfrac{F}{2} \cdot (z - |\overline{AB}| + a) = \dfrac{F}{2} \cdot (|\overline{AB}| - z) & per\ (|\overline{AB}| - a) \le z < |\overline{AB}| \end{cases} \tag{6.12}$$

Il momento flettente massimo è costante lungo tutto il provino e, dalla 6.10, vale:

$$M_{f,max} = \frac{F}{2} \cdot a = \frac{g \cdot (P_a + P_m)}{2} \cdot a \tag{6.13}$$

Il taglio in modulo vale:

$$T_y = \frac{F}{2} \tag{6.14}$$

Considerando la figura 6.15, si osserva il moto del punto *P* sulla superficie del provino. Esso si muove con velocità angolare ω in sincrono con i mandrini.

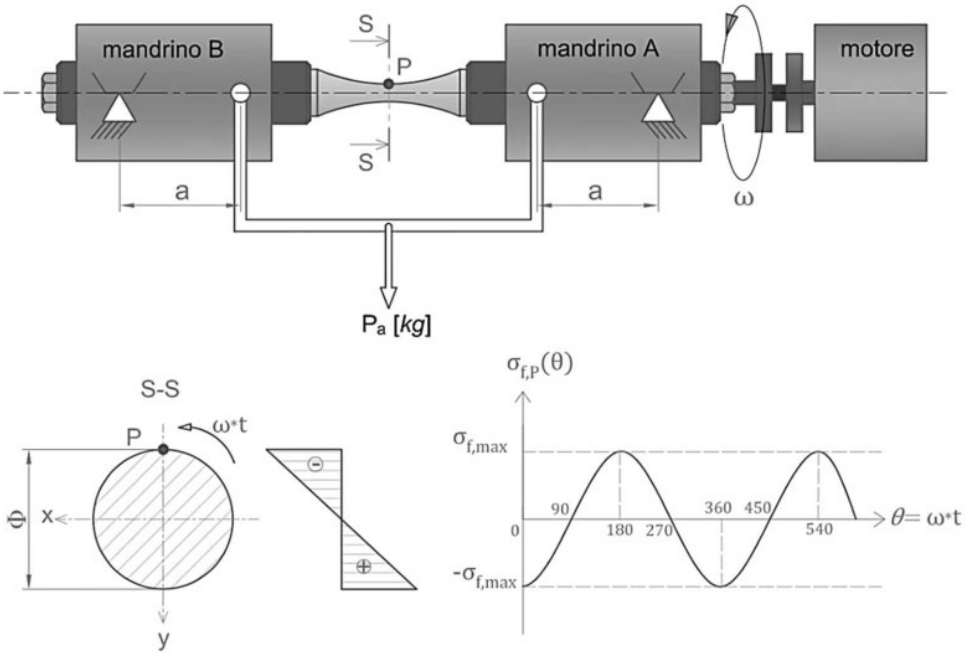


Figura 6.15: Ciclo a fatica con andamento sinusoidale riferito ad un punto P sulla superficie del provino.

Il momento d'inerzia della sezione resistente, rispetto l'asse x, e il modulo di resistenza flessionale possono essere così calcolati:

$$J_{xx} \triangleq \int_A y^2 \cdot dA = \pi \frac{\Phi^4}{64} \tag{6.15}$$

$$W_f = \frac{J_{xx}}{\Phi/2} = \pi \frac{\Phi^3}{32} \tag{6.16}$$

La tensione in funzione di *y* dovuta alla flessione, dalla formula di Navier e utilizzando la 6.13, risulta:

$$\sigma_{zz}(y) = \frac{M_{f,max}}{J_{xx}} \cdot y \tag{6.17}$$

$$\sigma_{f,max} = \sigma_a = \frac{M_{f,max}}{W_f} = \frac{g \cdot (P_a + P_m) \cdot a}{2 \cdot W_f} \tag{6.18}$$

Un generico punto *P* sulla superficie del provino è soggetto dunque ad un carico ciclico con ampiezza pari alla tensione massima $\sigma_{f,max}$ e legge sinusoidale con pulsazione ω:

$$\sigma_{f,P}(t) = \sigma_a \cdot \sin(\omega t) \tag{6.19}$$

Il rapporto di ciclo è:

$$R \triangleq \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{-\sigma_{f,max}}{\sigma_{f,max}} = -1 \tag{6.20}$$

Per eseguire una prova a fatica è necessario scegliere l'ampiezza di tensione con cui sollecitare il provino e in base a questa determinare il carico da applicare sull'asta porta pesi. La massa complessiva P_a, secondo la 6.18 è dunque:

$$P_a = \frac{2 \cdot W_f \cdot \sigma_a}{g \cdot a} - P_m \tag{6.21}$$

Infine esplicitando il diametro del provino tramite la 6.16, si ottiene la relazione fondamentale per l'utilizzo del banco prova a fatica, con P_m = 2,53 *kg*.

$$\boxed{P_a = \frac{2 \cdot \left(\frac{\pi}{32}\Phi^3\right) \cdot \sigma_a}{g \cdot a} - P_m} \tag{6.22}$$

Durante le prove può risultare utile la consultazione di una tabella che riporti i carichi da applicare in funzione della tensione a cui si vuole testare il provino, caratterizzato da un certo diametro nominale. Nella pratica tuttavia è consueto misurare il diametro reale di ogni singolo provino e, tramite la 6.22 implementata su un foglio di calcolo, viene ricavato il carico P_a. Il carico massimo applicabile è bene che sia inferiore a 25 *kg* [38].

$P_a = \frac{2 \cdot \left(\frac{\pi}{32}\Phi^3\right) \cdot \sigma_a}{g \cdot a} - P_m$				a = 100 *mm* g = 9,81 *m/s²* P_m = 2,53 *kg* **Φ = 4,5 *mm***	
σ_a [*MPa*]	P_a [*kg*]	σ_a [*MPa*]	P_a [*kg*]	σ_a [*MPa*]	P_a [*kg*]
300	2,942	510	6,772	720	10,602
310	3,124	520	6,954	730	10,784
320	3,306	530	7,137	740	10,967
330	3,489	540	7,319	**750**	11,149
340	3,671	**550**	7,501	760	11,332
350	3,854	560	7,684	770	11,514
360	4,036	570	7,866	780	11,696
370	4,218	580	8,049	790	11,879
380	4,401	590	8,231	**800**	12,061
390	4,583	**600**	8,413	810	12,244
400	4,766	610	8,596	820	12,426
410	4,948	620	8,778	830	12,608
420	5,130	630	8,961	840	12,791
430	5,313	640	9,143	**850**	12,973
440	5,495	**650**	9,325	860	13,155
450	5,678	660	9,508	870	13,338
460	5,860	670	9,690	880	13,520
470	6,042	680	9,872	890	13,703
480	6,225	690	10,055	**900**	13,885
490	6,407	**700**	10,237	910	14,067
500	6,589	710	10,420	920	14,250

Tabella 6.5: Carichi da applicare ad un provino con diametro nominale Φ=4,5 mm in funzione della tensione di prova.

Figura 6.16: Masse tarate a disposizione per il banco prova a flessione rotante

Masse tarate [*kg*]	n°masse	Scanalatura per asta	Tipologia	Materiale
10,000	1	SI	Disco	Acciaio
5,000	2	SI	Disco	Acciaio
3,358	1	SI, non specifica	Disco	Acciaio
3,353	1	SI, non specifica	Disco	Acciaio
2,008	1	SI	Disco	Acciaio
2,003	1	SI	Disco	Acciaio
2,001	1	SI	Disco	Acciaio
1,000	1	SI	Disco	Acciaio
1,000	1	NO	Blocchetto	Ottone nichelato
0,998	1	SI	Disco	Alluminio
0,997	2	SI	Disco	Alluminio
0,532	2	SI	Disco	Alluminio
0,528	1	SI	Disco	Alluminio
0,500	1	SI	Disco	Acciaio
0,500	2	NO	Blocchetto	Ottone nichelato
0,200	2	SI	Disco	Alluminio
0,200	2	NO	Blocchetto	Ottone nichelato
0,100	1	SI	Disco	Alluminio
0,100	15 (5+10)	NO	Blocchetto	Ottone cromato Ottone lucido
0,050	17 (7+10)	NO	Blocchetto	Ottone cromato Ottone lucido
0,020	18 (8+10)	NO	Blocchetto	Ottone cromato Ottone lucido
0,010	18 (8+10)	NO	Blocchetto	Ottone cromato Ottone lucido
0,005	17 (7+10)	NO	Blocchetto	Ottone cromato Ottone lucido
n°masse totali: 109				

Tabella 6.6: Masse tarate a disposizione per il banco prova a flessione rotante

6.4 Determinazione sperimentale delle curve di Wöhler

6.4.1 Staircase method

Per la determinazione sperimentale del limite di fatica, la normativa ISO 12107 prevede l'utilizzo di un metodo chiamato S*taircase*. Per la sua applicazione è necessaria una stima del valore del limite di fatica del materiale che si vuole testare e della sua deviazione standard. Si assume poi un incremento di tensione *d* (stress step), abbastanza prossimo alla deviazione standard stimata del limite di fatica. In mancanza di informazioni sulla deviazione standard si può assumere:

$$d \approx 0{,}05 \cdot \sigma_{a\infty,stimato} \tag{6.23}$$

Il metodo prevede di portare a rottura un certo numero di provini in un intorno del limite di fatica stimato, $\sigma_{a\infty,stimato}$, incrementando di *d* il valore di tensione con cui testare il provino se il precedente non si è rotto (runout), o viceversa decrementando di *d* il valore della tensione del precedente provino se questo si è rotto. Il numero minimo di provini da utilizzare è 15, ma per una corretta stima ne vengono consigliati almeno 30. In figura 6.17 viene riportato un esempio di applicazione del metodo.

Stress S_i MPa	Sequence number of specimen														
	1				5					10					15
540								X							X
520				X				O		X		X			O
500			O		X		O			O		X		O	
480		O*				O							O		
460	O*														
X for failure															
O for non-failure															
* not counted															

Figura 6.17: Esempio di applicazione dello staircase method.Fonte: [73]

Nel precedente esempio si nota la sequenza di prova che assume un tipico andamento a "scalini" rotto-non rotto, da cui il nome Staircase. L'incremento assunto è di 20 *MPa* con un limite a fatica stimato inizialmente di 460 *MPa*, che però si è rilevato troppo basso. Il primo evento considerato valido nell'analisi dei dati è quello precedente alla prima rottura, infatti nell'esempio questa è avvenuta a 520 *MPa* e il primo evento valido è il precedente a 500 *MPa*; i successivi sono tutti presi in considerazione per la determinazione del limite a fatica.

I valori di tensione dei test validi vengono ordinati in maniera crescente, $S_0 \leq S_1 \leq \ldots \leq S_l$ con *l* il numero di livelli di tensione (tra S_0 e S_1 vi è il primo livello, tra *S1* e S_2 il secondo, ecc.). Vanno poi considerati gli eventi meno numerosi tra rotti e non-rotti e su questi viene basata la successiva analisi, denotando con f_i il numero di eventi per una data tensione. Nell'esempio di figura 6.17 vi sono 7 eventi validi corrispondenti alla rottura e 8 eventi validi di non-rottura. L'analisi sarà dunque basata sui provini rotti, poiché i meno numerosi. Il limite di fatica medio e la sua deviazione standard calcolati con questo metodo, utilizzando i simboli di normativa, sono rispettivamente:

$$\hat{\mu}_y = S_0 + d \cdot \left(\frac{A}{C} \pm \frac{1}{2}\right) \tag{6.24}$$

$$\hat{\sigma}_y = 1.62 \cdot d \cdot (D + 0.029) \tag{6.25}$$

Con

$$A = \sum_{i=1}^{l} i \cdot f_i \tag{6.26}$$

$$B = \sum_{i=1}^{l} i^2 \cdot f_i \tag{6.27}$$

$$C = \sum_{i=1}^{l} f_i \tag{6.28}$$

$$D = \frac{BC - A^2}{C^2} \tag{6.29}$$

Nella 6.24 si utilizza +1/2 nel caso che gli eventi considerati siano i non-rotti, oppure -1/2 nel caso dei rotti. La 6.25 è valida solo se D > 0,3, cioè se è stato scelto un incremento *d* tale da soddisfare $0{,}5 < d/\widehat{\sigma_y} < 2$.

Le prove a fatica, come già accennato, richiedono un certo sforzo economico per la realizzazione dei provini e di tempo per l'esecuzione dei test. Il numero di provini suggerito da normativa risulta essere molte volte troppo elevato e sconveniente per calcolare solo il limite, infatti in una campagna prove sono necessari anche tutti i provini per determinare la pendenza inversa della curva. A questo la normativa ovvia proponendo un metodo semplificato, detto *Saircase method modificato*, che richiede un minimo di soli 6 provini. Quest'ultimo approccio è stato seguito per la stima del limite a fatica della serie Flood e Cryo. Il metodo prevede, come lo Staircase completo, di assumere un incremento *d*, utilizzato per aumentare o diminuire la tensione alla quale testare il provino in base al risultato del test precedente, che può essere rotto o non-rotto. In questo caso vengono considerati tutti gli eventi, sia rotti che non-rotti, e il limite a fatica è ricavato mediante la media aritmetica delle tensioni alle quali sono stati testati gli *n* provini, escludendo però il primo evento, poiché scelto dallo sperimentatore e dunque non casuale, e aggiungendo l'evento *n+1* anche se non testato. Si hanno dunque *n* tensioni, una per ogni provino, S_1, S_2, S_3, …, S_n. ed è possibile ricavare la tensione S_{n+1} alla quale si testerebbe il provino *n+1*. Il limite di fatica medio, stimato con il metodo Staircase modificato, è dunque:

$$\hat{\sigma}_{a\infty} = \sum_{i=2}^{n+1} S_i \tag{6.30}$$

La deviazione standard è supposta nota e può essere assunta uguale a quella del tratto pendente della curva a fatica.

6.4.2 Procedura sperimentale

Il montaggio dei provini è descritto nel dettaglio in appendice *B*. Vengono ora riportati alcuni punti fondamentali della procedura seguita per l'utilizzo della macchina a flessione rotante, per la scelta dei livelli di carico con cui testare i provini e per eseguire i test di montaggio degli stessi. Le sedi coniche dei mandrini, prima del montaggio dei componenti da testare, sono state sempre carteggiate con tela abrasiva di grana P500 e successivamente P800, più o meno insistentemente in funzione della specifica sede, dell'usura riscontrata e dalla polvere di acciaio e Titanio che si è generata e ha aderito sulla superficie conica interna del mandrino durante alcune prove ad alti cicli. La formazione di questa può essere dovuta a un non perfetto accoppiamento di forma tra la sede del mandrino e il provino, infatti durante i test può avvenire dello sfregamento tra le superfici per effetto delle sollecitazioni cicliche. Gli afferraggi dei provini e le sedi dei mandrini sono inoltre sempre stati puliti e sgrassati mediante alcool etilico denaturato. Il diametro Φ dei provini, in corrispondenza della sezione di minimo, è stato misurato con attenzione mediante un calibro digitale, modello *AA019150T ABSolutus* della ditta *Alpa metrology*^{TM} con

un'accuratezza dichiarata nel sito del costruttore di ± 0,03 *mm*. Lo strumento è stato confrontato, con esito positivo, con un calibro centesimale *Mitutoyo*^{TM}, modello *CD-15APX*, tarato, con accuratezza di ± 0,02 *mm,* che purtroppo non sarebbe stato sempre disponibile per l'intera campagna prove. Si è deciso di utilizzare dunque sempre il primo strumento menzionato per ridurre al minimo l'incertezza di ripetibilità, che si attesta di ± 0,01 *mm* e dipende anche dall'operatore. Quest'ultima risulta ridotta e garantisce piccoli errori casuali sulle misure, che saranno piuttosto affette da errori di tipo sistematico teoricamente correggibili. È di fondamentale importanza la corretta misurazione del diametro, infatti nella 6.22 si nota che esso compare con esponente 3 nella relazione. L'eccentricità dei provini è stata misurata prima a banco con un comparatore e successivamente sul banco prova sia a vuoto che a carico. A vuoto si è assunto come eccentricità massima ammissibile $\Delta_{y,max}$ = 0,12 *mm,* mentre a carico, utilizzando sempre una stessa massa *Pa* di 2 *kg*, si è assunto un valore massimo ammissibile $\Delta_{y\ carico,max}$ = 0,2 *mm*, verificando comunque il bilanciamento dinamico e le vibrazioni prodotte durante il moto a macchina accesa. È possibile che alcuni provini non superino il test in una specifica macchina o un dato orientamento di montaggio. Per questo motivo si è deciso di montare tutti i provini con l'afferraggio marcato e numerato, denominato "A", sul mandrino lato motore. Questo ha facilitato il rimontaggio in maniera corretta di alcuni runout su una data macchina per la quale erano già risultati montabili. In figura 6.18 è rappresentato schematicamente il test al comparatore sul banco prova a flessione rotante. Il tastatore del comparatore può provocare dei solchi sulla superficie che potrebbero essere responsabili dell'innesco di una cricca a fatica, pertanto le misure sono state eseguite vicino al centro del provino per rilevare la massima deflessione ed eccentricità, ma ad una distanza dall'asse di simmetria di circa 4 *mm*. I valori acquisiti e riportati nei rapporti prova, sono la media aritmetica di una misurazione sul lato destro e una sul lato sinistro, con un comparatore della ditta *Alpa metrology*^{TM}.

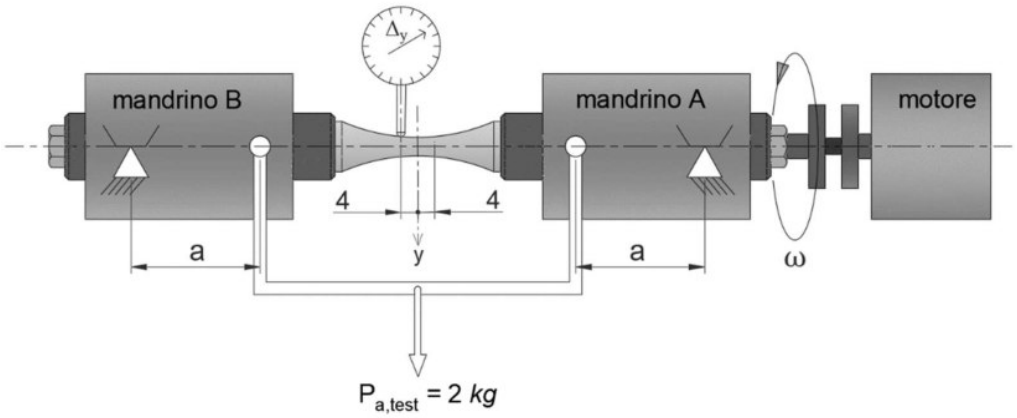


Figura 6.18: Misurazione dell'eccentricità a carico, con Pa=2 kg, sul banco prova a flessione rotante.

Per una prima scelta dei carichi da applicare e l'ottenimento dei primi punti sperimentali, si è utilizzata una stima del limite di fatica mediante la correlazione 6.7 con la microdurezza Vickers, misurata in una sezione trasversale della barra con la quale sono stati realizzati i provini, vista nel § 2.3.3. La microdurezza calcolata in questa direzione è quella che comunemente viene utilizzata per le stime di resistenza a fatica e a rottura per provini ottenuti da barra.

$$\sigma_{a\infty,-1} \cong 1{,}6 \cdot HV = 1{,}6 \cdot 292 \cong 470\ MPa \tag{6.31}$$

La precedente relazione può fornire un valore con errori superiori anche del 20%, infatti, come già sottolineato, si basa assumendo un rapporto di fatica R_f = 0,5 valido per l'acciaio e nella maggior parte dei casi anche per il Titanio, che però può presentare grandi variazioni. La tensione di rottura, stimata utilizzando la 6.8, fornisce un valore compatibile (≈ 3% di errore) con quanto dichiarato nell'attestato di conformità del materiale, riportato in appendice *A5*, che è di 963 *MPa*.

$$\sigma_R \cong 3{,}2 \cdot HV = 3{,}2 \cdot 292 \cong 934\ MPa \tag{6.32}$$

Al fine di testare i provini e determinare sperimentalmente la curva a fatica, sono stati adottati i seguenti criteri:

- determinare almeno due punti sperimentali per ogni livello di carico adottato, con la presenza di un provino realizzato mediante il primo utilizzo dell'inserto di tornitura ed uno con il secondo
- ricavare con pochi punti sperimentali ad alto e basso carico la pendenza della curva a fatica, in maniera indicativa, e la linea di tendenza dei dati.
- concentrarsi prima sulla zona ad alti cicli e man mano proseguire verso quella a bassi cicli.
- ritestare i runout ad alti livelli di carico, per limitare il fenomeno dell'allenamento
- possibilmente testare i provini con livelli di carico che permettano l'utilizzo contemporaneo di due macchine a flessione rotante, verificando dunque le masse a disposizione

6.4.3 Serie Flood

È stata verificata la possibilità di montaggio sulla macchina a flessione rotante per ogni provino della serie, ad esclusione di quelli utilizzati per le analisi delle tensioni residue e di durezza, 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 2 kg
$\sigma_{a,t}$ = 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

In tabella 6.7 il rapporto dei test di montaggio. Alcuni provini possono risultare non montabili su una specifica macchina, altri non montabili affatto. In tabella 6.8 il calcolo delle masse da applicare.

Test di montaggio serie Flood

Utilizzato per Staircase method	Non montabile su una macchina
Testato dopo precedente runout	Non montabile definitivamente

Denominazione provino	Φ $[mm]$	Δ_y $[mm]$	$\Delta_{y,carico}$ (2 kg) $[mm]$	Macchina	Montabile
Flood_01-1.0-1	4,64	0,05	0,05	3	SI
Flood_02-1.0-2	4,63	0,05	0,08	1	SI
Flood_03-1.1-1	4,63	0,03	0,03	1	SI
Flood_04-1.1-2	4,63	0,05	0,13	2	SI
Flood_05-2.0-1	4,62	0,10	/	2	NO
Flood_06-2.0-2	4,62	0,03	0,04	3	SI
Flood_05-2.0-1	4,62	0,05	0,15	1	SI
Flood_06-2.0-2	4,62	0,03	0,04	3	SI
Flood_07-2.1-1	4,63	0,08	0,20	3	SI
Flood_08-2.1-2	4,62	0,10	0,20	3	SI
Flood_10-3.0-2	4,63	0,05	0,10	3	SI
Flood_12-3.1-2	4,58	0,11	0,13	1	SI
Flood_09-3.0-1	4,62	0,09	0,17	3	SI
Flood_05-2.0-1	4,62	0,05	0,18	1	SI
Flood_01-1.0-1	4,64	0,03	0,05	1	SI
Flood_03-1.1-1	4,63	0,04	0,03	1	SI
Flood_11-3.1-1	4,58	0,04	0,04	3	SI
Flood_10-3.0-2	4,63	0,08	0,20	1	SI

Tabella 6.7: Test di montaggio dei provini della serie Flood ed indicazione del loro utilizzo nel ricavare la curva di vita a fatica.

Utilizzato per Staircase method
Testato dopo precedente runout
Non montabile su una macchina
Non montabile definitivamente

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

a = 100 mm
P_m = 2,53 kg
g = 9,81 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 [kg]	M_f [Nmm]	σ_a [MPa]	conteggio $\tilde{N}$	arresto automatico	cicli N
Flood_01-1.0-1	4,64	500	7,467	7,458	4899	499,5	100'000	RUNOUT	10'000'000
Flood_02-1.0-2	4,63	700	11,376	11,400	6833	701,2	7'930	SI	791'500
Flood_03-1.1-1	4,63	600	9,389	9,404	5854	600,7	100'000	RUNOUT	10'000'000
Flood_04-1.1-2	4,63	800	13,363	13,363	7796	800,0	830	SI	81'500
Flood_05-2.0-1	4,62	700	11,286	11,300	6784	700,7	/	/	/
Flood_06-2.0-2	4,62	650	10,299	10,300	6293	650,0	100'000	RUNOUT	10'000'000
Flood_05-2.0-1	4,62	700	11,286	11,297	6782	700,6	100'000	RUNOUT	10'000'000
Flood_06-2.0-2	4,62	850	14,247	14,254	8233	850,4	629	SI	61'400
Flood_07-2.1-1	4,63	750	12,369	12,353	7300	749,2	7'774	SI	775'900
Flood_08-2.1-2	4,62	725	11,780	11,782	7020	725,1	2'998	SI	298'300
Flood_10-3.0-2	4,63	675	10,879	10,878	6577	674,9	100'000	RUNOUT	10'000'000
Flood_12-3.1-2	4,58	750	11,892	11,900	7078	750,4	6'553	SI	653'800
Flood_09-3.0-1	4,62	700	11,286	11,297	6782	700,6	8'940	SI	892'500
Flood_05-2.0-1	4,62	800	13,260	13,258	7744	799,9	496	SI	48'100
Flood_01-1.0-1	4,64	850	14,465	14,461	8334	849,8	353	SI	33'800
Flood_03-1.1-1	4,63	775	12,866	12,860	7549	774,7	2'327	SI	231'200
Flood_11-3.1-1	4,58	675	10,450	10,450	6367	675,0	49'730	SI	4'971'500
Flood_10-3.0-2	4,63	775	12,866	12,860	7549	774,7	522	SI	50'700

Tabella 6.8: Calcolo delle masse da utilizzare in funzione della tensione teorica che si vuole applicare. Masse, tensioni, momenti flettenti effettivamente applicati e numero di cicli a rottura.

Il limite a fatica è stato calcolato mediante lo Staircase method modificato suggerito dalla normativa ISO 12107. Il numero di provini utilizzato è 7, mentre il numero minimo consentito dal metodo è 6. È stato scelto un incremento di tensione $d = 25\ MPa$. Attraverso un programma per l'elaborazione statistica dei dati nelle prove a fatica [77] è stata poi calcolata la deviazione standard dell'intera curva di Wöhler per la determinazione delle bande con probabilità di sopravvivenza al 10% e 90%. Tale deviazione standard è stata assunta anche per il limite a fatica, in accordo con la norma [73] ed in base a questa il programma suggerisce uno stress step $d_{,sugg} = 26{,}5\ MPa$, circa uguale a quello assunto. Il limite a fatica risulta stimato in perfetto accordo con la normativa. In tabella 6.9 vengono riportati i codici dei provini utilizzati per l'applicazione del metodo, i livelli di tensione adottati e gli eventi rotto o non-rotto. In figura 6.19 è visibile la sequenza e i livelli di tensione utilizzati.

Applicazione dello Staircase method per la serie Flood								
i	1	2	3	4	5	6	7	8
tensione S_i $[MPa]$	700	675	700	725	700	675	650	675
Evento	X	O	O	X	X	X	O	not tested
provino	Flood_02-1.0-2	Flood_10-3.0-2	Flood_05-2.0-1	Flood_08-2.1-2	Flood_09-3.0-1	Flood_11-3.1-1	Flood_06-2.0-2	/
X: rotto O: non rotto	$\hat{\sigma}_{a\infty,-1} = \sum_{i=2}^{n+1} S_i = \sum_{i=2}^{8} S_i = 686\ MPa \qquad PS = 50\%$							

Tabella 6.9: Applicazione dello Staircase method per la serie Flood con 7 provini.

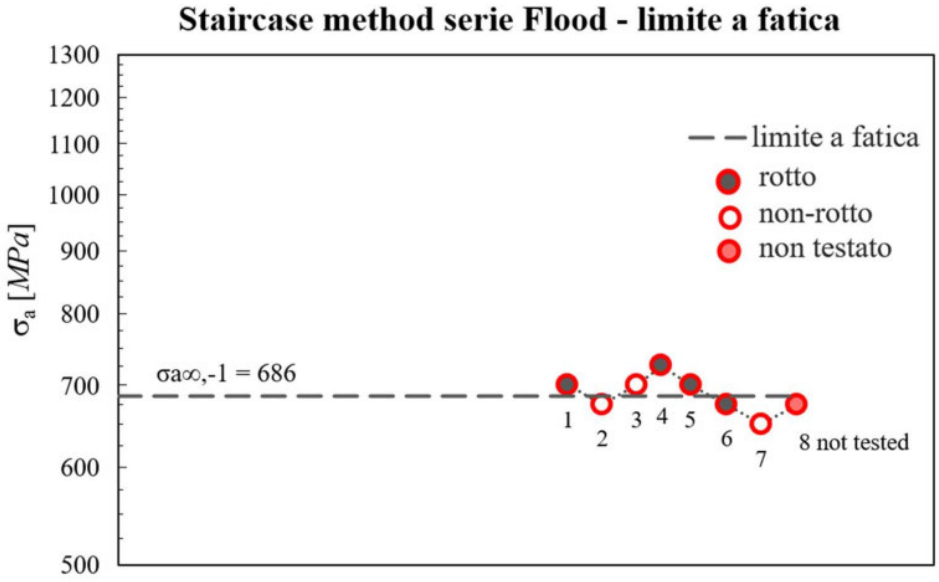


Figura 6.19: Sequenza e livelli di tensione adottati per l'applicazione dello Staircase method nella serie Flood.

Il limite a fatica stimato con lo Staircase method modificato, applicando la 6.30, risulta essere per la serie Flood:

$$\hat{\sigma}_{a\infty} = \sum_{i=2}^{n+1} S_i \quad \Rightarrow \sigma_{a\infty,-1}\big|_{Flood} = 686\ MPa \tag{6.33}$$

Si osserva che la relazione empirica 6.31, basata sulla durezza Vickers, sottostima parecchio il limite di fatica, con un errore superiore del 30%. Il risultato ottenuto sembra invece essere in accordo con quanto pubblicato in letteratura in funzione della grandezza media del grano di fase α per una microstruttura di tipo equiassico con fase β intergranulare (figura 6.9 § 6.2).

I provini totali testati di questa serie sono 12, compresi quelli utilizzati per lo Staircase method. In tabella 6.10 vi è il rapporto di prova, che riporta i codici di tutti i provini testati e i risultati essenziali come il numero di cicli a rottura, il momento flettente e la tensione applicata, la macchina di prova e l'orario di inizio test. È stata adottata una correzione sul numero di cicli perché, come già accennato, l'inerzia del sistema rotante composto da mandrini, motore e provino, fa sì che il conteggio meccanico dei giri prosegua di circa 1˙500 cicli dopo l'arresto della prova. Nel calcolo della tensione e dei carichi da applicare, è stata adottata una massa P_m, propria degli organi meccanici pari a 2,53 *kg* per tutte le macchine, in accordo con quanto riportato nella relazione tecnica di taratura del banco prova a flessione rotante [38].

Rapporto di prova serie Flood							
giorno	ora inizio	Denominazione provino	Φ [*mm*]	M_f [*Nmm*]	σ_a [*MPa*]	cicli *N*	Macchina
20/12/2021	15:40	Flood_01-1.0-1	4,64	4899	499,5	10˙000˙000 runout	3
20/12/2021	15:40	Flood_02-1.0-2	4,63	6833	701,2	791˙500	1
21/12/2021	09:55	Flood_03-1.1-1	4,63	5854	600,7	10˙000˙000 runout	1
21/12/2021	13:18	Flood_04-1.1-2	4,63	7796	800,0	81˙500	2
22/12/2021	09:20	Flood_06-2.0-2	4,62	6293	650,0	10˙000˙000 runout	3
10/01/2022	11:50	Flood_05-2.0-1	4,62	6782	700,6	10˙000˙000 runout	1
10/01/2022	17:32	Flood_06-2.0-2	4,62	8233	850,4	61˙400	3
27/01/2022	08:40	Flood_07-2.1-1	4,63	7300	749,2	775˙900	3
27/01/2022	12:03	Flood_08-2.1-2	4,62	7020	725,1	298˙300	3
27/01/2022	15:49	Flood_10-3.0-2	4,63	6577	674,9	10˙000˙000 runout	3
27/01/2022	16:00	Flood_12-3.1-2	4,58	7078	750,4	653˙800	1
31/01/2022	15:40	Flood_09-3.0-1	4,62	6782	700,6	892˙500	3
31/01/2022	16:00	Flood_05-2.0-1	4,62	7744	799,9	48˙100	1
31/01/2022	16:35	Flood_01-1.0-1	4,64	8334	849,8	33˙800	1
18/02/2022	09:30	Flood_03-1.1-1	4,63	7549	774,7	231˙200	1
18/02/2022	09:45	Flood_11-3.1-1	4,58	6367	675,0	4˙971˙500	3
18/02/2022	10:10	Flood_10-3.0-2	4,63	7549	774,7	50˙700	1

Tabella 6.10: Raporto di prova per la serie Flood

La curva a fatica così ottenuta è riportata in figura 6.20.

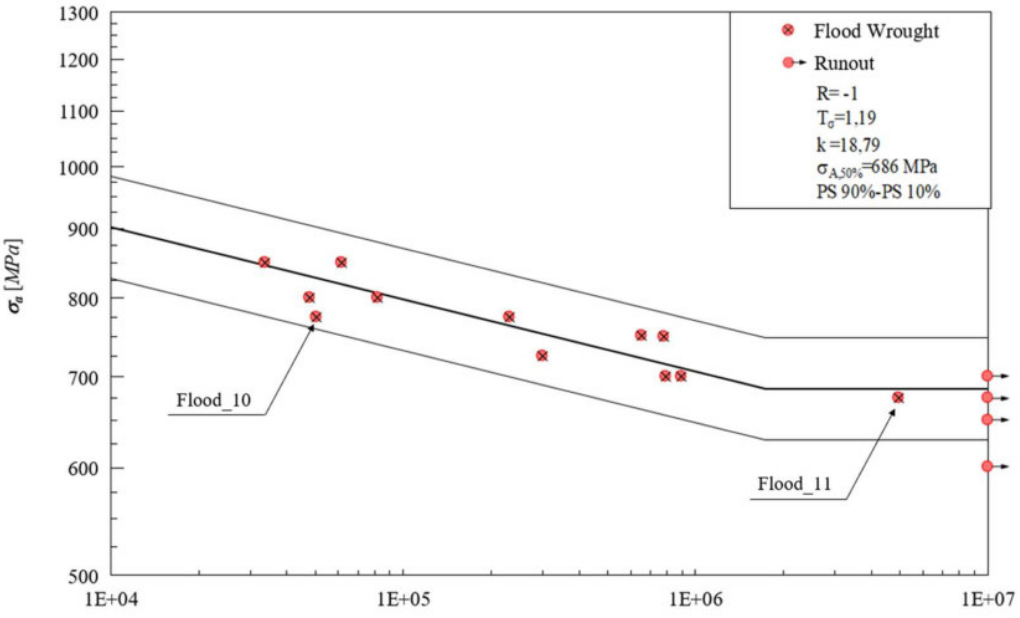


Figura 6.20: Curva di Wöhler relativa alla serie Flood, con limite di fatica da prove Staircase.

Nel grafico precedente si nota un punto sperimentale corrispondente ad un provino rotto a circa $5 \cdot 10^6$ cicli. Questo dato risulta anomalo e si è deciso di non considerarlo per il calcolo della pendenza inversa k della curva, in quanto presenta un numero di cicli molto superiore a quello del ginocchio teorico a $2 \cdot 10^6$. Tale punto può comunque risultare valido per una stima del limite a fatica. Il provino in questione è il Flood_11, che oltretutto riporta una superficie di frattura non corrispondente alla sezione minima resistente (o di minimo diametro), comunque posta in un intorno limitato di quest'ultima, come si evince dalla figura 6.21.

Figura 6.21: Provino Flood_11, con superficie di frattura non in mezzeria.

Per provini che non si sono rotti in corrispondenza della sezione di minimo, è possibile applicare una correzione per calcolare la tensione effettivamente applicata. Conoscendo infatti la misura del diametro minimo, la lunghezza totale del provino e il raggio di curvatura del tratto a clessidra si può ricavare analiticamente l'area della sezione di rottura, ad esempio in funzione alla distanza di questa dall'estremità del provino, misurandola con un calibro. La superficie di rottura ovviamente non è quasi mai regolare e perpendicolare all'asse, dunque è necessario definire che distanza misurare, ad esempio dall'estremità del provino fino alla zona di innesco. Tale correzione non è stata eseguita in nessun provino, perché non ritenuta necessaria.

Il provino Flood_10, invece, sembra aver avuto una rottura prematura se confrontato con gli altri punti sperimentali e con il provino Flood_03 testato alla stessa tensione di 774,7 *MPa*. Il primo si è rotto a $5{,}07 \cdot 10^4$ cicli, mentre il secondo a $23{,}12 \cdot 10^4$ cicli (tabella 6.10). Il Flood_10 aumenta sicuramente la dispersione statistica dei dati, che rimane comunque in linea o addirittura inferiore a quanto riportato usualmente in letteratura (ad esempio elaborando i dati presenti in [78] di provini Ti64 wrought).

In figura 6.22 è rappresentata la curva di Wöhler definitiva per la serie Flood.

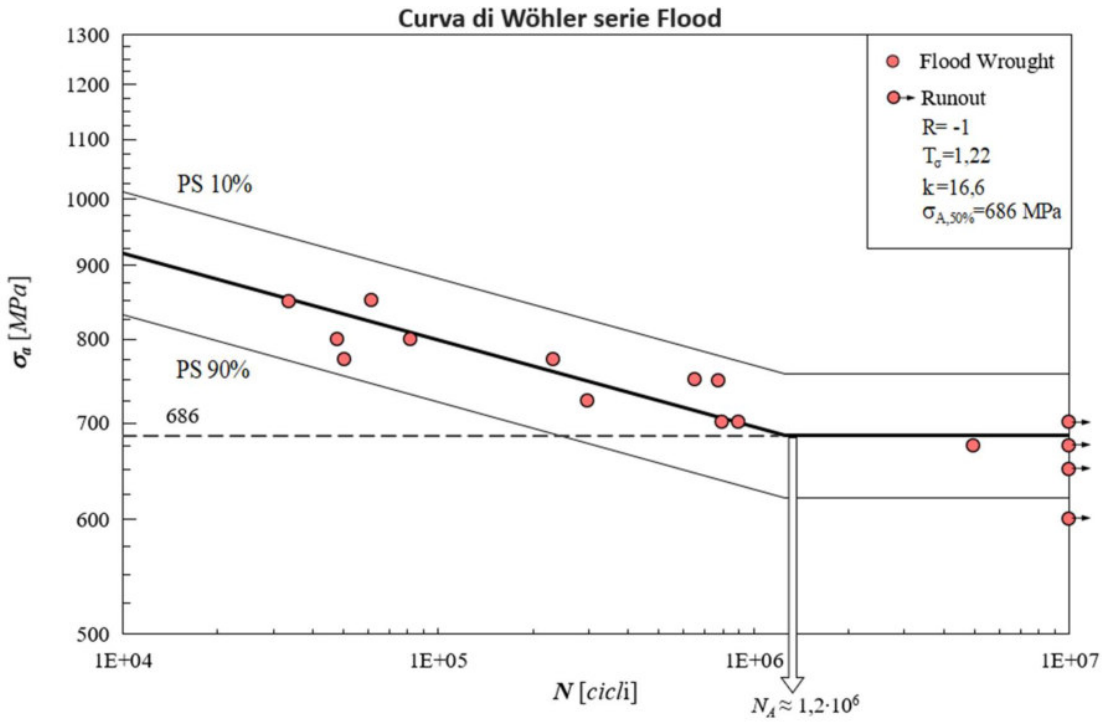


Figura 6.22: Curva di Curva di Wöhler definitiva relativa alla serie Flood, con limite di fatica da prove Staircase.

Si nota che il ginocchio effettivo è ad un numero di cicli N_A di circa $1{,}2 \cdot 10^6$. L'indice di dispersione T_σ è di 1,22 e sta ad indicare una buona distribuzione log-normale dei dati con piccola deviazione standard, soprattutto considerando che un suo tipico valore per materiali quali Titanio e acciaio è di 1,5. La pendenza inversa è elevata, k = 16,6, compatibile con provini lisci e dalla relazione di Basquin si evince che una piccola variazione in termini di ampiezza di tensione comporta una grande variazione del numero di cicli. Eventuali fonti di incertezza di tipo casuale introdotte nella misurazione dei diametri, nel calcolo delle masse da applicare e nella procedura sperimentale in genere, possono venire amplificate sulla curva a fatica in termini di dispersione dei dati, nel caso di pendenza inversa elevata. Osservando infine la zona LCF, si nota che la curva tende al valore di tensione di rottura statica, σ_R =963 *MPa* (appendice *A5*), in accordo con la teoria.

Dal grafico di figura 6.23, confrontando la serie Flood forgiata (wrought) con quella di provini ottenuti mediante AM [39], si osserva la grande differenza in termini di pendenza inversa *k*, comunque in accordo con quanto riportato in letteratura [40, 78]. Le serie Flood AM e wrought hanno pendenza inversa rispettivamente di 4,88 e 16,6. A questo proposito si veda ad esempio il grafico di figura 3.5 del § 3.2, nel quale sono rappresentate due serie di provini in Ti-6Al-4V allo stato ricotto, una AM e una wrought. La prima è caratterizzata da una pendenza stimata $k \approx 7$, la seconda $k \approx 18$. Infine entrambe le serie Flood, AM e wrought, presentano un indice di dispersione ridotto (figura 6.23).

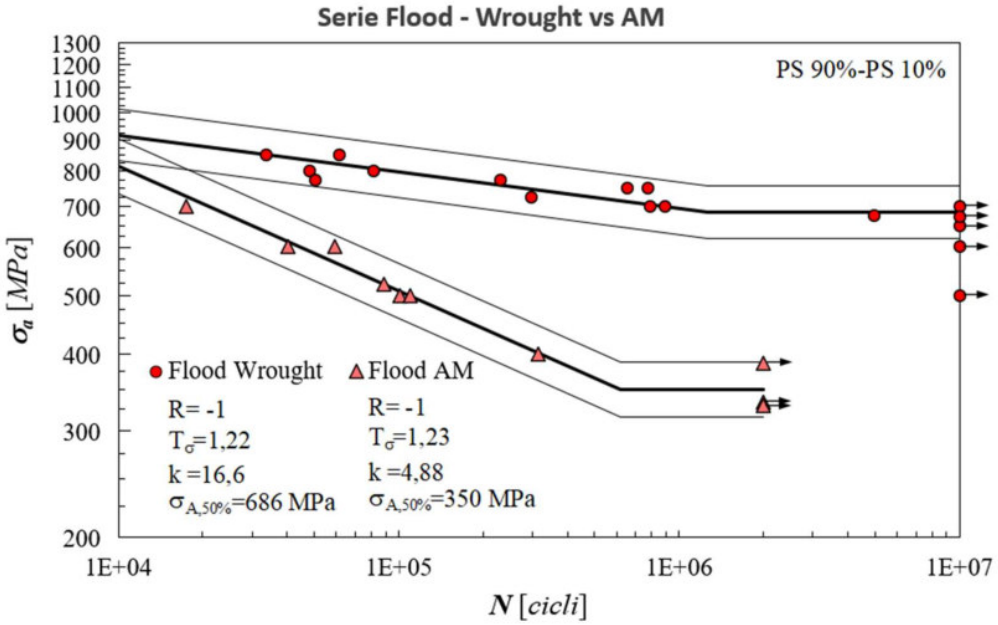


Figura 6.23: Curve relative a prove a fatica mediante flessione rotante di una serie Flood wrought e una Flood AM.

È possibile valutare il rapporto di fatica R_f mediante la 6.6, come di seguito:

$$R_f \triangleq \frac{\sigma_{a\infty,-1}}{\sigma_R} \Longrightarrow R_f\big|_{Flood} \triangleq \frac{686}{963} \cong 0{,}71 \tag{6.34}$$

Assumendo un rapporto di fatica pari a 0,5 nell' espressione 6.7 per la stima del limite a fatica in funzione della microdurezza Vickers, si commette dunque un errore di circa 30%. Introducendo il corretto valore di R_f l'errore si riduce a circa il 3%, ingegneristicamente accettabile. Il rapporto di fatica dipende dalle caratteristiche meccaniche e microstrutturali di un materiale, ma in questo caso è influenzato anche dalla finitura superficiale e dalle tensioni residue, entrambe dovute al processo di tornitura.

6.4.4 Serie Cryo

Anche per la serie Cryo è stata verificata l'effettiva possibilità di montaggio dei provini sulle macchine a flessione rotante, controllando approssimativamente l'eccentricità durante il calettamento, poi sul banco prova a vuoto e infine a carico mediante il comparatore, con la procedura descritta nei precedenti paragrafi. L'esito dei test per il montaggio è riportato nella tabella 6.11.

Test di montaggio serie Cryo					
Utilizzato per Staircase method			Non montabile su una macchina		
Testato dopo precedente runout			Non montabile definitivamente		
Denominazione provino	**Φ** [*mm*]	**Δ_y** [*mm*]	**$\Delta_{y,carico}$ (2 kg)** [*mm*]	**Macchina**	**Montabile**
Cryo_01-4.1-1	4,71	0,03	0,05	3	SI
Cryo_02-4.1-2	4,73	0,04	0,05	1	SI
Cryo_03-5.0-1	4,53	0,08	0,10	1	SI
Cryo_04-5.0-2	4,57	0,15	/	3	NO
Cryo_05-5.1-1	4,48	0,03	0,03	3	SI
Cryo_10-6.1-2	4,48	0,12	0,15	1	SI
Cryo_07-6.0-1	4,55	0,03	0,14	3	SI
Cryo_13-7.1-1	4,49	0,07	0,12	1	SI
Cryo_09-6.1-1	4,47	0,05	0,08	3	SI
Cryo_10-6.1-2	4,48	0,12	0,16	1	SI
Cryo_07-6.0-1	4,55	0,06	0,09	1	SI
Cryo_04-5.0-2	4,57	/	/	1	NO
Cryo_06-5.1-2	4,49	0,09	0,16	1	SI
Cryo_12-7.0-2	4,58	0,04	0,08	3	SI
Cryo_09-6.1-1	4,47	0,05	0,07	1	SI
Cryo_05-5.1-1	4,48	0,06	0,05	3	SI
Cryo_14-7.1-2	4,48	0,08	0,10	1	SI

Tabella 6.11: Test di montaggio dei provini della serie Cryo ed indicazione del loro utilizzo nel ricavare la curva di vita a fatica.

Come si può notare dalla tabella precedente sono state adottate solo le macchine 3 e 1, escludendo la 2 per i test di questa serie, per un problema al cuscinetto dell'albero motore che genera vibrazioni ritenute non accettabili per condurre una campagna prove. Il provino Cryo_04 risulta non montabile in maniera definitiva a causa di un'elevata eccentricità probabilmente dovuta a un non rispetto delle tolleranze geometrico-dimensionali in fase di tornitura degli afferraggi. Il problema è infatti localizzato sull'afferraggio B del provino (quello non marcato) che montato a sbalzo genera un'oscillazione sull'altra estremità di circa 0,15 *mm*, secondo lo schema di figura 6.24.

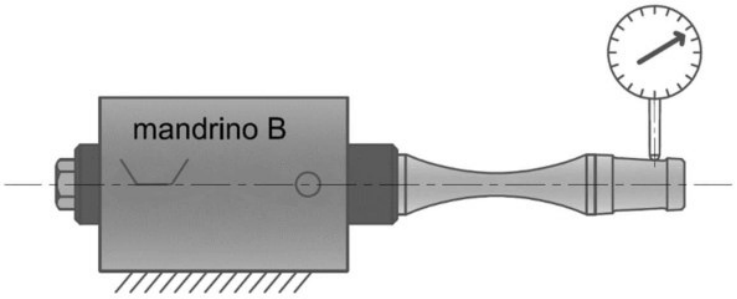


Figura 6.24: Verifica dell'oscillazione a sbalzo per identificare la causa dell'eccentricità riscontrata durante il montaggio, in questo caso l'afferraggio B.

In tabella 6.12 sono riportati i calcoli delle masse da utilizzare durante le prove per un dato livello di carico scelto, inoltre vi sono le tensioni e i momenti flettenti effettivamente applicati.

Utilizzato per Staircase method
Testato dopo precedente runout
Non montabile su una macchina
Non montabile definitivamente

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

a = 100 mm
P_m = 2,53 kg
g = 9,81 m/s^2
arresto = 1'500 $cicli$

Denominazione provino	Φ	valori teorici		valori veri					
		$\sigma_{a,t}$	$P_{a,t}$	P_a	M_f	σ_a	conteggio	arresto	cicli
	[mm]	[MPa]	[kg]	[kg]	[Nmm]	[MPa]	$\tilde{N}$	automatico	N
Cryo_01-4.1-1	4,71	700	12,109	12,108	7180	699,9	3'932	SI	391'700
Cryo_02-4.1-2	4,73	800	14,415	14,413	8311	799,9	439	SI	42'400
Cryo_03-5.0-1	4,53	750	11,425	11,420	6842	749,8	3'413	SI	339'800
Cryo_05-5.1-1	4,48	625	8,718	8,718	5517	625,0	100'000	RUNOUT	10'000'000
Cryo_10-6.1-2	4,48	700	10,068	10,070	6180	700,1	100'000	RUNOUT	10'000'000
Cryo_07-6.0-1	4,55	650	9,725	9,724	6011	650,0	100'000	RUNOUT	10'000'000
Cryo_13-7.1-1	4,49	725	10,605	10,605	6443	725,0	2'329	SI	231'400
Cryo_09-6.1-1	4,47	675	9,537	9,536	5918	675,0	100'000	RUNOUT	10'000'000
Cryo_10-6.1-2	4,48	775	11,418	11,420	6842	775,1	1'698	SI	168'300
Cryo_07-6.0-1	4,55	775	12,082	12,081	7167	775,0	693	SI	67'800
Cryo_06-5.1-2	4,48	725	10,518	10,520	6401	725,1	6'086	SI	607'100
Cryo_12-7.0-2	4,58	700	10,930	10,930	6602	700,0	33'016	SI	3'300'100
Cryo_09-6.1-1	4,47	800	11,771	11,770	7014	799,9	984	SI	96'900
Cryo_05-5.1-1	4,48	850	12,767	12,768	7504	850,0	366	SI	35'100
Cryo_14-7.1-2	4,48	850	12,767	12,768	7504	850,0	271	SI	25'600

Tabella 6.12: Calcolo delle masse da utilizzare in funzione della tensione teorica che si vuole applicare. Masse, tensioni, momenti flettenti effettivamente applicati e numero di cicli a rottura per la serie Cryo.

Il limite a fatica è stato calcolato mediante lo Staircase method modificato suggerito dalla normativa ISO 12107. Il numero di provini utilizzato è 6, che corrisponde al numero minimo consentito dal metodo. È stato scelto un incremento di tensione d = 25 MPa. Attraverso il programma per l'elaborazione statistica dei dati nelle prove a fatica [77] è stata poi calcolata la deviazione standard dell'intera curva di Wöhler per la determinazione delle bande con probabilità di sopravvivenza al 10% e 90%. In base alla dispersione dei dati della curva, considerando tutti i provini, il foglio di calcolo suggerisce uno stress step di $d_{,sugg}$ = 24,8 *MPa*, come quello assunto. Il limite a fatica risulta stimato in perfetto accordo con la normativa. In tabella 6.13 vengono riportati i codici dei provini utilizzati per l'applicazione del metodo, i livelli di tensione adottati e gli eventi rotto o non-rotto. In figura 6.25 è visibile la sequenza e i livelli di tensione utilizzati.

Applicazione dello Staircase method per la serie Cryo							
i	1	2	3	4	5	6	7
tensione S_i [*MPa*]	725	700	725	700	675	700	675
Evento	X	O	X	X	O	X	not tested
provino	Cryo_13-7.1-1	Cryo_10-6.1-2	Cryo_06-5.1-2	Cryo_01-4.1-1	Cryo_09-6.1-1	Cryo_12-7.0-2	/
X: rotto O: non rotto	$\hat{\sigma}_{a\infty,-1} = \sum_{i=2}^{n+1} S_i = \sum_{i=2}^{7} S_i = 696\ MPa \qquad PS = 50\%$						

Tabella 6.13: Applicazione dello Staircase method per la serie Cryo con 6 provini.

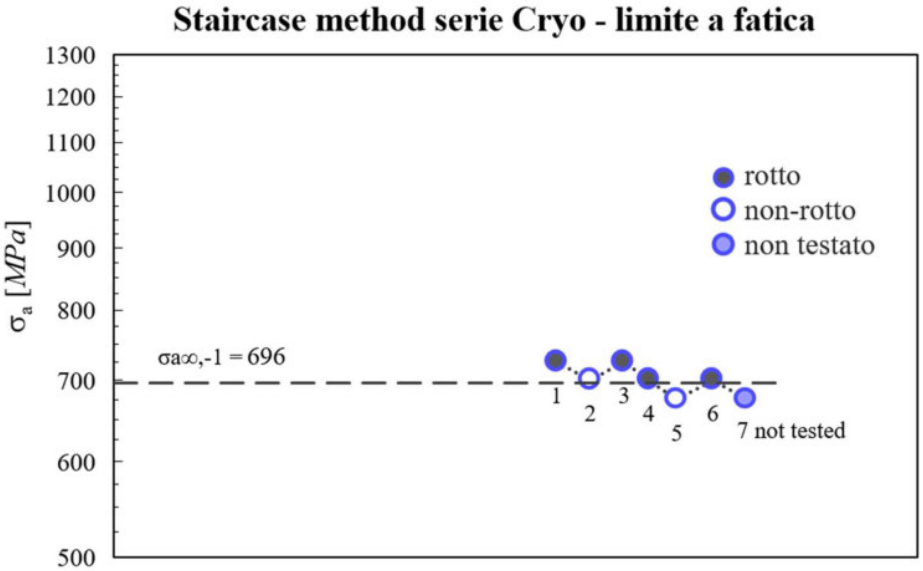


Figura 6.25: Sequenza e livelli di tensione adottati per l'applicazione dello Staircase method nella serie Cryo.

Il limite a fatica stimato con lo Staircase method modificato, applicando la 6.30, risulta essere per la serie Cryo:

$$\hat{\sigma}_{a\infty} = \sum_{i=2}^{n+1} S_i \quad \Rightarrow \sigma_{a\infty,-1}\big|_{Cryo} = 696\ MPa \tag{6.35}$$

Anche in questo caso il risultato è coerente con quanto riportato in letteratura per una microstruttura di tipo equiassico con fase β intergranulare, in particolare con riferimento al grafico di figura 6.9 del § 6.2, in funzione della grandezza media del grano di fase α. Il limite a fatica risulta incrementato di soli 10 *MPa* rispetto alla serie Flood, che corrisponde ad un aumento percentuale dell'1,5%. Si rimanda al capitolo conclusivo per quanto riguarda il commento dei risultati.

I provini totali testati di questa serie sono 11, compresi quelli utilizzati per lo Staircase method. In tabella 6.14 vi è il rapporto di prova, che riporta i codici di tutti i provini testati e i risultati essenziali come il numero di cicli a rottura, il momento flettente e la tensione applicata, la macchina di prova e l'orario di inizio test.

Rapporto di prova per serie Cryo							
giorno	ora inizio	Denominazione provino	Φ [mm]	M_f [Nmm]	σ_a [MPa]	cicli N	Macchina
21/02/2022	10:00	Cryo_01-4.1-1	4,71	7180	699,9	391'700	3
21/02/2022	10:15	Cryo_02-4.1-2	4,73	8311	799,9	42'400	1
22/02/2020	14:43	Cryo_03-5.0-1	4,53	6842	749,8	339'800	1
21/02/2022	14:56	Cryo_05-5.1-1	4,48	5517	625,0	10'000'000 runout	3
23/02/2022	08:16	Cryo_10-6.1-2	4,48	6180	700,1	10'000'000 runout	1
23/02/2022	11:37	Cryo_07-6.0-1	4,55	6011	650,0	10'000'000 runout	3
24/02/2022	15:30	Cryo_13-7.1-1	4,49	6443	725,0	231'400	1
24/02/2022	16:29	Cryo_09-6.1-1	4,47	5918	675,0	10'000'000 runout	3
25/02/2022	11:50	Cryo_10-6.1-2	4,48	6842	775,1	168'300	1
25/02/2022	13:37	Cryo_07-6.0-1	4,55	7167	775,0	67'800	1
28/02/2022	09:05	Cryo_06-5.1-2	4,49	6401	725,1	607'100	1
28/02/2022	10:20	Cryo_12-7.0-2	4,58	6602	700,0	3'300'100	3
28/02/2022	16:18	Cryo_09-6.1-1	4,47	7014	799,9	96'900	1
01/03/2022	09:00	Cryo_05-5.1-1	4,48	7504	850,0	35'100	3
01/03/2022	09:50	Cryo_14-7.1-2	4,48	7504	850,0	25'600	1

Tabella 6.14: Raporto di prova per la serie Cryo

La curva di Wöhler ottenuta considerando tutti i dati precedenti è riportata in figura 6.26.

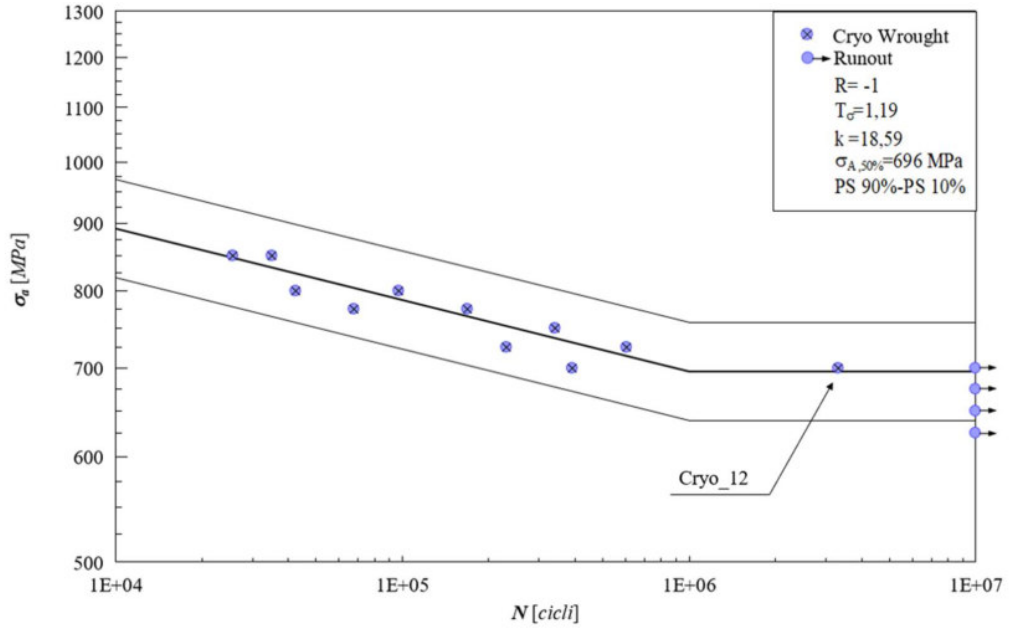


Figura 6.26: Curva di Wöhler relativa alla serie Cryo, con limite di fatica da prove Staircase.

Dal grafico della figura precedente si nota un punto sperimentale corrispondente ad un provino rotto a circa $3 \cdot 10^6$ cicli, dopo il ginocchio teorico a $2 \cdot 10^6$. Il provino in questione è il Cryo_12 che non presenta tuttavia alcuna anomalia nella superficie di frattura, dunque è stato incluso nell'elaborazione dei dati.

In figura 6.27 la curva di Wöhler definitiva per la serie Cryo.

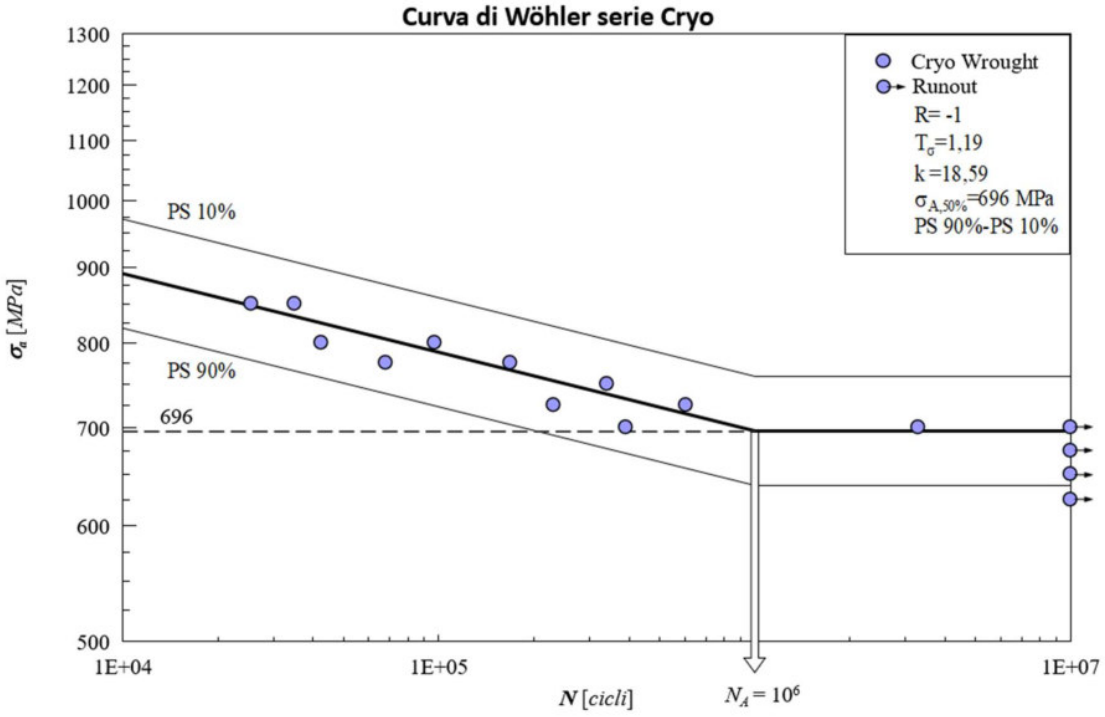


Figura 6.27: Curva di Curva di Wöhler definitiva relativa alla serie Cryo, con limite di fatica da prove Staircase.

Il ginocchio, in corrispondenza del limite a fatica, risulta essere a 10^6 cicli, inferiore al valore teorico in genere a $2 \cdot 10^6$ cicli. La dispersione dei dati risulta molto ridotta, con un indice di dispersione di 1,19 di poco inferiore, alla serie Flood, ma perfettamente coerente con essa, che presenta un T_σ di 1,22. La pendenza inversa stimata dall'analisi statistica è k = 18,59. Osservando infine la zona LCF, si nota che la curva tende al valore di tensione di rottura statica, σ_R =963 *MPa*, in accordo con la teoria. Non si notano punti sperimentali anomali, anzi i dati sono ben disposti circa metà sopra e metà sotto la curva con PS 50% e ben contenuti nelle fasce con PS 90% e 10%. In figura 6.28 si confronta la serie Cryo ottenuta mediante provini forgiati con quella additive manufacturing.

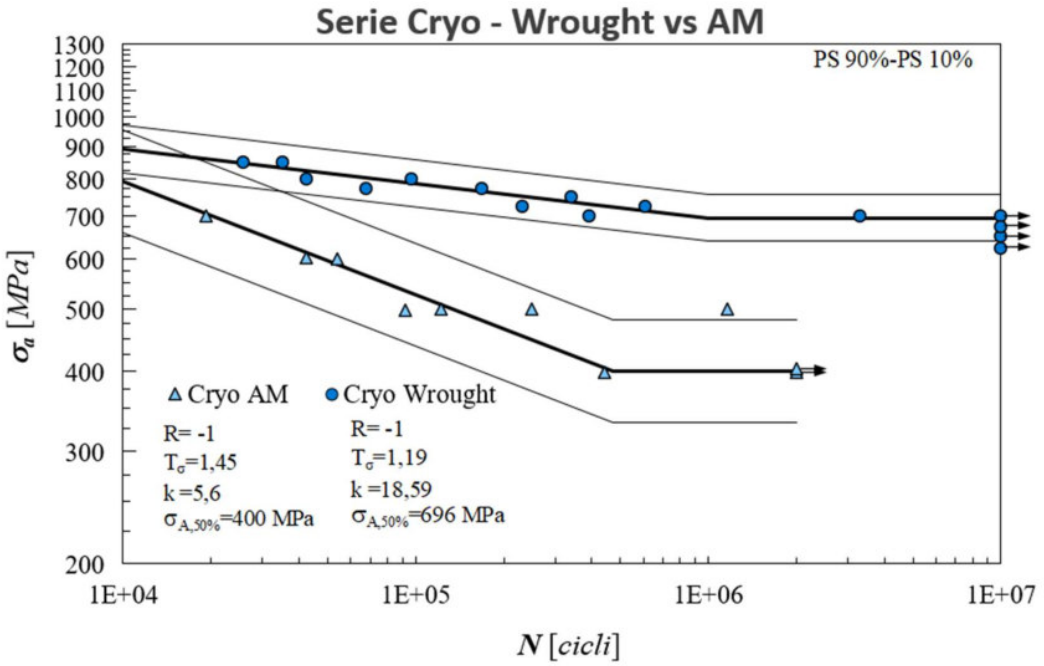


Figura 6.28: Curve relative a prove a fatica mediante flessione rotante di una serie Cryo wrought e una Cryo AM

Anche in questo caso si nota come la pendenza inversa della curva ottenuta con Titanio forgiato sia molto più elevata rispetto a quella additive manufacturing. Il rapporto di fatica della serie Cryo wrought viene stimato per completezza tramite la 6.6 e risulta essere ingegneristicamente uguale a quello della serie Flood, che come visto presenta circa lo stesso limite a fatica.

$$R_f \triangleq \frac{\sigma_{a\infty,-1}}{\sigma_R} \Longrightarrow R_f\big|_{Cryo} \triangleq \frac{696}{963} \cong 0{,}72 \tag{6.36}$$

Nonostante la grande variabilità nella finitura superficiale nei campioni Cryo forgiati, osservata nei capitoli precedenti, non si sono riscontrati aumenti in termini di dispersione della curva. La serie AM invece presenta un aumento dell'indice di dispersione, però anche un evidente aumento del limite d fatica rispetto alla serie Flood.

6.5 Superfici di frattura

Una volta terminate le prove a fatica, sono state osservate le superfici di frattura al microscopio elettronico a scansione, presso il laboratorio Te.Si. di Rovigo. Si distinguono in genere tre zone: l'innesco della cricca, la propagazione e la rottura statica. Di solito l'innesco si verifica in corrispondenza di un difetto preesistente che può essere una pre-cricca, una porosità all'interno del materiale o un difetto superficiale, ma può avvenire anche in corrispondenza di una particolare conformazione sfavorevole dei bordigrano o dei piani cristallini, in tal caso però il fenomeno avviene a livello microstrutturale e non si è più in presenza di un difetto vero e proprio e perciò si considera il provino come liscio. Sono stati proposti vari approcci per lo studio della fatica basato sulla presenza di difetti, per questo si è deciso di individuare le zone d'innesco nei vari provini. Nelle immagini acquisite, come è consuetudine in questo elaborato, lo spezzone "A" è relativo allo spezzone marcato e montato sul mandrino lato motore durante le prove a fatica, l'altro è denominato spezzone "B". I provini sono stati posti con del nastro conduttivo su una piastrina di alluminio, quattro coppie alla volta (figura 6.29).

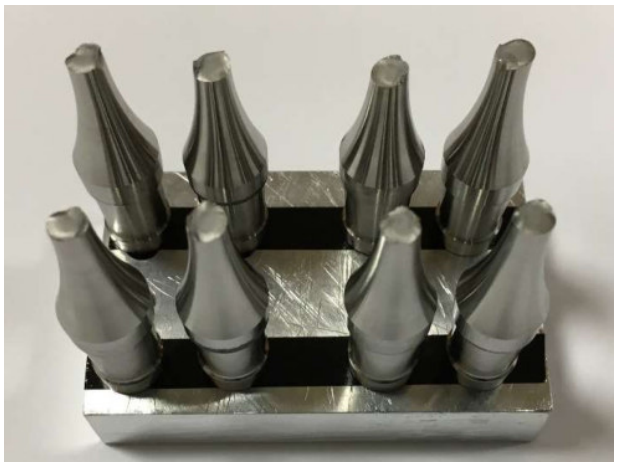


Figura 6.29: Disposizione dei provini su una base di alluminio con carbon tape per l'osservazione al SEM delle superfici di frattura.

La procedura per la preparazione dei provini è stata la seguente:

- Pulire con un getto d'aria compressa le superfici di frattura
- Lavare manualmente le superfici con spruzzetta d'alcool e nuovamente con aria compressa
- Lavare gli spezzoni ad ultrasuoni per circa 3 *min* immersi un becher contenete alcool denaturato trasparente
- Estrarre i campioni manipolandoli esclusivamente con guanti in nitrile e mai direttamente sulla zona da esaminare
- Asciugare con phon

- Applicare delle strisce di nastro biadesivo conduttivo al carbonio sulla base di alluminio e disporre gli spezzoni a coppie, con le superfici di frattura speculari e zona statica verso l'interno, ponendo lo spezzone "A" a sinistra.
- Utilizzare una spazzola a setole morbide in nylon per rimuovere eventuali residui rimasti in superficie, se riscontrati durante l'analisi al SEM, e ripetere il lavaggio con l'intera procedura da capo.

In figura 6.30 sono evidenziate le varie zone (*I, II, III*) della superficie di frattura di un provino.

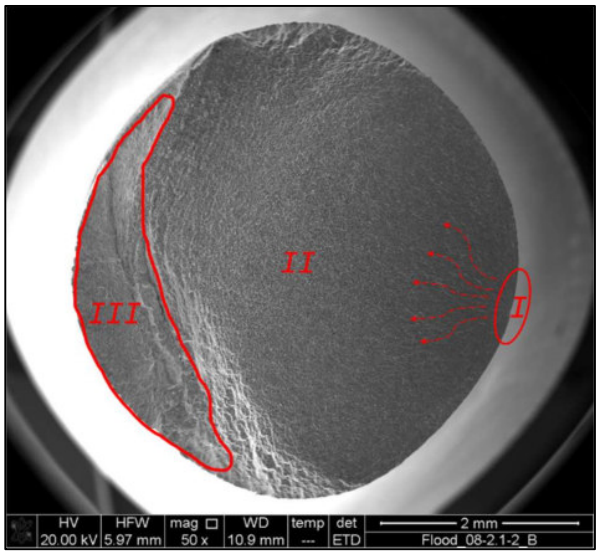


Figura 6.30: Zone della superficie di frattura di un provino. (I): innesco; (II): propagazione; (III): rottura statica

Dall'osservazione di tutte le superfici di frattura si è risaliti quasi sempre alla zona d'innesco, che si trova dalla parte opposta della zona a rottura statica, la quale è molto evidente e rappresenta l'ultima sezione netta resistente prima della rottura di schianto. Nei provini forgiati non si è però riusciti a identificare i difetti dai quali è partita la cricca e pertanto si deduce che questa inneschi a partire dalla rugosità superficiale. I solchi lasciati dall'utensile di tornitura possono essere assimilabili a cricche con una certa profondità e raggio di raccordo all'apice, ben descritte dai parametri di rugosità. In appendice *E* sono riportate le schede provino, nelle quali sono presenti anche le principali immagini delle superfici di frattura acquisite al SEM. Si presentano ora alcune frattografie dei provini che risultavano in qualche modo aumentare la dispersione delle curve a fatica, per indagare la presenza di difetti, come nel Flood_11.

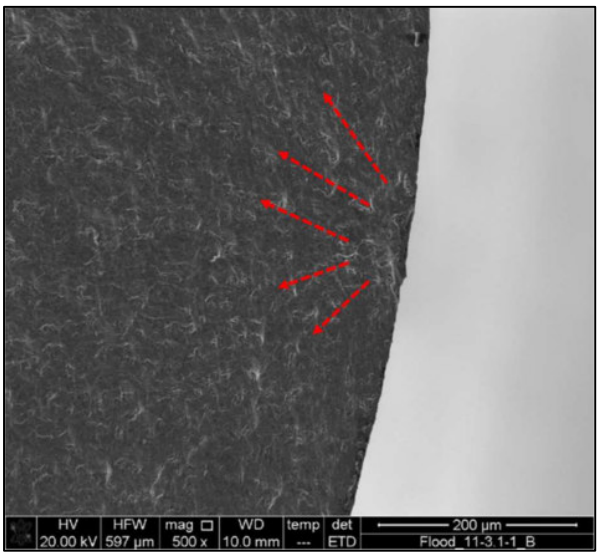


Figura 6.31: Zona d'innesco del provino Flood_11-B. Non si è rilevato alcun difetto. Immagine SEM 500x.

Anche il Flood_10 e il Cryo_12 sembravano essere meno aderenti alla curva sperimentale rispetto agli altri provini, pertanto si riportano anche le loro frattografie a titolo di esempio, che tuttavia non differiscono da quelle degli altri spezzoni.

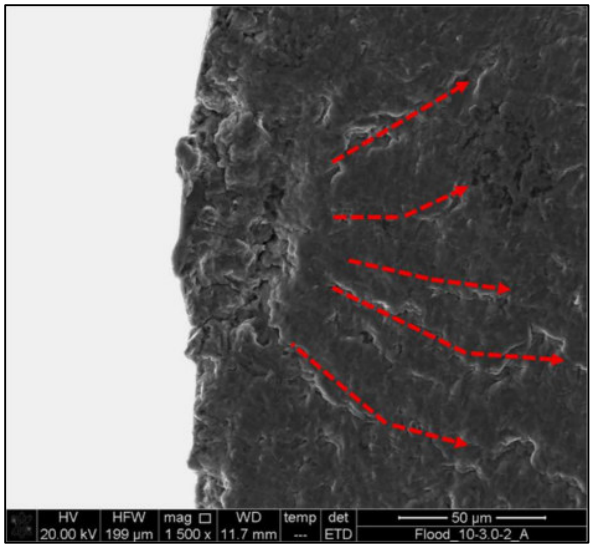


Figura 6.31: Zona d'innesco del provino Flood_10-A. Non si è rilevato alcun difetto. Immagine SEM 1500x.

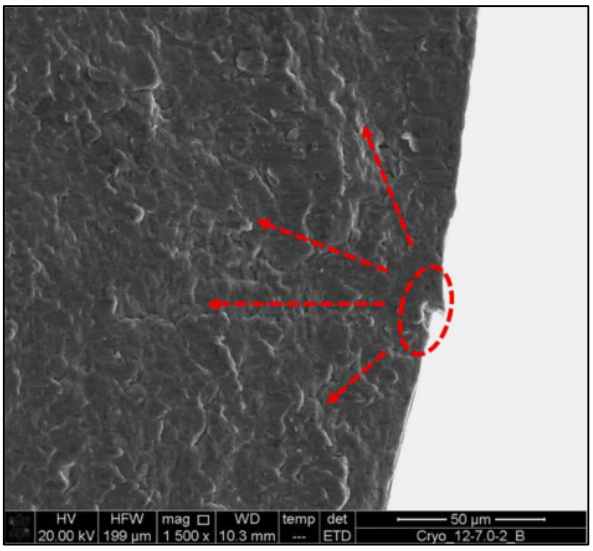


Figura 6.32: Zona d'innesco del provino Cryo_12-B. Non si è rilevato alcun difetto. Immagine SEM 1500x.

Nei provini additive manufacturing, invece, i difetti sono evidenti, con discrete dimensioni e sono dovuti alla natura del processo stesso che genera porosità, zone non fuse correttamente e difetti di fusione in genere (figura 6.33).

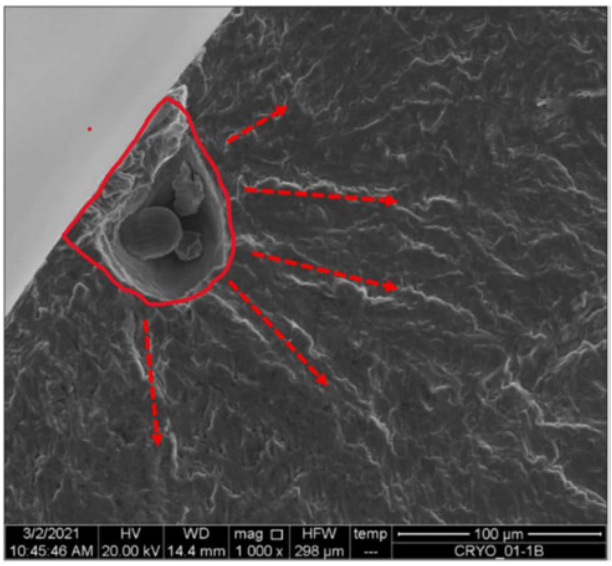


Figura 6.33: Zona d'innesco e difetto "killer" ben visibile, dovuto ad una mancata fusione. Immagine SEM 1000x. Fonte: [39]

6.6 Fatica in presenza di difetti

La fatica in presenza di difetti viene studiata e affrontata tramite la teoria della meccanica della frattura lineare elastica (MFLE), che permette di tener conto, nella fase di progettazione e stima della vita residua dei componenti, di cricche, fessurazioni e difetti anche a livello microstrutturale. Una cricca può essere vista come un intaglio con raggio di raccordo all'apice tendente a zero. È noto che in questi casi il fattore teorico di concentrazione delle tensioni, K_t, tende all'infinito, come la tensione di picco lineare elastico all'apice dell'intaglio. Seguendo l'approccio della meccanica classica si dovrebbe tener conto dell'intaglio attraverso il fattore k_f, ma è già stato fatto notare nella 6.5 (§ 6.2) che si giunge ad una forma indeterminata, dalla quale l'impossibilità di applicare tale teoria e la necessità di adottare la MFLE, nata appositamente. Anche il criterio classico di resistenza, che impone una tensione limite da non superare (scelta opportunamente, assumendo dei coefficienti di sicurezza), fallisce, perché la tensione puntuale all'apice dell'intaglio tende all'infinito. Nella meccanica della frattura si adotta un criterio di campo, ovvero viene confrontato il campo di tensione lineare elastico presente con un campo limite. Le equazioni del campo di tensione, valide in prossimità della cricca, sono dovute a Irwin-Williams, e vengono riportate di seguito, valide assumendo il sistema di riferimento di figura 6.34.

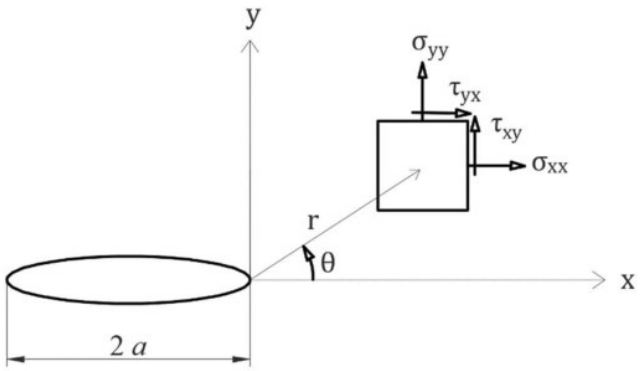


Figura 6.34: Cricca di lunghezza 2a sollecitata. Sistema di riferimento con origine all'apice.

$$\sigma_{xx}(r,\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3}{2}\theta\right)\right] \tag{6.37}$$

$$\sigma_{yy}(r,\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3}{2}\theta\right)\right] \tag{6.38}$$

$$\tau_{xy}(r,\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[\cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3}{2}\theta\right)\right] \tag{6.39}$$

$$\sigma_{zz} = 0 \; per \; s.d.T.piano; \quad \sigma_{zz} = \nu \cdot (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \; per \; s.d.D \; piano \tag{6.40}$$

Esistono tre principali modi di sollecitazione: *modo I* di apertura, *modo II* di scorrimento e *modo III* di strappo (figura 6.35).

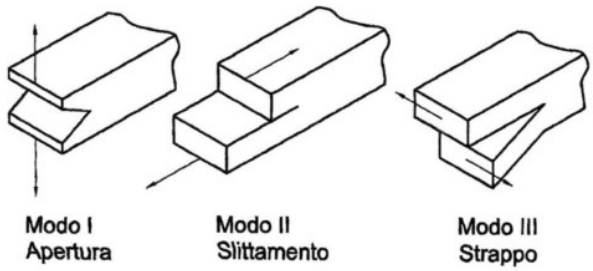


Figura 6.35: Modi di sollecitazione di una cricca. Fonte: [68]

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 $[MPa \cdot \sqrt{m}]$.

$$K_I \triangleq \sqrt{2\pi} \cdot \lim_{r \to 0^+} [\sigma_{yy}(r,\theta) \cdot \sqrt{r}] \tag{6.41}$$

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

$$K_I = \alpha \cdot \sigma_g \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \tag{6.42}$$

Dove:

a = semiampiezza della cricca
σ_g = tensione nominale di riferimento (deve essere definita)
α = fattore di forma che dipende dalla geometria e dalle condizioni di carico

Sono disponibili in letteratura degli approcci per affrontare la resistenza a fatica dei materiali metallici basati sulla teoria della meccanica della frattura lineare elastica, che in luogo della lunghezza di cricca *a* considerano un parametro caratteristico, $\sqrt{area}$, che corrisponde appunto alla radice quadrata dell'area del difetto osservato dalle superfici di frattura. Il limite di fatica in corrispondenza della sezione nominale, a $2 \cdot 10^6$ di cicli, è correlato tramite la seguente espressione, proposta da Murakami, definita in base all'area del difetto più critico, detto anche *killer* [76].

$$\frac{\Delta\sigma_{g,th}}{2} = c \cdot \frac{(HV + 120)}{(\sqrt{area})^6} \quad ; \quad si \; assume \; c = 1{,}43 \tag{6.42}$$

Con *c* parametro che dipende dalla posizione assunta dal 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 [76] 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 6.36). 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 disopra la MFLE e in un determinato range con a_0 compreso, si ha la zona di sensibilità ai difetti.

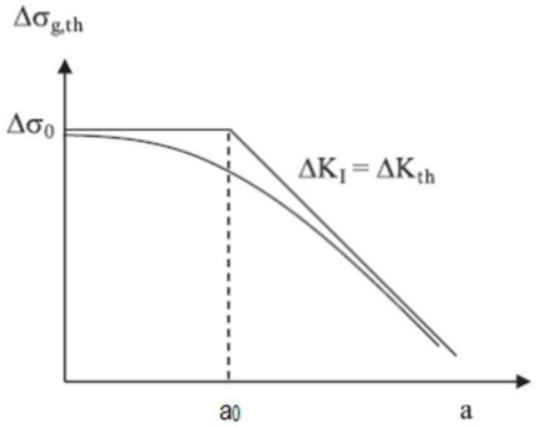


Figura 6.36: diagramma di Kitagawa-Takahashi. Fonte: [39]

Si ha dunque:

$$\Delta\sigma_{g,th} = \begin{cases} \Delta\sigma_0 & per\ a < a_0 \\ \dfrac{\Delta K_{th}}{\alpha \cdot \sqrt{\pi \cdot a}} & per\ a > a_0 \end{cases} \tag{6.43}$$

Con $\Delta\sigma_0/2$ limite di fatica per il liscio. El Haddad, Smith e Topper proposero di raccordare la curva di figura 6.36 mediante un'unica relazione, che risulta aderente ai dati sperimentali, anziché una funzione definita a tratti.

$$\Delta\sigma_{g,th} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi \cdot (a_{eff} + a_0)}} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi \cdot (\alpha^2 \cdot a + a_0)}} \tag{6.44}$$

Con a_{eff} detta lunghezza di cricca efficace, ricavata dalla lunghezza di cricca effettiva tramite il fattore di forma α. La relazione precedente utilizza ΔK_{th} che può essere visto come proprietà del materiale. È possibile definire $\Delta K_{th,SC}$ valida per cricche corte (short cracks), cioè per $a < a_0$, in modo che rimanga valida l'espressione nella forma:

$$\Delta K_{th,SC} = \Delta\sigma_{g,th} \cdot \sqrt{\pi \cdot a_{eff}} \tag{6.45}$$

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}:

$$\Delta K_{th,SC} = \Delta K_{th} \cdot \sqrt{\frac{a_{eff}}{a_{eff} + a_0}} \tag{6.46}$$

Queste rimangono valide anche sostituendo la lunghezza di cricca efficace con il parametro $\alpha^2 \cdot \sqrt{area}$, dove α = 0,65 nel caso di difetti superficiali [76].

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 $[\mu m]$, si ottiene la seguente:

$$\Delta K_{th,SC} = 2 \cdot c \cdot \alpha \cdot \sqrt{\pi} \cdot (HV + 120) \cdot \left(\sqrt{area}\right)^{1/3} \tag{6.46}$$

Quest'ultima è valida nel range 10 μm <$\sqrt{area}$ <1˙000 μm e per difetti superficiali diventa [76]:

$$\Delta K_{th,SC} = 3{,}3 \cdot 10^3 \cdot (HV + 120) \cdot \left(\sqrt{area}\right)^{1/3} \quad con\ \sqrt{area}\ in\ [\mu m] \tag{6.47}$$

Per $a = a_0$ si ha:

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma_0 \cdot \sqrt{\pi \cdot a_0} \tag{6.48}$$

E dalla 6.7:

$$\frac{\Delta\sigma_0}{2} = 1{,}6 \cdot HV \tag{6.49}$$

Dunque:

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma_0 \cdot \sqrt{\pi \cdot a_0} = (2 \cdot 1{,}6 \cdot HV) \cdot \sqrt{\pi \cdot a_0} \tag{6.50}$$

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

$$3{,}3 \cdot 10^3 \cdot (HV + 120) \cdot \left(\sqrt{area}\right)^{1/3} = (2 \cdot 1{,}6 \cdot HV) \cdot \sqrt{\frac{\alpha^2 \cdot \left(10^{-6} \cdot \sqrt{area}\right) \cdot \pi \cdot a_0}{\alpha^2 \cdot \left(10^{-6} \cdot \sqrt{area}\right) + a_0}} \tag{6.51}$$

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. Poiché la 6.51, derivata dalla 6.46, è valida per 10 μm <$\sqrt{area}$ <1˙000 μm, ed è un'espressione che ben approssima i dati in questo intervallo, ma non è esatta, si ritiene più coerente la soluzione proposta da [79], che prevede di interpolare il primo membro della 6.51 con una funzione uguale a quella del secondo, con parametro libero a_0 che minimizza gli scarti quadratici (figura 6.37).

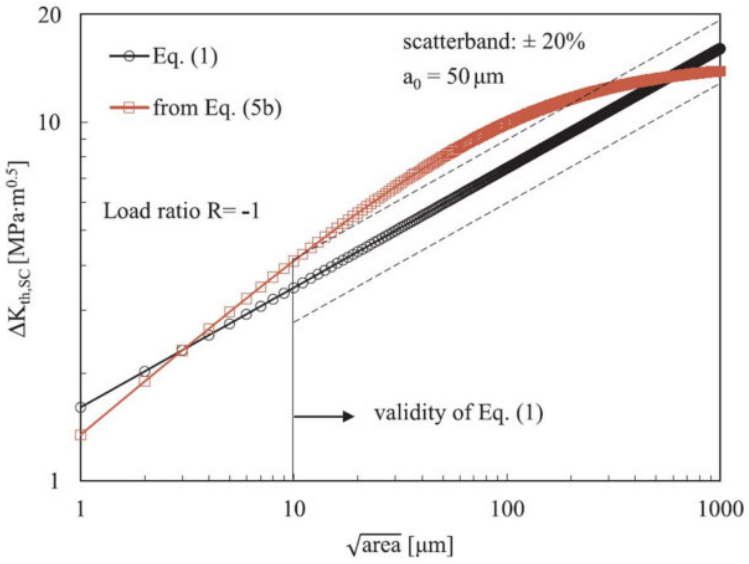


Figura 6.37: Stima di a_0 con il metodo di best fitting nel campo di validità 10 µm <$\sqrt{area}$ <1˙000 µm. Fonte: [79]

Utilizzando la microdurezza Vickers stimata nel § 2.3.3 di 692 HV e l'applicativo "curve fitting" di Matlab™, si ottiene:

$$a_0 = 58{,}35\ \mu m\ ;\ R^2 = 0{,}7744 \tag{6.52}$$

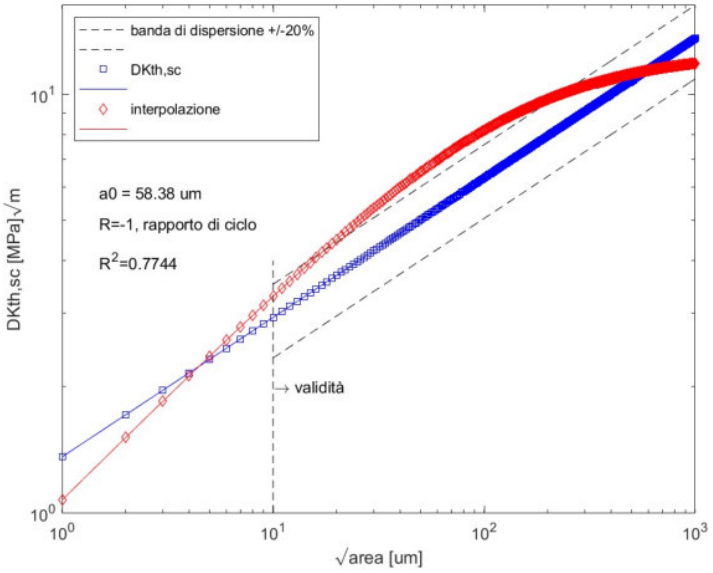


Figura 6.38: Stima di a_0 con il metodo di best fitting nel campo di validità 10 µm <$\sqrt{area}$ <1000 µm mediante Matlab™.

Murakami suggerisce un parametro $\sqrt{area}_R$ se il difetto è generato dalle valli di rugosità superficiale. Questo parametro si basa sull'altezza massima del profilo, *Rz,* e sul passo della lavorazione, chiamato *2b*, che nel caso di tornitura assume il valore dell'avanzamento al giro *f*. Il profilo di rugosità viene assimilato a delle cricche con lunghezza *a* = *Rz* (figura 6.39).

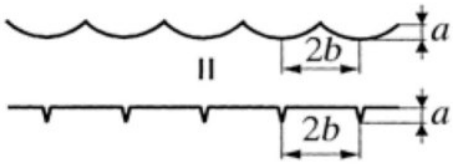


Figura 6.39: Equivalenza, secondo Murakami, tra il profilo di rugosità e delle cricche di lunghezza a = Rz. Fonte: [76]

L'espressione per calcolare $\sqrt{area}_R$ è un polinomio di terzo grado nella variabile $(a/2b)$, come riportato di seguito [76]:

$$\frac{\sqrt{area}_R}{2b} = 2{,}97 \cdot \left(\frac{a}{2b}\right) - 3{,}51 \cdot \left(\frac{a}{2b}\right)^2 - 9{,}74 \cdot \left(\frac{a}{2b}\right)^3 \quad per\ \left(\frac{a}{2b}\right) < 0{,}195 \tag{6.53}$$

È possibile dunque ottenere una curva a fatica in termini di ΔK e numero di cicli *N* utilizzando l'espressione di El Haddad, Smith e Topper 6.44, questa volta non alla soglia, come di seguito:

$$\Delta K_{corr} = \Delta\sigma_g \cdot \sqrt{\pi \cdot \left(a_{eff} + a_0\right)} = \Delta\sigma_g \cdot \sqrt{\pi \cdot \left(\alpha^2 \cdot \sqrt{area}_R + a_0\right)} \tag{6.54}$$

Dove ΔK_{corr} sta ad indicare l'utilizzo dell'espressione di El Haddad, Smith e Topper corretta con il fattore α, che in questo caso vale 0,65 per difetti superficiali [76].

Nelle tabelle 6.15 e 6.16 vengono riportati i parametri $\sqrt{area}_R$ e ΔK_{corr}, rispettivamente per le serie Flood e Cryo, calcolati a partire dall'altezza totale del profilo *Rz* misurata direttamente sul provino o se non disponibile da quella media della serie. L'analisi della rugosità con i relativi dati è presenti nei §§ 4.4.1 e 4.4.2. Il passo della lavorazione, definito da Murakami come *2b,* è di 30 *μm (f=0,03 mm/giro).*

Flood wrought

$$\Delta K_{corr} = \Delta\sigma_g \cdot \sqrt{\pi \cdot \left(\alpha^2 \cdot \sqrt{area}_R + a_0\right)} \qquad a_0 = 58{,}35\ \mu m$$

Denominazione provino	Rz [μm]	$\sqrt{area}_R$ [μm]	$\Delta\sigma_g$ [MPa]	cicli N	ΔK_{corr} [$MPa*m^{0,5}$]
Flood_01-1.0-1	1,784	4,865	999,1	10'000'000	13,76
Flood_02-1.0-2	2,030	5,456	1402,4	791'500	19,36
Flood_03-1.1-1	1,759	4,803	1201,5	10'000'000	16,55
Flood_04-1.1-2	2,030	5,456	1600,0	81'500	22,09
Flood_06-2.0-2	2,030	5,456	1300,1	10'000'000	17,95
Flood_05-2.0-1	1,456	4,043	1401,1	10'000'000	19,25
Flood_06-2.0-2	2,030	5,456	1700,7	61'400	23,48
Flood_07-2.1-1	2,317	6,118	1498,4	775'900	20,73
Flood_08-2.1-2	2,558	6,651	1450,3	298'300	20,10
Flood_10-3.0-2	1,838	4,998	1349,9	10'000'000	18,60
Flood_12-3.1-2	2,426	6,362	1500,9	653'800	20,78
Flood_09-3.0-1	2,030	5,456	1401,1	892'500	19,34
Flood_05-2.0-1	1,456	4,043	1599,8	48'100	21,98
Flood_01-1.0-1	1,784	4,865	1699,6	33'800	23,41
Flood_03-1.1-1	1,759	4,803	1549,4	231'200	21,34
Flood_11-3.1-1	2,030	5,456	1350,0	4'971'500	18,64
Flood_10-3.0-2	1,838	4,998	1549,4	50'700	21,35

Tabella 6.15: Calcolo del parametro $\sqrt{area}_R$ e ΔK_{corr} a partire dall'altezza massima del profilo di rugosità Rz per la serie Flood.

Cryo wrought

$$\Delta K_{corr} = \Delta\sigma_g \cdot \sqrt{\pi \cdot \left(\alpha^2 \cdot \sqrt{area}_R + a_0\right)} \qquad a_0 = 58{,}35\ \mu m$$

Denominazione provino	Rz [μm]	$\sqrt{area}_R$ [μm]	$\Delta\sigma_g$ [MPa]	cicli N	ΔK_{corr} [$MPa*m^{0,5}$]
Cryo_01-4.1-1	1,735	4,743	1399,9	391'700	19,28
Cryo_02-4.1-2	1,642	4,513	1599,8	42'400	22,01
Cryo_03-5.0-1	1,685	4,621	1499,5	339'800	20,64
Cryo_05-5.1-1	1,715	4,696	1250,0	10'000'000	17,21
Cryo_10-6.1-2	3,042	7,647	1400,3	10'000'000	19,48
Cryo_07-6.0-1	1,824	4,963	1299,9	10'000'000	17,91
Cryo_13-7.1-1	2,048	5,499	1450,0	231'400	20,02
Cryo_09-6.1-1	1,842	5,005	1349,9	10'000'000	18,61
Cryo_10-6.1-2	3,042	7,647	1550,3	168'300	21,56
Cryo_07-6.0-1	1,824	4,963	1549,9	67'800	21,36
Cryo_06-5.1-2	1,887	5,114	1450,3	607'100	20,00
Cryo_12-7.0-2	2,909	7,383	1400,0	3'300'100	19,45
Cryo_09-6.1-1	1,842	5,005	1599,9	96'900	22,05
Cryo_05-5.1-1	1,715	4,696	1700,1	35'100	23,41
Cryo_14-7.1-2	2,048	5,499	1700,1	25'600	23,47

Tabella 6.16: Calcolo del parametro $\sqrt{area}_R$ e ΔK_{corr} a partire dall'altezza massima del profilo di rugosità Rz per la serie Cryo.

Le curve a fatica, in termini di ΔK_{corr} e numero di cicli *N,* che si ottengono per le due serie, sono molto simili come pendenza inversa, come indice di dispersione T_K e con lo stesso $\Delta K_{corr,\,A,\,50\%}$ ad un numero di cicli $N_A = 2 \cdot 10^6$ (figura 6.40).

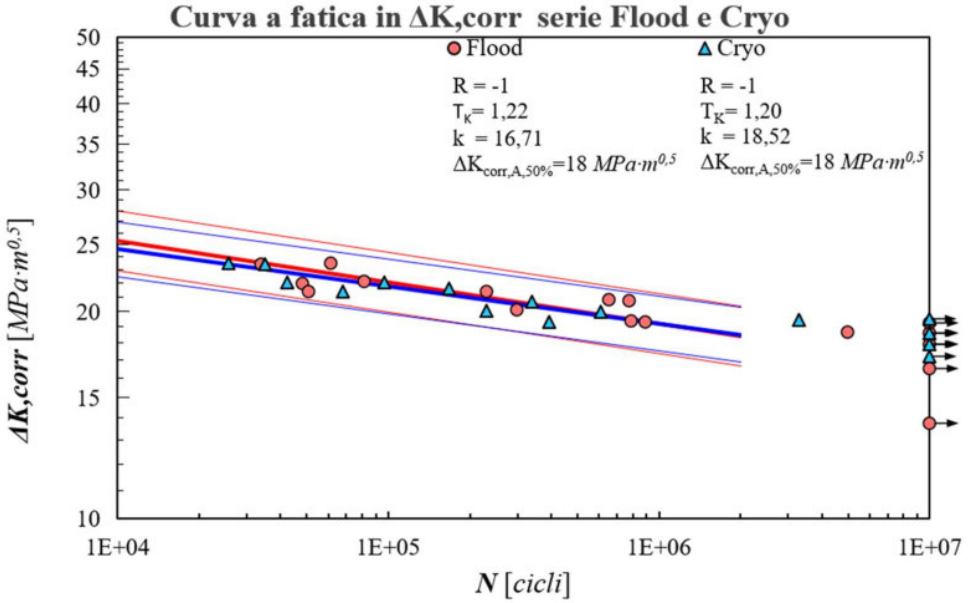


Figura 6.40: Curva di Wöhler in termini di ΔK_{corr} e numero di cicli N per le serie Flood e Cryo.

Confrontando la pendenza inversa e l'indice di dispersione, ottenuti elaborando i dati in termini di fattore di intensificazione delle tensioni ΔK_{corr} e utilizzando come lunghezza di cricca equivalente il parametro $\sqrt{area}_R$, si nota che rimangono sostanzialmente invariati rispetto a quanto visto per le curve di fatica in ampiezza di tensione. Per la serie Flood: k = 16,6; T_σ = 1,22, mentre k_k = 16,71 e T_K = 1,22. Per la serie Cryo: k = 18,59; T_σ = 1,19, mentre k_k = 18,52 e T_K = 1,20. In genere utilizzando l'approccio di Murakami, nel caso di presenza di difetti, si riduce la dispersione dei dati, perché vengono uno ad uno pesati attraverso la dimensione effettiva del loro difetto. A parità di tensione netta applicata, due provini con $\sqrt{area}$ differente possono mostrare, a seguito di una prova a fatica, numeri di cicli molto diversi, in particolare il provino con difetto maggiore presenta, teoricamente, una minor vita. Nel caso dei provini Flood e Cryo, non vi è la presenza di difetti veri e propri, ma solo della rugosità superficiale dovuta all'effetto della tornitura, presa comunque in considerazione da Murakami. Gli effetti dovuti alla rugosità non sono stati evidenti e in un diagramma di Kitagawa-Takahashi i punti sperimentali si trovano nella zona in presenza di difetti, molto vicini a quella del materiale liscio. Il modello di Murakami è valido se i difetti sono compresi tra due valori caratteristici chiamati *valore critico,* $\sqrt{area}_c$, e *valore di transizione* alle cricche lunghe, $\sqrt{area}_t$. Il primo può essere valutato a partire dalla 6.42 e 6.49:

$$\sqrt{area}_c = \left(\frac{1{,}43 \cdot (HV + 120)}{1{,}6 \cdot HV}\right)^6 \tag{6.55}$$

Il valore di transizione può essere calcolato utilizzando l'espressione 6.47 per la valutazione di $\Delta K_{th,SC}$. Quando questo assume il valore di $\Delta K_{th,LC}$ per cricche lunghe, allora il parametro radice di area diventa $\sqrt{area}_t$.

$$\sqrt{area}_t = \left(\frac{\Delta K_{th,LC}}{3{,}3 \cdot 10^{-3} \cdot (HV + 120)}\right)^3 \tag{6.56}$$

La stima di $\Delta K_{th,LC}$ senza prove sperimentali può risultare molto grossolana, pertanto è stata proposta da Meneghetti e Rigon una correlazione tarata con vari materiali da dati di letteratura [80].
L'espressione è la seguente:

$$\Delta K_{th,LC,est} \cong 4{,}5 \cdot l^{0{,}127} + 2{,}29 \cdot 10^2 \cdot HV^{-0{,}81} \tag{6.56}$$

Le costanti utilizzate sono valide anche per il Titanio, per il quale il parametro *l* è definito dalla larghezza media delle lamelle di fase α. La microstruttura equiassica con fase β intergranulare non è contemplata dalla relazione, che quindi non è applicabile. Per determinare correttamente $\Delta K_{th,LC}$ con questa microstruttura, della quale non si trovano molte informazioni in merito in letteratura, specie per rapporto di ciclo *R*= -1, è necessario ricorrere a metodi sperimentali diretti.
In figura 6.41 il diagramma di Kitagawa-Takahashi con un esempio di applicazione del modello di Murakami. È anche schematicamente indicato come la curva varia in funzione della durezza HV e del parametro *l*.

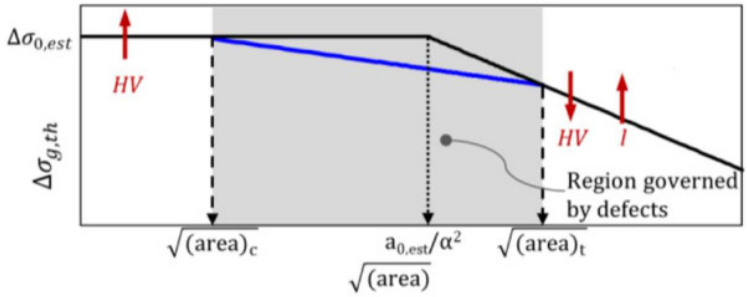


Figura 6.41: Applicazione del modello di Murakami per il limite a fatica e regione di validità. Fonte [81]

È stato comunque valutato il valore critico $\sqrt{area}_c$ tramite la 6.55, utilizzando la durezza stimata di 692 HV.

$$\sqrt{area}_c = \left(\frac{1{,}43 \cdot (692 + 120)}{1{,}6 \cdot 692}\right)^6 = 4{,}02\ \mu m \tag{6.57}$$

Dalle tabelle 6.15 e 6.16 si osserva un valore medio di $\sqrt{area}_R$ di circa 5,3 μm per la serie Flood e 5,5 μm per la serie Cryo, dunque si è molto vicini alla regione non governata da difetti, cioè alla zona del materiale liscio

CAPITOLO 7

CONCLUSIONI

In questo lavoro di tesi sono stati testati a fatica componenti in Titanio forgiato, realizzati in Ti6Al4V, lega molto utilizzata in ambito industriale, aerospaziale e biomedicale.
I provini sono stati ottenuti a partire da una barra tonda di diametro 12 *mm* e successivamente torniti utilizzando due diverse strategie di lubrificazione: tradizionale a base acquosa e criogenica con azoto liquido. La tornitura è stata eseguita mediante una passata di sgrossatura ed una di finitura attraverso utensili in carburo di tungsteno con doppio rivestimento di TiAlN al PVD. Questi hanno forma romboidale, raggio di punta di 0,1 *mm* e adatti per operazioni di finitura. Ogni tagliente dell'inserto è stato utilizzato per la realizzazione di due provini. I parametri di taglio utilizzati sono: velocità di taglio di 45 *m/min,* profondità di passata di 0,25 *mm* e avanzamento al giro di 0,03 *mm*, utilizzando un tornio *DMG MORI SEIKI*^{TM}. Il lubrorefrigerante tradizionale adottato è composto da un'emulsione al 5% di olio semisintetico e i provini così ottenuti sono stati denominati Flood. I provini Cryo sono stati invece torniti con azoto liquido spruzzato direttamente sul petto e sul fianco dell'utensile con degli ugelli di diametro interno 0,9 *mm.* L'azoto, contenuto in un dewar, è stato mantenuto ad una pressione di 15 *bar* all'interno del serbatoio.
Il materiale di base è stato caratterizzato dal punto di vista microstrutturale eseguendo varie misure di microdurezza Vickers seguendo la normativa ISO 6507-1, secondo una sezione trasversale, ottenendo un valore stimato di 292 ± 16 HV con livello di confidenza del 95%. La microstruttura è risultata di tipo equiassico fine con fase β intergranulare e dimensione media dei grani α di 2,57 μm.
Sono state eseguite misure di rugosità attraverso un profilometro ottico 3D dalle quali è emersa una miglior rugosità media della superficie e del profilo (*Sa* e *Ra*) nella serie Cryo rispetto alla Flood. I provini Cryo presentano tuttavia una forma delle valli più irregolare, con il parametro di asimmetria *Ssk* e della valle ridotta *Svk,* che indicano un profilo dominato da valli più profonde rispetto ai Flood, oltretutto con una grande variabilità dei dati. Per i provini Cryo: *Sa* = 0,35 μm; *Ssk* = 0,19; *Svk* = 0,37 μm. Per i provini Flood si ha: *Sa* = 0,26 μm; *Ssk* = 0,54; *Svk* = 0,26 μm. Non sono state riscontate sostanziali differenze tra primo e secondo utilizzo del tagliente in termini di rugosità.
Sono state misurate le tensioni residue mediante un diffrattometro ai raggi x (XRD) con lampada al Cu e filtro Ni. Dalle misure è emerso che i campioni Cryo presentano una maggior tensione residua di compressione, che si attesta attorno ai 1˙000 *MPa*, rispetto ai campioni Flood, che è di circa 500 MPa, sempre in compressione. Tali tensioni si estinguono e diventano praticamente nulle entro 20÷40 μm dalla superficie. In genere in queste misure si osserva un andamento che prevede il raggiungimento della tensione massima di compressione entro qualche micrometro dalla superficie, poiché in corrispondenza di questa, per effetto delle temperature localmente raggiunte durante il taglio nelle operazioni di tornitura, le tensioni si rilassano. Le tensioni residue di solito tendono a zero dopo svariati micrometri verso l'interno. I provini ottenuti mediante AM presentano proprio questo andamento, che rispecchia quanto si riscontra di solito in letteratura, con le tensioni di compressione che si esauriscono a circa 150÷200 μm dalla superficie, circa un ordine di grandezza maggiore rispetto ai Cryo e Flood wrought. L'elevato gradiente di tensione di compressione, localizzato in pochissimi micrometri entro la superficie, fa sì che ci sia una piccola zona di compressione, caratterizzata da una bassa tensione media. È probabile che tale gradiente tenda a diminuire molto rapidamente durante le prove a fatica per effetto del fenomeno del rilassamento, più lento se si ha invece un'ampia zona con tensione media elevata di compressione, come riscontrato negli AM. L'aumento di vita a fatica, dovuto alle maggiori tensioni residue di compressione nei provini Cryo wrought, risulta pertanto marginale o quasi assente, che comunque va a compensare quello che è l'effetto negativo della presenza di una rugosità caratterizzata da valli con fondo irregolare, e più profonde, rispetto ai Flood.
Le prove a fatica sono state effettuate mediante flessione rotante a quattro punti, che sollecita la superficie esterna dei provini, permettendo di evidenziare gli effetti indotti dalle due diverse lavorazioni per asportazione di truciolo. Sono state ricavate le curve di Wöhler con rapporto di ciclo R = -1, probabilità di sopravvivenza PS=50% e le bande di dispersione con PS= 10% e 90% per le due serie di provini, quelli torniti in maniera convenzionale (Flood) e quelli ottenuti mediante tornitura criogenica (Cryo). Seguendo l'approccio *Staircase method modificato* presente nella normativa ISO 12107, e adottando un runout a 10^7 cicli, è stato possibile determinare il limite a fatica per la serie Flood e Cryo.

Per i provini Flood si ha: limite di fatica $\sigma_{a\infty,-1}$= 686 *MPa* a N_A = 1,2·10^6 cicli, pendenza inversa k = 16,6 e indice di dispersione T_σ = 1,22. Per i provini Cryo si ha invece: limite di fatica $\sigma_{a\infty,-1}$= 696 *MPa* a N_A = 1·10^6 cicli, pendenza inversa k = 18,59 e indice di dispersione T_σ = 1,19. 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. La pendenza inversa k è molto elevata, con un rapporto di fatica ($\sigma_R/\sigma_{a\infty,-1}$) di circa 0,7, a fronte dello 0,5 ±0,1 stimato in genere, ma comunque compatibile con il Ti-6Al-4V forgiato. L'aumento del limite di fatica della serie Cryo rispetto alla Flood è di circa 1,5%, che non si ritiene rilevante, bensì compatibile con la dispersione statistica dei dati. È stata anche calcolata un'unica curva a fatica per le due serie, che si riporta di seguito, in figura 7.1.

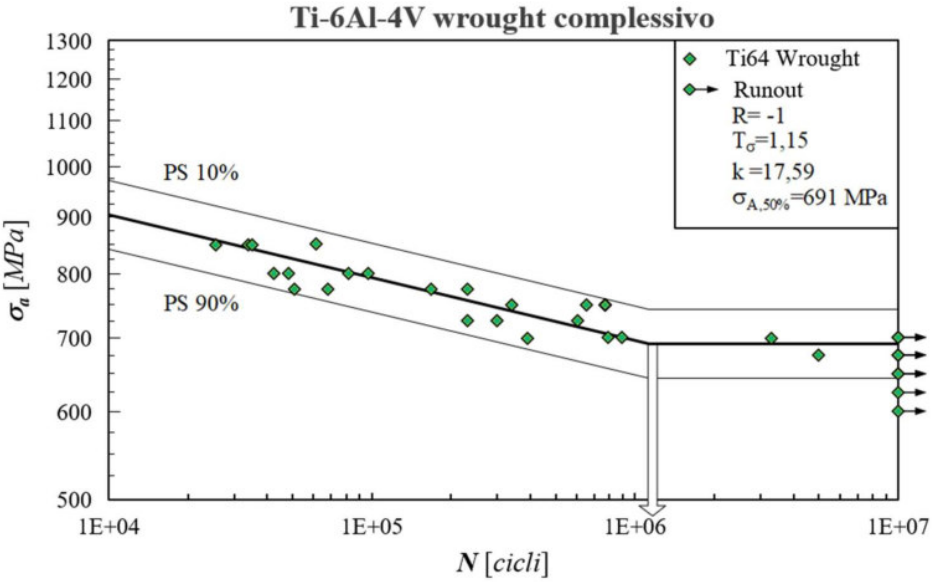


Figura 7.1: Curva di Wöhler complessiva dei provini wrought, Cryo e Flood assieme.

Il limite a fatica è stato calcolato come media aritmetica dei limiti delle due serie, ritenuto lecito, in quanto questi differiscono solo di 10 *MPa,* inferiore allo stress step di 25 *MPa* utilizzato per l'applicazione dello Staircase method, oltretutto con i dati utilizzati sarebbe possibile costruire un'unica sequenza Staircase. Si ottiene dunque un limite a fatica di $\sigma_{a\infty,-1}$= 691 *MPa* a N_A = 1,1·10^6 cicli, pendenza inversa k = 17,59 e indice di dispersione T_σ = 1,15, estremamente ridotto. 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.

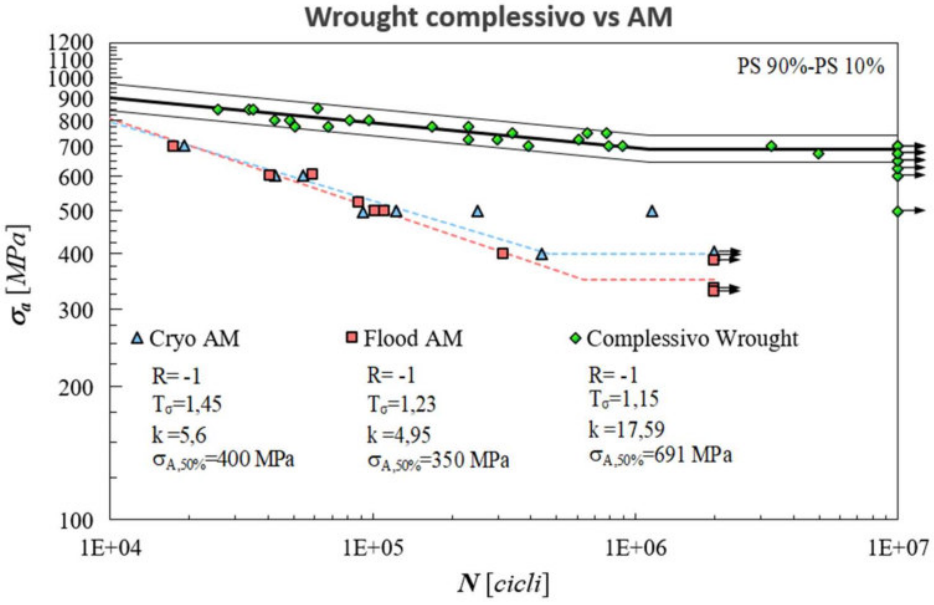


Figura 7.2: Curva di Wöhler complessiva dei provini Wrought e AM

Con i provini ottenuti mediante additive manufacturing, invece, gli effetti della tornitura criogenica sul limite a fatica sono stati apprezzabili. In figura 7.2 vi è un grafico complessivo di confronto tra i provini forgiati e quelli AM.
Sono state osservate le superfici di frattura per individuare la zona d'innesco delle cricche responsabili della rottura dei provini. Non è stato riscontrato alcun difetto interno o sub-superficiale. Le cricche innescano dalle valli di rugosità dovute al processo di tornitura. È stato seguito un metodo basato sulla meccanica della frattura in presenza di difetti, secondo Murakami, considerando come lunghezza di cricca equivalente il parametro $\sqrt{area_R}$, che dipende dalla rugosità superficiale, in particolare dall'altezza totale del profilo *Rz*. Il modello di Murakami è valido nella regione governata dalla presenza di difetti e delimitata inferiormente dal valore critico $\sqrt{area}_c$, di transizione con la zona del materiale completamente liscio, e dal valore $\sqrt{area}_t$, di transizione verso le cricche lunghe. Gli effetti dovuti alla rugosità non sono stati evidenti e in un diagramma di Kitagawa-Takahashi i punti sperimentali si trovano nella zona in presenza di difetti, molto vicini però a quella del materiale liscio. In altri termini, la dimensione dei parametri $\sqrt{area_R}$ misurati sono di poco inferiori al valore critico,$\sqrt{area}_c$. Non è stato possibile determinare con buona approssimazione il valore di transizione $\sqrt{area}_t$, poiché richiede la conoscenza del valore di soglia del fattore di intensificazione delle tensioni per cricche lunghe, $\Delta K_{th,LC}$, o perlomeno una sua stima. Esiste una correlazione proposta da Meneghetti e Rigon in [80], che permette di stimare il valore $\Delta K_{th,LC,est}$, ma nel caso del Titanio, è valida per microstrutture lamellari.
In progetti futuri si intende determinare sperimentalmente ΔK_{th}, proprietà del materiale, attraverso dei provini con intaglio acuto a "V" (V-notch), mediante prove assiali o a flessione rotante, con rapporto di ciclo *R* = -1, poiché in letteratura vi sono scarsi dati riguardanti questo tipo di microstruttura (figura 7.3).

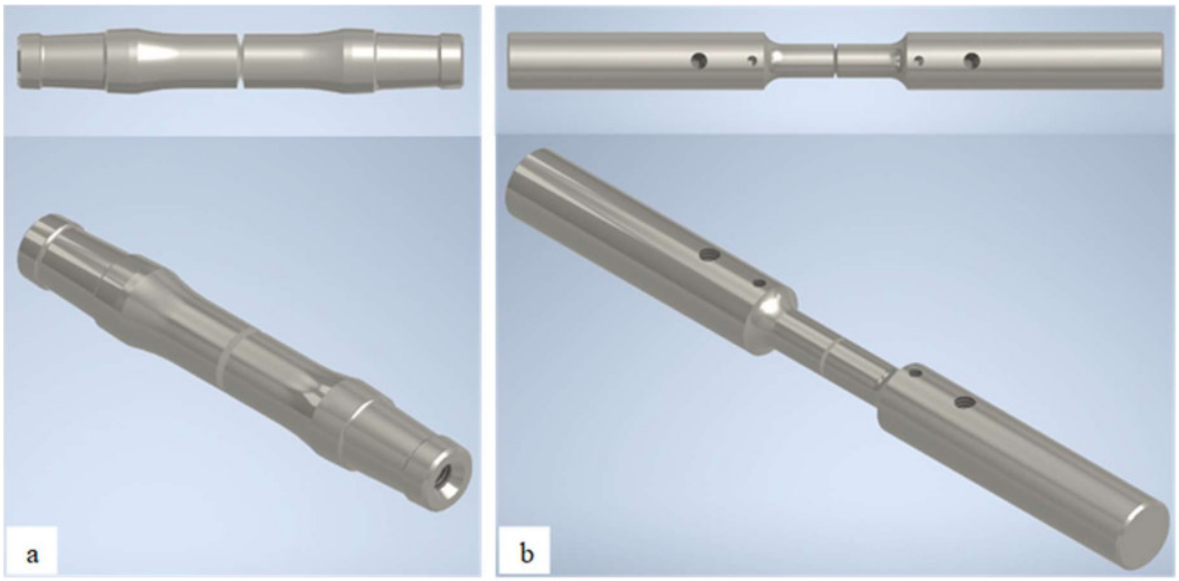


Figura 7.3: Provini con intaglio acuto V-notch per la determinazione sperimentale di ΔK_{th}. (a): provino per macchina a flessione rotante; (b) provino per prove assiali con fori filettati per il passaggio di corrente e lettura del potenziale elettrico.

BIBLIOGRAFIA

[1] Wikipedia, https://en.wikipedia.org/wiki/Rutile (05/03/2022)

[2] Wikipedia, https://it.wikipedia.org/wiki/Ilmenite (26/05/2021)

[3] Christoph Leyens and Manfred Peters (2003) – *Titanium and Titanium Alloys*, Wiley-Vch

[4] Ashby Michael F. (2011) – *Materials Selection in Mechanical Design*, Elsevier.

[5] Antonello Astarita (2013) – *Studio del processo di hot stretch forming di una lega di titanio per applcazioni aeronautiche*, tesi di dottorato, Università degli studi di Napoli Federico II

[6] Oliver Schauerte (2003) – *Titanium in Automotive Production*, advanced engineering materials, Wiley-Vch

[7] Justin Hale - *Boing 787 fro mthe Ground Up*, qtr_04 06 a quarterly publication boeing.com/commercial/ aeromagazine

[8] Sito ditta TIMET, https://www.timet.com/about/timeline-of-milestones.html

[9] G. Lütjering, J.C. Williams (2007) – *Titanium*, seconda edizione, Springer.

[10] Sito ditta Toho Titanium, https://www.toho-titanium.co.jp/en

[11] Pierre-Olivier Delzant, Pierre Chapelle, Alain Jardy, Julien Jourdan, Yvon Millet (2018) – *Investigation of arc dynamics during vacuum arc remelting of a Ti64 alloy using a photodiode based instrumentation*, Journal of Materials Processing Tech., Elsevier.

[12] S. Kalpakjian, S.R. Schmidt – *Tecnologia Meccanica*, settembre 2014, Editore Pearson

[13] sito internet ditta Tifast, https://www.tifast.com/

[14] Matthew J. Donachie, Jr. (2000) – *TITANIUM: A Technical Guide*, second edition, ASM International Materials Park.

[15] Rodney Boyer, Gerhard Welsch, E.W. Collings (2007) – *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*, ASM International Materials Park.

[16] F.H. Froes (2015) – *TITANIUM: Physical Metallurgy Processing and Applications*, ASM International Materials Park.

[17] Morri, A. (2008) – *Trattamenti termici delle leghe di titanio α+β, correlazioni fra microstruttura e comportamento meccanico*. Metall. Ital. 100, 1–10

[18] Ferioli, T. T. (2007) – *TITANIO E SUE LEGHE: Trattamenti termici Ti 6Al 4V*. Lezione per il 12 ° Corso di Aggiornamento sui Trattamenti Termici dei Metalli. AIM Milano.

[19] G. Lütjering (1988) – *Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (α+β) titanium alloys*, Materials Science and Engineering A243 (1998) 32–45

[20] J. Polmear – *Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals*. Edward Arnold Editor, 1984

[21] M. Atapour, A. Pilchak, G.S. Frankel, J.C. Williams, M.H. Fathi, M. Shamanian (2010) – *Corrosion Behavior of Ti-6Al-4V with Different Thermomechanical Treatments and Microstructures*, Article in Corrosion -Houston Tx, DOI: 10.5006/1.3452400

[22] *ASM Metals Handbook Volume 9* (1992) – Metallography and Microstructures

[23] David Dye – *Microstructure Formation in Ti Alloys*, MSE307 Engineering Alloys 2014-2015 Lecture 6, Imperial Collegue. https://dyedavid.com/.

[24] ASTM-B861

[25] ASTM-B348

[26] Sito della ditta Struers® - https://www.struers.com

[27] Roberto Roberti, Alfred Schindler (1995) – *Conoscere l'acciaio speciale Vol.3*, collana tecnica sulla siderurgia degli acciai speciali, edizioni Sipiel Milano.

[28] Catalogo Cloeren Technology 2019, Cloeren Technology GmbH, V 19.01

[29] Seigo OKAWA, Kouichi WATANABE (2009), – *Chemical mechanical polishing of titanium with colloidal silica containing hydrogen peroxid*. Mirror polishing and surface properties. Dental Materials Journal 2009; 28(1): 68－74

[30] Leica DMR Instructions, 5th edition, issued in 2000 by Leica Microsystems Wetzlar GmbH, Ernst-Leitz-Strasse D-35578 Wetzlar (Germany)

[31] Xiangnan Pan, Youshi Hong (2019), – *High-cycle and very-high-cycle fatigue behaviour of a titanium alloy with equiaxed microstructure under different mean stresses*, Fatigue Fract Eng Mater Struct.; 42:1950–1964, doi: 10.1111/ffe.13050

[32] Linda C. Sawyer, David T. Grubb, Gregory F. Meyers (2008) – *Polymer Microscopy*, terza edizione, Springer. ISBN: 978-0-387-72627-4

[33] The Quanta FEG 200, 400, 600 – *Users Operation Manual* (2003), 4022 290 22211 1st Edition 31/03/2003, FEI Company.

[34] ISO 6507-1:2018

[35] ASTM 384-17

[36] Leitz Miniload Hardness Tester 721-1f, Ernst Leitz Wetzlar GmbH, Germania.

[37] JCGM 100:2008, versione corretta del 2010.

[38] *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.)

[39] 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.)

[40] Fatemi A., Molaei R., Simsiriwong J., Sanaei N., Pegues J., Torries B., Phan N. e Shamsaei N. (2019) – *Fatigue behaviour of additive manufactured materials: An overview of some recent experimental studies on Ti-6Al-4V considering various processing and loading direction effects*, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures,; 42 : 991–1009.

[41] Childs T.,Maekawa K.,Obikawa T.,Ymane Y. (2000) – *Metal Machining: Theory and Application*, John Wiley I& Sons Press.

[42] Edward M. Trent, Paul K. Wright (2000) – *Metal Cutting*, Fourth Edition, Butterworth-Heinemann

[43] Pedro-Jose Arrazola, Ainhara Garay, Luis María Iriarte, Mikel Armendia, Surendar Marya, et al. – *Machinability of Titanium alloys (Ti6Al4V and Ti555.3)*. Journal of Materials Processing Technology, Elsevier, 2009, 209 (5), pp.2223-2230. 10.1016/j.jmatprotec.2008.06.020. hal-01002827

[44] 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

[45] Yakup Yildiz, Muammer Nalbant (2008) – *A review of cryogenic cooling in machining processes*, International Journal of Machine Tools & Manufacture 48 947–964

[46] Alberto Pandolfo, Giancarlo Degli Esposti (2012), –*Tecnologie meccaniche di processo e di prodotto, Volume 1*, Calderini.

[47] N.R. Dhara, M. Kamruzzaman (2007), – *Cutting temperature, tool wear, surface roughness and dimensional deviation in turning AISI4037 steel under cryogenic condition*, International Journal of Machine Tools & Manufacture 47 754–759

[48] C. Amerio, R. De Ruvo, S. Simonetti (2011), – *Tecnologia & disegno-Elementi di tecnologia*, SEI

[49] A. Bordin, S. Sartori, S. Bruschi, A. Ghiotti (2016), – *Experimental investigation on the feasibility of dry and cryogenic machining as sustainable strategies when turning Ti6Al4V produced by Additive Manufacturing*, Journal of Cleaner Production 142 4142- 4151

[50] Rachele Bertolini, Stefania Bruschi, Alberto Bordin, Andrea Ghiotti, Luca Pezzato, Manuele Dabalà (2016), – *Fretting Corrosion Behavior of Additive Manufactured and Cryogenic-Machined Ti6Al4V for Biomedical Applications*, Advanced Engineering Materials, DOI: 10.1002/adem.201500629

[51] Rachele Bertolini, Alberto Campagnolo, Marco Sorgato, Andrea Ghiotti, Stefania Bruschi, Giovanni Meneghetti (2022) – *Fatigue strength of LPBF Ti6Al4V machined under flood and cryogenic lubri-cooling conditions*, International Journal of Fatigue 162 106973

[52] Sito della Sandik Coromant™, https://www.sandvik.coromant.com/it-it/products/pages/productdetails.aspx?c=VCET%2011%2003%2001-UM%20%20%20%201115, (10/06/2022).

[53] Sito della Sandik Coromant™, https://www.sandvik.coromant.com/it it/knowledge/materials/pages/workpiece-materials.aspx ,(10/06/2022).

[54] Sito della Sandik Coromant™, https://www.sandvik.coromant.com/it-it/products/pages/productdetails.aspx?c=SVJBL%202020K%2011-B1 ,(10/06/2022).

[55] Sito della Monroe® Fluid Technology, https://www.monroefluid.com/wp-content/uploads/2020/03/Astro-Cut-HD-XBP-2018-09-05.pdf , (14/06/2022)

[56] Catalogo *Rigid and Precise CNC Lathe NL Series* (2012), DMG MORI CO., LTD.

[57] Emilio Chirone, Stefano Tornincasa (2014), - *Disegno tecnico Industriale 2*, il capitello

[58] UNI 7670 -1988

[59] Dumas M., Cabanettes F., Kaminski R., Valiorgue F., Picot E., Lefebvre F., Grosjean C. e Rech J. (2018) – *Influence of the finish cutting operations on the fatigue performance of Ti-6Al-4V parts produced by Selective Laser Melting*, 4th CIRP Conference on Surface Integrity

[60] https://www.olympus-ims.com/it/metrology/surface-roughness-measurement-portal/parameters/#!cms[focus]=cmsContent14708

[61] Sito della Sensofar Metrology™. https://www.sensofar.com/metrology/technology/measuring-principles/confocal/ (20/06/2022)

[62] EN ISO 4288: 1998

[63] Concheri G. M. (2015) – *slide del corso di Disegno Tecnico Industriale per il corso di laurea triennale in Ingegneria Meccanica*, A.A. 2015/2016, Università degli studi di Padova.

[64] *Manuale d'uso della macchina SIDER X*, per l'analisi delle tensioni residue. GNR srl, analitical instrument group, dicembre 2016-Rev.01

[65] Gary S. Schajer (2013) – *Practical residual stress measurement methods*, John Wiley & Sons Ltd, ISBN 9781118342374

[66] Ronald W. Landgraf1 and Russell A. Chernenkoffl (1988) – *Residual Stress Effects on Fatigue of Surface Processed Steels*, ASTM STP 1004 pp. 1-12

[67] Ahmer Ali, Dookie Kim, and Sung Gook Cho (2012) – *Modeling of nonlinear cyclic load behavior of i-shaped composite steel-concrete shear walls of nuclear power plants, Nuclear Engineering and Technology*, DOI 10.5516/NET.09.2011.055

[68] Atzori B. (2012) – *Appunti di Costruzione di Macchine* (2a edizione), Libreria Cortina Padova

[69] EN 15305:2008

[70] Nicholas C. Ferreri, Daniel J. Savage, Marko Knezevic (2020) – *Non-acid, alcohol-based electropolishing enables high-quality electron backscatter diffraction characterization of titanium and its alloys: Application to pure Ti and Ti-6Al-4V*, Materials Characterization 166 110406

[71] Anselm Kuhn (2004), – *The Electropolishing of Titanium and Its Alloys*, Metal Finishing Information Services Ltd

[72] M.G. Moore, W.P. Evans (1958), – *Mathematical correction for stress in removed layers in X-ray diffraction residual stress analysis*, SAE Trans. 66 pp.340–345. Doi:10.4271/580035.

[73] EN ISO 12107:2003

[74] R. C. McClung (2006) – *A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue*, Southwest Research Institute®, San Antonio, TX, 78228-0510, USA.
DOI 0.1111/j.1460-2695.2007.01102.x

[75] https://people.unica.it/brunoleban/files/2019/12/Leban-FdP2019_L11_Faticarev2019-12- 09.pdf

[76] Murakami Y. (2002) – *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic inclusions*, Elsevier

[77] Meneghetti G. – *Guida completa programma di analisi statistica FATICA_xlsm*

[78] Patricio E. Carrion, Nima Shamsaei, Steven R. Daniewicz, Robert D. Moser (2017) – *Fatigue behavior of Ti-6Al-4V ELI including mean stress effects*, International Journal of Fatigue 99; 87–100

[79] G. Meneghetti, D. Rigon, C. Gennari, (2019) – *An analysis of defects influence on axial fatigue strength of maraging steel specimens produced by additive manufacturing*,
International Journal of Fatigue 118 54–64

[80] Daniele Rigon, Giovanni Meneghetti (2020), – *An engineering estimation of fatigue thresholds from a microstructural size and Vickers hardness: application to wrought and additively manufactured metals*, International Journal of Fatigue 139 – 105796

[81] Andrea Ghiotti, Rachele Bertolini, Marco Sorgato, Alberto Campagnolo, Enrico Savio, Stefania Bruschi (2022), – *Ti6Al4V titanium alloy fatigue strength after AM-* and machining-based process chains, https://doi.org/10.1016/j.cirp.2022.04.021.

APPENDICE A

PROPIETA' DELLE LEGHE DI TITANIO

A1 Applicazioni delle principali leghe di Titanio

Alloy	*Alloy Type*	*Properties and Applications*
Ti 99.5	α	High corrosion resistance, good weldability, highly formable
Ti 99.4	α	Like Ti 99.5, higher strength
Ti 99.2	α	Highest strength of unalloyed titanium, weldable, otherwise comparable to Ti 99.5 and Ti 99.4
Ti-2Cu	α	Alloy with moderate strength, good elevated temperature strength and creep strength at 200–500 °C, relatively difficult to deform, weldable
Ti-5Al-2.5Sn	α	Weldable alloy of moderate strength, heat-treatable, good forgeability
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	α + β	High temperature alloy, primarily used in gas turbine engines up to about 520 °C, weldable
Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si	α + β	High temperature alloy, primarily used in gas turbine engines up to about 600 °C, weldable
Ti-5Al-2.5Fe	α + β	Implant alloy, corrosion resistant, biocompatible
Ti-6Al-4V	α + β	Most widely used, high strength, heat-treatable titanium alloy, multiple applications, weldable, good forgeability, good toughness
Ti-6Al-4V ELI	α + β	Like Ti-6-4, but increased toughness
Ti-4Al-4Mo-2Sn	α + β	High strength, good heat-treatability, high toughness α + β alloy, used in aerospace for structure and engine
Ti-6Al-6V-2Sn	α + β	Highest strength α + β alloy, good forgeability, used in aerospace structures
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	α + β	High strength, good heat-treatability, alloy with moderate high temperature strength; used for gas turbine engine components
Ti-10V-2Fe-3Al	Metastable β	Good heat-treatability, metastable β alloy, medium to very high strength (900–1400 MPa), excellent fatigue behavior, excellent combination of yield strength and toughness at high strength levels, good forgeability, used in aero structures, landing gear, helicopter rotor head

Figura A.1: Applicazioni delle principali leghe di Titanio. Fonte: [3]

A2 Temperatura di transizione T_β per varie leghe

Common Name	Alloy Composition (wt%)	T_β (°C)
α Alloys and CP Titanium		
Grade 1	CP-Ti (0.2Fe, 0.18O)	890
Grade 2	CP-Ti (0.3Fe, 0.25O)	915
Grade 3	CP-Ti (0.3Fe, 0.35O)	920
Grade 4	CP-Ti (0.5Fe, 0.40O)	950
Grade 7	Ti-0.2Pd	915
Grade 12	Ti-0.3Mo-0.8Ni	880
Ti-5-2.5	Ti-5Al-2.5Sn	1040
Ti-3-2.5	Ti-3Al-2.5V	935
α+β Alloys		
Ti-811	Ti-8Al-1V-1Mo	1040
IMI 685	Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si	1020
IMI 834	Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.35Si-0.06C	1045
Ti-6242	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	995
Ti-6-4	Ti-6Al-4V (0.20O)	995
Ti-6-4 ELI	Ti-6Al-4V (0.13O)	975
Ti-662	Ti-6Al-6V-2Sn	945
IMI 550	Ti-4Al-2Sn-4Mo-0.5Si	975
β Alloys		
Ti-6246	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	940
Ti-17	Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr	890
SP-700	Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe	900
Beta-CEZ	Ti-5Al-2Sn-2Cr-4Mo-4Zr-1Fe	890
Ti-10-2-3	Ti-10V-2Fe-3Al	800
Beta 21S	Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si	810
Ti-LCB	Ti-4.5Fe-6.8Mo-1.5Al	810
Ti-15-3	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	760
Beta C	Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr	730
B120VCA	Ti-13V-11Cr-3Al	700

Figura A.2: Temperature di transizione T_β per alcune importanti leghe commerciali di Titanio. Fonte: [9]

A3 Proprietà fisiche e meccaniche del Titanio puro α

Structure prototype	Mg
Pearson symbol	hP2
Space group	$P6_3/mmc$ (194)
β-transus temperature	882 °C
Lattice parameters	a = 0.295 nm
	c = 0.468 nm
	c/a = 1.587
Thermal expansion coefficient [$10^{-6}K^{-1}$]	8.36
Thermal conductivity [W/mK]	14.99
Specific heat capacity [J/kgK]	523
Electrical resistance [10^{-9} Ωm]	564.9
Elastic modulus [GPa]	115
Shear modulus [GPa]	44
Poisson's ratio	0.33

Figura A.3: Caratteristiche fisiche del Titanio puro (>99,9%) policristallino di fase α, a 25°C. Fonte: [3]

Material	E (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	UTS (MPa)	Elong. (%)	σ_{10^7} (MPa) (R = –1)	$\sigma_{10^7}/\sigma_{0.2}$
Grade 1	105	170	240	24	-	-
Grade 2	105	275	345	20	-	-
Grade 3	105	380	445	18	280	0.73
Grade 4	105	480	550	15	350	0.73

Figura A.4: Caratteristiche meccaniche del Titanio commercialmente puro. Fonte: [9]

	Linear Thermal Expansion Coefficient (10^{-6} K^{-1})	Thermal Conductivity (W m^{-1} K^{-1})	Specific Heat Capacity (J kg^{-1} K^{-1})	Electrical Resistivity (μΩ m)
α Titanium	8.4	20	523	0.42
Ti-6Al-4V	9.0	7	530	1.67
Ti-15-3	8.5	8	500	1.4
Fe	11.8	80	450	0.09
Ni	13.4	90	440	0.07
Al	23.1	237	900	0.03

Figura A.5: Caratteristiche termiche ed elettriche del Titanio confrontate con altri metalli. Fonte: [9]

A4 Proprietà fisiche e meccaniche delle leghe di Titanio

Alloy	Chemical Composition [wt. %]	T_β [°C]	Developer	Year	Hardness [HV]	E [GPa]	YS [MPa]	TS [MPa]	%El	K_c [MPa $m^{1/2}$]
α Titanium Alloys										
high purity Ti	99.98 Ti	882			100	100–145	140	235	50	
Grade 1	(cp-Ti: 0.2Fe, 0.18O)	890	miscellaneous		120		170 –310	>240	24	
Grade 4	(cp-Ti: 0.5Fe-0.40O)	950	miscellaneous		260	100–120	480–655	>550	15	
Grade 6	(Ti-5Al-2.5Sn)	1040	miscellaneous	1953	300	109	827	861	15	70
Near-α Titanium Alloys										
Ti-6-2-4-2-S	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	995	RMI, USA	1970	340	114	990	1010	13	70
TIMETAL 1100	Ti-6Al-2.7Sn-4Zr-0.4Mo-0.4Si	1010	Timet, USA	1988		112	900–950	1010–1050	10–16	60–75
TIMETAL 685	Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si	1020	IMI, UK	1969		120	850–910	990–1020	6–11	68
TIMETAL 834	Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.35Si-0.06C	1045	IMI, UK	1984	350	120	910	1030	6–12	45
α+β Titanium Alloys										
Ti-6-4	Ti-6Al-4V	995	miscellaneous	1954	300–400	110–140	800–1100	900–1200	13–16	33–110
Ti-6-6-2	Ti-6Al-6V-2Sn	945	miscellaneous		300–400	110–117	950–1050	1000–1100	10–19	30–70
Ti-6-2-2-2-2	Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo-2Cr-0.25Si					110–120	1000–1200	1100–1300	8–15	65–110
Ti-6-2-4-6	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	940	Pratt & Whitney, USA		330–400	114	1000–1100	1100–1200	13–16	30–60
Ti-17	Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr	890	GE, USA	1968	400	112	1050	1100–1250	8–15	30–80

Alloy	Chemical Composition [wt. %]	T_β [°C]	Developer	Year	Hardness [HV]	E [GPa]	YS [MPa]	TS [MPa]	%El	K_{Ic} [MPa $m^{1/2}$]
Metastable β Titanium Alloys										
SP 700	Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe	900	NKK, J	1989	300–500	110	900	960	8–20	60–90
Beta III	Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn	760	Colt/Crucible, USA	1960	250–450	83–103	800–1200	900–1300	8–20	50–100
Beta C	Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr	795	RMI, USA	1969	300–450	86–115	800–1200	900–1300	6–16	50–90
Ti-10-2-3	Ti-10V-2Fe-3Al	800	Timet, USA	1976	300–470	110	1000–1200	1000–1400	6–16	30–100
Ti-15-3	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	760	Timet, USA	1981	300–450	80–100	800–1000	800–1100	10–20	40–100

Figura A.6: Caratteristiche meccaniche delle principali leghe commerciali. Fonte: [3]

Alloy	Density [g cm^{-3}]	Heat Treatment	Heat Treatment Thickness d [mm]	YS [MPa]	UTS [MPa]	%El	%RA	K_{Ic} [MPa $\sqrt{m}$]	
								min	typical
Ti 99.5	4.5	annealed	≤80	200	290–420	24	–	–	–
Ti 99.4	4.5	annealed	≤80	290	390–540	20	30	–	–
Ti 99.2	4.5	annealed	≤80	490	540–740	15	25	–	–
Ti-2Cu	4.56	annealed	≤80	400	540	16	35	–	–
		aged	≤80	540	650	10	30	–	–
Ti-5Al-2.5Sn	4.46	annealed	≤100	760	790	10	25	–	70
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	4.55	aged	≤80	830	900	8	20	50	60
Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si	4.55	aged	≤75	880	1000	6	15	–	45
Ti-5Al-2.5Fe	4.45	annealed	≤50	780	860	8	25	–	–
		annealed	50<d≤160	780	860	8	20	–	–
Ti-6Al-4V	4.43	annealed	≤80	830	900	10	25	50	70
		annealed	80<d≤150	830	900	8	20	–	70
		aged	≤13	1030	1100	8	15	–	45
		aged	13<d≤25	1000	1070	8	15	–	–
Ti-6Al-4V ELI	4.43	annealed	≤75	795	860	10	25	–	95
		annealed	75<d≤100	760	830	10	20	–	95
Ti-4Al-4Mo-2Sn	4.60	aged	≤100	920	1050	9	20	–	60
		aged	100<d≤150	870	1000	9	20	–	60
Ti-6Al-6V-2Sn	4.54	annealed	≤80	930	1000	8	20	–	45
		aged	≤25	1100	1200	6	15	–	35
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	4.65	aged	≤150	940	1080	4	–	55 (β)	75(β)
Ti-10V-2Fe-3Al	4.65	aged highest strength	≤75	1105	1195	4	–	44	55
		aged high strength	≤100	1035	1100	6	–	60	75
		aged medium strength	≤100	895	965	8	20	88	100

Figura A.7: Caratteristiche meccaniche delle principali leghe commerciali in funzione del trattamento termico eseguito. Fonte: [3]

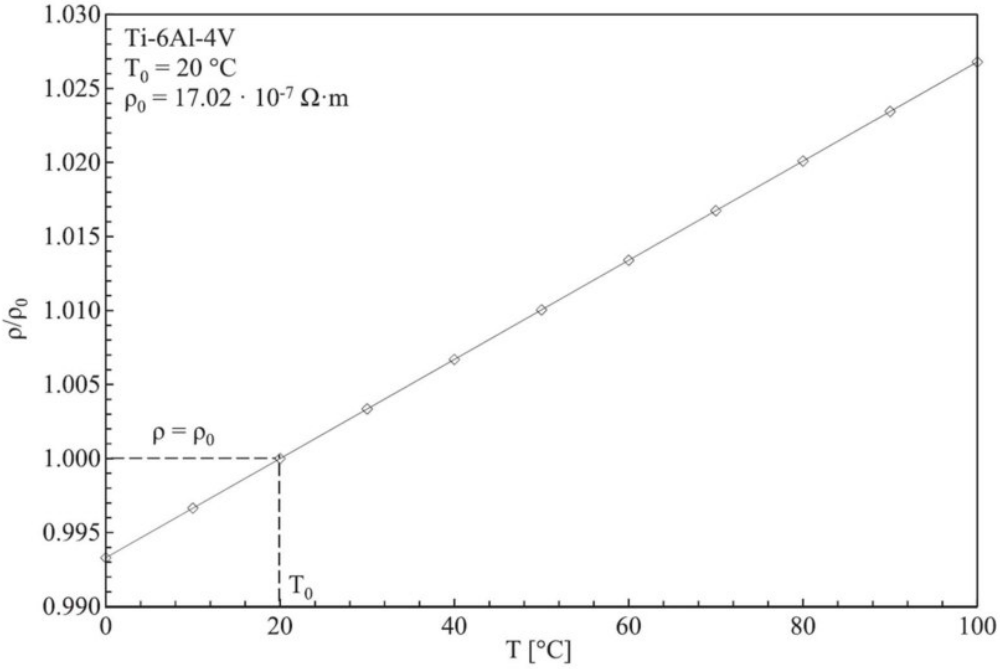


Figura A.8: Andamento della resistività elettrica della lega Ti-6Al-4V in funzione ella temperatura.

Fonte: Campagnolo A, Meneghetti G, Berto F, Tanaka K. Calibration of the potential drop method by means of electric FE analyses and experimental validation for a range of crack shapes. Fatigue Fract Eng Mater Struct. 2018;41:2272–2287. https://doi.org/10.1111/ ffe.12856

A5 Attestato di conformità delle barre di Ti-6Al-4V con diametro 12 *mm*

TITANIUM	ATTESTATO DI CONFORMITÀ (Conformity Certificate)					Cod. Mod. S850502
						Data Mod. 07/2019
Documento n°	Data redazione	N° revisione	Redatto da	Approvato da	Archiviato da	Pag. 1 di 1
21/129	16/12/2021	0	CQ	RQP	CQ	

CLIENTE (Customer) :	**OFFICINE CARRARETTO LORIS SRL**
ORDINE (Purchase order) :	**MAIL DEL08/10/2021**
D.D.T. N° / del (Delivery Bill N° / dated) :	**357/2021 DEL 13/12/2021**

CARATTERISTICHE DEL PRODOTTO (Product properties)

Designazione Prodotto (Product)	**N°CDP** (Production bach n°)	**Disegno n°** (Drawing n°)	**Materiale** (Material)	**Norma di riferimento** (Specification)	**Qtà Pz**
BARRA TONDA Ø12 TITANIO GRADO 5	WG0520191 2045-2	TWGR5BRNDB12	Ti6Al4V	ASTM B 348	2

ANALISI CHIMICA MATERIA PRIMA (Material Chemical analysis)

Prodotto (Product)	**N°CDP** (Production bach n°)	**Colata** (Heat)	**C %**	**O_2 %**	**N_2 %**	**H_2 %**	**Fe %**	**Al %**	**V %**	**Y %**	**Ti**	**Others % max**		**EN 10204-3.1 N° (CODICE FORNITORE / Supplier Code)**
												each	**total**	
BARRA TONDA Ø12 TITANIO GRADO 5	WG0520 1912045-2	WG052 019120 45-2	0.023 0.019	0.182 0.188	0.012 0.012	0.0009 0.0012	0.15 0.13	4.13 4.28	4.13 4.28	\	Rest	<0.1	<0.4	N°20210401 (19012018)

PROPRIETÀ MECCANICHE MATERIA PRIMA (Material Mechanical properties)

Prodotto (Product)	**N°CDP** (Production bach n°)	**Colata N°** (Heat)	**Provetta** (Specimen) **L, Ø, S.** (Width, Ø, Thickness) **mm**	**Limite snerv.** (Yield strength) **$R_{p0,2}$** MPa	**Resistenza a rottura** (Tensile strength) **Rm** MPa	**Allunga-mento** (Elongation) **E4d %**	**Strizione** (Reduction of area) **RA %**	**EN 10204-3.1 N° (CODICE FORNITORE/ Supplier Code)**
BARRA TONDA Ø12 TITANIO GRADO 5	WG052019 12045-2	WG05201912 045-2	Ø12	882	963	15	35	N°20210401 (19012018)

Note:
I dati riportati sono conformi alla specifica UNI EN 10204/3.1 e sono ricavati da documenti del produttore.
(The above data are conform to specific UNI EN 10204/3.1 and derive from manufactures documents)

IL MATERIALE FORNITO È CONFORME AI REQUISITI DELL'ORDINE
(The supplied material is conform to purchase order requirements)

LLS TITANIUM S.r.l. Unipersonale
e C.F. 03942570984
Via Per Ospitaletto, 147 - 25046
Cazzago San Martino (BS)

APPENDICE B

GUIDA ALL'UTILIZZO DEL BANCO PROVA A FLESSIONE ROTANTE

AVVERTENZE: se la macchina di prova è stata spenta da pochi minuti prestare attenzione quando si afferrano i mandrini per estrarli dal banco e procedere altrove alla sostituzione del provino, potrebbero essere molto caldi in caso di usura eccessiva dei cuscinetti. RISCHIO USTIONI. Prestare particolare attenzione in giornate calde, se le pompe sono accese e il ventilatore di estrazione è disattivo. In questi casi si consiglia l'utilizzo di guanti per maneggiare i mandrini.

B.1 Montaggio provino

Per il montaggio del provino da testare nel banco prova a fatica a flessione rotante (Rotating Bending 1) seguire la seguente procedura:

1) PULIZIA SEDI CONICHE
2) INSERIMENTO PROVINO NELLA SEDE CONICA DI UN MANDRINO
3) FISSAGGIO CON IL TIRANTE
4) INSERIMENTO PROVINO NELLA SEDE CONICA DELL'ALTRO MANDRINO
5) FISSAGGIO CON IL TIRANTE
6) POSIZIONAMENTO MANDRINI SUL BANCO PROVA
7) CONTROLLO ECCENTRICITÀ
8) APPLICAZIONE DEL CARICO
9) AVVIO PROVA A FATICA

La sequenza di fasi del processo di prova è descritta anche nel diagramma a blocchi (figura B.1).
Nel dettaglio ciascuna fase della procedura di montaggio è di seguito descritta.

1) PULIZIA SEDI CONICHE

Materiale necessario: carta vetrata grana P500 e P800, carta assorbente, alcol denaturato.

Ritagliare un pezzo di carta vetrata almeno 70x50 mm e arrotolarlo per creare una superficie conica abrasiva da inserire nella sede che alloggia il provino. La carta deve aderire perfettamente alla sede conica del mandrino. Strofinare la carta vetrata su tutta la superficie interna, aiutandosi anche poggiando il mandrino sul banco e facendo ruotare l'albero dall'altro lato. Muovere leggermente avanti ed indietro la carta, sempre aderente alla superficie interna. Utilizzare la grana P500 nel caso che la sede presenti tracce di polveri metalliche aderite, specie se si è appena finito di testare un provino ad alti cicli. Passare poi alla P800, o utilizzare direttamente questa se la sede sembra pulita, priva di ossido e residui. Prendere un foglio di carta assorbente e arrotolarlo per formare una sorta di tampone da inserire nella sede conica. Bagnare il tampone con alcol denaturato e strofinarlo nella sede conica per rimuovere polvere ed altri residui di materiale abraso, aiutandosi anche poggiando il mandrino orizzontalmente sul banco e ruotando l'albero dall'estremità opposta. Ripetere queste operazioni per entrambi i mandrini/supporti del provino. È opportuno pulire anche i tratti del provino nella zona degli afferraggi, sempre con carta assorbente e alcol denaturato.

a) b)

Figura B.1: Pulizia delle sedi coniche con a) carta vetrata e b) carta assorbente ed alcol etilico

2) INSERIMENTO PROVETTA NELLA SEDE CONICA DI UN MANDRINO

Inserire la provetta nella sede conica premendolo dentro ed eventualmente facendolo ruotare affinché entri più a fondo.

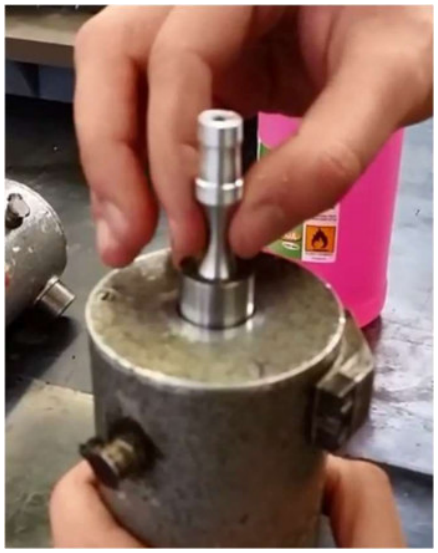


Figura B.2: Inserimento del provino in una sede conica.

3) FISSAGGIO CON TIRANTE

Materiale necessario: 2 chiavi fisse, una da 16 e una da 17, tirante.

Inserire all'interno dell'albero il tirante corrispondente al mandrino (lato motore o lato libero) mantenendo premuto il provino nella sede conica. Quando il tirante tocca il tratto filettato della provetta iniziare ad avvitarlo con una mano mantenendo ferma la provetta con l'altra. È fondamentale che i fori filettati siano puliti, privi di bava, poiché il tirante deve avvitarsi senza alcuno sforzo, altrimenti il provino tenderà a ruotare in solido con il tirante e non rimarrà nella posizione desiderata. A lungo andare la parte filetta dei tiranti tenderà a spannarsi se i fori filettati presentano bava, soprattutto se di materiali duri come acciaio inox, titanio ecc. Una volta che il tirante è in presa continuare ad avvitarlo con le chiavi fisse da 17 senza sforzare. Nota: i vari tiranti disponibili hanno lunghezze differenti.

Figura B.3: a) inserimento del tirante e b) fissaggio con le chiavi fisse.

4) INSERIMENTO PROVETTA NELLA SEDE CONICA DELL'ALTRO MANDRINO

Inserire l'estremità libera della provetta nella sede conica del secondo mandrino premendolo assialmente ed eventualmente ruotando l'albero affinché la provetta entri più a fondo.

Figura B.4: Inserimento del provino nella seconda sede conica.

5) FISSAGGIO CON TIRANTE

Materiale necessario: 2 chiavi fisse, una da 16 e una da 17, tirante.

Inserire all'interno dell'albero il tirante corrispondente al mandrino (lato motore o lato libero) mantenendo fermo l'albero dell'altro supporto il quale dovrebbe ruotare solidale alla provetta. Avvitare il tirante dapprima a mano mantenendo fermo l'albero e in seguito servendosi delle chiavi, quella da 16 per l'albero e quella da 17 per il tirante, serrando leggermente. In questa fase è opportuno fare un primo controllo grossolano del corretto allineamento assiale della provetta con gli alberi dei supporti. Con una mano mantenere fermo su un piano uno dei due mandrini e con l'altra mano farne ruotare l'albero. Se si osservano evidenti oscillazioni del secondo mandrino l'allineamento assiale non rispetterà le tolleranze richieste dal banco prova. In questo caso conviene quindi procedere allo smontaggio della provetta e iniziare nuovamente la procedura di montaggio. Se le oscillazioni non sono molto evidenti, in questa fase si può verificare un assestamento dei provini nelle sedi. Si può procedere a terminare il serraggio di entrambi i tiranti con le chiavi, senza sforzare eccessivamente (non chiudere a morte!).
Vedi figura B.3b.
È possibile fare un controllo dell'oscillazione con un comparatore già in questa fase, posizionando i mandrini su due blocchi di riscontro con scanalature a "v", il tutto sopra un piatto in acciaio, che funge da piano e permette di fissare la base magnetica del comparatore. Lo scostamento in condizioni ottimali dovrebbe essere compreso tra 0 e 0,05 *mm.* Tuttavia è consentito uno scostamento massimo ammissibile di 0,12 *mm.* Questo valore è dettato dall'esperienza dello sperimentatore, e permette di eseguire ugualmente le prove, con un'usura dei cuscinetti accettabile.

6) POSIZIONAMENTO MANDRINI SUL BANCO PROVA

Rimuovere la spinetta di bloccaggio dal foro in cui è inserita, mettere il giunto elastico nella sua sede sul tirante lato motore e porre i due mandrini sulle placchette di appoggio. Avvicinare il sistema mandrini più provino al motore elettrico in modo tale che il giunto elastico entri nella sede in testa all'albero motore e inserire nuovamente la spinetta di bloccaggio assiale.
Nota: le placchette di appoggio del mandrino lato motore di tutte le macchine hanno un rialzo laterale che costituisce una superficie di battuta che blocca la traslazione laterale del mandrino stesso. Risulta quindi molto importante posare i due cilindri di appoggio del mandrino in modo tale che siano all'interno delle superfici di battuta e non sopra il rialzo.

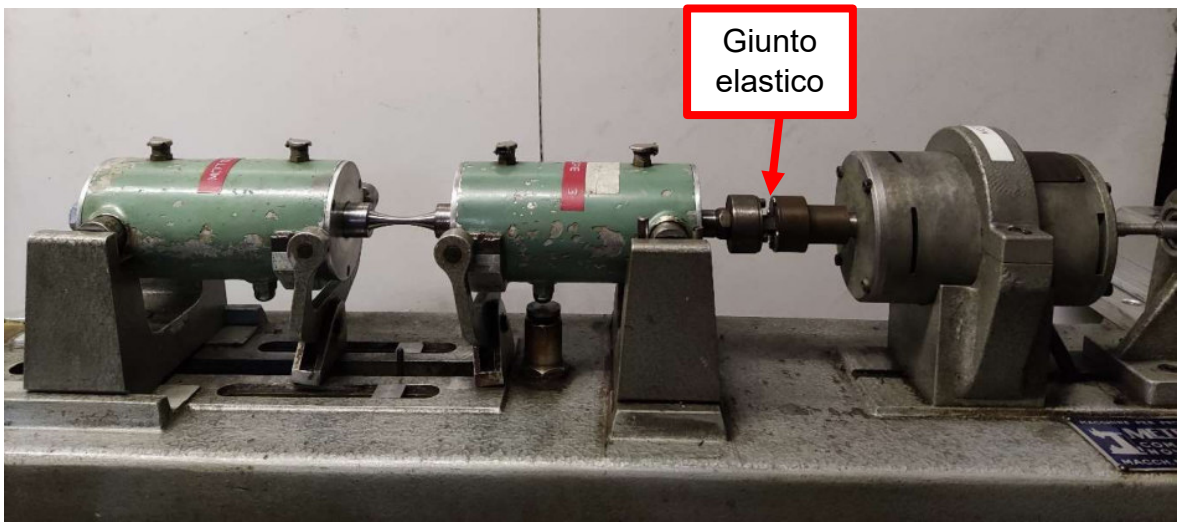


Figura B.5: Posizionamento della coppia di mandrini con il provino montato.

7) CONTROLLO ECCENTRICITÀ

Materiale: comparatore con base magnetica disponibile sul banco prova.

Posizionare il comparatore sul piano del banco prova in modo tale che il tastatore sia circa perpendicolare all'asse della provetta in corrispondenza dei una sezione diversa da quella critica il più possibile verticale per semplificare la lettura e per non misurare un'ellisse. Nel caso di provino a clessidra non scegliere la sezione di mezzeria che è quella dove è più probabile la rottura e dove quindi il solco sulla superficie lasciato dal comparatore potrebbe alterare la resistenza del provino. Il comparatore è dotato di una vite di regolazione (indicata in figura A.6) che ferma tre gradi di libertà. Serrare la vite di posizionamento del braccio del calibro in modo tale che la molla del calibro risulti già parzialmente precompressa. Azzerare lo strumento ruotando la ghiera con la scala graduata per portare lo zero sulla lancetta. Una volta posizionato correttamente il calibro comparatore ruotare l'albero e leggere sullo strumento l'eventuale oscillazione radiale della sezione di mezzeria. Il montaggio si ritiene accettabile se il range di oscillazione è minore o uguale a 0,05 *mm* (massimo consentito 0,12 *mm*). È possibile effettuare anche una prova a carico, utilizzando una massa opportuna che generi una tensione massima di flessione circa la metà del limite a fatica stimato. Per le geometrie dei provini lisci, privi di intaglio, presenti nel manuale, si può adottare indicativamente una massa di 2 *kg*, previa verifica delle tensioni in gioco. A carico in genere l'oscillazione aumenta ed è consentita un'eccentricità di 0,1 *mm. (*è possibile montare provini con eccentricità massima a carico anche di 0,2 *mm*, ma va verificato l'effettivo sbilanciamento dinamico a motore acceso, sulla base dell'esperienza dello sperimentatore.)

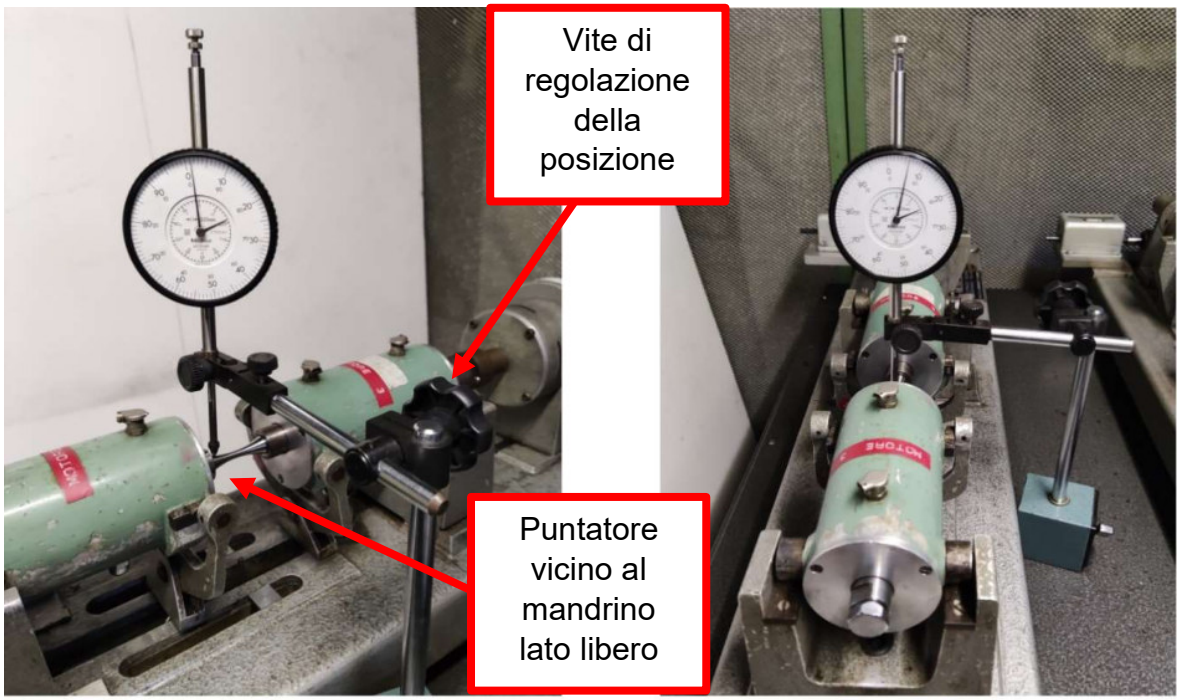


Figura B.6: Controllo dell'eccentricità del provino con il calibro comparatore; a) vista di lato e b) vista frontale.

8) APPLICAZIONE DEL CARICO

Il banco prova è dotato di un'asta dove poggiare le masse per applicare la sollecitazione desiderata sulla provetta. Se possibile preferire sempre l'utilizzo dei dischi con sede per attacco all'asta tra quelli disponibili. Qualora il carico da applicare fosse tale da rendere necessario l'utilizzo di blocchetti, posizionare dapprima i dischi in modo tale che quello superiore sia sufficientemente largo da offrire una base d'appoggio sufficiente per tutti i blocchetti da usare. Importante appoggiare tutte le masse con delicatezza cercando anche di non far oscillare l'asta porta-masse. Quando l'asta è caricata correttamente

sollevare uno alla volta i bracci di carico (o forcelle) e poggiarli DELICATAMENTE sulle apposite sedi ricavate sul mandrino.

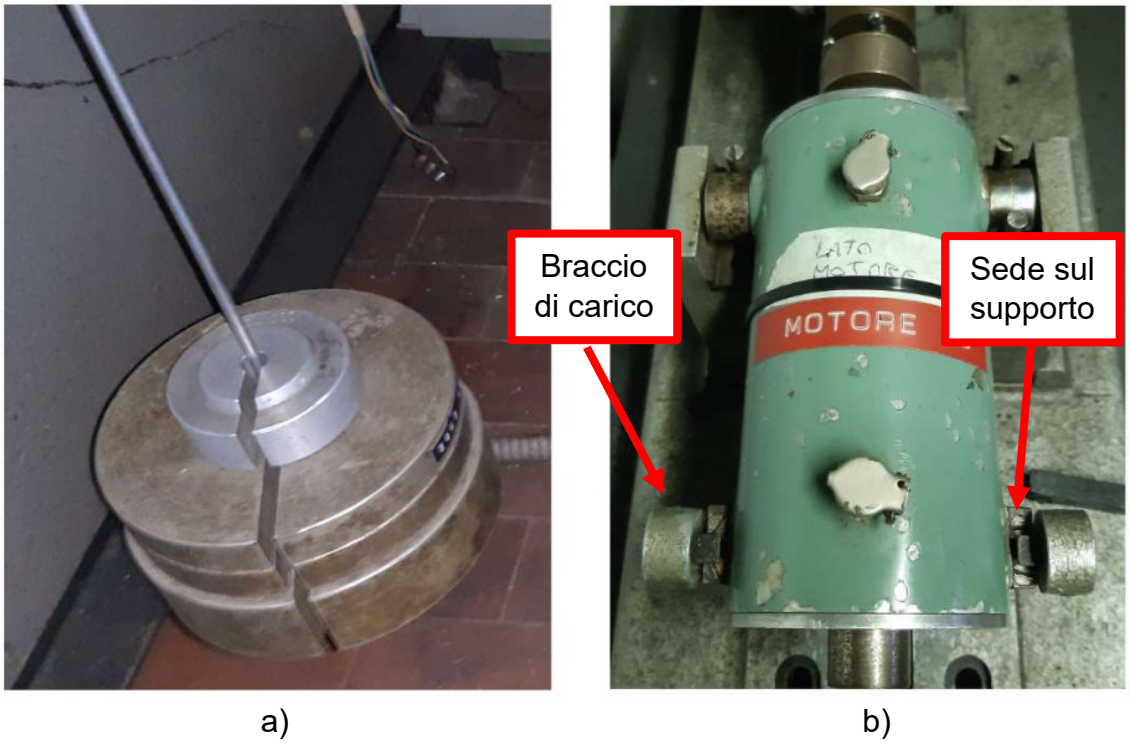


Figura B.7: a) posizionamento delle masse sull'asta e b) posizionamento del braccio di carico sull'apposita sede.

9) AVVIO PROVA A FATICA

Azzerare il dispositivo conta cicli posto in corrispondenza del motore della macchina di prova mediante l'uso dell'apposita chiavetta: inserirla nel foro di azzeramento e ruotare (indifferente il senso di rotazione) finché tutte le cifre indicate dal conta-cicli sono "0".
Chiudere l'interruttore generale ruotandolo in senso orario. Avviare tramite il pulsante di marcia il convertitore elettromeccanico di frequenza (pulsante verde di sinistra), tenendolo premuto per qualche secondo. Azionare poi il motore desiderato con il proprio pulsante di marcia.

Figura B.8: Pannello di controllo del banco prova a flessione rotante.

10) ARRESTO PROVA A FATICA

In caso di rottura della provetta il supporto lato motore, essendo libero di oscillare, cade andando a premere un pulsante che apre il circuito spegnendo il motore. Si ha quindi un arresto automatico all'atto di rottura della provetta. Se si desidera interrompere la prova è sufficiente premere il pulsante rosso corrispondente a ciascuna macchina. Per ragioni di sicurezza è consigliato spegnere l'interruttore generale ruotandolo in senso antiorario prima di operare sulla macchina e maneggiare i mandrini.

Vedi figura A.8.

B.2 Smontaggio provino

Per lo smontaggio del provino testato nel banco prova a fatica a flessione rotante (Rotating Bending 1) seguire la seguente procedura:

1) RIMOZIONE PROVINO (ROTTO O INTATTO) DALLA MACCHINA
2) RIMOZIONE TIRANTI
3) ESTRAZIONE PROVINO (ROTTO O INTATTO) DALLE SEDI CONICHE

Per rimuovere il provino è innanzitutto necessario estrarre il sistema provetta più supporti dalla macchina di prova procedendo come di seguito indicato.

1) RIMOZIONE PROVINO (ROTTO O INTATTO) DALLA MACCHINA

Rimuovere le masse dall'asta di carico. Rimuovere i bracci di carico dai supporti sollevandoli e spostandoli verso il provino per poggiarli al banco. Se è avvenuta la rottura del provino i due supporti non sono collegati tra loro quindi si toglie dapprima quello del lato libero e successivamente quello lato motore. In particolare, per la rimozione del supporto lato libero è sufficiente sollevarlo e sfilarlo mentre per quello lato motore è necessario rimuovere la spina di bloccaggio assiale ed in seguito sollevare leggermente ed estrarre il mandrino in modo da liberare il giunto elastico.
Nel caso in cui si voglia rimuovere il provino ancora intatto è necessario dapprima rimuovere la spina di bloccaggio del mandrino lato motore ed in seguito sfilare l'intero sistema. Prestare attenzione maneggiando entrambi i supporti contemporaneamente in modo da non indurre flessioni indesiderate sulla provetta.
Una volta rimosso l'insieme provino più supporti trasportarli tenendoli con l'asse circa verticale, uscire dalla sala pompe e poggiarli su un piano di lavoro libero.

Vedi figure B.7 e B.5.

2) RIMOZIONE TIRANTI

Materiale: due chiavi fisse, una da 16 e una da 17.

Posizionare un mandrino su un piano. Con una chiave da 16 tenere bloccato l'albero del mandrino e con quella da 17 svitare il tirante, tenendo in considerazione la presenza del grano sulla testa del tirante. Una volta svitato il tirante sfilarlo dall'albero del supporto. Ripetere questa operazione per entrambi i tiranti.

Vedi figura B.3.

3) ESTRAZIONE PROVINO (ROTTO O INTATTO) DALLE SEDI CONICHE

Materiale: due chiavi fisse, una da 16 e una da 17, estrattore filettato con dado da 17.

Inserire l'estrattore nell'albero del mandrino fino al tratto filettato. Con una chiave da 16 mantenere fermo l'albero e con l'altra da 17 avvitare l'estrattore. Quando si sente che l'estrattore ha spinto il provino fuori dalla sede conica, svitare l'estrattore sempre mantenendo fermo l'albero con la chiave da 16 e sfilarlo dall'albero. È fondamentale in questa fase prestare attenzione quando si sfila il provino dalla sede conica per non rischiare che cada o urti qualcosa andando ad alterare la superficie di frattura. Ripetere queste operazioni per entrambi i mandrini.

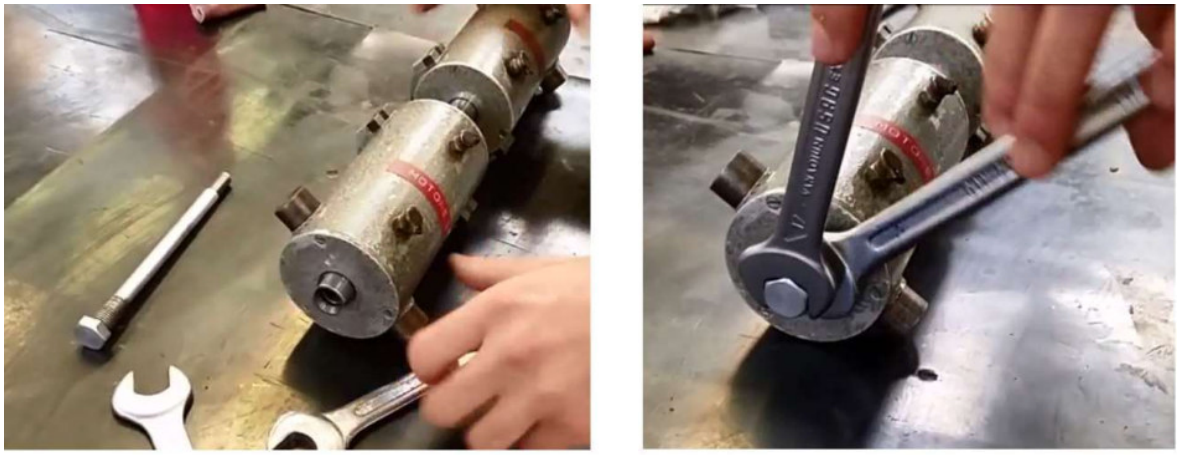


Figura B.9: a) inserimento dell'estrattore e b) avvitamento dell'estrattore.

B.3 Manutenzione

I cuscinetti attualmente in uso sono *6304-TB-P63* della *FAG*™ con diametro interno di 20 *mm* (04·5), diametro esterno di 52 *mm*, gabbia in bachelite e classe *C3*, che consente un gioco radiale maggiorato per evitare il grippaggio dovuto alle dilatazioni ad alte temperature. Questi cuscinetti sono appositi per mandrini con velocità massima di 14˙000 giri/min (figura B.10). La loro sostituzione va effettuata al bisogno, smontando i coperchi dei mandrini con una chiave a brugola o un cacciavite dritto, in base alle viti presenti. Fare molta attenzione a non spannare l'impronta delle viti, utilizzando un cacciavite della dimensione corretta o una chiave a brugola integra. Dal lato del montaggio provino, i mandrini sono provvisti di un sistema reggispinta con tre molle a 120°, è fondamentale rimontarlo dalla parte corretta, dal lato opposto degli appoggi sul banco prova (figura B.11). Estrarre l'albero con i cuscinetti montati evitando assolutamente colpi eccessivi con strumenti non idonei (figura B.12). Se necessario utilizzare un martello in rame o gomma e interporre un pezzo di legno per evitare di danneggiare l'albero durante l'estrazione. Estrarre poi i cuscinetti con un estrattore. Pulire a fondo l'interno dei mandrini, i componenti reggispinta e l'albero con dello spray sgrassante per componenti meccanici, o in alternativa con un lubrificante sbloccante ad alta penetrazione e poi rimuoverlo con del panno carta. Lubrificare i nuovi cuscinetti con poche gocce di olio apposito e ungere le sedi, per facilitare il montaggio senza grippaggi. Battere i cuscinetti in sede sull'albero con un apposito percussore o con uno autocostruito in alluminio formato da un cilindro forato con faccia rettificata al tornio e che faccia battura solo sull'anello interno del cuscinetto. Montare poi l'albero nel mandrino nella direzione corretta, montare il coperchio dal lato del tirante e infine il sistema reggispinta con il suo coperchio dal lato della sede conica dell'albero. I cuscinetti vanno lubrificati con solo un paio di gocce d'olio ogni 30÷40 ore di funzionamento circa, servendosi degli oliatori sui mandrini.

Figura B.10: Cuscinetto 6304-TB-P63 della FAG™ con gabbia in bachelite e classe di tolleranza C3

Figura B.11: Mandrino con coperchi smontati. A sinistra il sistema reggispinta a molla.

Figura B.12: Albero estratto dal mandrino

APPENDICE C

ANALISI AL SEM DEGLI UTENSILI

In questa appendice vengono riportate le immagini degli inserti per tornitura, acquisite prima dell'utilizzo degli stessi. Si nota spesso una mancanza di rivestimento in corrispondenza della punta degli utensili, del fianco o di entrambi. 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 i *CoroTurn*® 107 VCET 11 03 01-UM 1115 della ditta *Sandvik Coromant*^{TM}. Questi presentano una geometria romboidale con un angolo di 35°, raggio di punta *R* di 0,1 *mm* e due taglienti denominati 0 e 1. Per individuare in modo univoco un determinato tagliente si è utilizzato il seguente sistema di codifica, come nell' esempio:

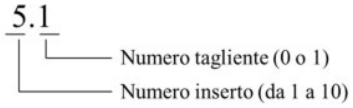


Figura C.1: Sistema di codifica degli utensili

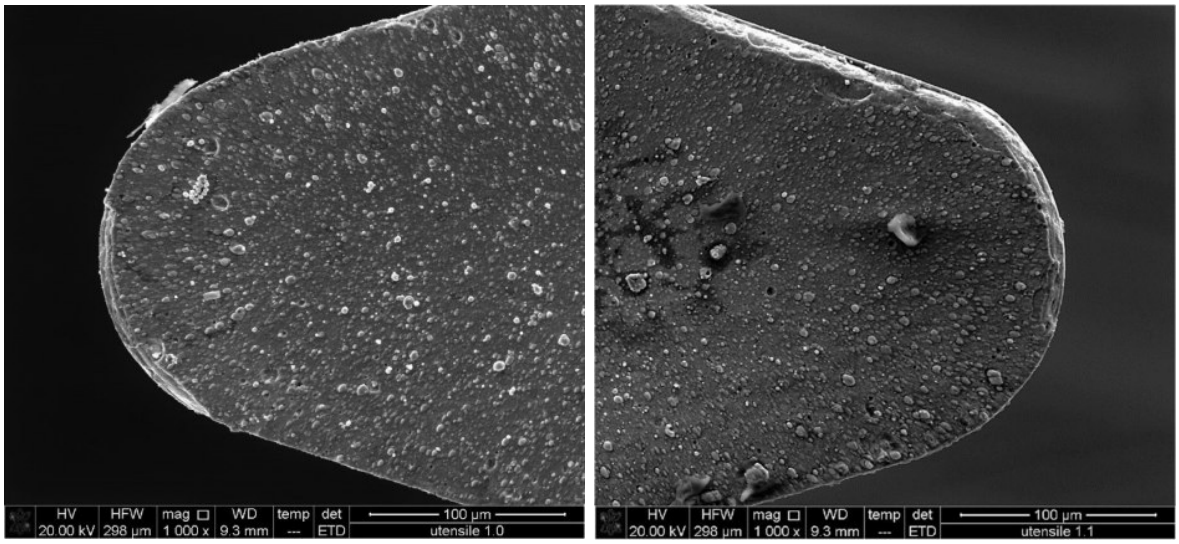


Figura C.2: Inserto nuovo, 1.0 a sx e 1.1 a dx. Immagine SEM ETD 1˙000x.

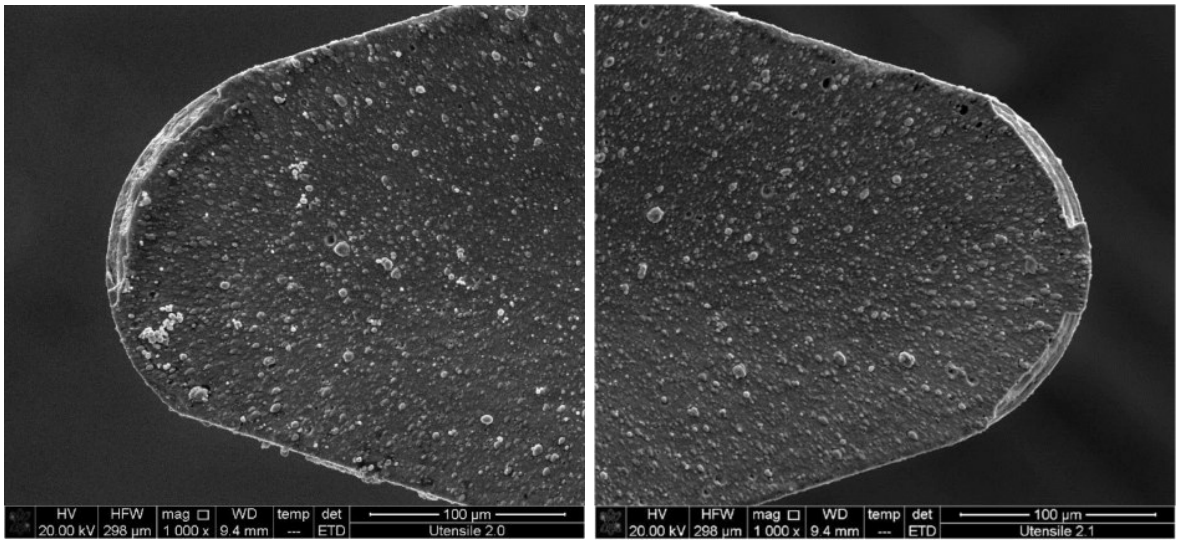


Figura C.3: Inserto nuovo, 2.0 a sx e 2.1 a dx. Immagine SEM ETD 1˙000x.

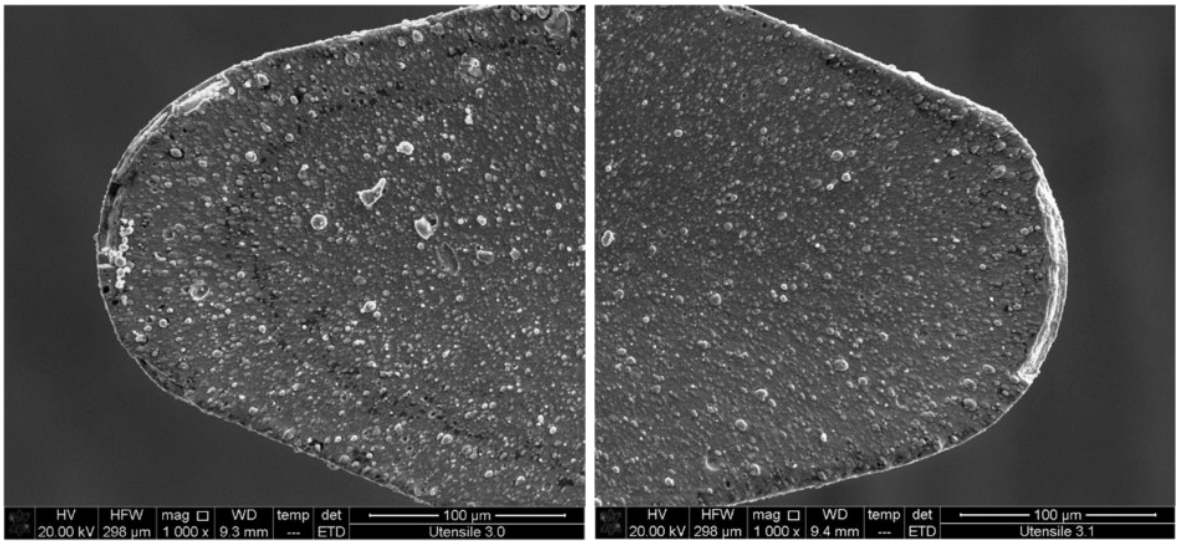


Figura C.4: Inserto nuovo, 3.0 a sx e 3.1 a dx. Immagine SEM ETD 1˙000x.

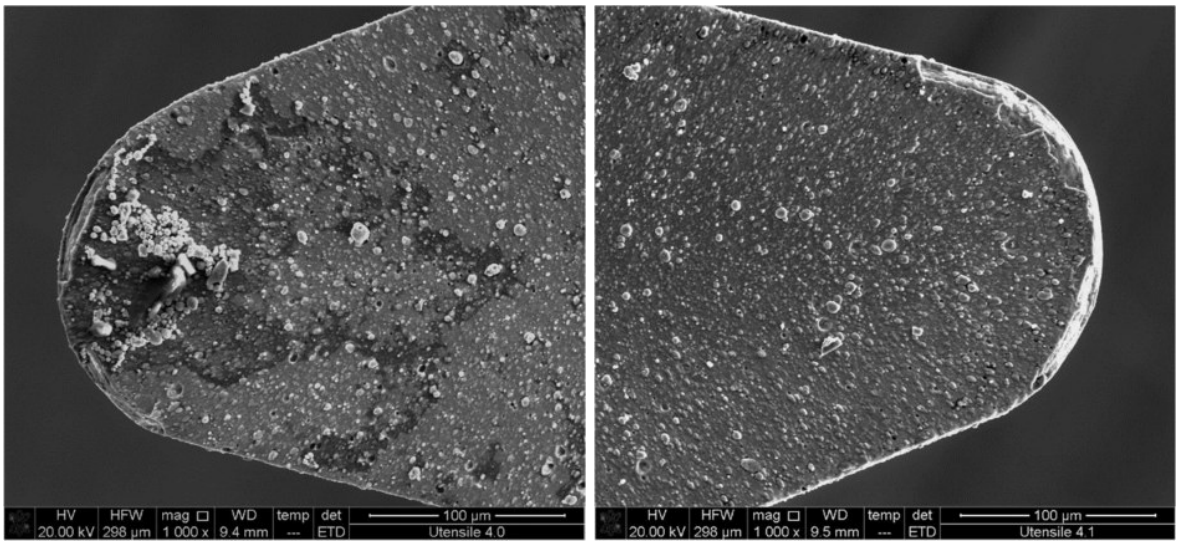


Figura C.5: Inserto nuovo, 4.0 a sx e 4.1 a dx. Immagine SEM ETD 1˙000x.

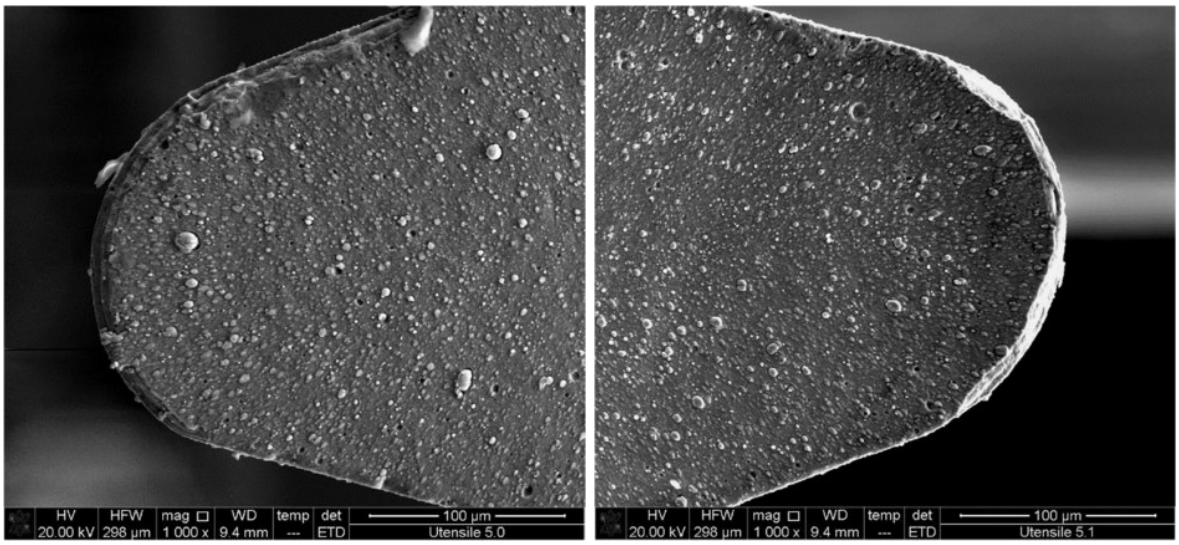


Figura C.6: Inserto nuovo, 5.0 a sx e 5.1 a dx. Immagine SEM ETD 1˙000x.

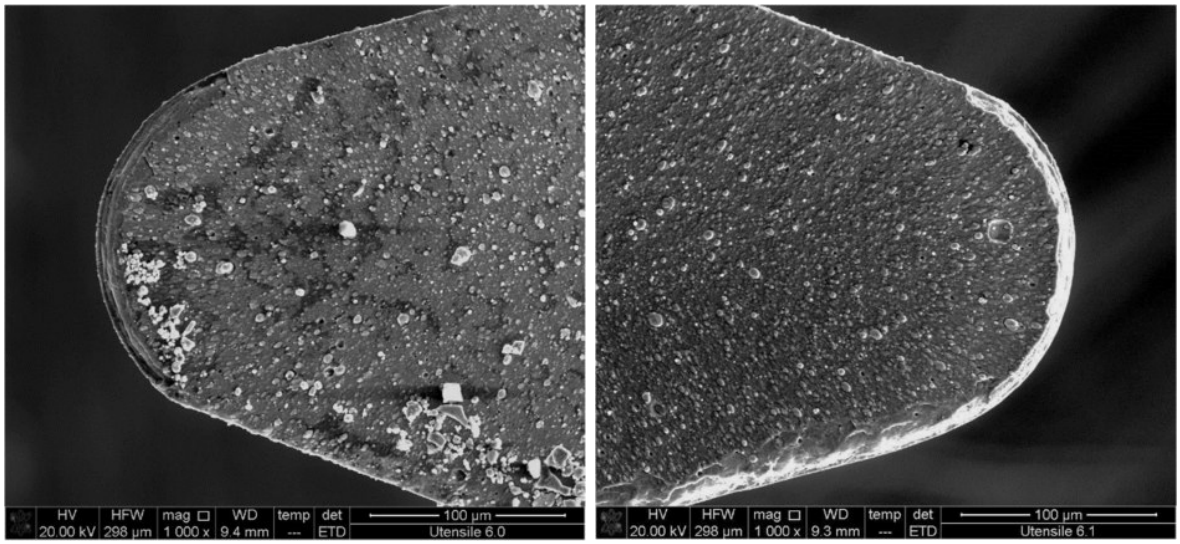


Figura C.7: Inserto nuovo, 6.0 a sx e 6.1 a dx. Immagine SEM ETD 1˙000x.

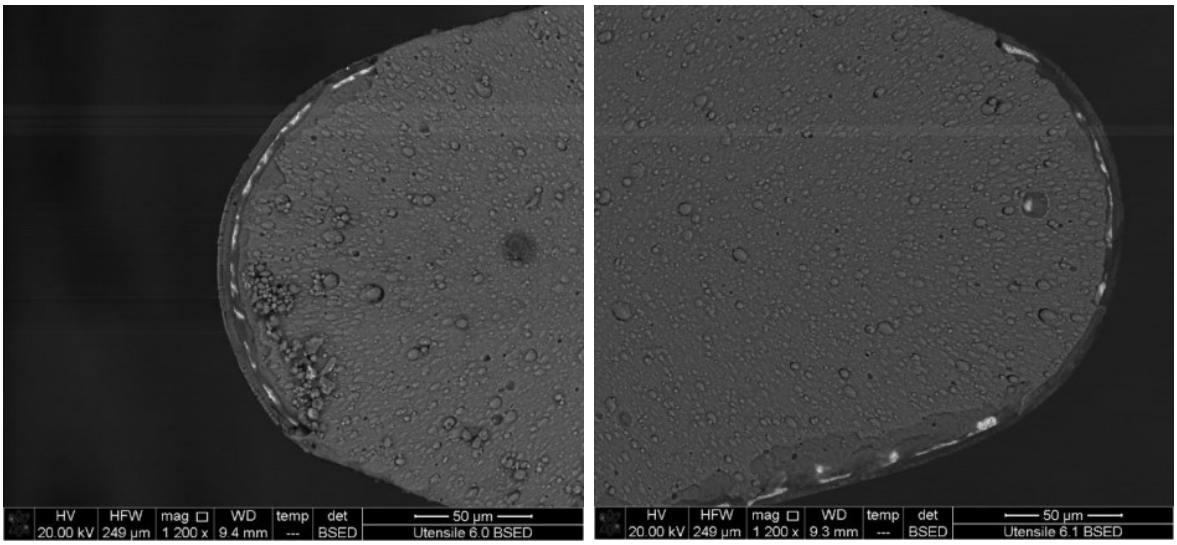


Figura C.8: Inserto nuovo, 6.0 a sx e 6.1 a dx. Immagine SEM BSED 1˙200x.

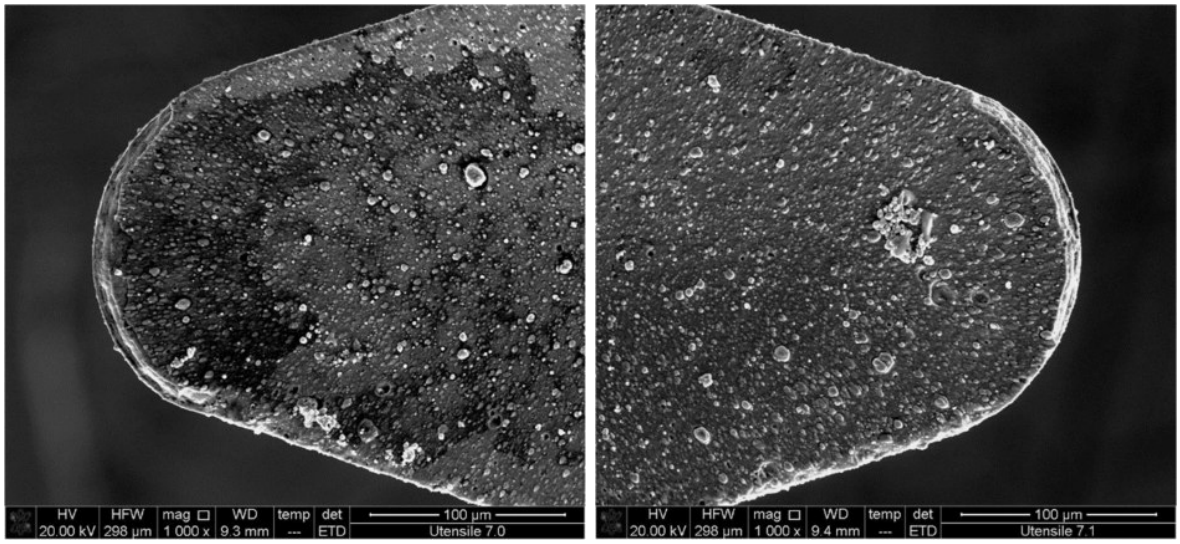


Figura C.9: Inserto nuovo, 7.0 a sx e 7.1 a dx. Immagine SEM ETD 1˙000x.

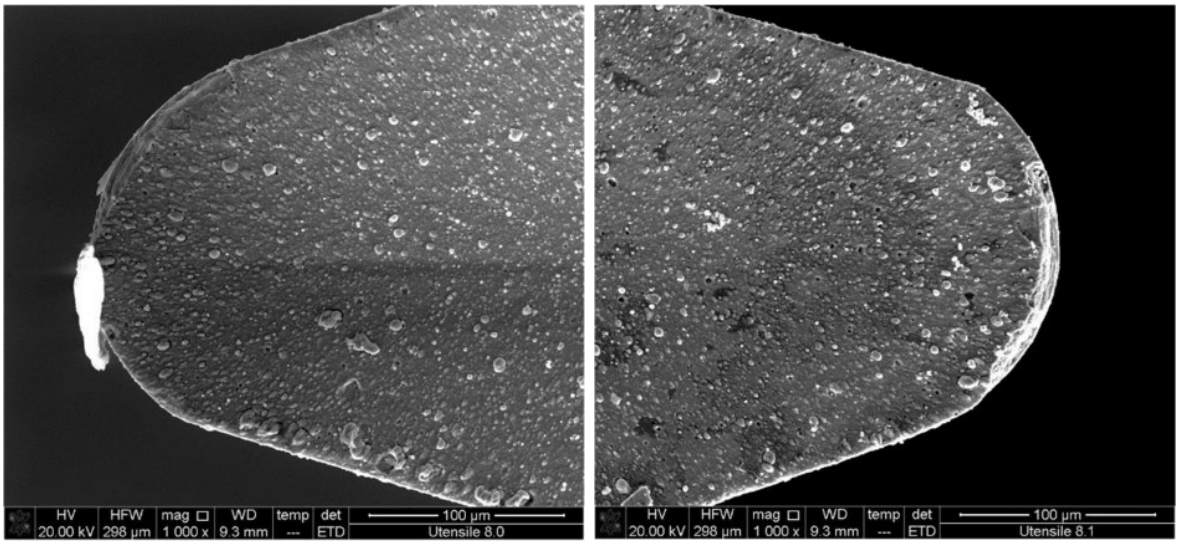


Figura C.10: Inserto nuovo, 8.0 a sx e 8.1 a dx. Immagine SEM ETD 1˙000x.

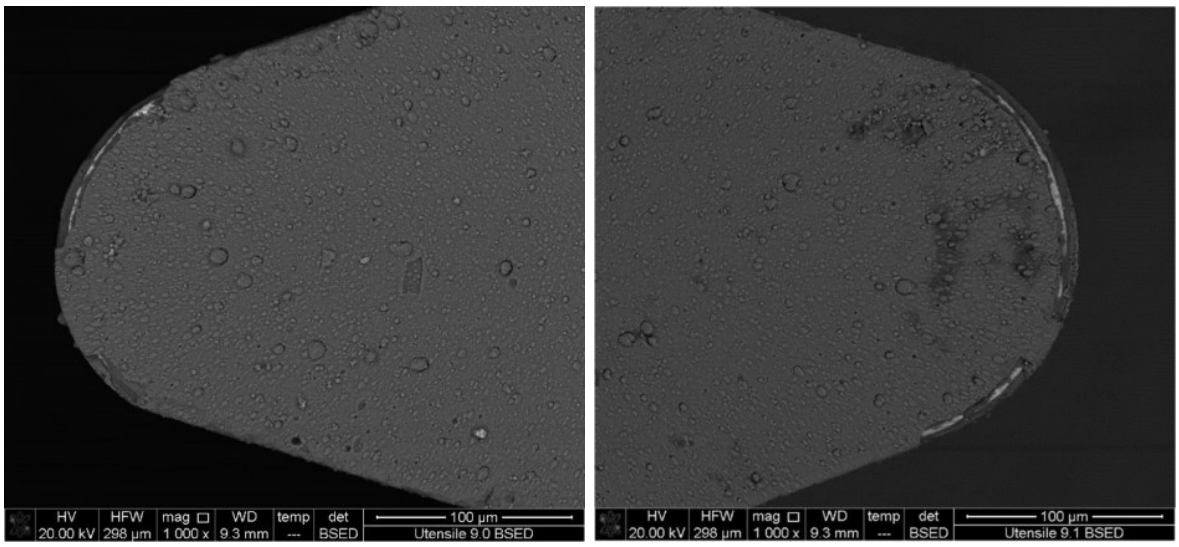


Figura C.11: Inserto nuovo, 9.0 a sx e 9.1 a dx. Immagine SEM BSED 1˙000x.

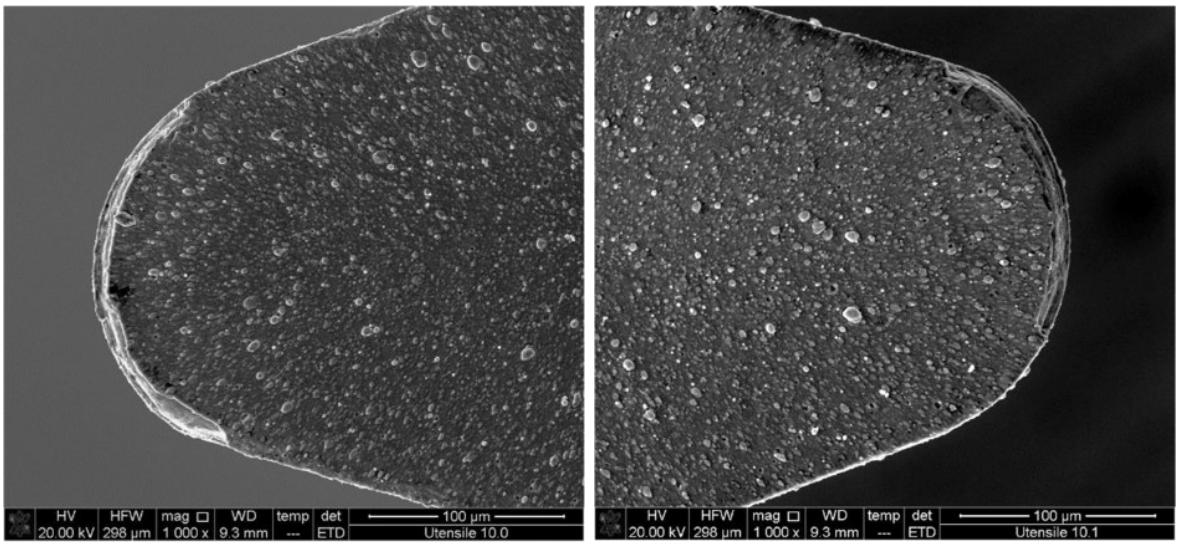


Figura C.12: Inserto nuovo, 10.0 a sx e 10.1 a dx. Immagine SEM ETD 1˙000x.

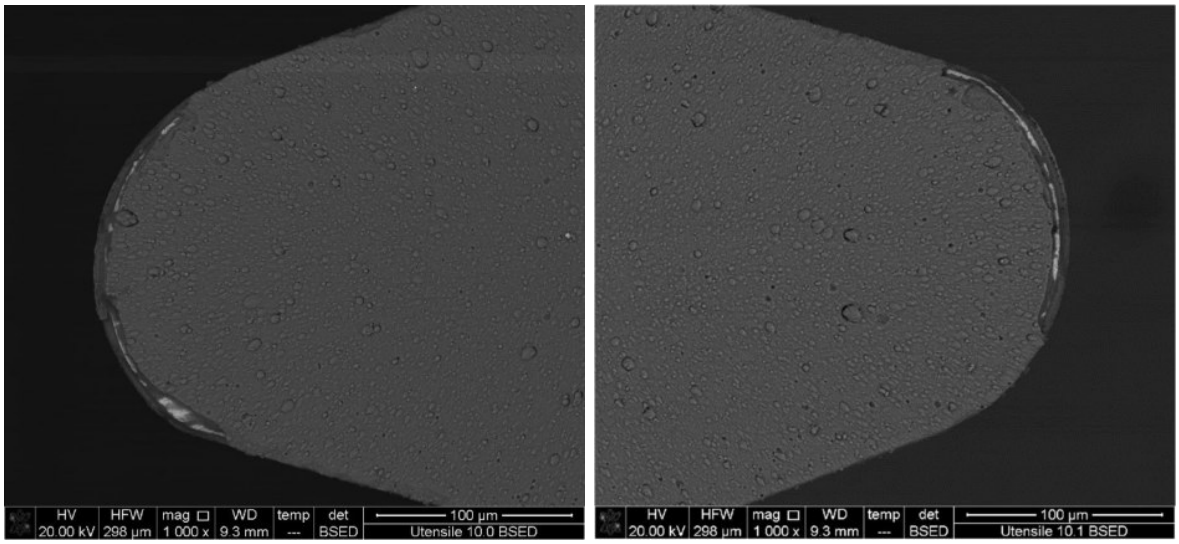


Figura C.13: Inserto nuovo, 10.0 a sx e 10.1 a dx. Immagine SEM BSED 1˙000x.

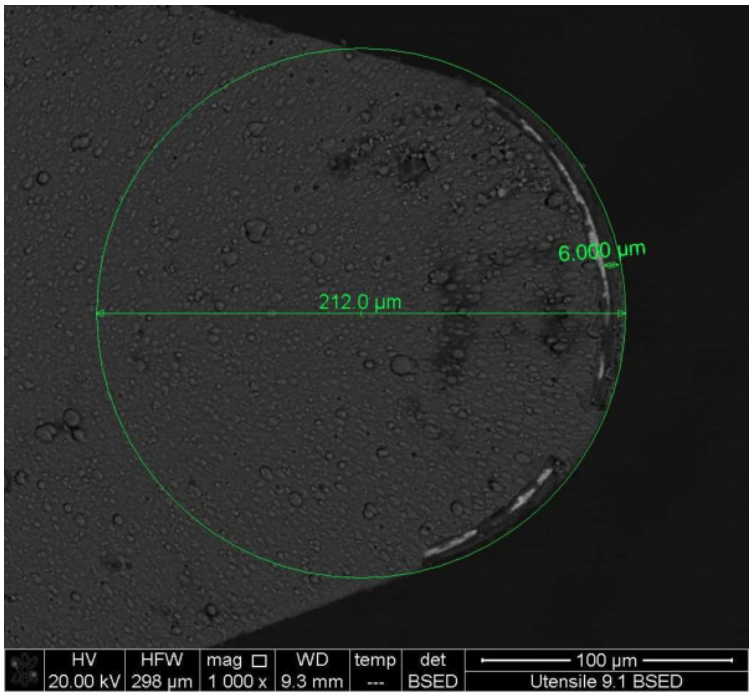


Figura C.14: Dettaglio del diametro di punta di un generico inserto e spessore del rivestimento in TiAlN. Tutti gli inserti mostrano le stesse caratteristiche geometriche, R=0,1 ± 0,01 mm. Immagine SEM BSED 1˙000x.

APPENDICE D

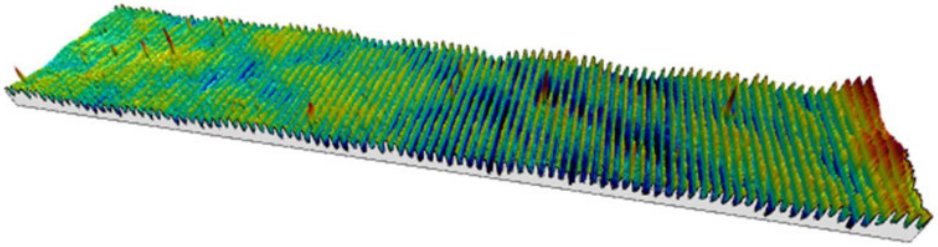
SCHEDE PROVE DI RUGOSITA'

In questa appendice vengono riportate le schede dei provini Flood e Cryo relative alle analisi di rugosità eseguite con il software *MountainsMap*® dell'azienda *Digital Surf* ™ a partire da superfici acquisite con il profilometro ottico 3D *S Neox* della ditta *Sensofar Metrology*™ presente nel laboratorio Te.Si. di Rovigo. Le misurazioni dei parametri areali *S* e del profilo *R*, sono state ottenute in accordo rispettivamente con le norme ISO 25178 e ISO 4287.

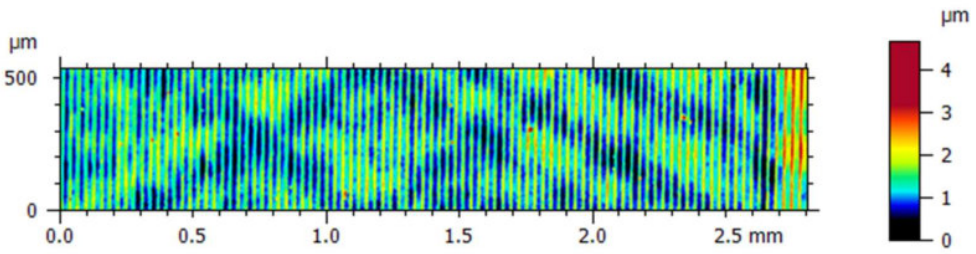
D1 Provini Flood

D1.1 Flood_01

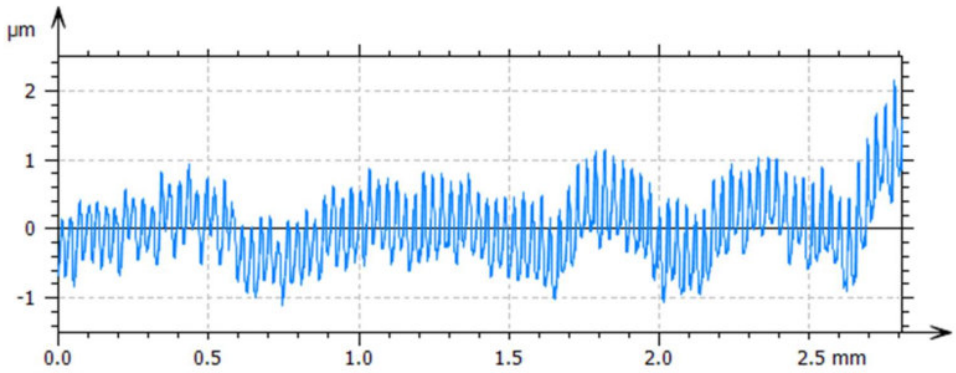
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



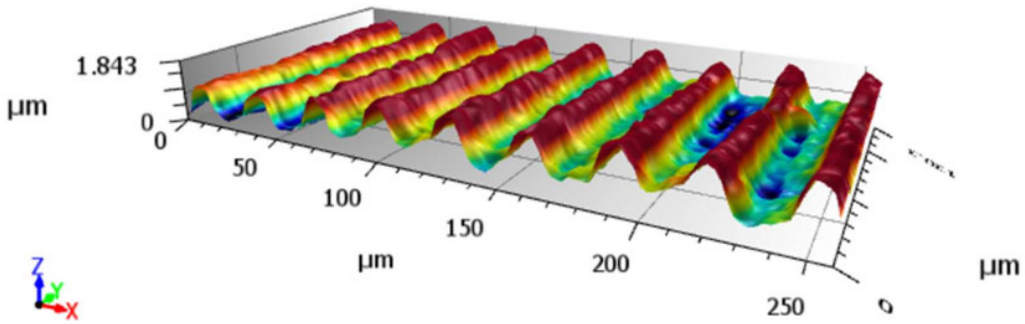
Rimozione della forma mediante polinomio



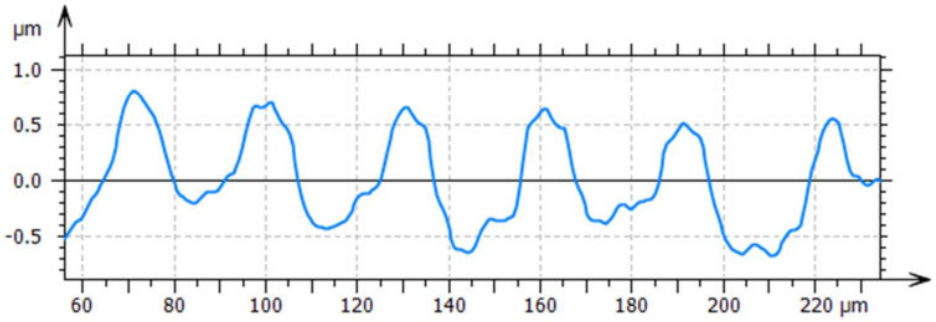
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.808	mm



Dettaglio 3D della superficie



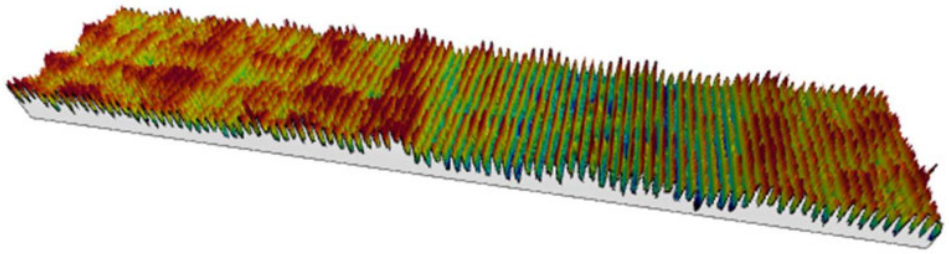
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	0.9502	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.8339	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.784	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	2.083	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.3603	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.4256	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.1659		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.069		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03038	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

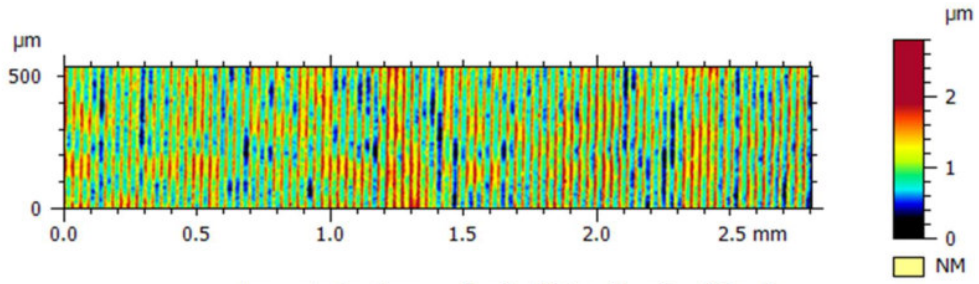
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.4767	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.5051		*Asimmetria*
Sku	3.188		*Curtosi*
Sp	3.382	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.295	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	4.677	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3937	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.2221	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D1.2 Flood_03

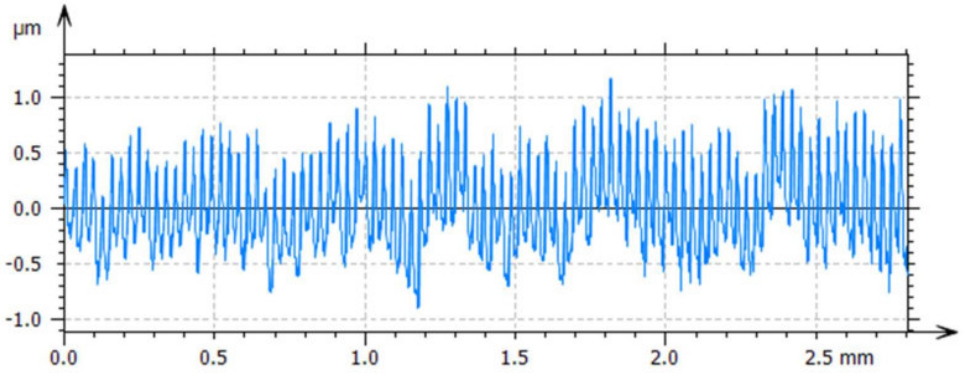
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



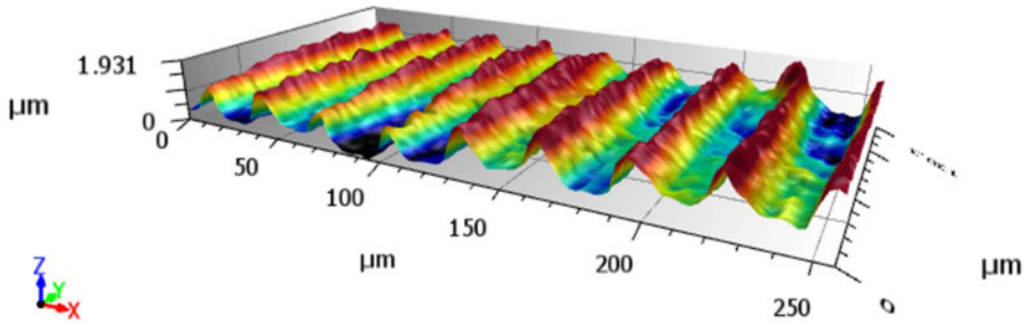
Rimozione della forma mediante polinomio



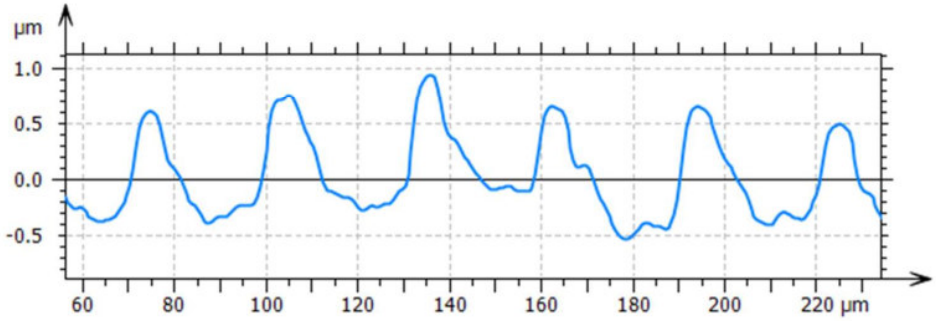
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie



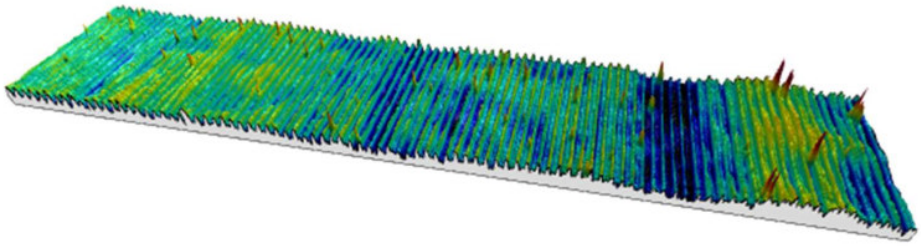
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	0.9927	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.7661	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.759	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	1.988	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.3147	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3801	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.4633		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.438		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03057	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

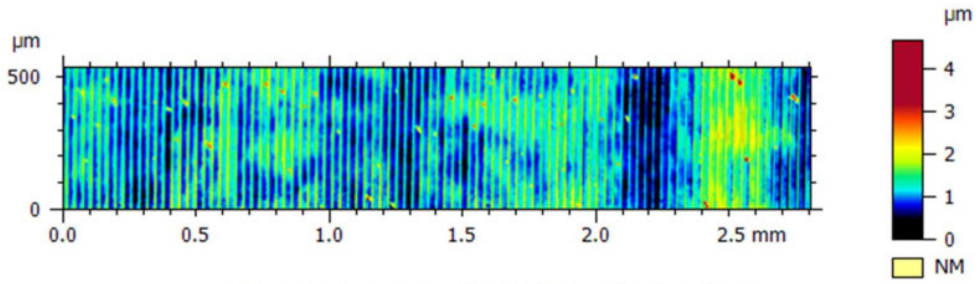
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.4114	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.4464		*Asimmetria*
Sku	2.514		*Curtosi*
Sp	1.689	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.111	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	2.801	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3401	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.2109	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D1.3 Flood_05

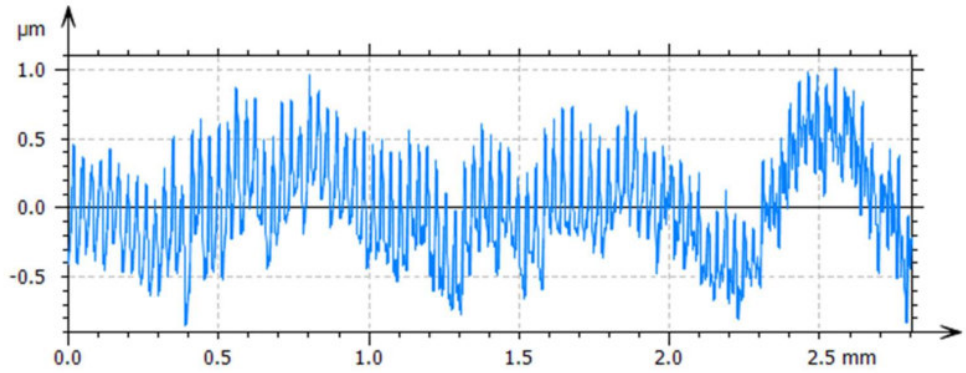
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



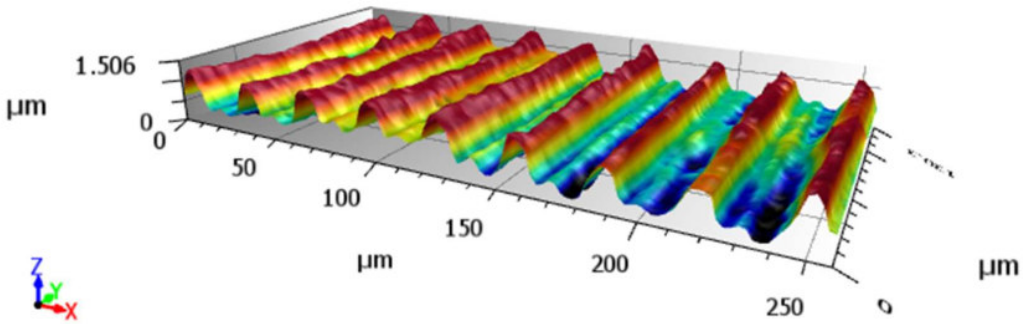
Rimozione della forma mediante polinomio



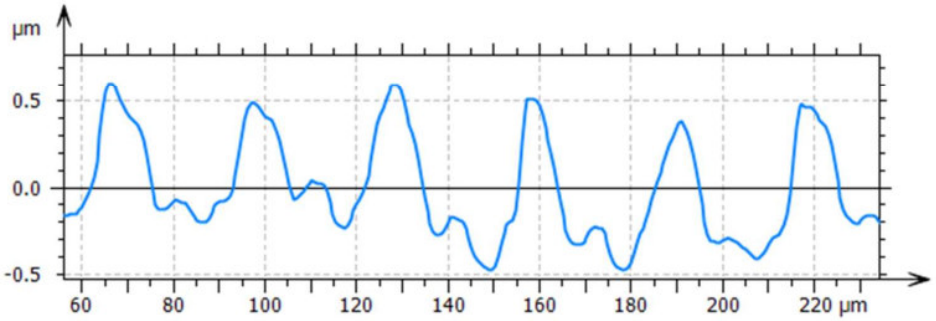
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.807	mm



Dettaglio 3D della superficie



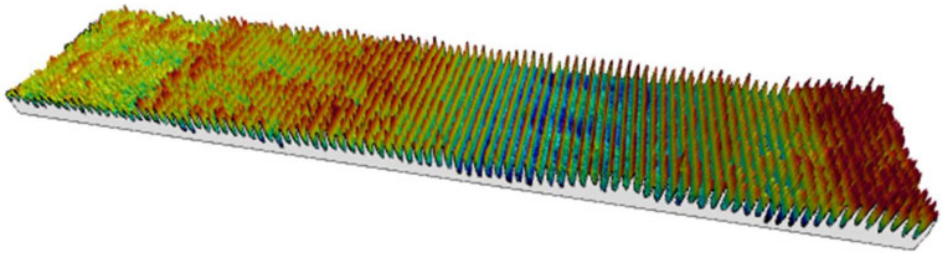
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	0.7931	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.6628	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.456	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	1.563	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.2539	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3087	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.3657		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.435		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.0302	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

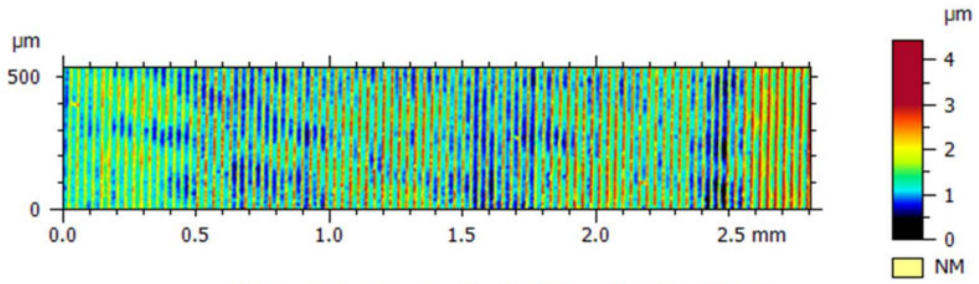
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.3845	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.4520		*Asimmetria*
Sku	3.856		*Curtosi*
Sp	3.493	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.176	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	4.668	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3089	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.2600	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D1.4 Flood_07

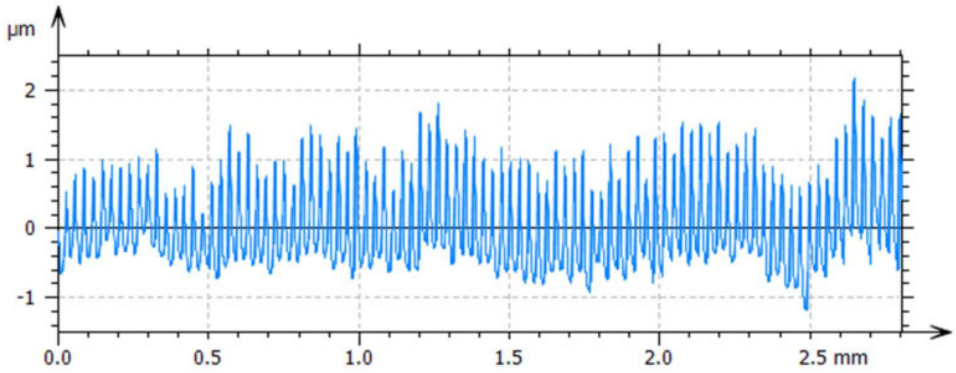
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



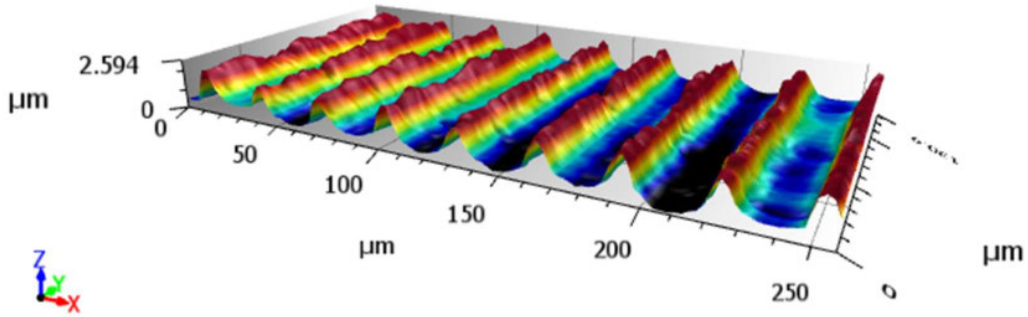
Rimozione della forma mediante polinomio



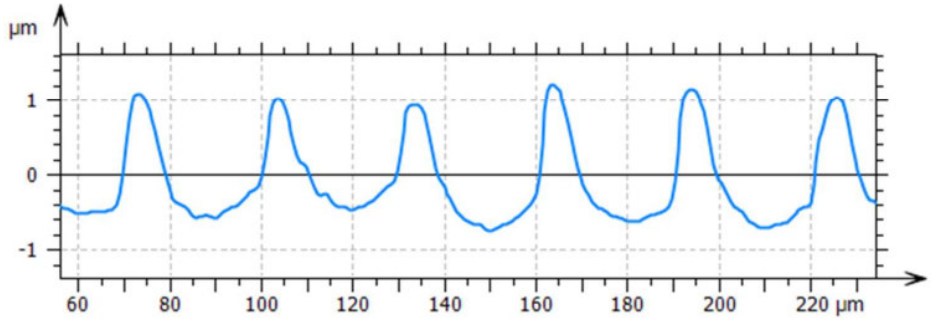
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.806	mm



Dettaglio 3D della superficie



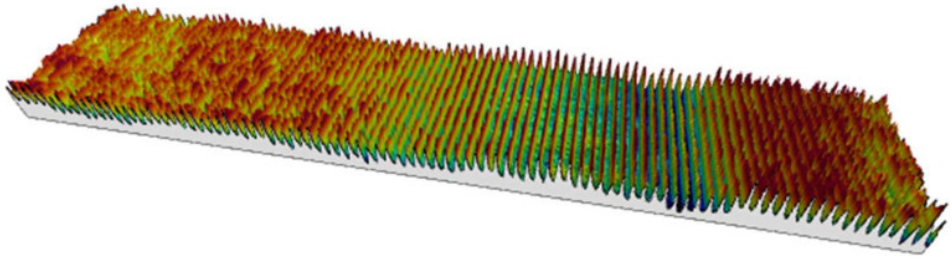
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	1.574	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.7429	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	2.317	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	2.520	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.4721	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.5648	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.9246		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.732		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03011	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

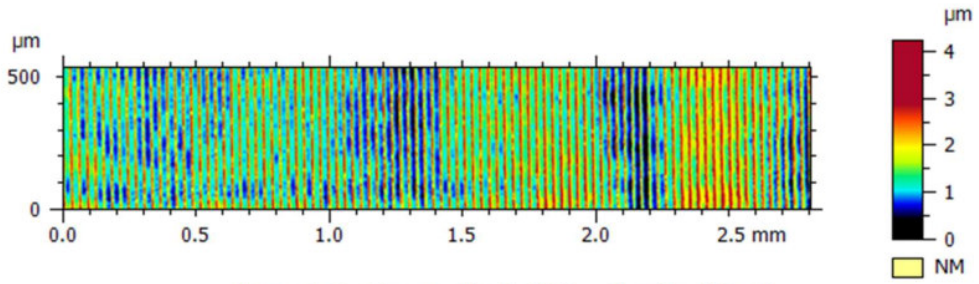
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.6269	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.9015		*Asimmetria*
Sku	3.004		*Curtosi*
Sp	2.907	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.532	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	4.438	µm	*Altezza massima*
Sa	0.5120	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.2031	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D1.5 Flood_08

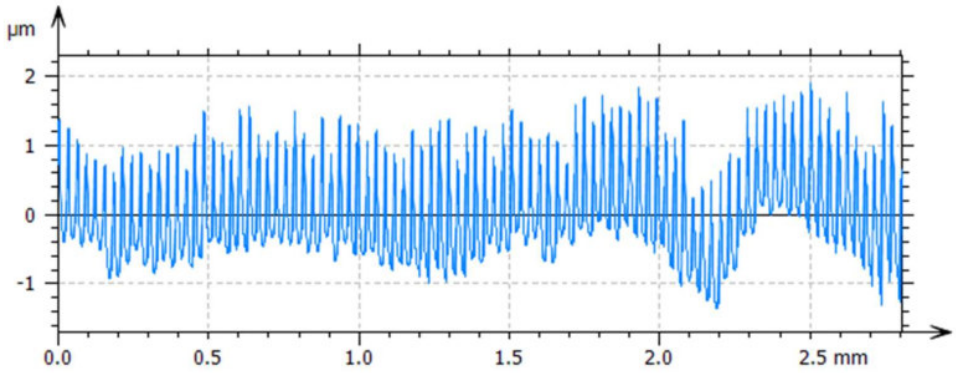
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



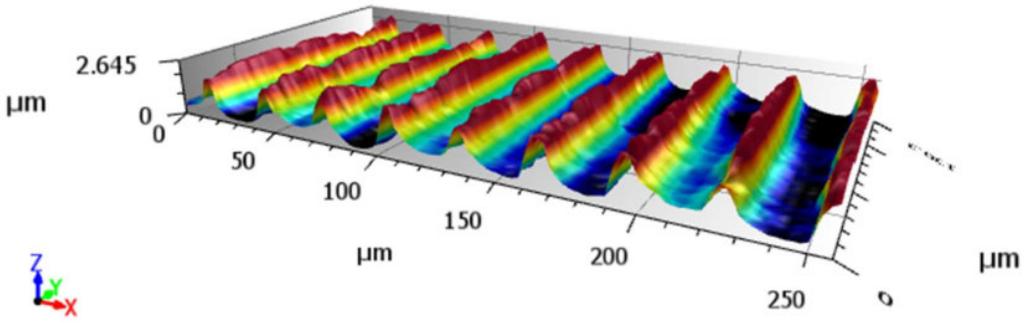
Rimozione della forma mediante polinomio



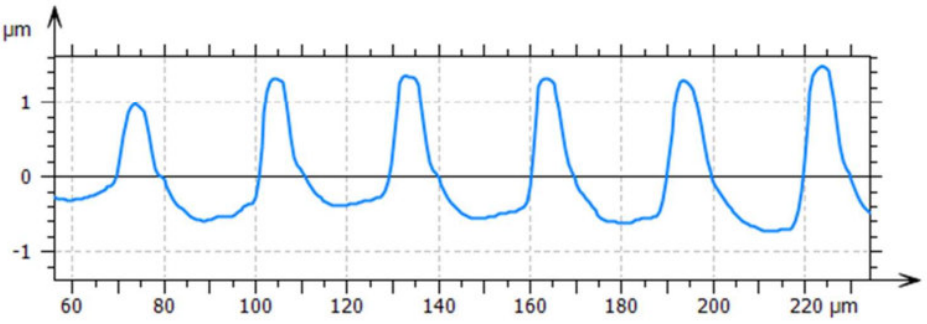
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.806	mm



Dettaglio 3D della superficie



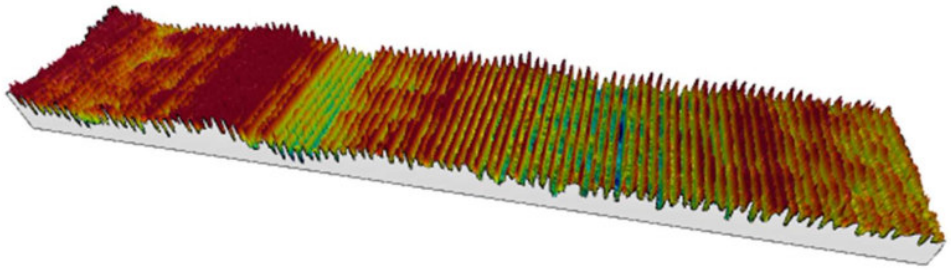
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	1.607	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.9512	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	2.558	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	2.987	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.5194	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.6317	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.8688		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.668		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03054	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

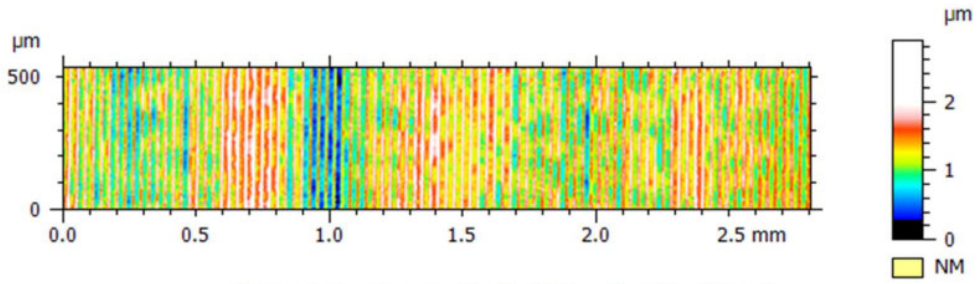
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.6722	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.6984		*Asimmetria*
Sku	2.665		*Curtosi*
Sp	2.655	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.574	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	4.229	µm	*Altezza massima*
Sa	0.5512	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.2813	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D1.6 Flood_10

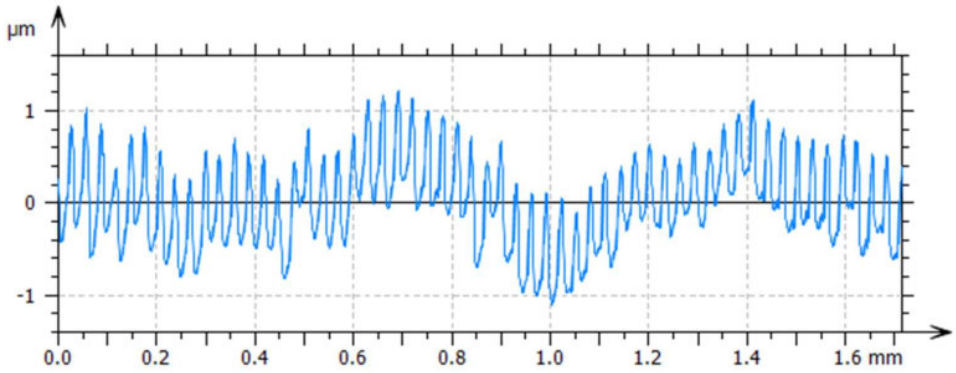
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



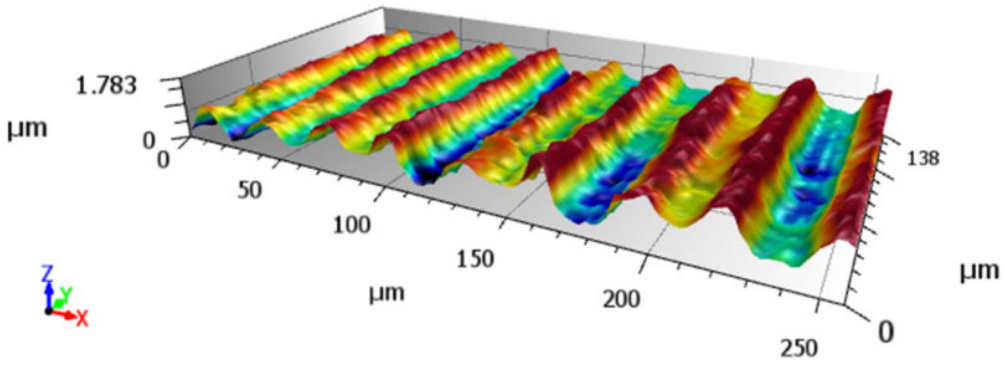
Rimozione della forma mediante polinomio



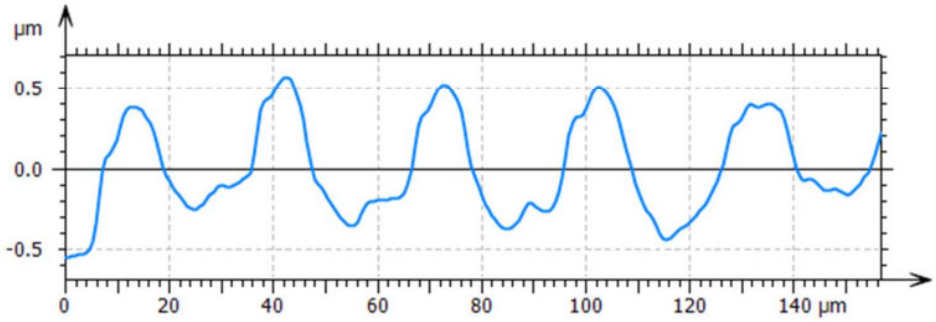
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	1.715	mm



Dettaglio 3D della superficie



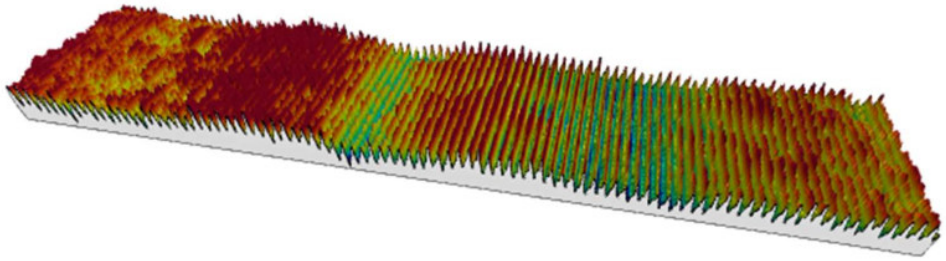
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (2)			
Parametri di ampiezza			
Rp	0.9878	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.8507	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.838	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	1.908	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.3526	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.4254	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.2405		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.280		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03142	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

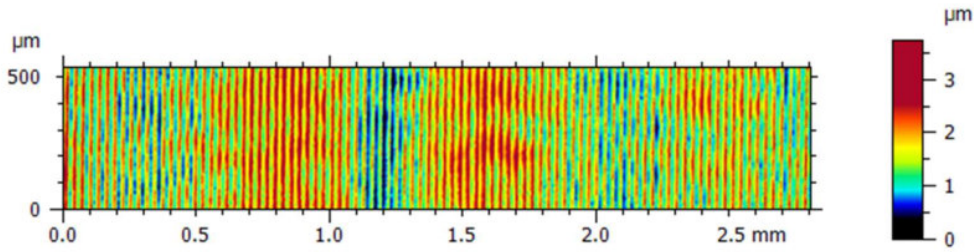
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.4190	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.2282		*Asimmetria*
Sku	2.750		*Curtosi*
Sp	1.492	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.390	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	2.882	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3394	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.3453	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D1.7 Flood_12

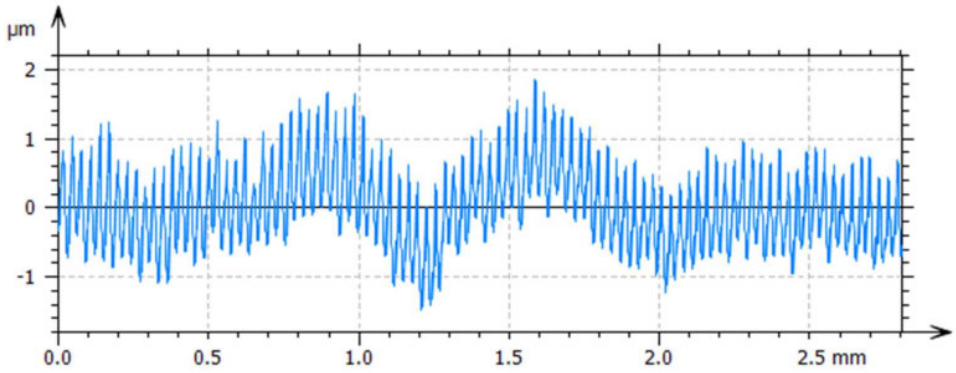
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



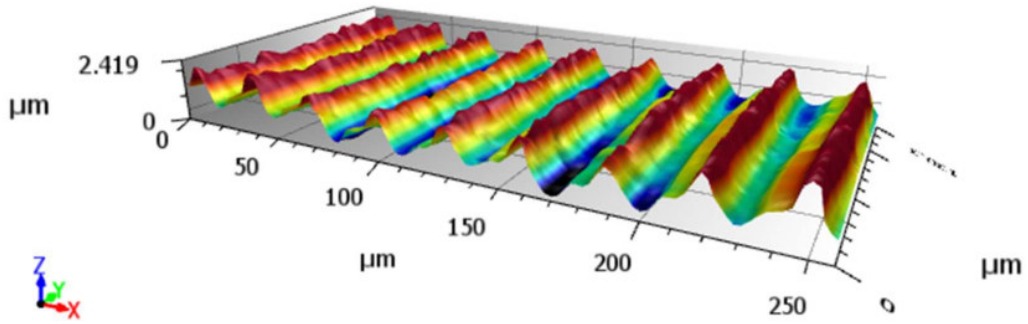
Rimozione della forma mediante polinomio



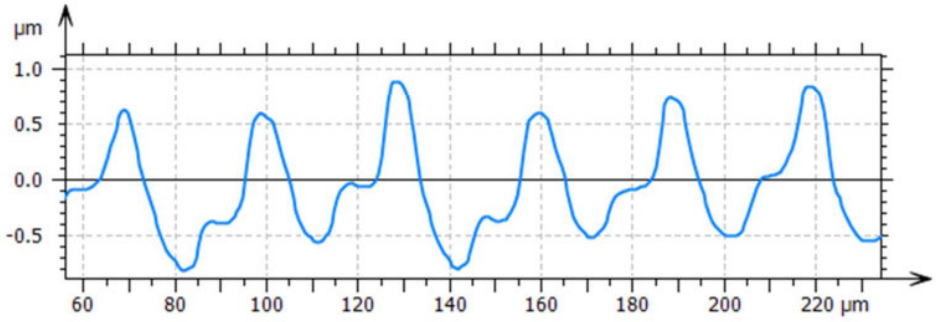
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.807	mm



Dettaglio 3D della superficie



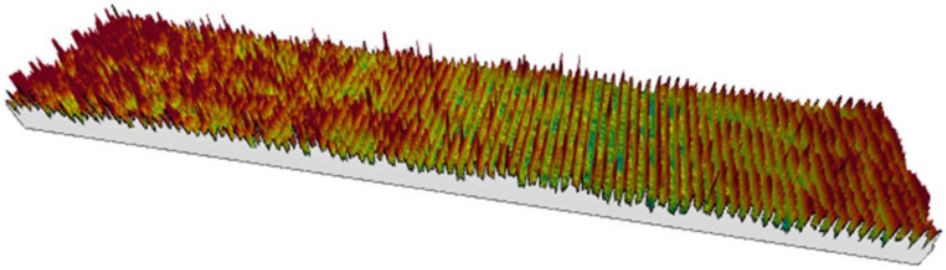
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	1.339	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	1.087	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	2.426	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	2.752	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.4246	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.5144	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.2780		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.382		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.0302	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

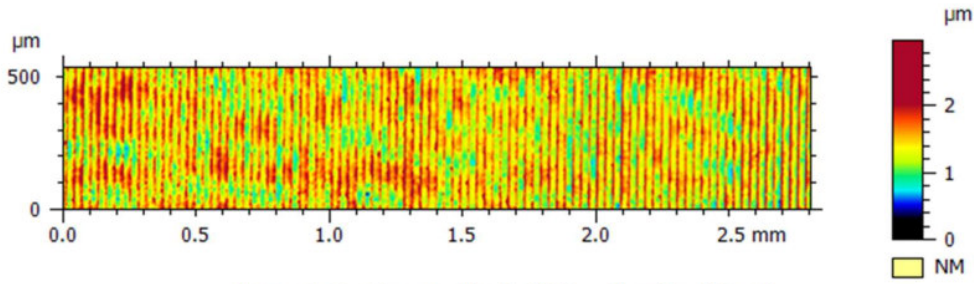
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.5715	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.3010		*Asimmetria*
Sku	2.685		*Curtosi*
Sp	2.069	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.662	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	3.730	µm	*Altezza massima*
Sa	0.4652	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.3555	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D1.8 Flood_14

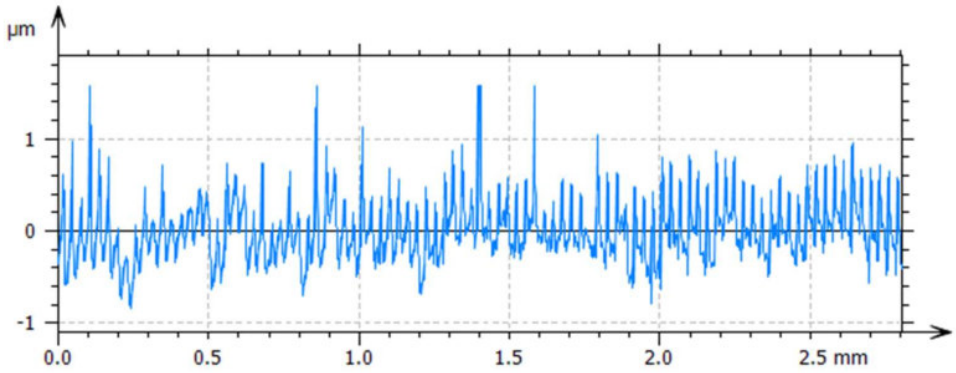
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



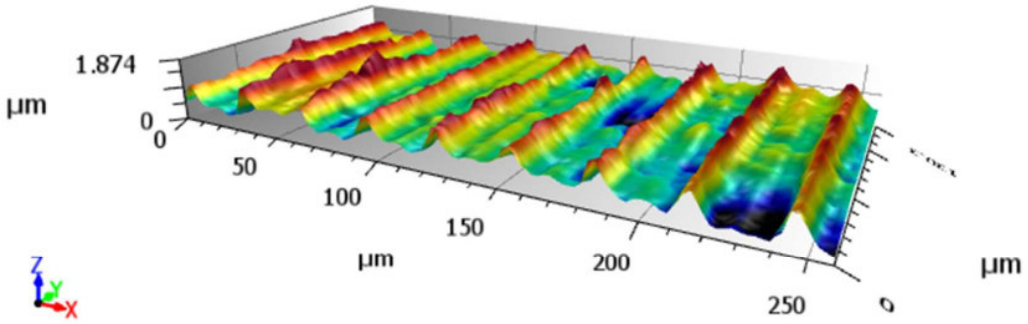
Rimozione della forma mediante polinomio



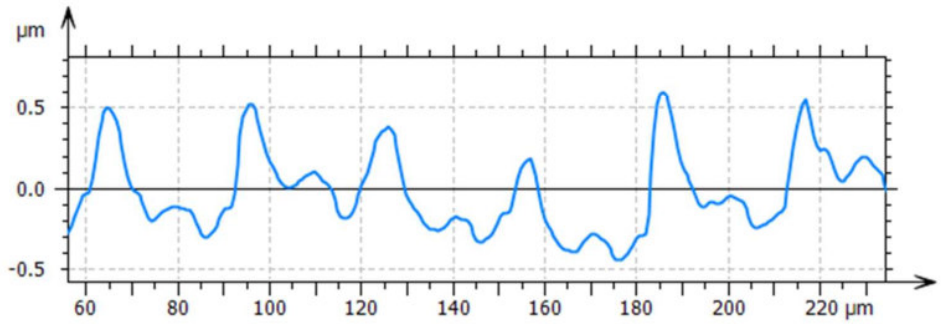
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie



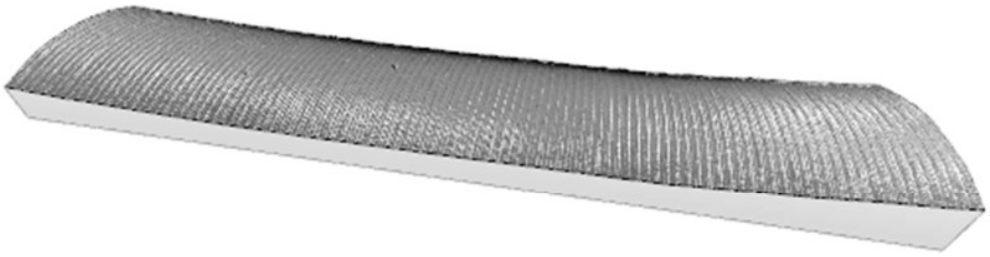
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	1.429	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.7123	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	2.141	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	2.403	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.2437	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3241	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	1.022		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	5.136		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03361	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

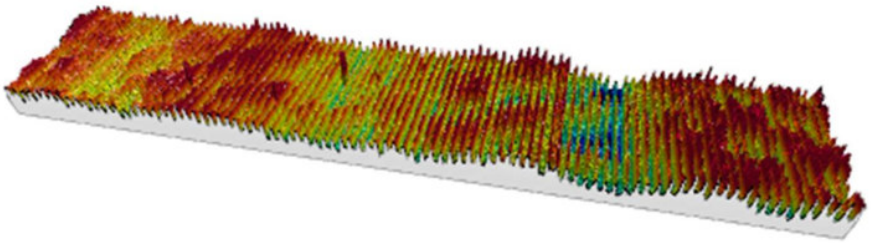
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.3268	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.7691		*Asimmetria*
Sku	4.344		*Curtosi*
Sp	1.533	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.446	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	2.979	µm	*Altezza massima*
Sa	0.2550	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.2029	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D2 Provini Cryo

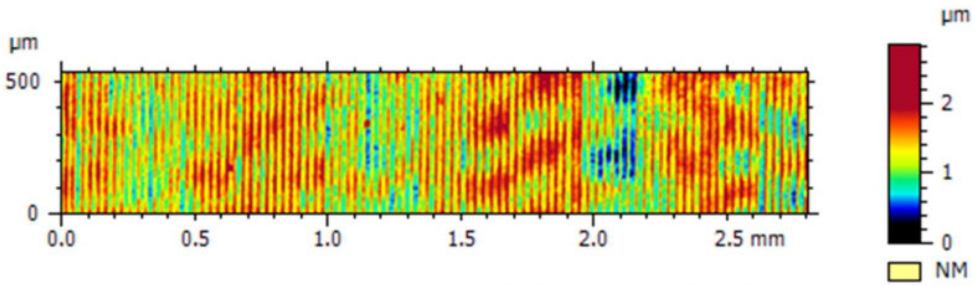
D2.1 Cryo_01



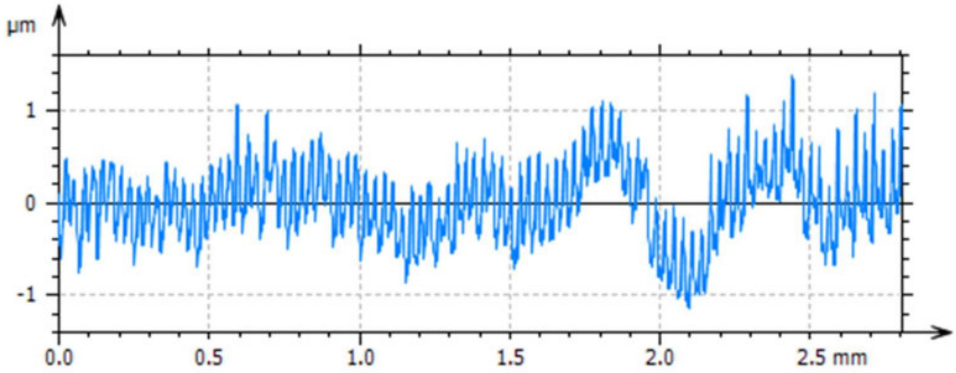
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



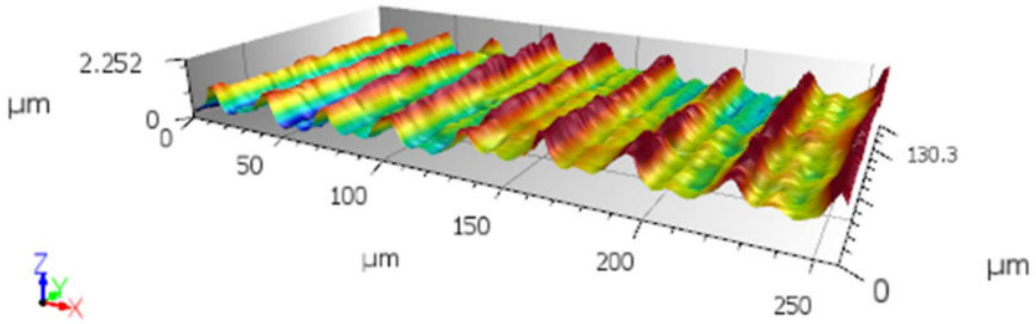
Rimozione della forma mediante polinomio



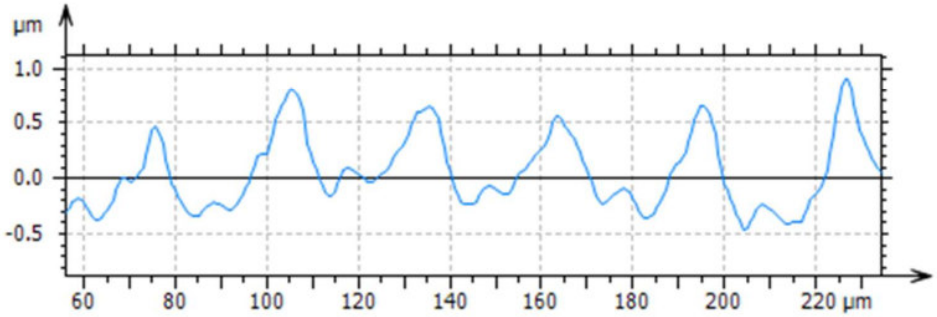
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie

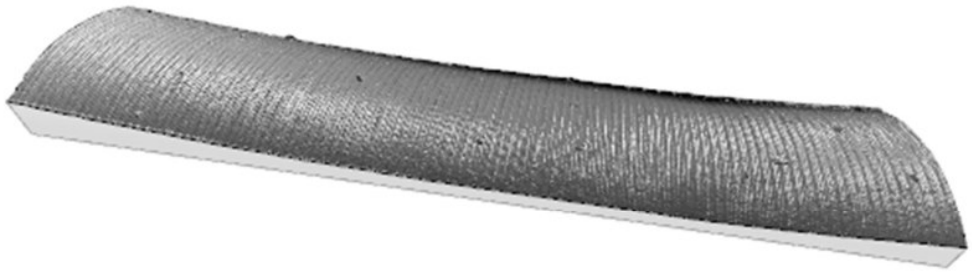


Dettaglio del profilo estratto

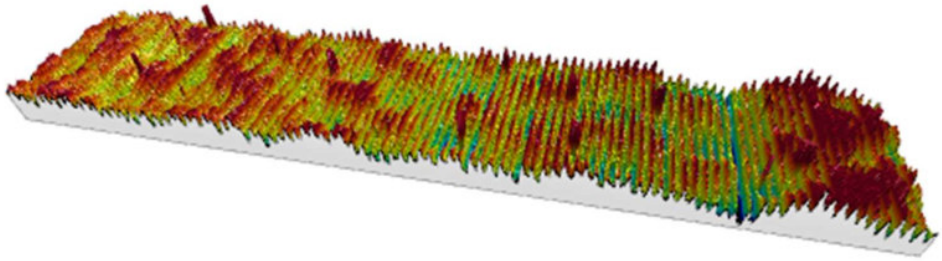
ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	0.9578	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.7768	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.735	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	2.045	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.2994	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3587	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.1385		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.300		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.0344	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.3903	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.1692		*Asimmetria*
Sku	2.995		*Curtosi*
Sp	1.469	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.371	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	2.840	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3145	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.3164	µm	*Profondità ridotta delle valli*

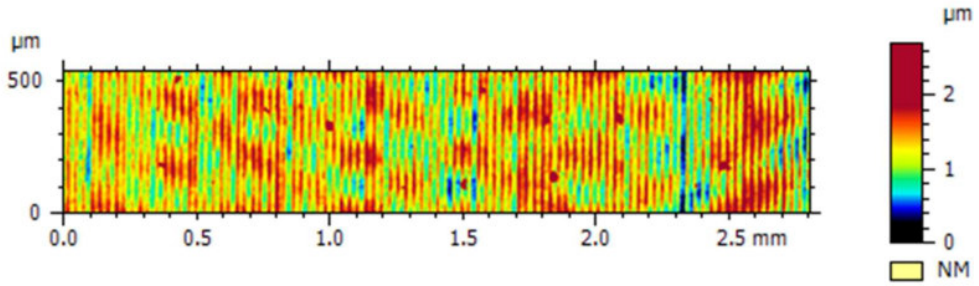
D2.2 Cryo_02



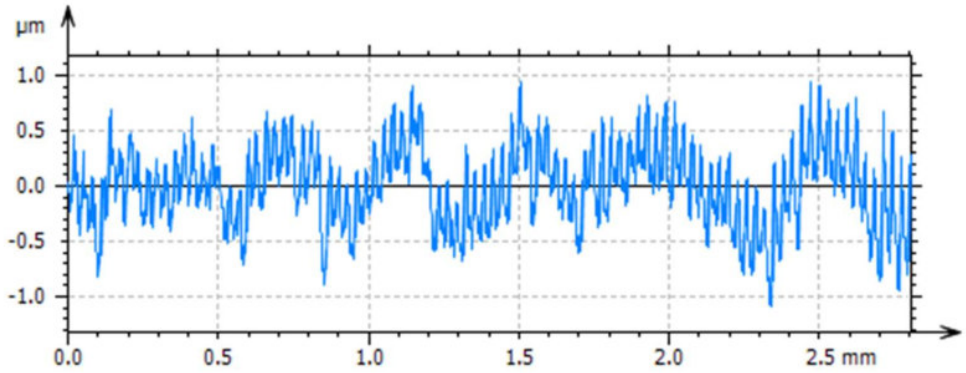
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



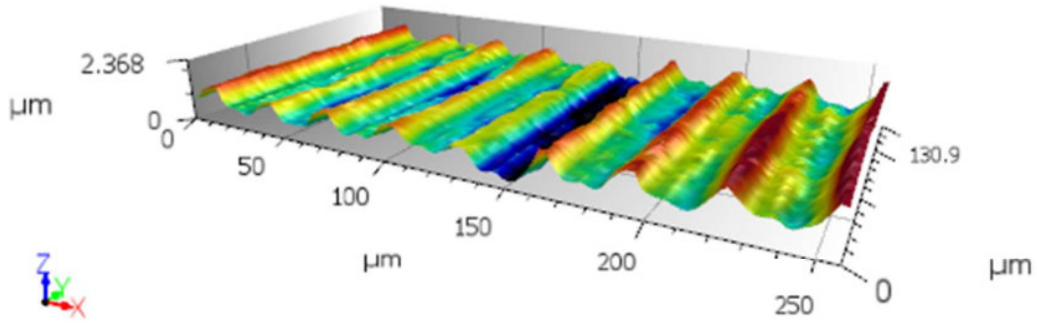
Rimozione della forma mediante polinomio



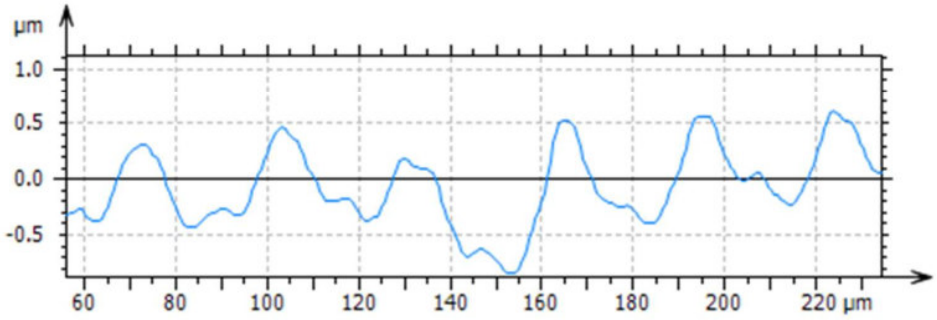
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie

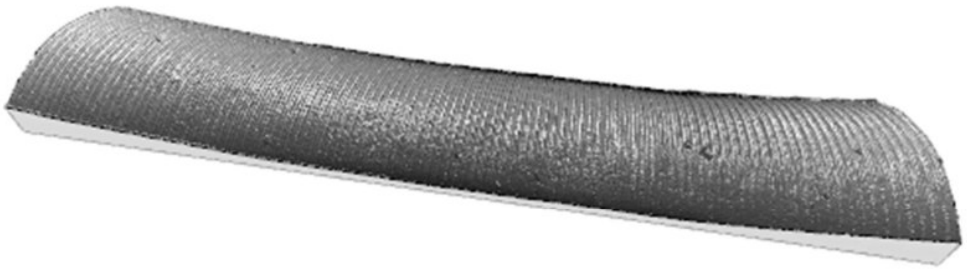


Dettaglio del profilo estratto

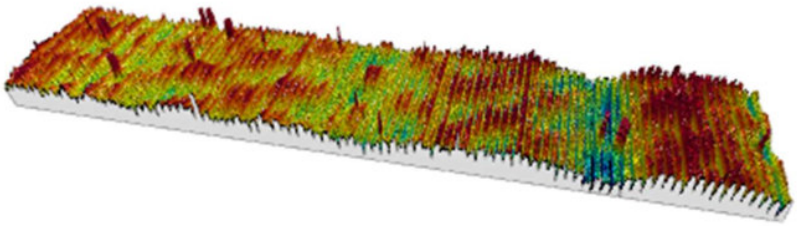
ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S(λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	0.7850	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.8568	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.642	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	1.874	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.2614	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3215	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	-0.04147		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.642		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.0394	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.3557	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.3089		*Asimmetria*
Sku	3.595		*Curtosi*
Sp	1.411	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.300	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	2.711	µm	*Altezza massima*
Sa	0.2806	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.2965	µm	*Profondità ridotta delle valli*

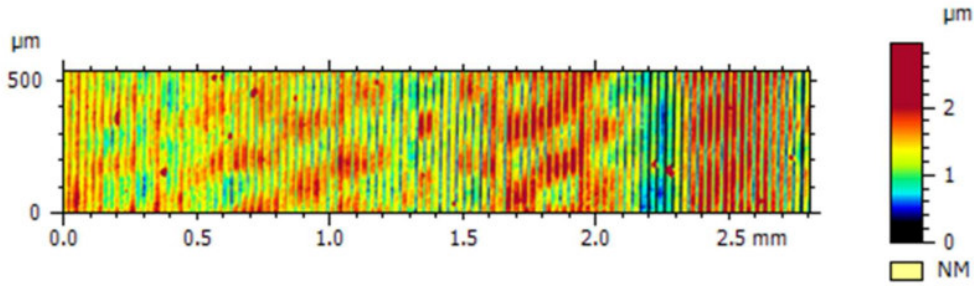
D2.3 Cryo_03



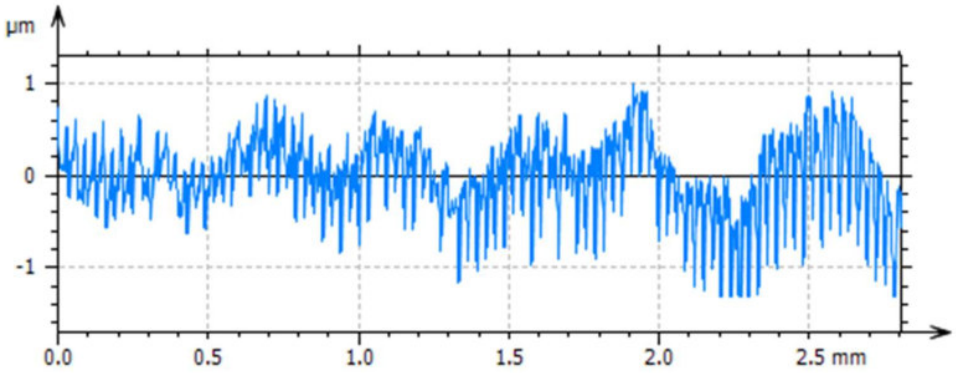
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



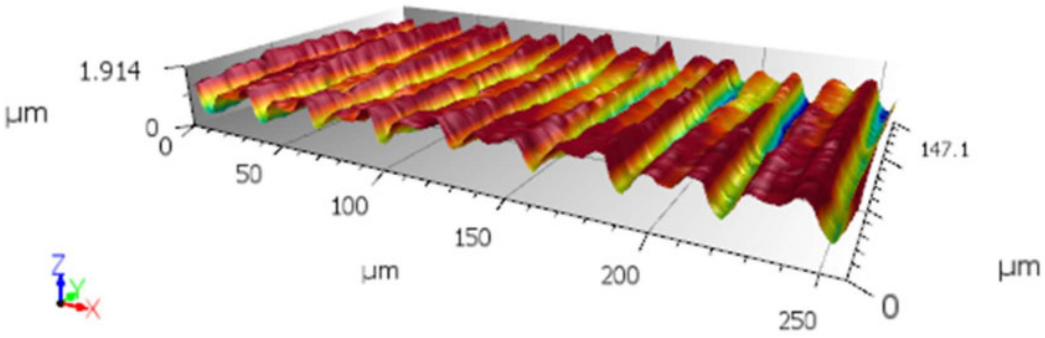
Rimozione della forma mediante polinomio



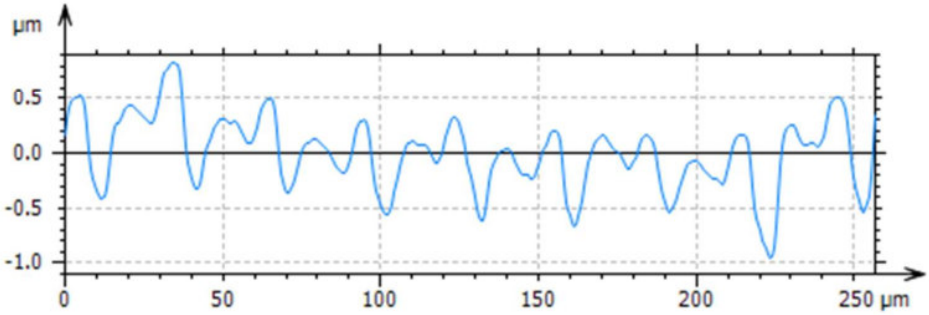
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie

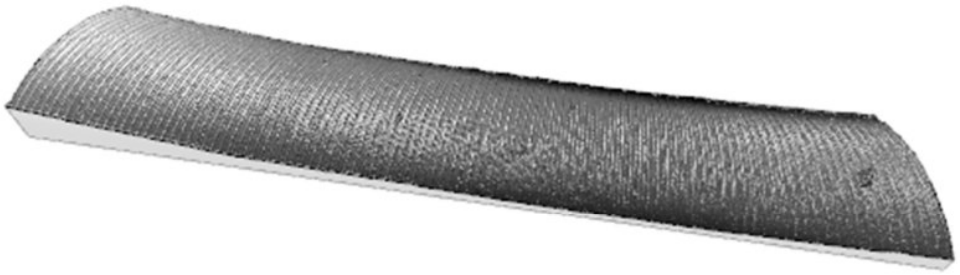


Dettaglio del profilo estratto

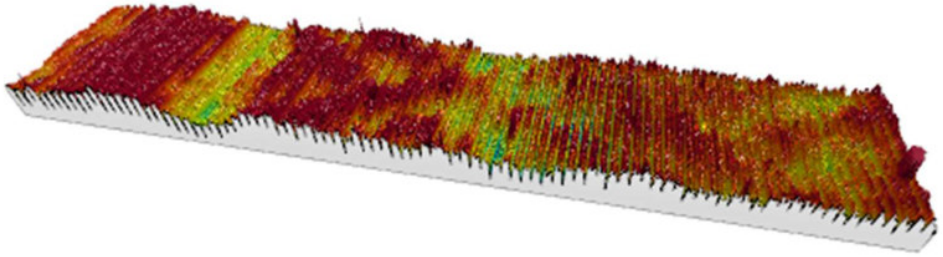
ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S(λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	0.7662	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.9192	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.685	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	1.980	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.2777	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3533	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	-0.2575		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.862		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.02585	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.4416	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	-0.2318		*Asimmetria*
Sku	3.682		*Curtosi*
Sp	1.580	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.372	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	2.951	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3415	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.5627	µm	*Profondità ridotta delle valli*

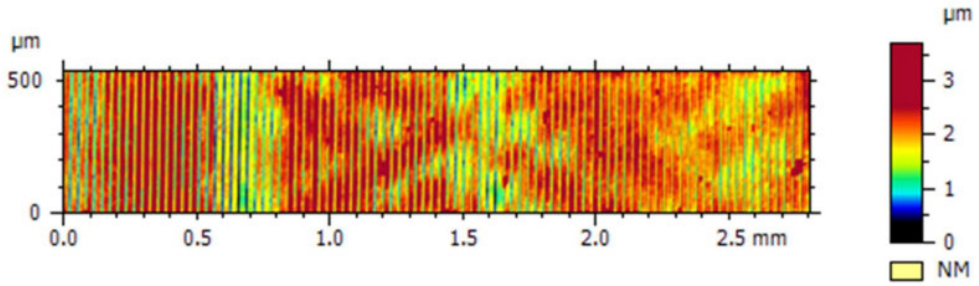
D2.4 Cryo_04



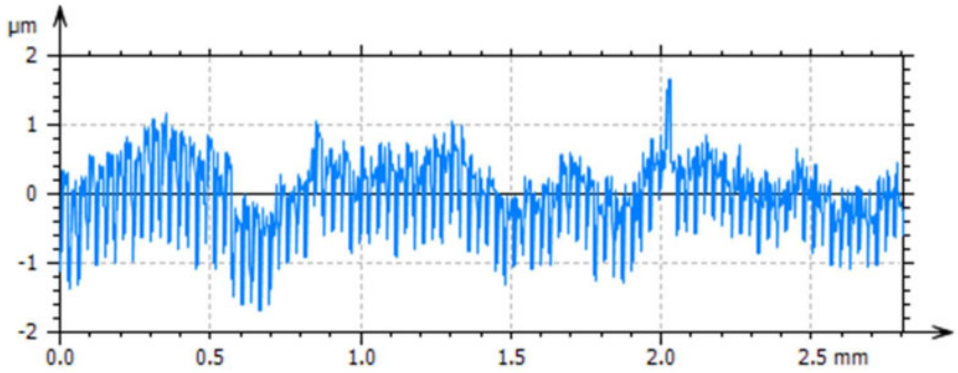
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



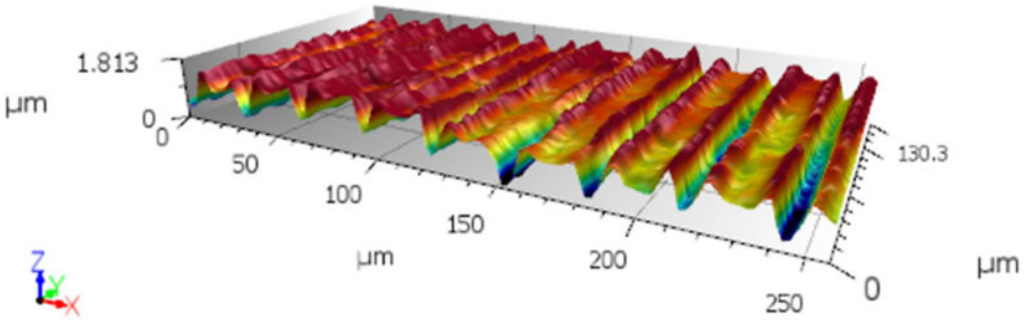
Rimozione della forma mediante polinomio



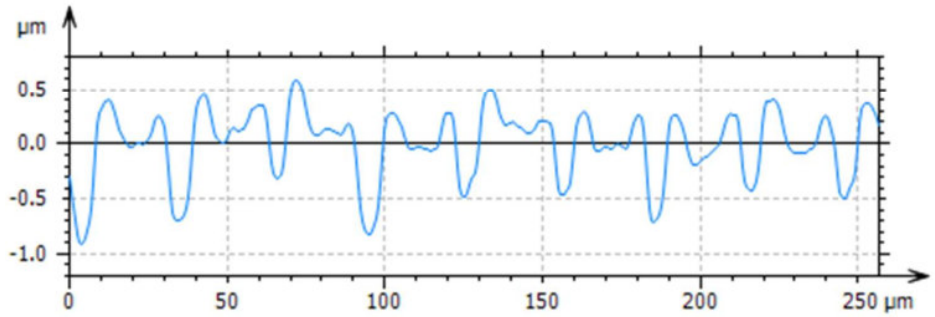
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie



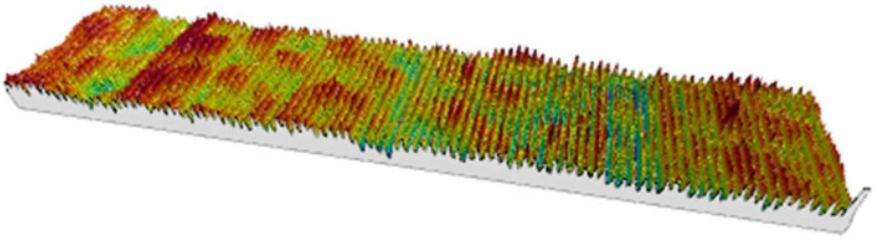
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	1.182	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	1.332	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	2.514	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	3.011	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.3974	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.4926	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	-0.4249		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	3.004		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.02804	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

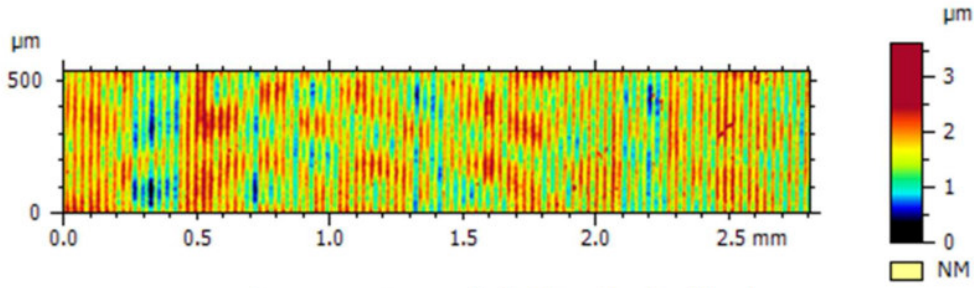
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.5187	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	-0.4066		*Asimmetria*
Sku	3.202		*Curtosi*
Sp	1.676	µm	*Altezza massima picco*
Sv	2.029	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	3.706	µm	*Altezza massima*
Sa	0.4130	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.6340	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D2.5 Cryo_05

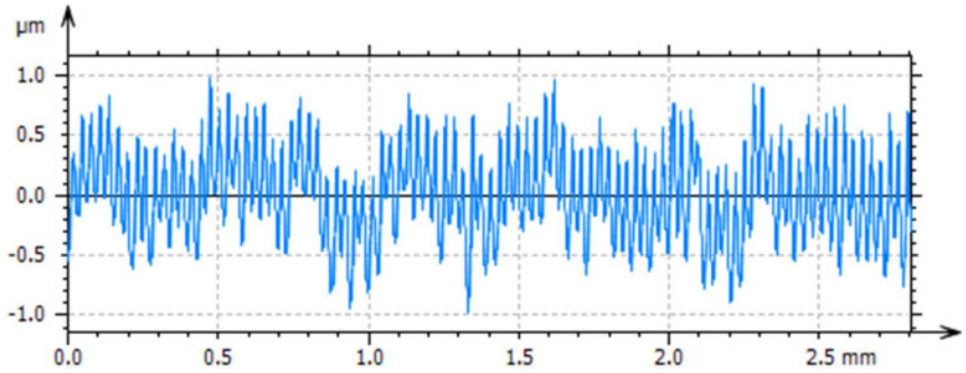
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



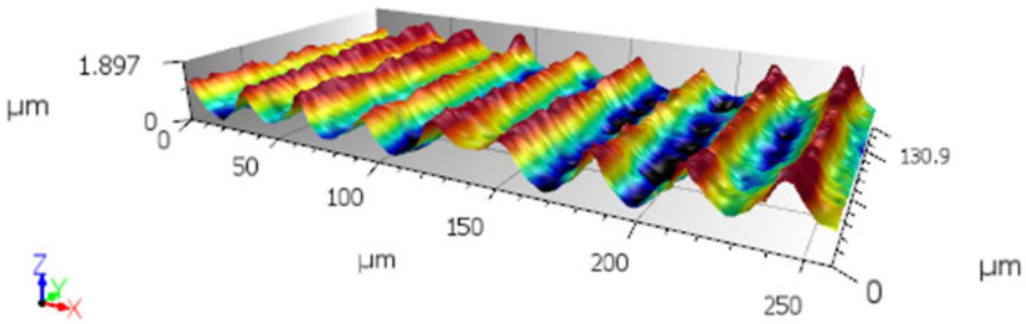
Rimozione della forma mediante polinomio



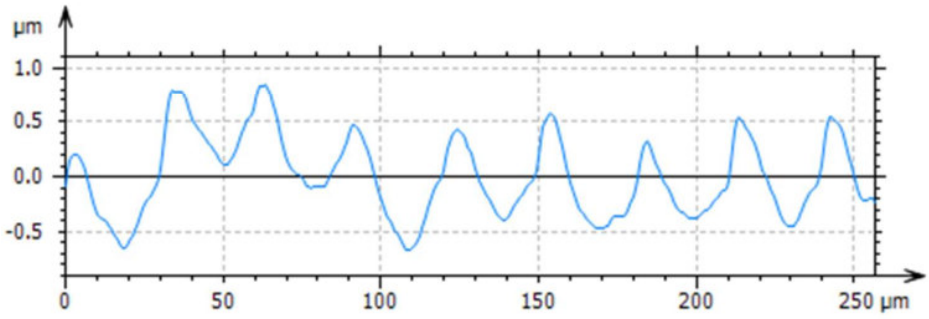
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie



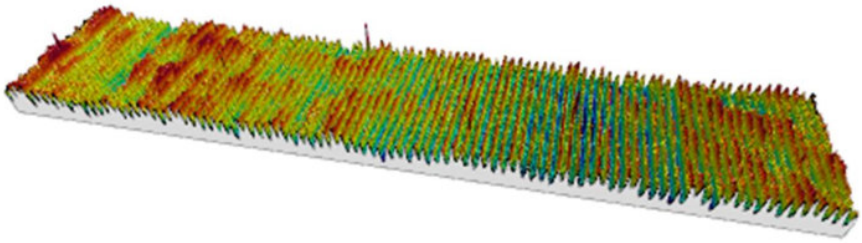
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S(λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	0.9016	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.8137	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.715	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	1.948	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.2975	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3621	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.1176		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.442		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03403	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

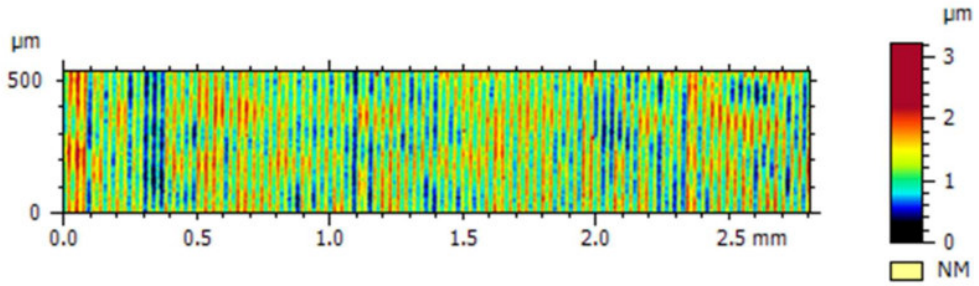
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.4208	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.1008		*Asimmetria*
Sku	2.793		*Curtosi*
Sp	1.998	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.629	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	3.626	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3413	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.3335	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D2.6 Cryo_06

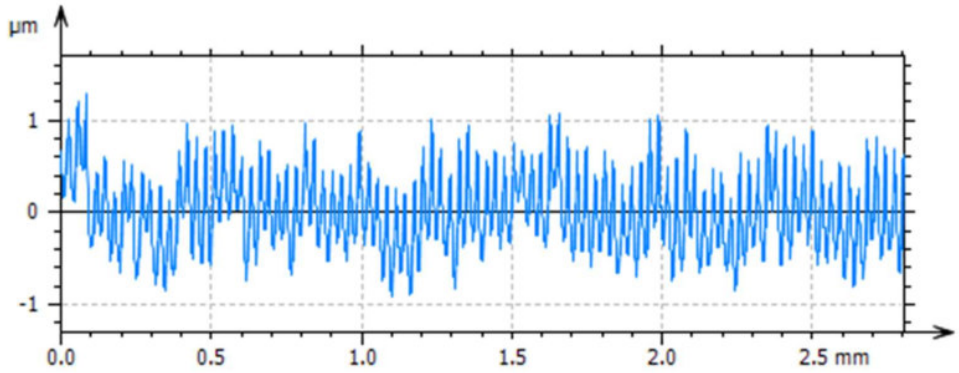
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



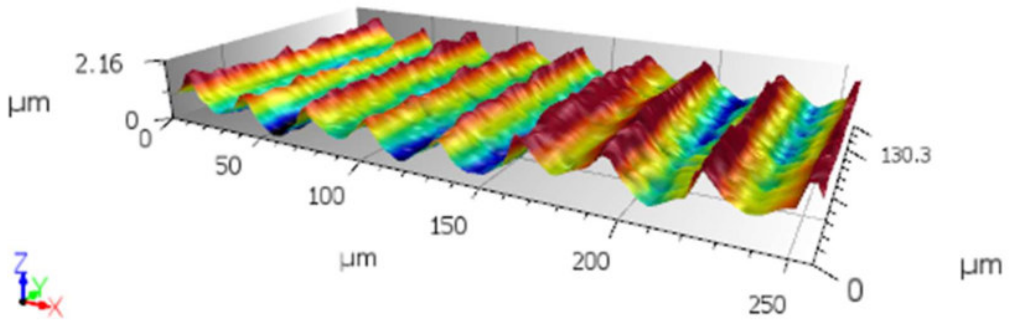
Rimozione della forma mediante polinomio



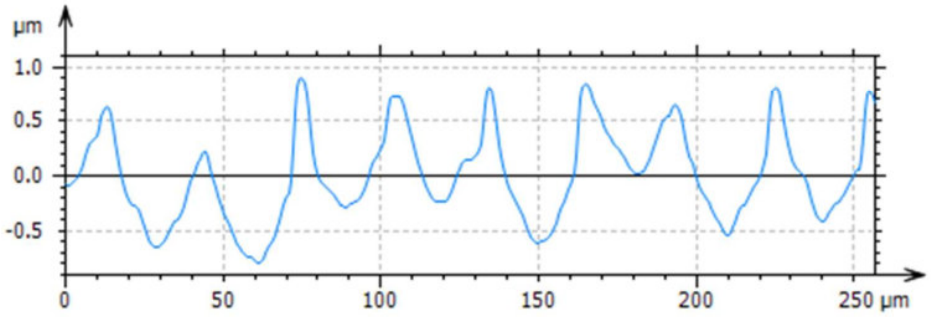
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie



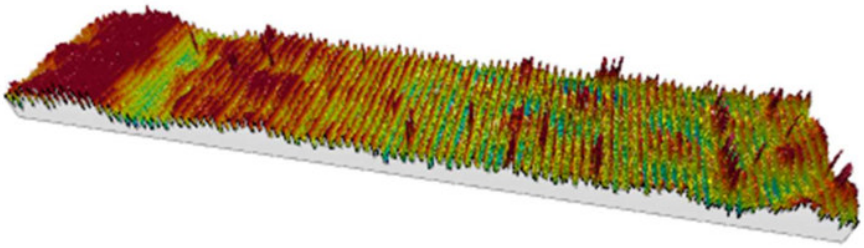
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	1.085	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.8019	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.887	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	1.929	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.3246	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3942	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.3574		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.553		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03196	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

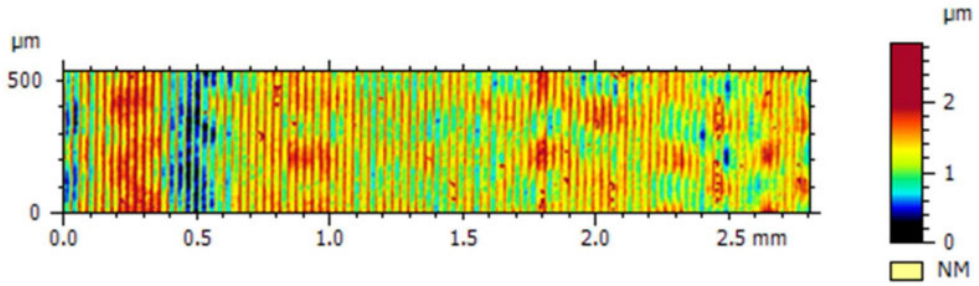
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.4084	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.2426		*Asimmetria*
Sku	2.578		*Curtosi*
Sp	1.997	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.229	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	3.226	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3349	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.2553	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D2.7 Cryo_07

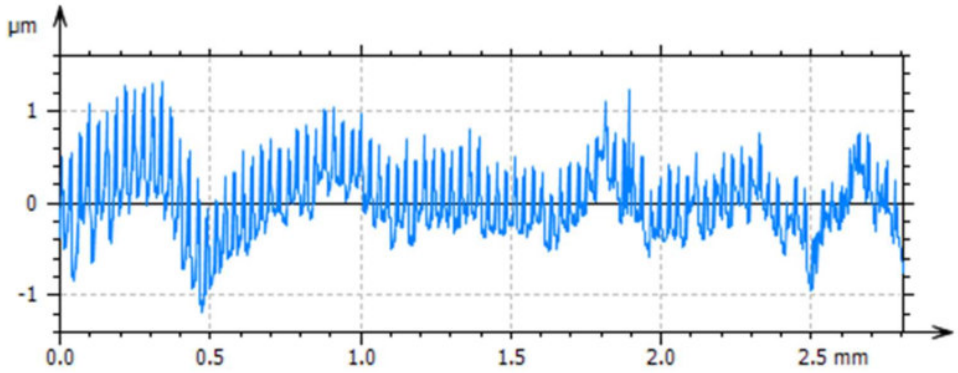
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



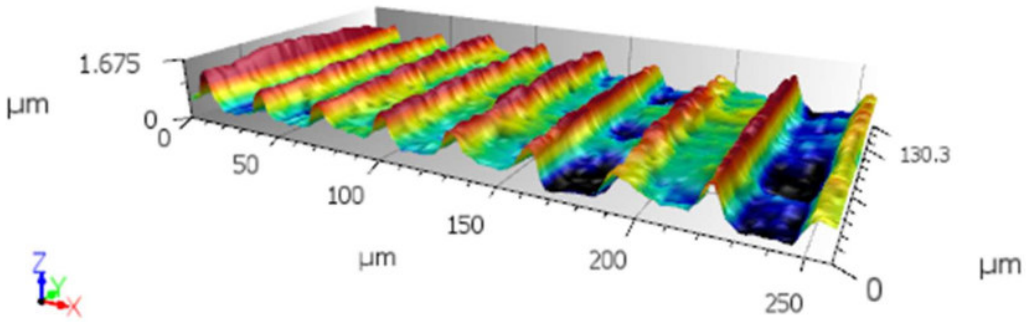
Rimozione della forma mediante polinomio



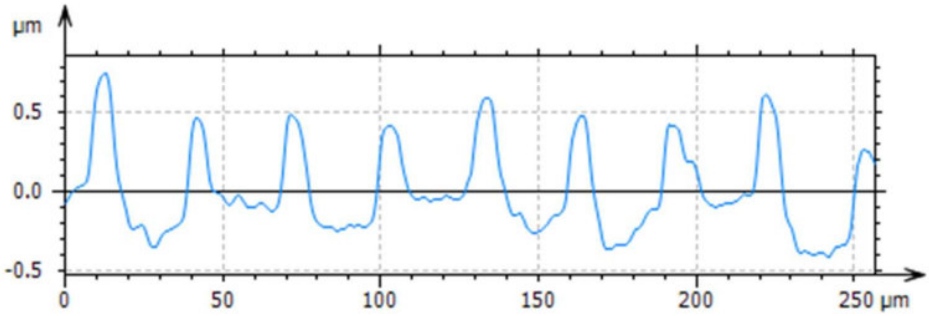
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie

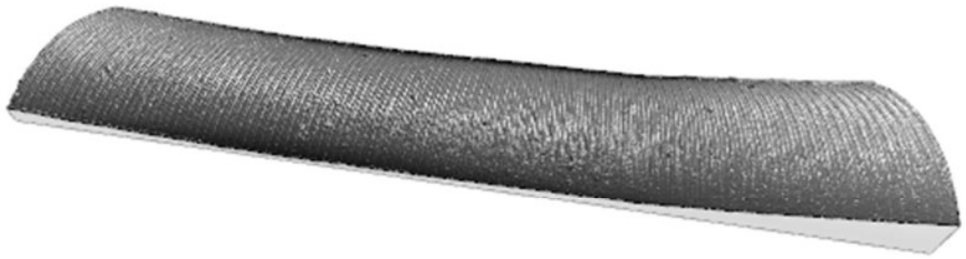


Dettaglio del profilo estratto

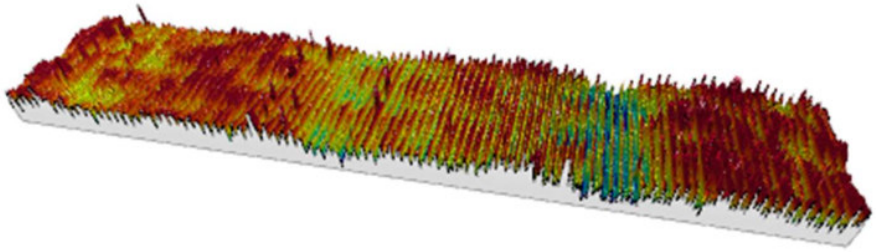
ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	1.083	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.7415	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.824	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	2.310	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.2867	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3578	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.6209		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.963		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03353	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.3955	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.5122		*Asimmetria*
Sku	4.030		*Curtosi*
Sp	1.553	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.295	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	2.848	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3037	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.3730	µm	*Profondità ridotta delle valli*

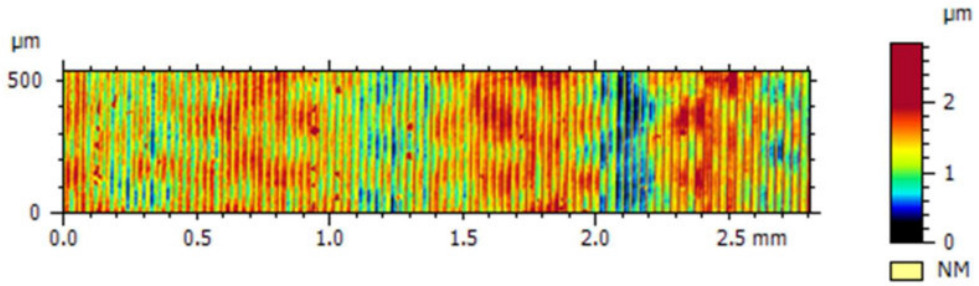
D2.8 Cryo_08



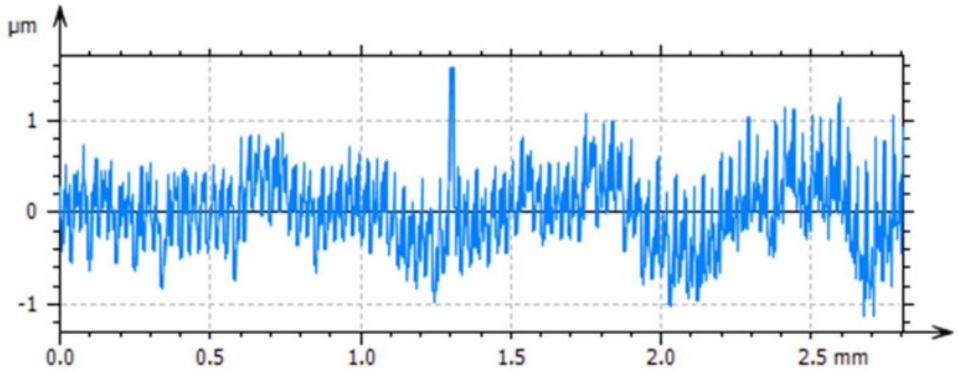
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



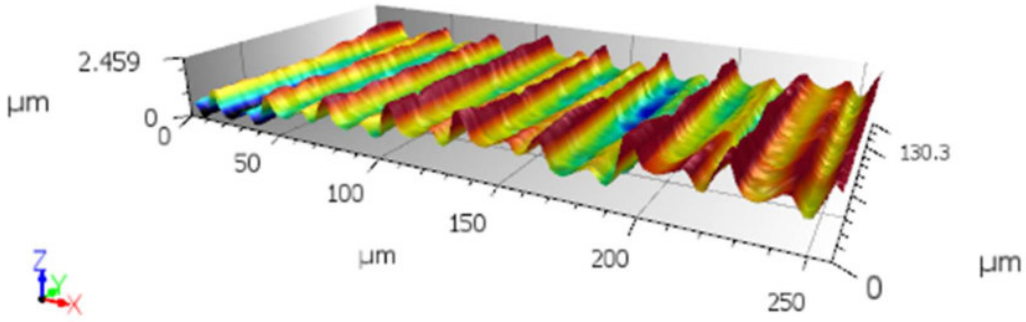
Rimozione della forma mediante polinomio



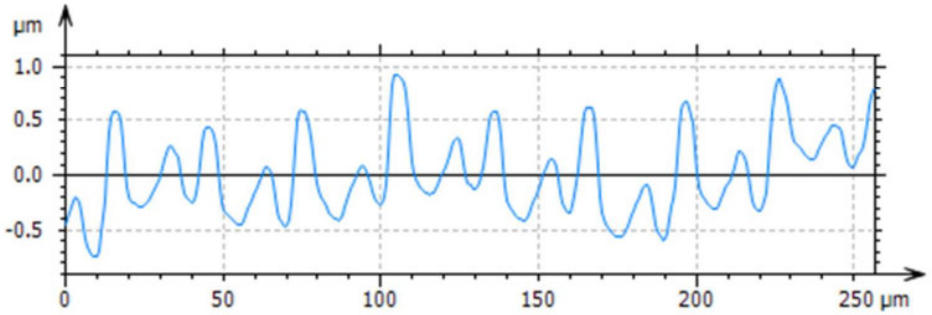
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie



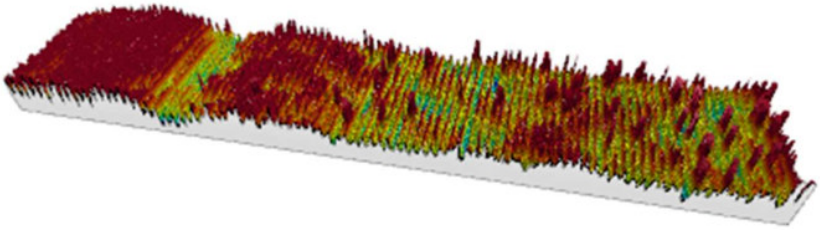
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S(λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	1.153	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.8297	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.983	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	2.532	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.2952	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3672	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.4162		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	3.612		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.02206	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

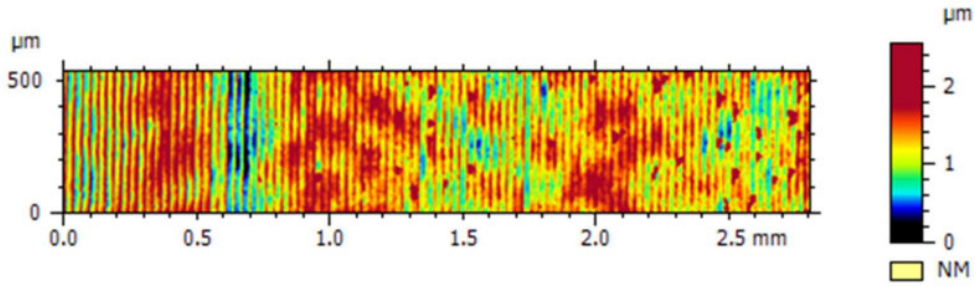
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.4329	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.09161		*Asimmetria*
Sku	3.161		*Curtosi*
Sp	1.480	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.370	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	2.849	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3438	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.4065	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D2.9 Cryo_09

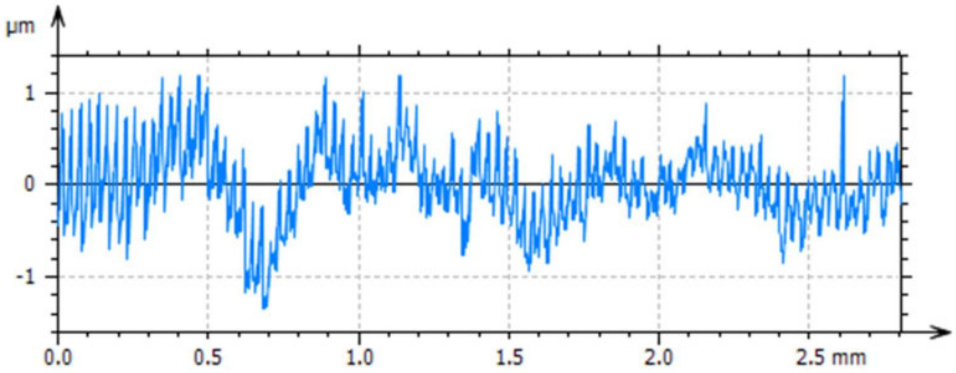
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



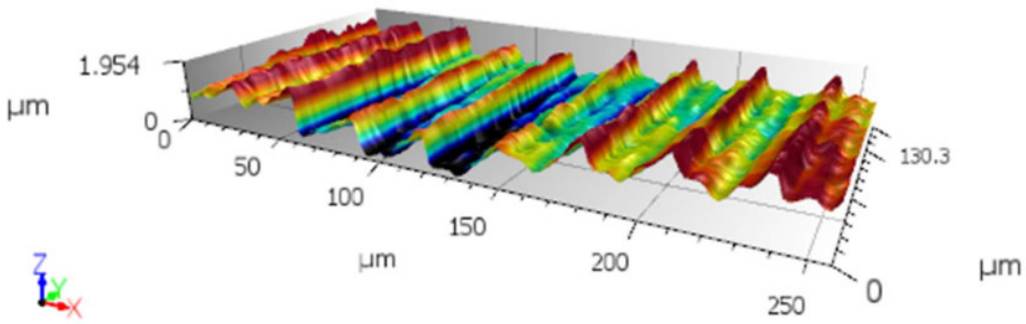
Rimozione della forma mediante polinomio



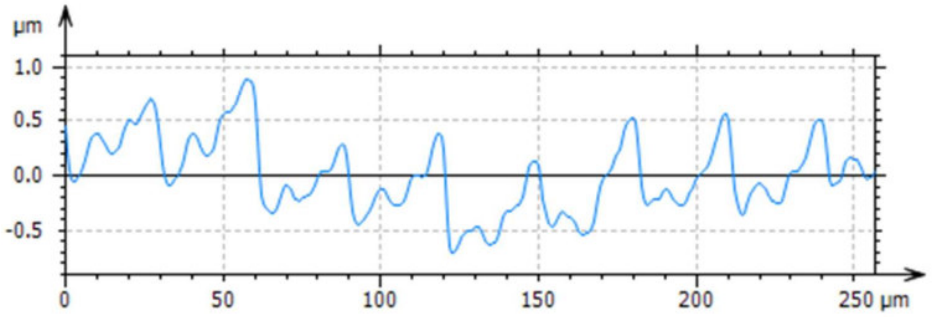
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie



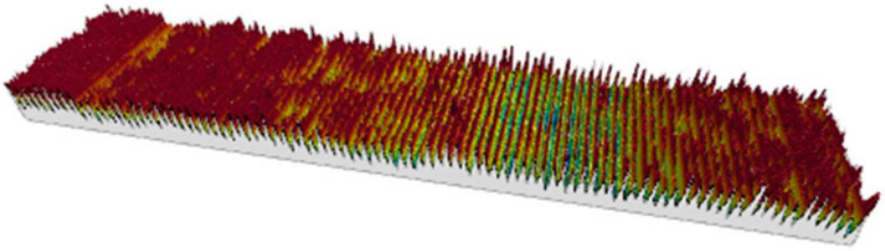
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S(λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	0.9730	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.8686	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.842	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	2.252	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.2939	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3621	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.2423		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.745		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03268	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

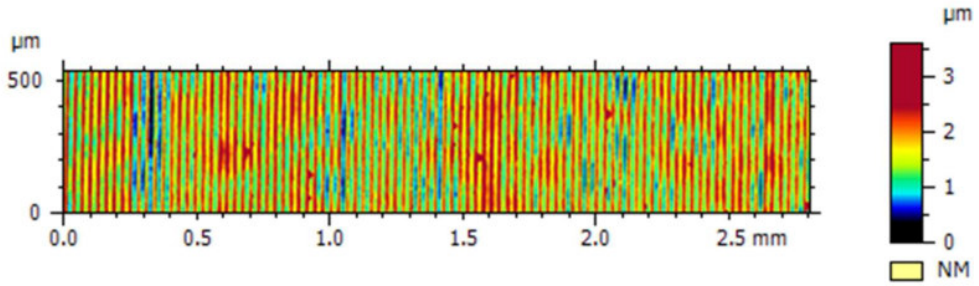
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.4196	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.4059		*Asimmetria*
Sku	3.501		*Curtosi*
Sp	1.204	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.341	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	2.545	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3259	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.3629	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D2.10 Cryo_10

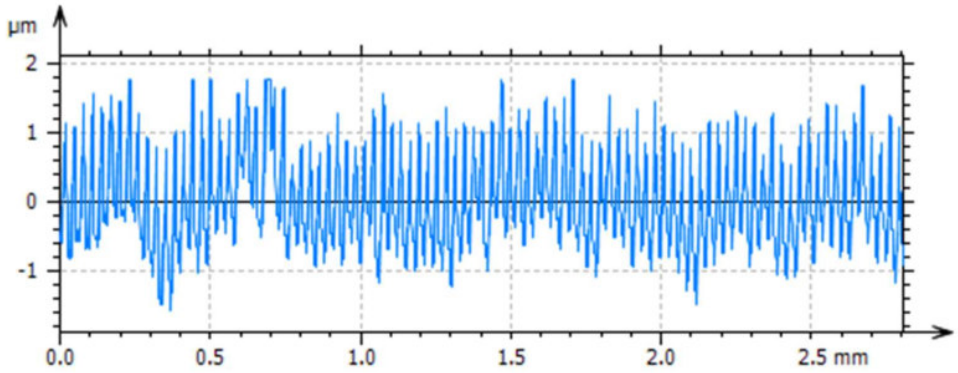
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



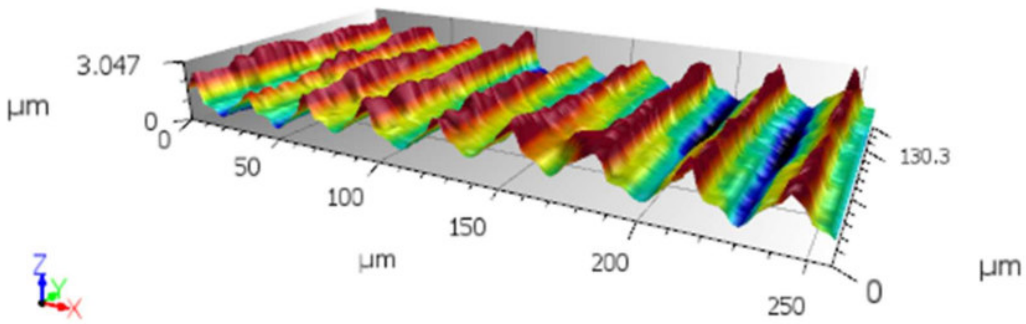
Rimozione della forma mediante polinomio



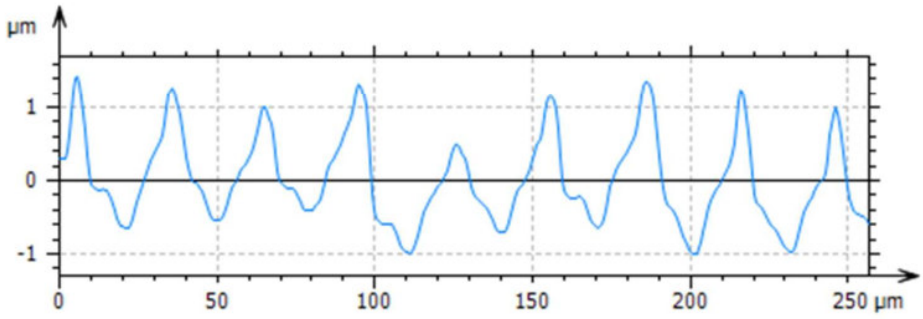
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie

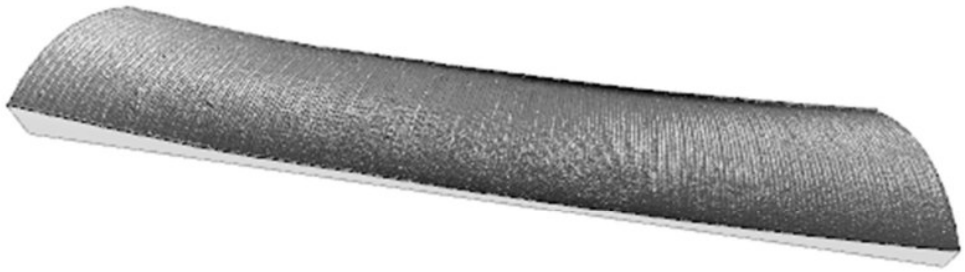


Dettaglio del profilo estratto

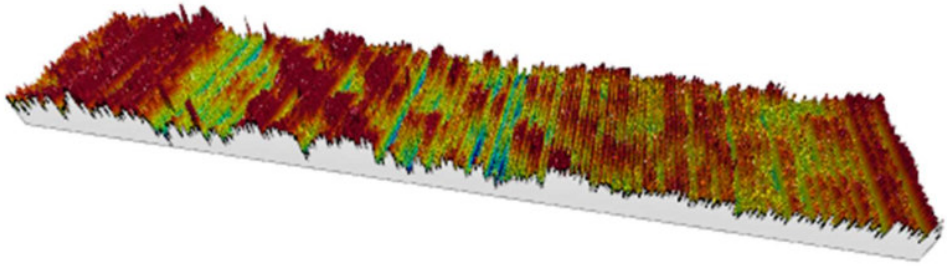
ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S(λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	1.686	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	1.355	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	3.042	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	3.294	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.5406	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.6576	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.4826		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.479		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03099	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.6638	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.5296		*Asimmetria*
Sku	2.695		*Curtosi*
Sp	1.821	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.795	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	3.617	µm	*Altezza massima*
Sa	0.5397	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.3542	µm	*Profondità ridotta delle valli*

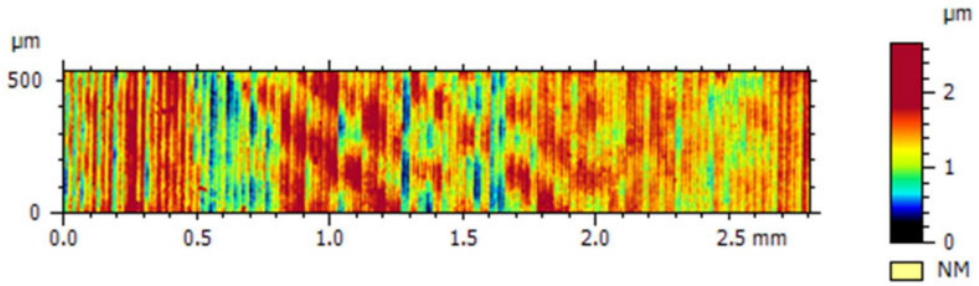
D2.11 Cryo_11



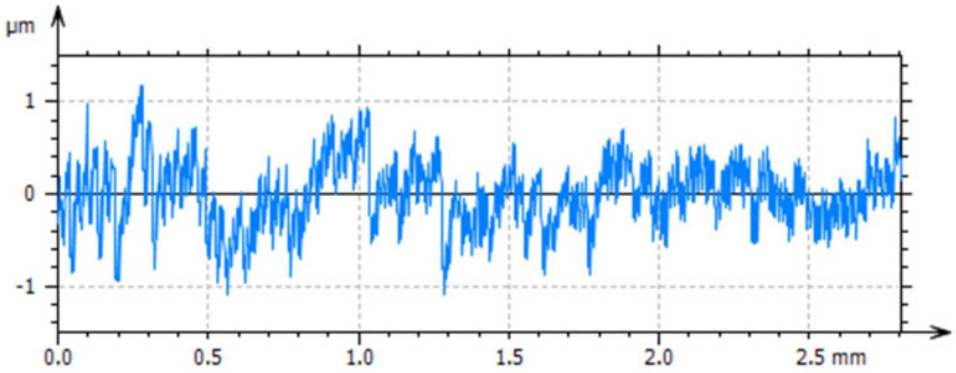
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



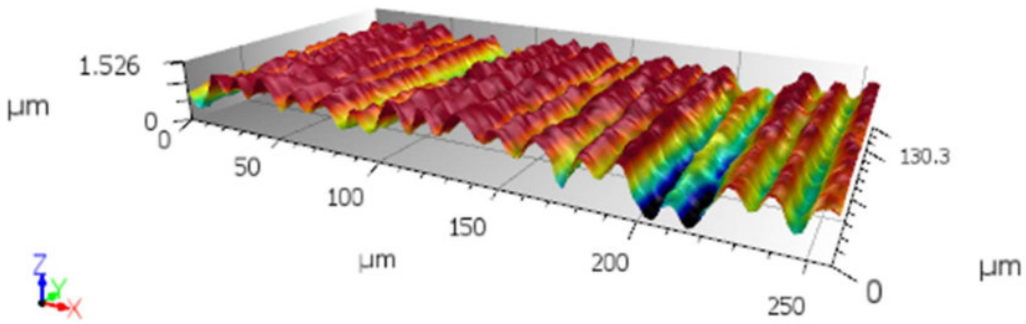
Rimozione della forma mediante polinomio



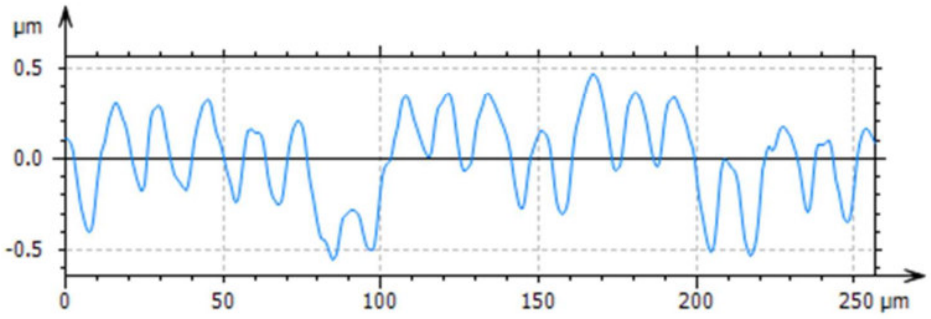
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie



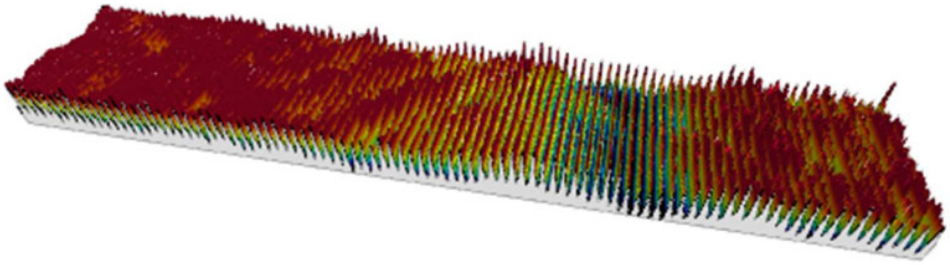
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S(λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	0.8343	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	0.9641	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	1.798	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	2.134	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.2771	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.3422	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	-0.1472		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.684		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.02904	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

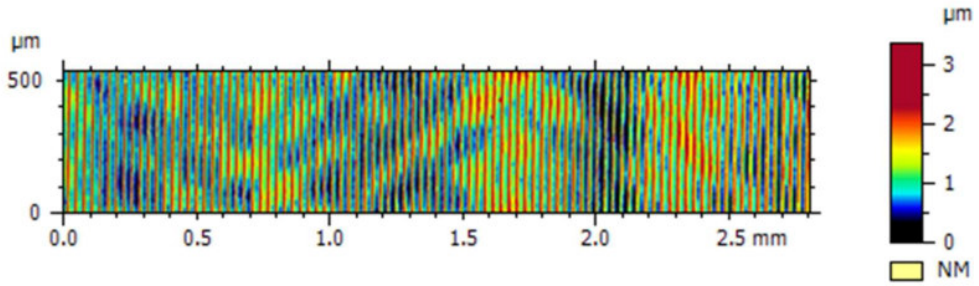
ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.3985	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	-0.03249		*Asimmetria*
Sku	3.235		*Curtosi*
Sp	1.301	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.373	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	2.674	µm	*Altezza massima*
Sa	0.3137	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.4236	µm	*Profondità ridotta delle valli*

D2.12 Cryo_12

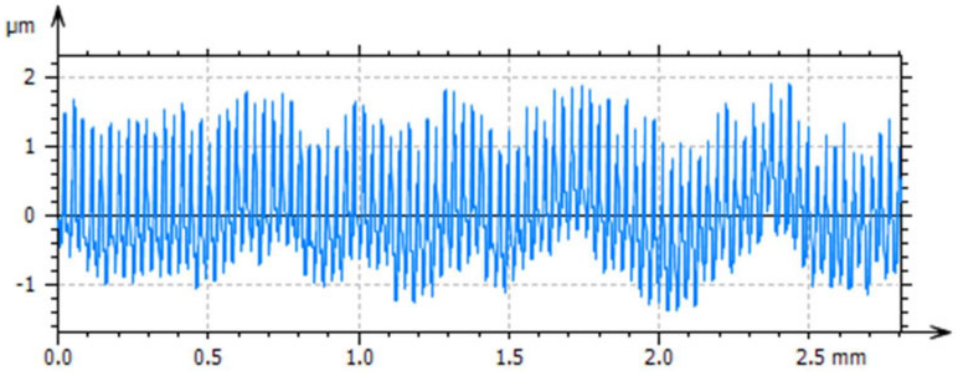
Acquisizione 3D della superficie del provino con rimozione dei valori outlier



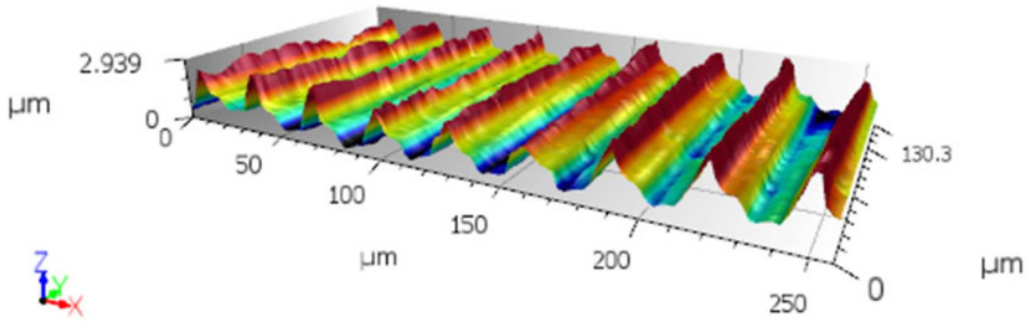
Rimozione della forma mediante polinomio



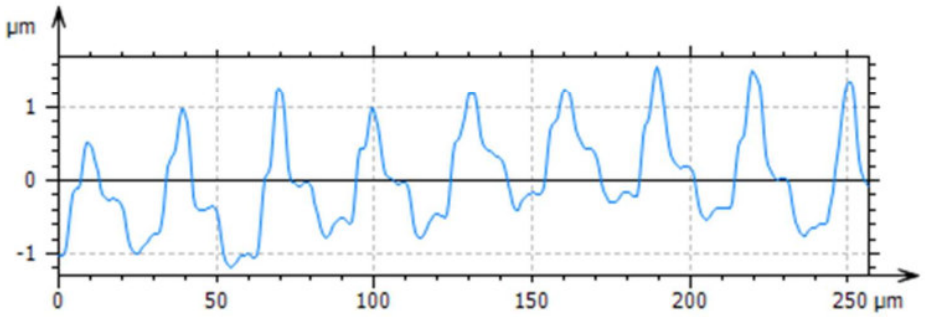
Area estratta rimuovendo gli effetti e gli oulier di bordo



Parametri	Valore	Unità
Lunghezza	2.805	mm



Dettaglio 3D della superficie



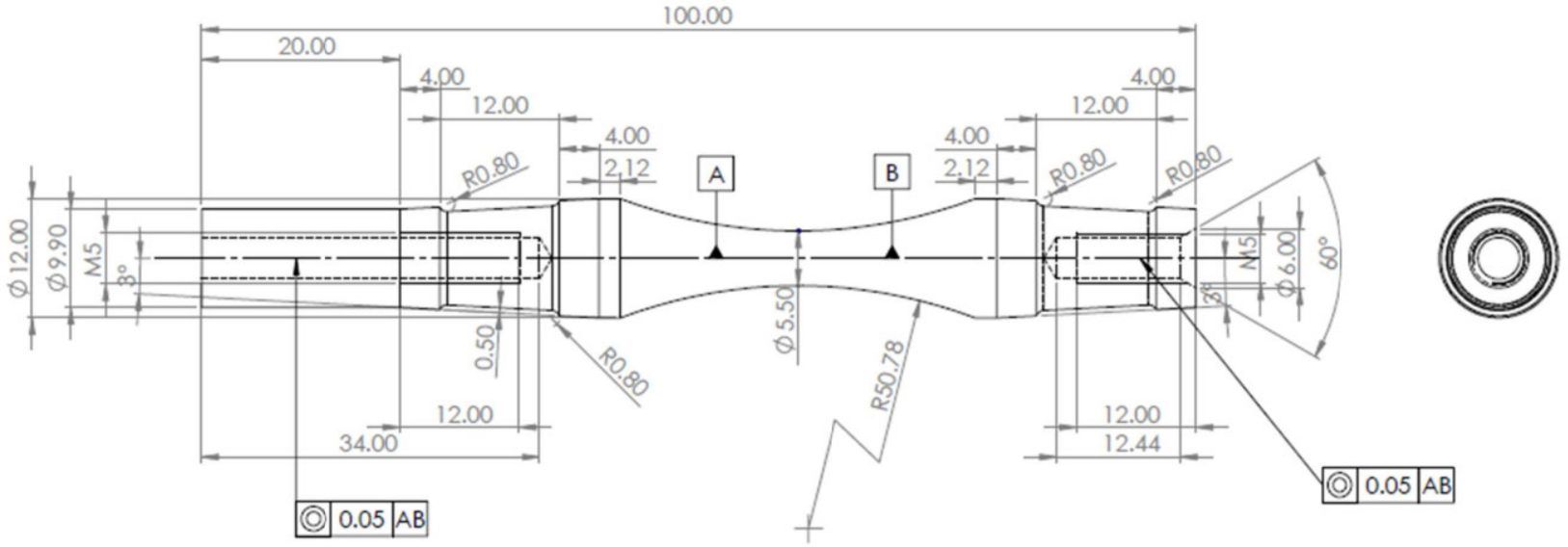
Dettaglio del profilo estratto

ISO 4287 - Rugosità (S-L)			
F: Nessuno			
Filtro S (λs): Gaussiano, 2.5 µm			
Filtro L (λc): Gaussiano, 0.08 mm			
Lunghezza di valutazione: Tutte le λc (3)			
Parametri di ampiezza			
Rp	1.740	µm	*Altezza massima dei picchi del profilo di rugosità*
Rv	1.169	µm	*Profondità massima delle valli del profilo di rugosità*
Rz	2.909	µm	*Altezza massima del profilo di rugosità*
Rt	3.023	µm	*Altezza totale del profilo di rugosità*
Ra	0.5897	µm	*Deviazione media aritmetica del profilo di rugosità*
Rq	0.7166	µm	*Valore medio quadratico (RMS) di deviazione del profilo di rugosità*
Rsk	0.6935		*Asimmetria del profilo di rugosità*
Rku	2.465		*Curtosi del profilo di rugosità*
Parametri di spaziatura			
RSm	0.03014	mm	*Larghezza media degli elementi del profilo di rugosità*

ISO 25178 - Superficie primaria			
Parametri di altezza			
Sq	0.7345	µm	*Valore medio quadratico dell'altezza*
Ssk	0.5931		*Asimmetria*
Sku	2.520		*Curtosi*
Sp	2.007	µm	*Altezza massima picco*
Sv	1.366	µm	*Altezza massima della buca*
Sz	3.373	µm	*Altezza massima*
Sa	0.6011	µm	*Altezza media aritmetica*
Parametri funzionali (superfici stratificate)			
Svk	0.3536	µm	*Profondità ridotta delle valli*

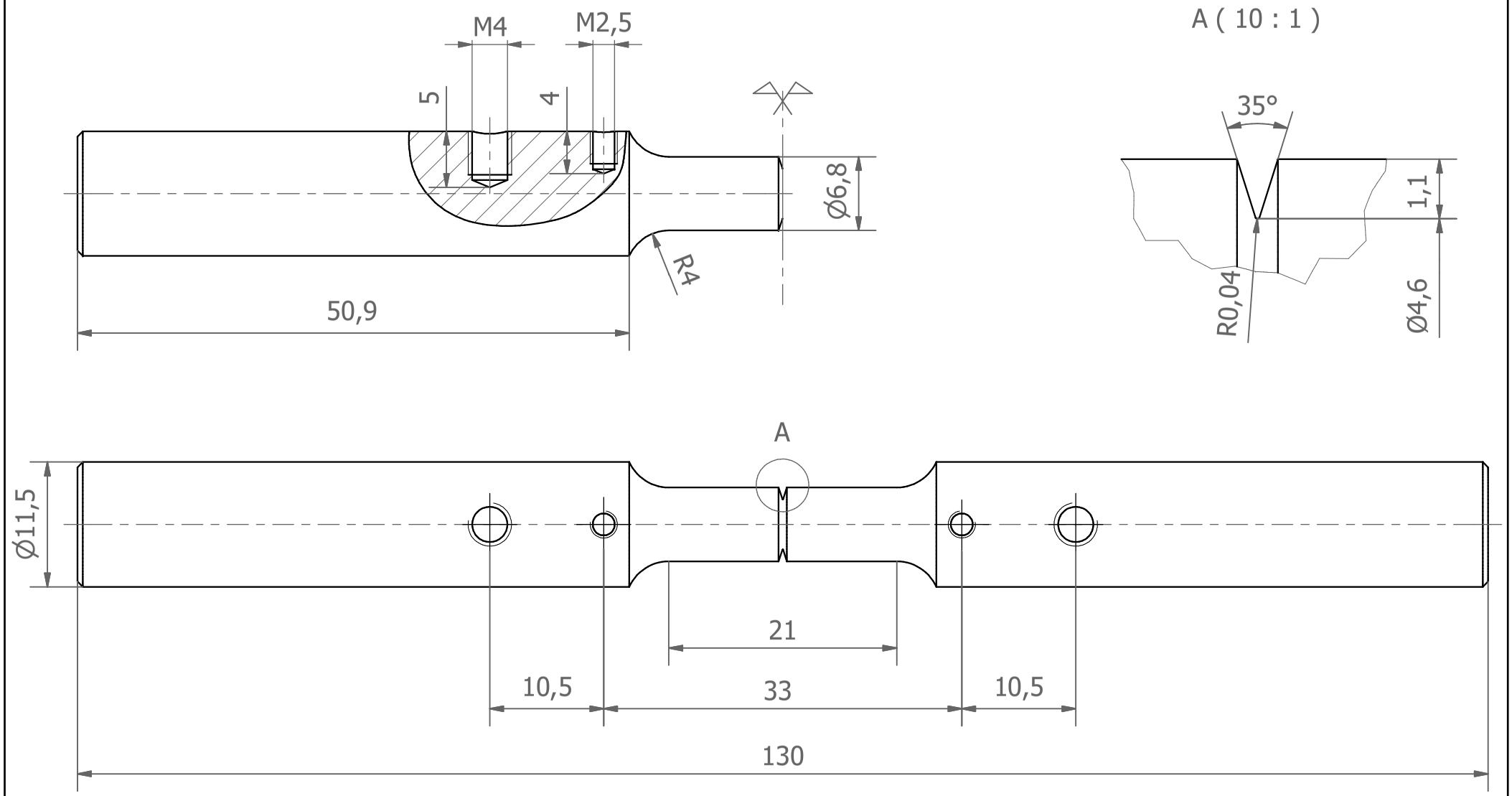
APPENDICE E

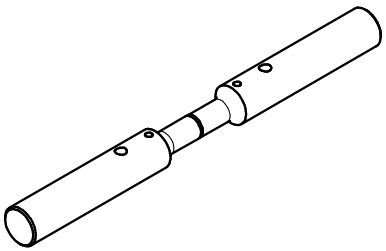
TAVOLE PROVINI



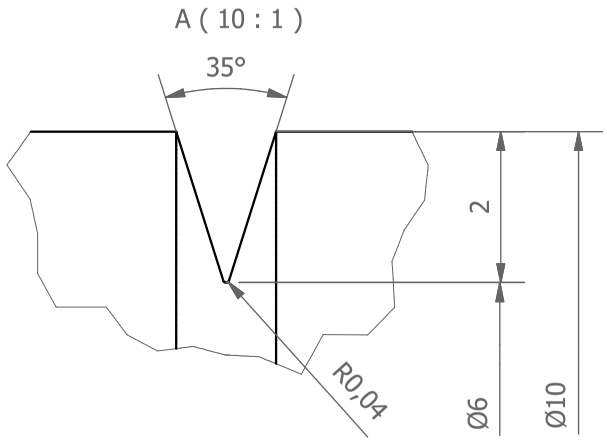
UNIPD - T04092019	FINITURA:	Smussi non quotati: 1X45°		SCALA: 2:1	N° PEZZI: 30
				Quote senza indicazione di tolleranza: Grado di precione fine ISO 2768 - FH	
	NOME	FIRMA	DATA	TITOLO: Lavorazione provino prove a flessione rotante	
DISEG.					
VERIF.					
Università degli Studi di Padova Dip. Ing. Industriale Via Venezia, 1, 35135 Padova			MATERIALE: Ti6Al4	N. DISEGNO: 1	A3

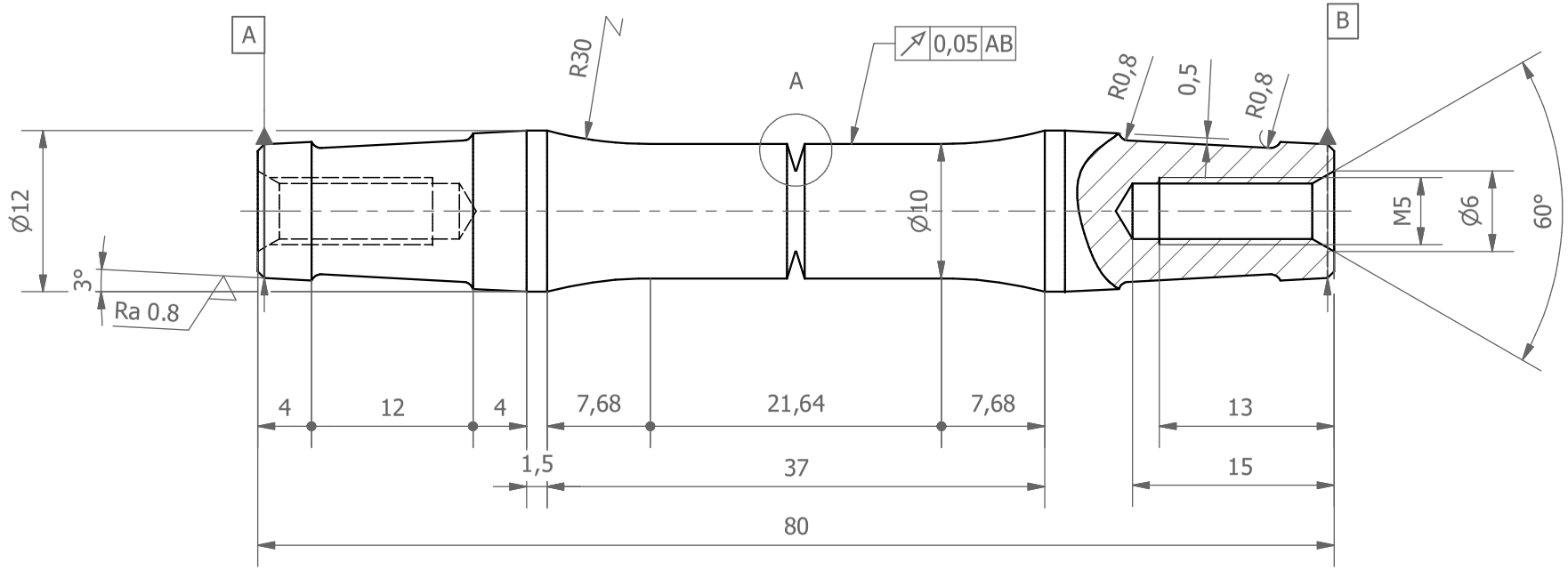
SOLIDWORKS Educational Product. Solo per uso didattico.

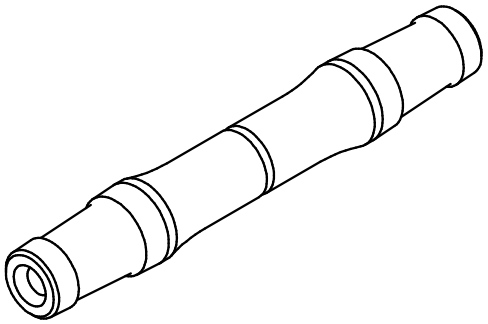




UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA		
PROGETTO: Provino assiale V-notch Mini Bonix/ Schenck	SCALA: 2:1 TAVOLA: 1/1	
GRADO DI PRECISIONE: fine ISO 2768 fH	DATA: 15/03/2022	
MATERIALE: Ti 6Al 4V	n° PEZZI: 6	
SMUSSI NON QUOTATI: 0.5x45°	U.MISURA: mm	
DISEGNATORE: Andera Stramare 1210417	REV.:01/AC-AS	







UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA		
PROGETTO: Provini flessione rotante V-notch	SCALA: 2:1 TAVOLA: 1/1	
GRADO DI PRECISIONE: fine ISO 2768 fH	DATA: 03/03/2022	
MATERIALE: Ti 6Al 4V	n° PEZZI: 6	
SMUSSI NON QUOTATI: 0.5x45°	U.MISURA: mm	
DISEGNATORE: Andrea Stramare 1210417	REV.:01_AC-AS	

APPENDICE F

SCHEDE PROVINI

L’elenco delle schede provino per la serie Flood è riportato in tabella F.1

Scheda provino	Provino
1	Flood_01
2	Flood_02
3	Flood_03
4	Flood_04
5	Flood_05
6	Flood_06
7	Flood_07
8	Flood_08
9	Flood_09
10	Flood_10
11	Flood_11
12	Flood_12

Tabella F.1: Elenco delle schede provino della serie Flood

L’elenco delle schede provino per la serie Cryo è riportato in tabella F.2

Scheda provino	Provino
13	Cryo_01
14	Cryo_02
15	Cryo_03
16	Cryo_05
17	Cryo_06
18	Cryo_07
19	Cryo_09
20	Cryo_10
21	Cryo_12
22	Cryo_13
23	Cryo_14

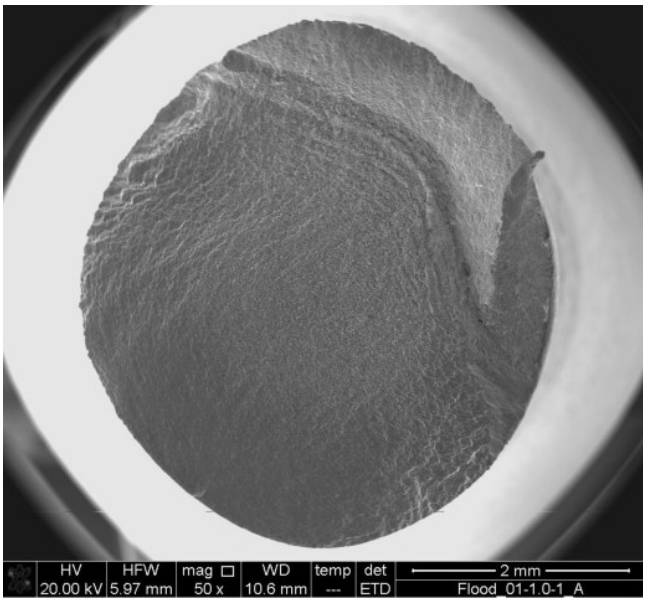
Tabella F.2: Elenco delle schede provino della serie Cryo

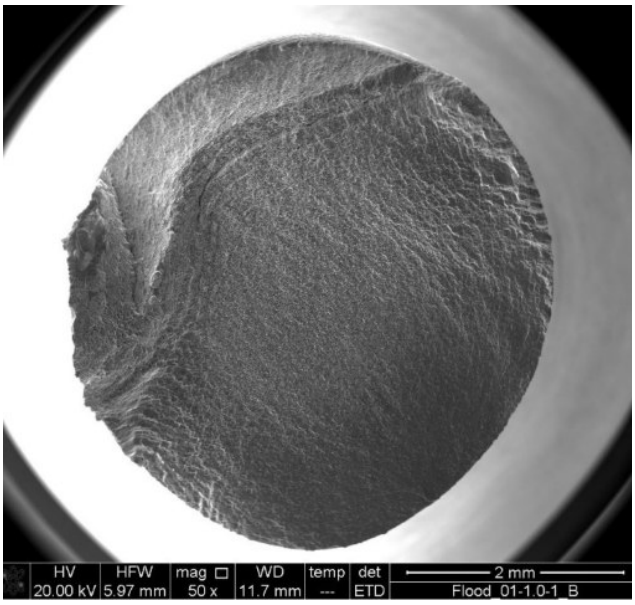
Specimen:	FLOOD_01-1.0-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	31/01/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

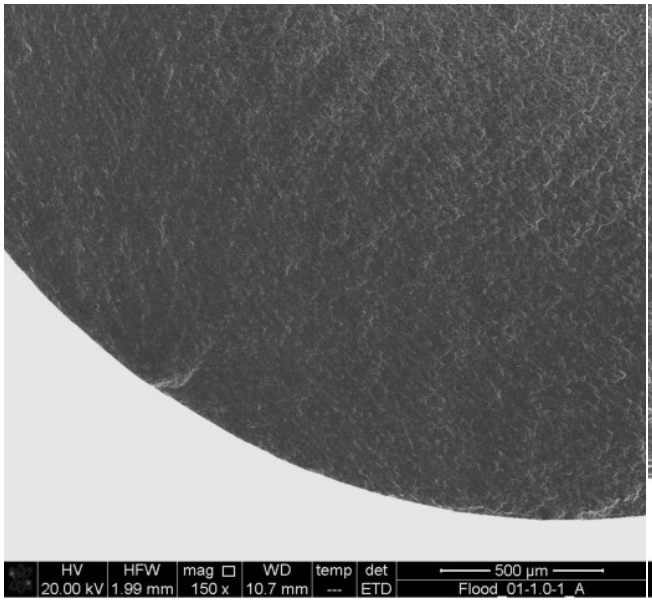
Diameter d_n [mm] =	4.64	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	8334	σ_{max} [MPa] =	849.8
M_{min} [Nmm] =	-8334	σ_{min} [MPa] =	-849.8
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	849.8	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	33800	Machine n°:	1

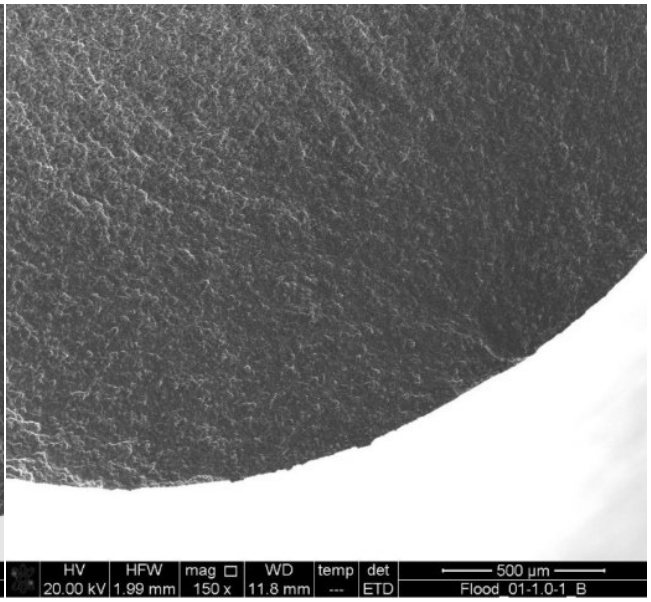
Damage

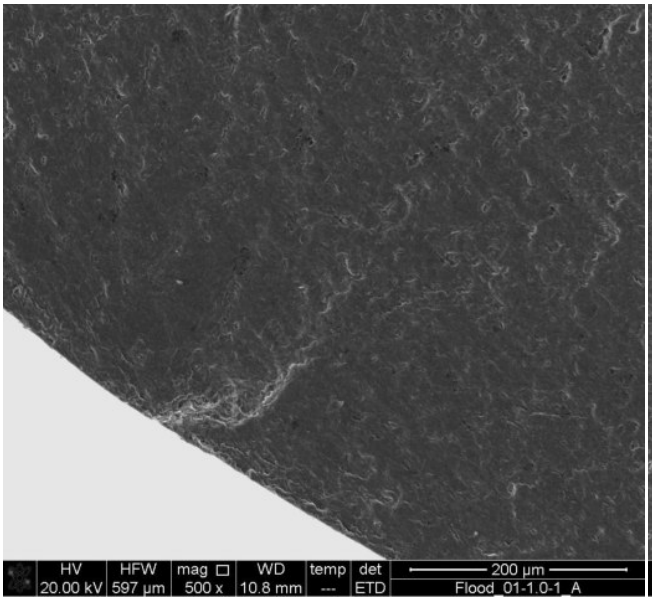


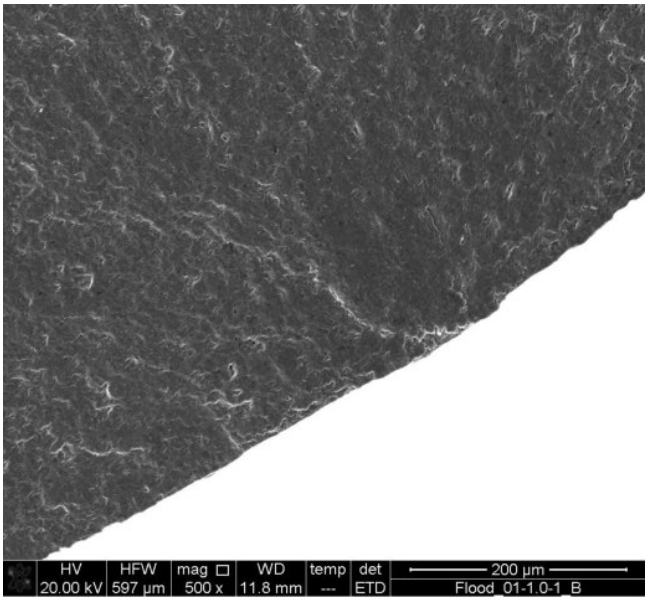


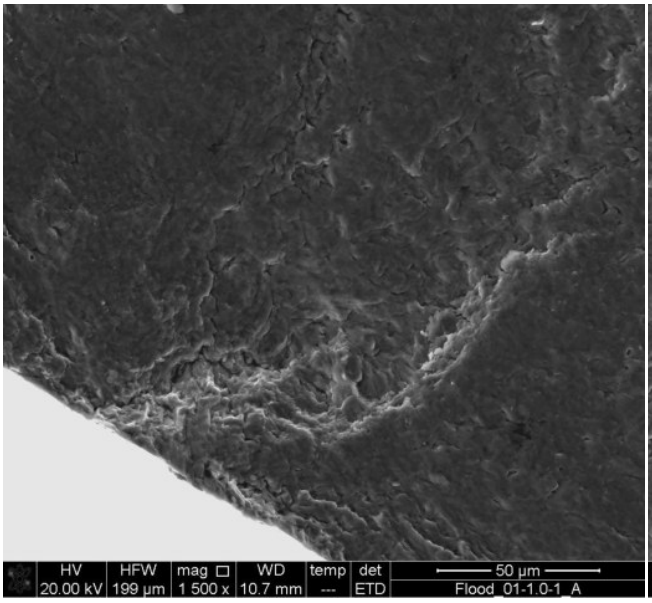
OSSERVAZIONI:

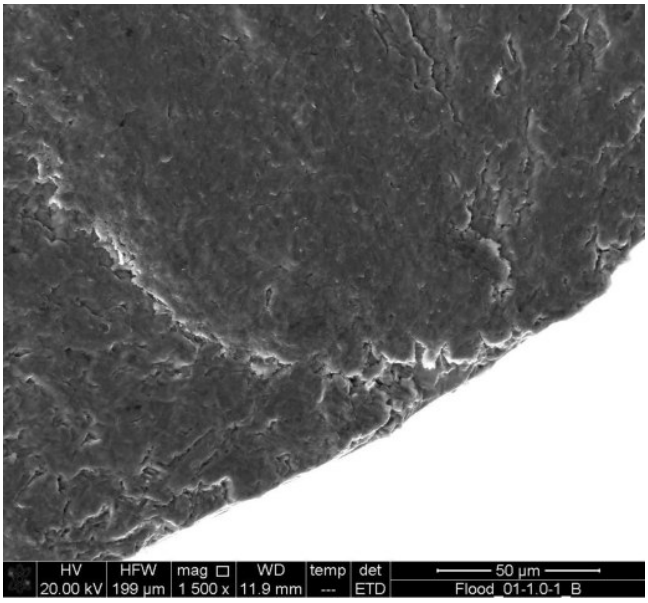

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
10.7 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_01-1.0-1_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
11.8 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_01-1.0-1_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
10.8 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_01-1.0-1_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
11.8 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_01-1.0-1_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
10.7 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_01-1.0-1_A

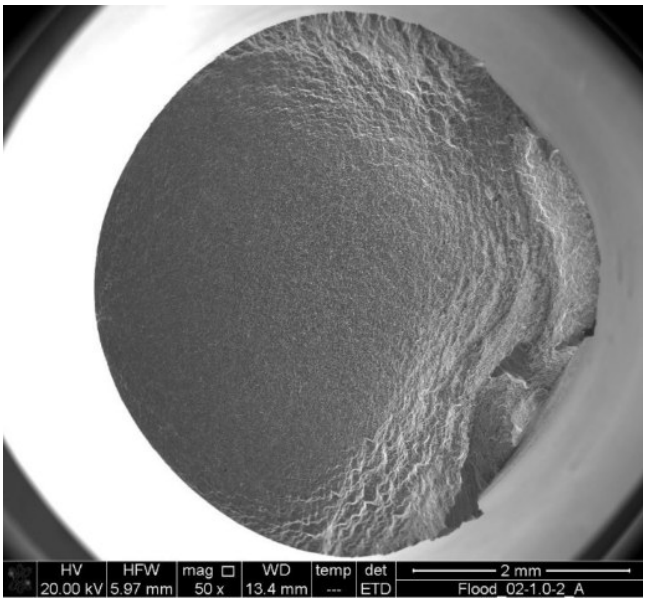

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
11.9 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_01-1.0-1_B

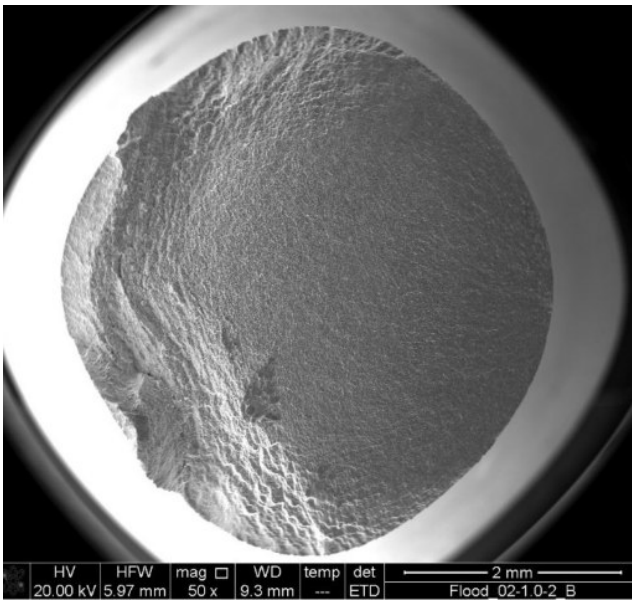
Specimen:	FLOOD_02-1.0-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	20/12/2021	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

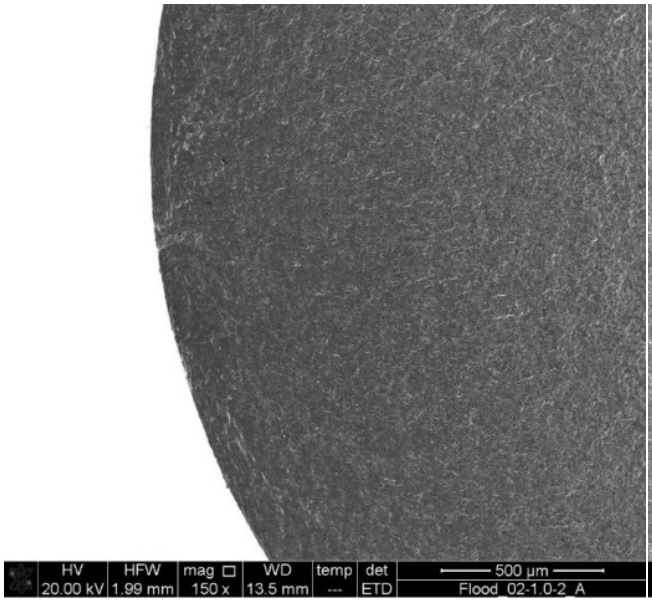
Diameter d_n [mm] =	4.63	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6833	σ_{max} [MPa] =	701.2
M_{min} [Nmm] =	-6833	σ_{min} [MPa] =	-701.2
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	701.2	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	791500	Machine n°:	1

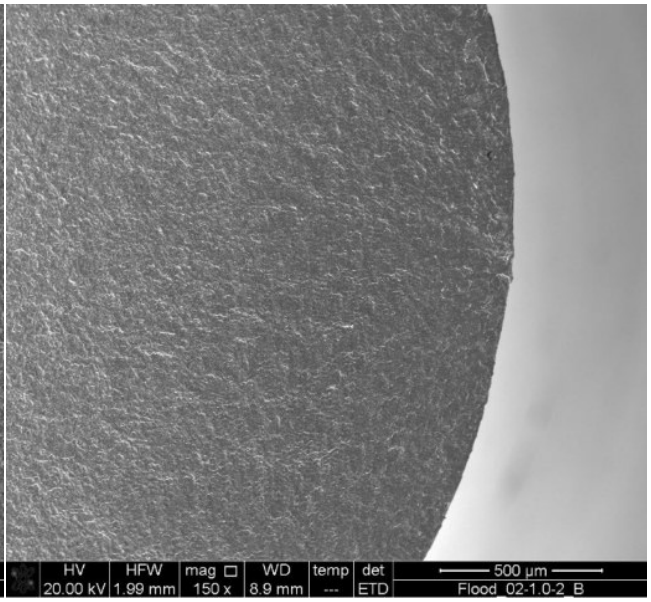
Damage

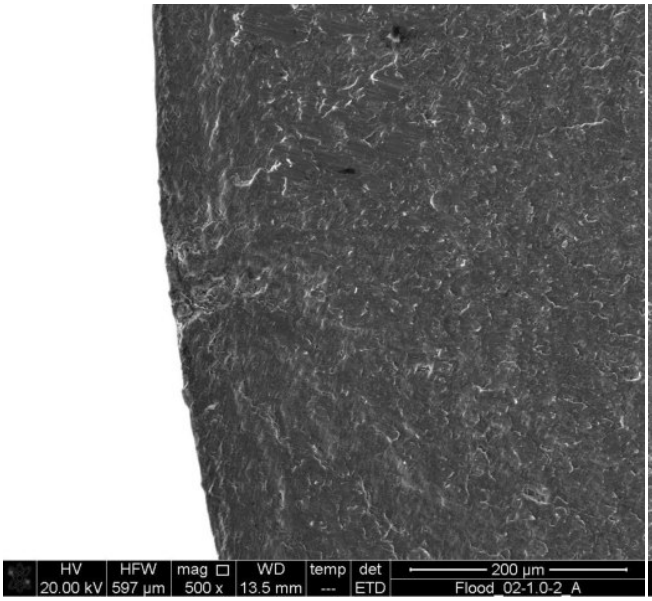


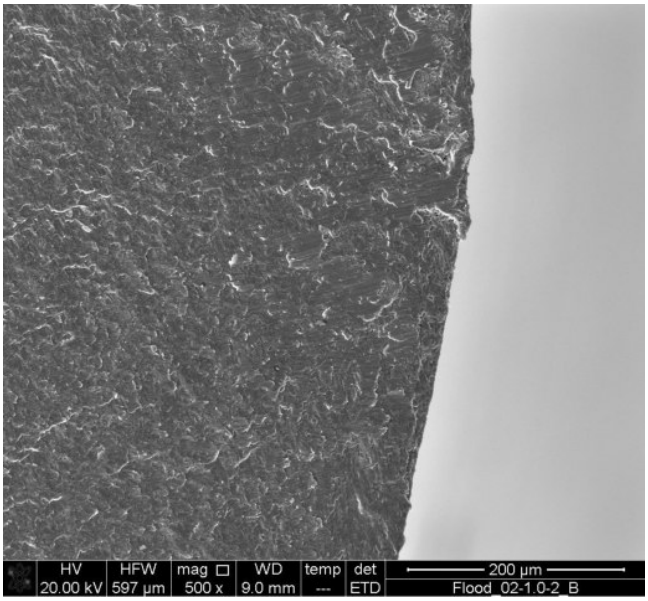


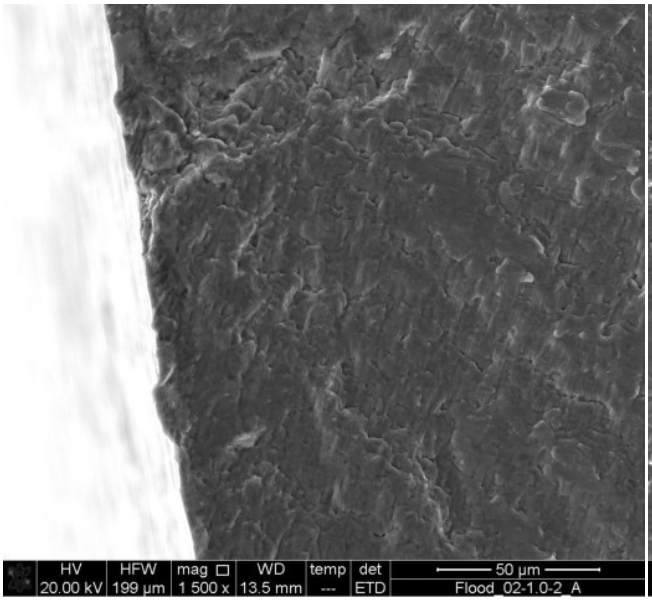
OSSERVAZIONI:

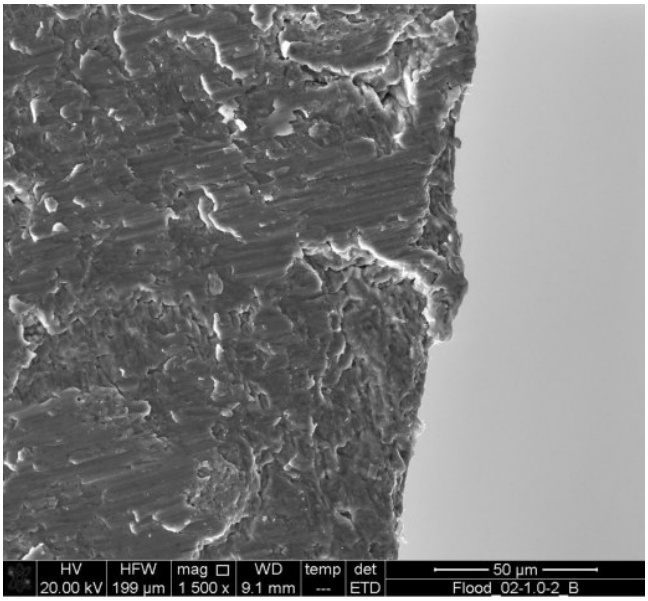

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
13.5 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_02-1.0-2_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
8.9 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_02-1.0-2_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
13.5 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_02-1.0-2_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
9.0 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_02-1.0-2_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
13.5 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_02-1.0-2_A

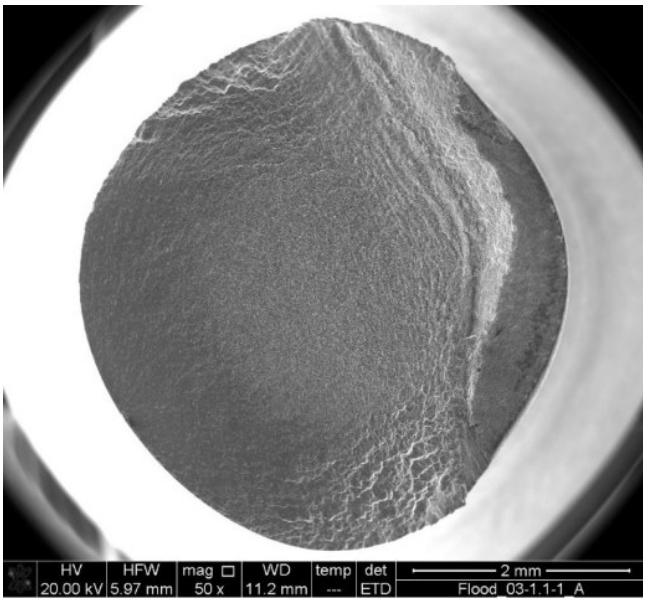

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
9.1 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_02-1.0-2_B

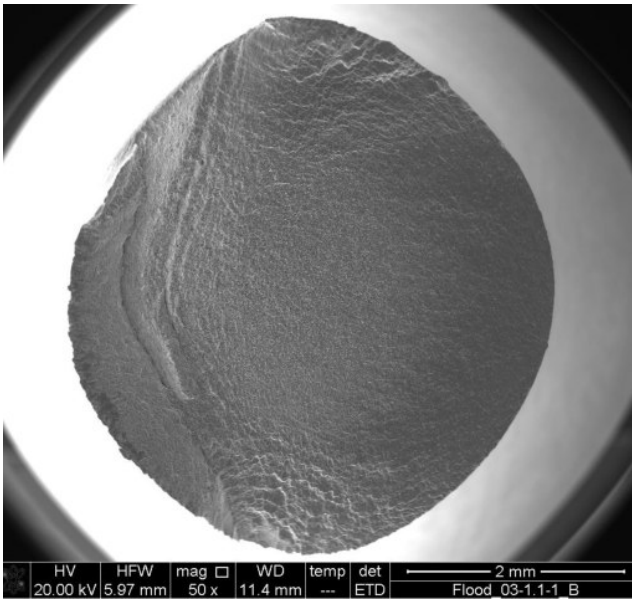
Specimen:	FLOOD_03-1.1-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	18/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

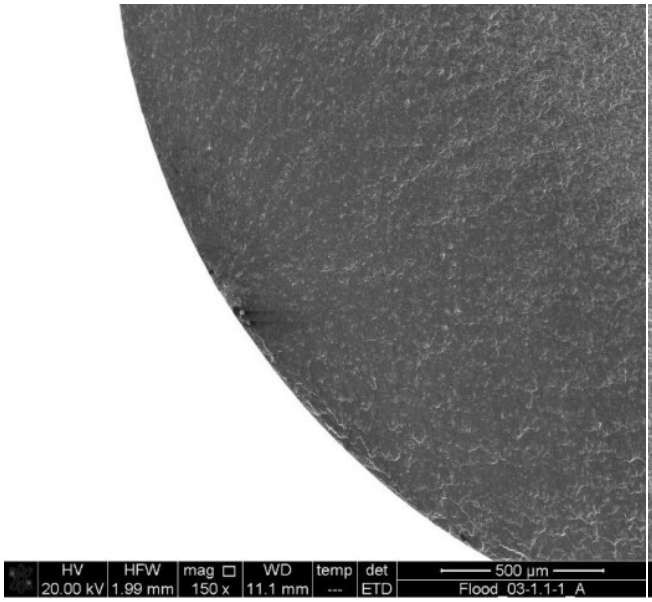
Diameter d_n [mm] =	4.63	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7549	σ_{max} [MPa] =	774.7
M_{min} [Nmm] =	-7549	σ_{min} [MPa] =	-774.7
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	774.7	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	231200	Machine n°:	1

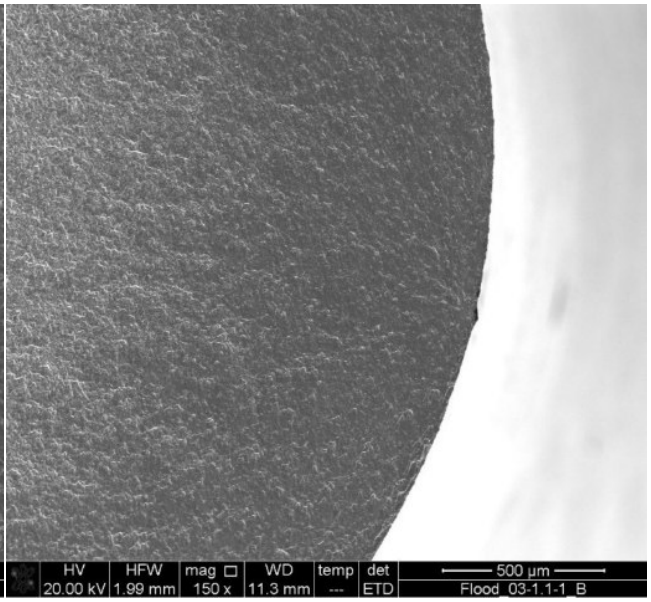
Damage

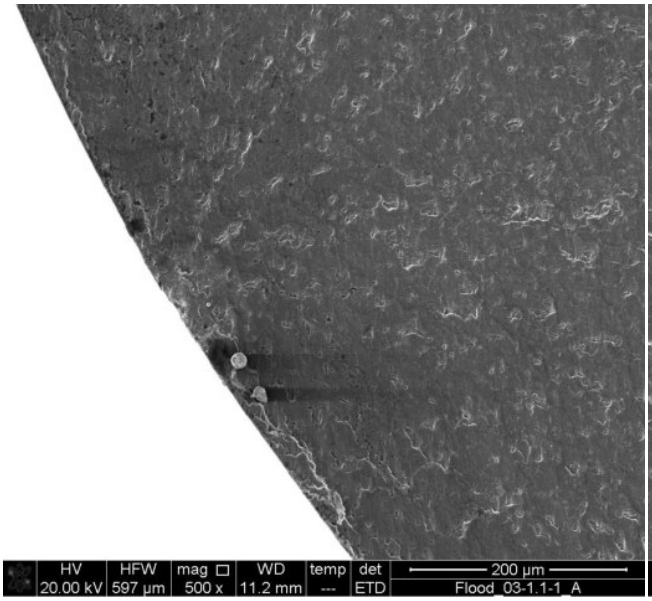


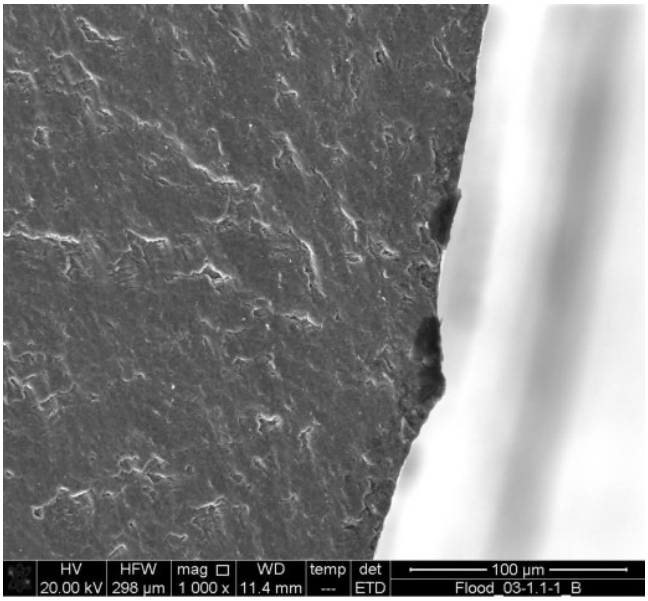


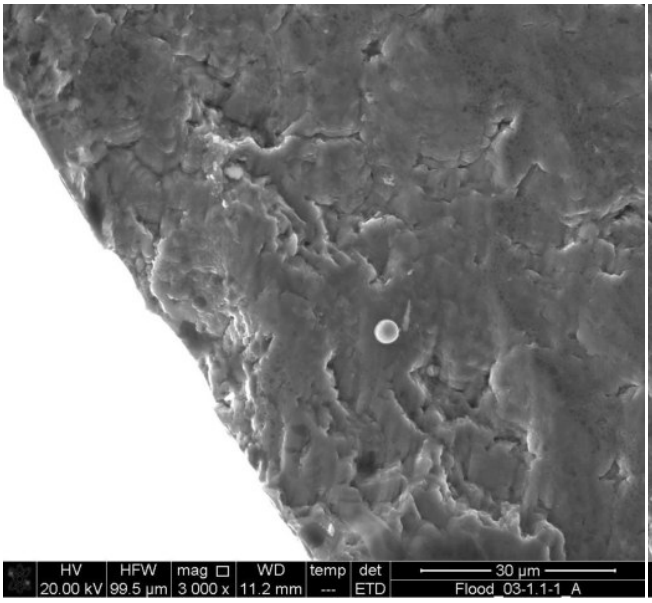
OSSERVAZIONI:

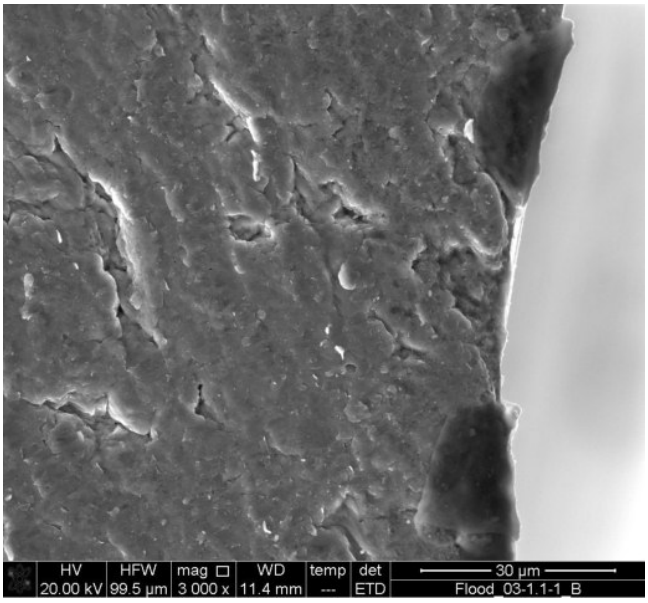

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
11.1 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_03-1.1-1_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
11.3 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_03-1.1-1_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
11.2 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_03-1.1-1_A


HV
20.00 kV
HFW
298 µm
mag
1 000 x
WD
11.4 mm
temp
---
det
ETD
100 µm
Flood_03-1.1-1_B


HV
20.00 kV
HFW
99.5 µm
mag
3 000 x
WD
11.2 mm
temp
---
det
ETD
30 µm
Flood_03-1.1-1_A

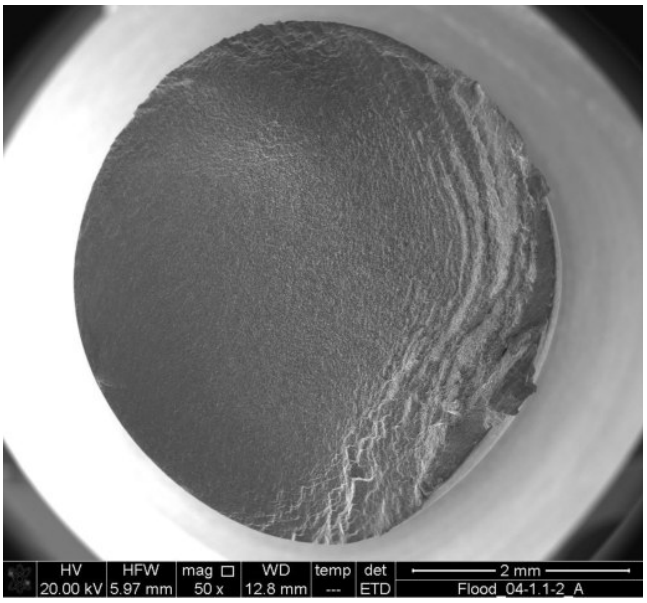

HV
20.00 kV
HFW
99.5 µm
mag
3 000 x
WD
11.4 mm
temp
---
det
ETD
30 µm
Flood_03-1.1-1_B

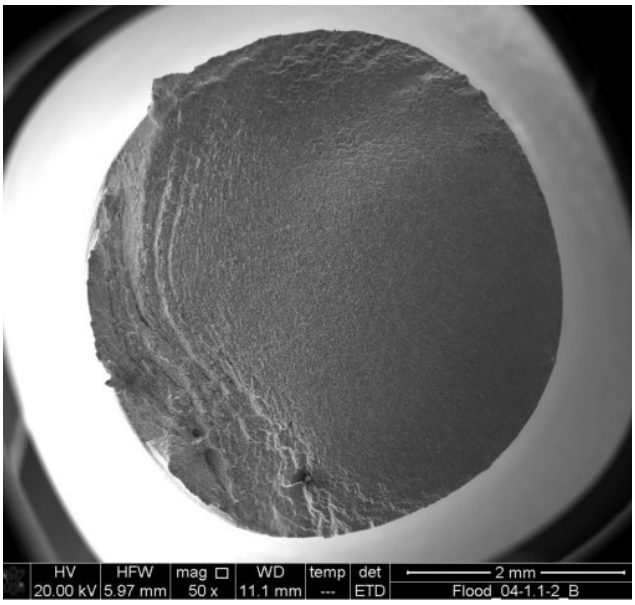
Specimen:	FLOOD_04-1.1-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	21/12/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

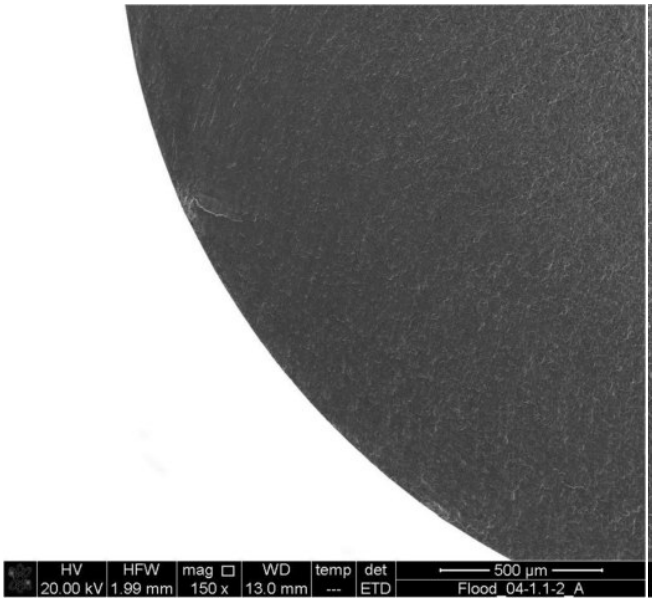
Diameter d_n [mm] =	4.63	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7796	σ_{max} [MPa] =	800.0
M_{min} [Nmm] =	-7796	σ_{min} [MPa] =	-800.0
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	800.0	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	81500	Machine n°:	2

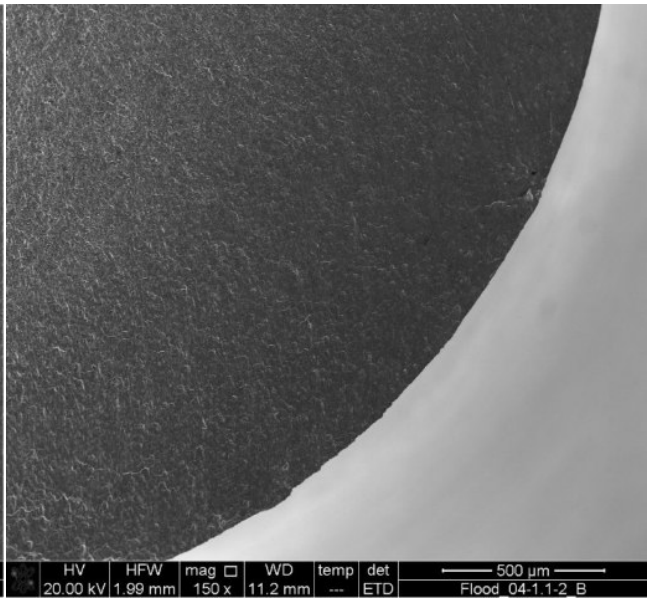
Damage

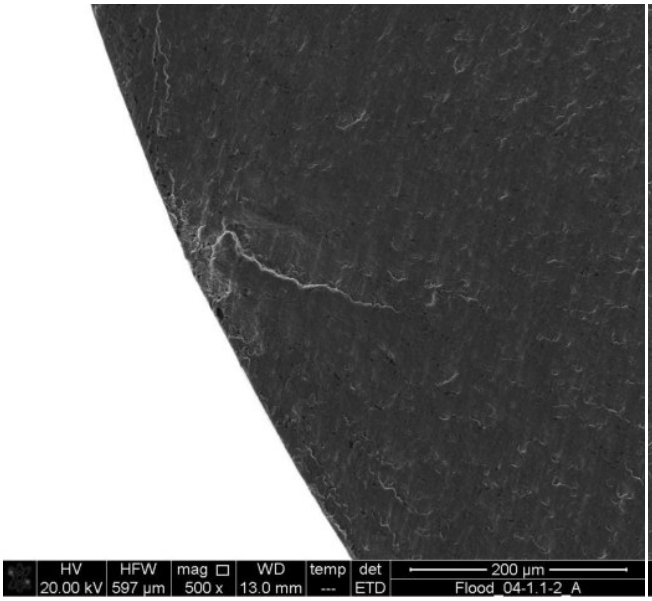


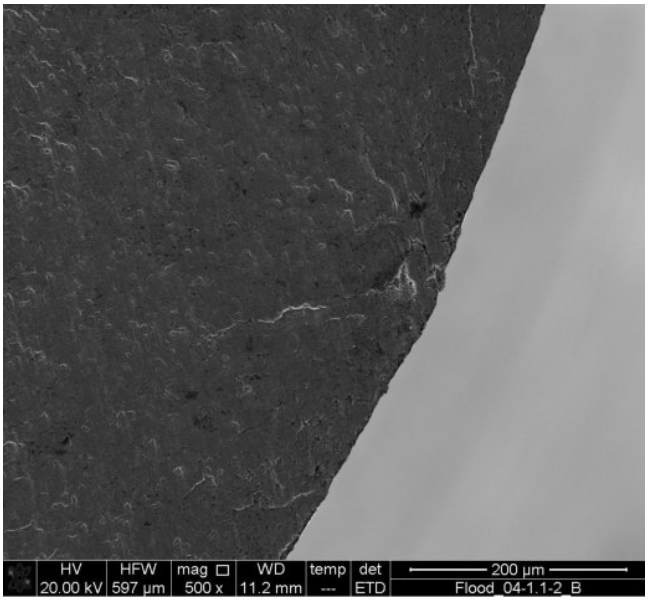


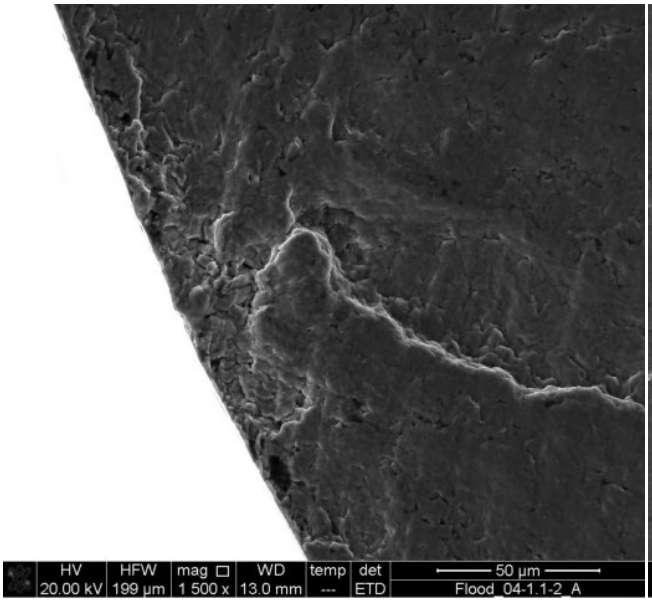
OSSERVAZIONI:

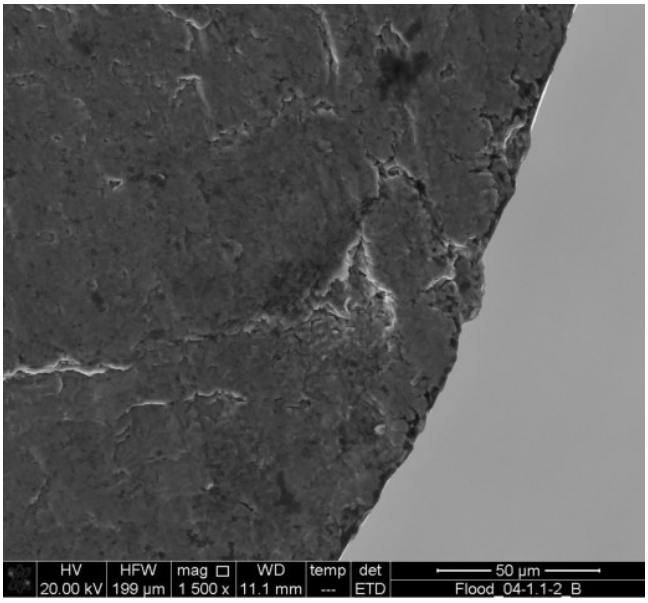

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
13.0 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_04-1.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
11.2 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_04-1.1-2_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
13.0 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_04-1.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
11.2 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_04-1.1-2_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
13.0 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_04-1.1-2_A

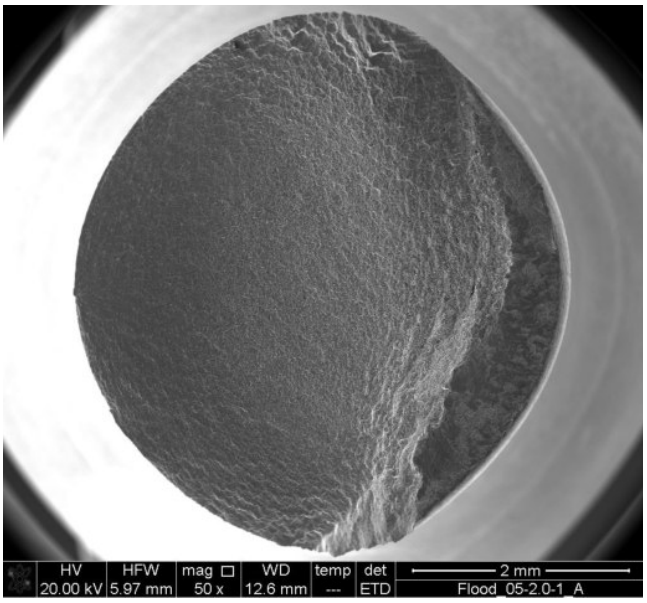

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
11.1 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_04-1.1-2_B

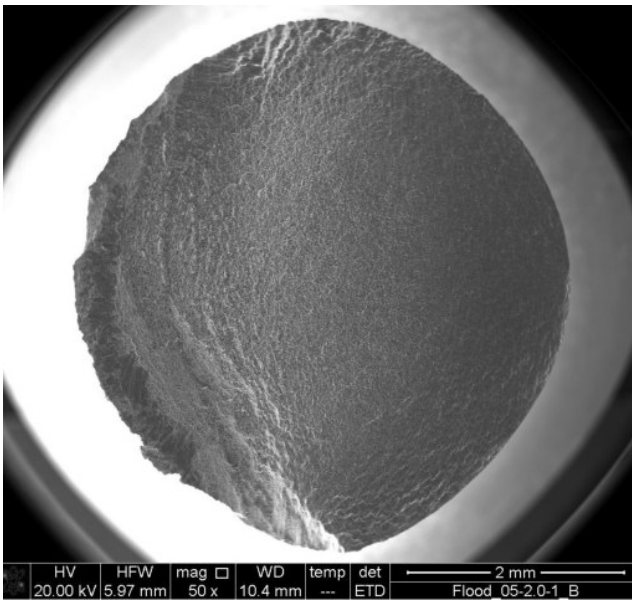
Specimen:	FLOOD_05-2.0-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	31/01/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

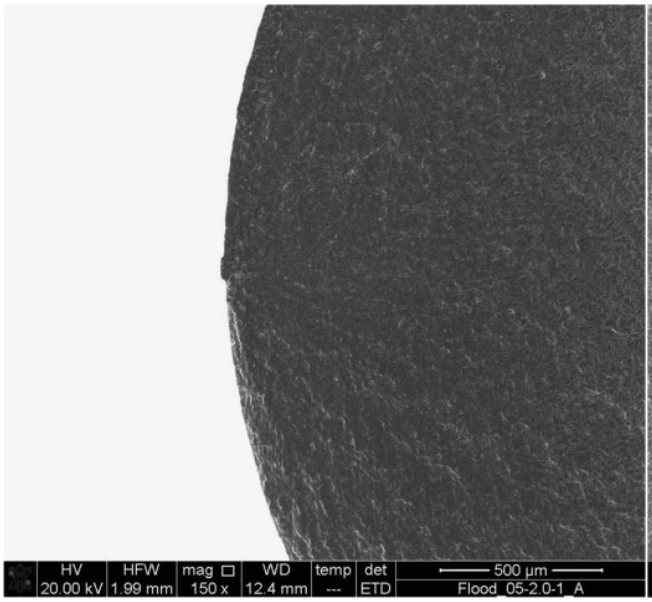
Diameter d_n [mm] =	4.62	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7744	σ_{max} [MPa] =	799.9
M_{min} [Nmm] =	-7744	σ_{min} [MPa] =	-799.9
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	799.9	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	33800	Machine n°:	1

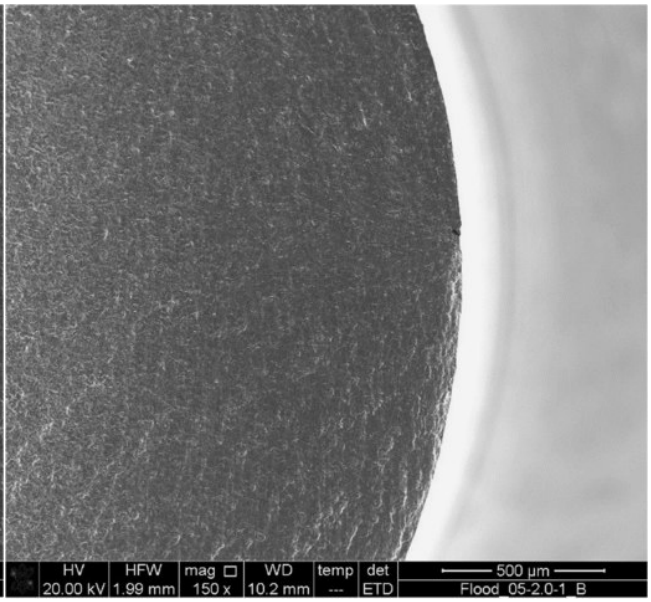
Damage

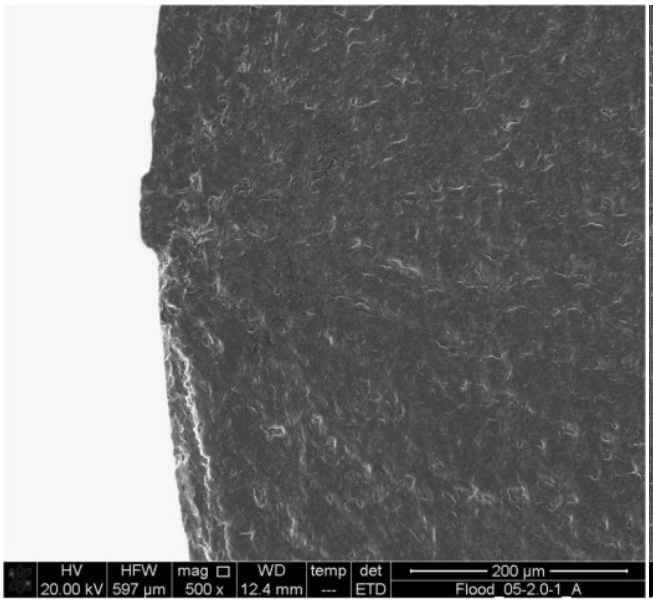


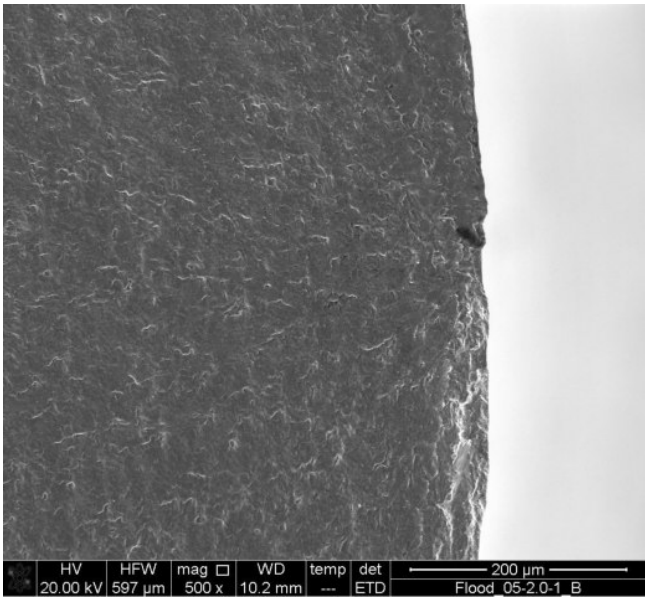


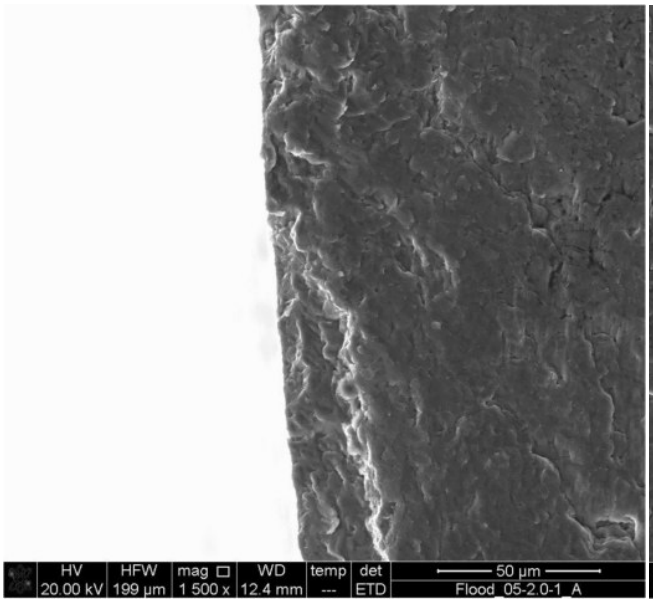
OSSERVAZIONI:

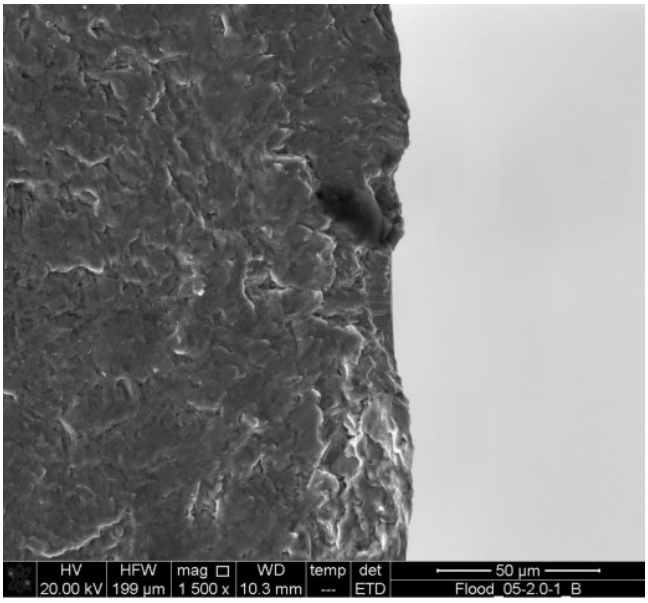

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
12.4 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_05-2.0-1_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
10.2 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_05-2.0-1_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
12.4 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_05-2.0-1_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
10.2 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_05-2.0-1_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
12.4 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_05-2.0-1_A

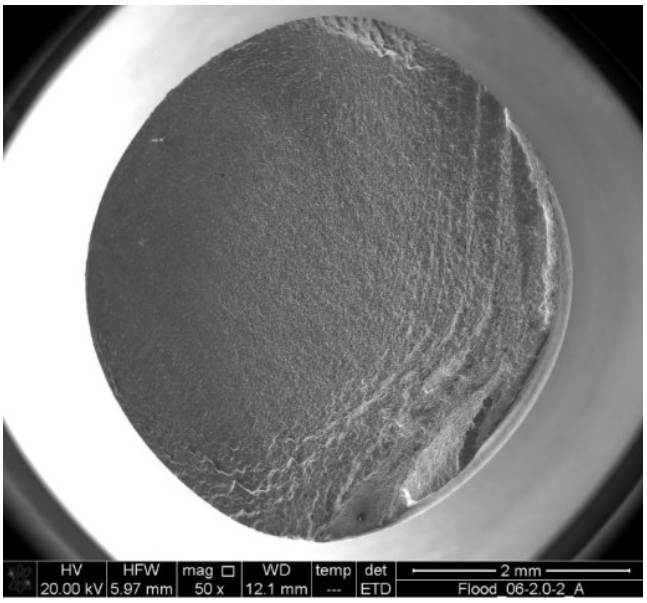

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
10.3 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_05-2.0-1_B

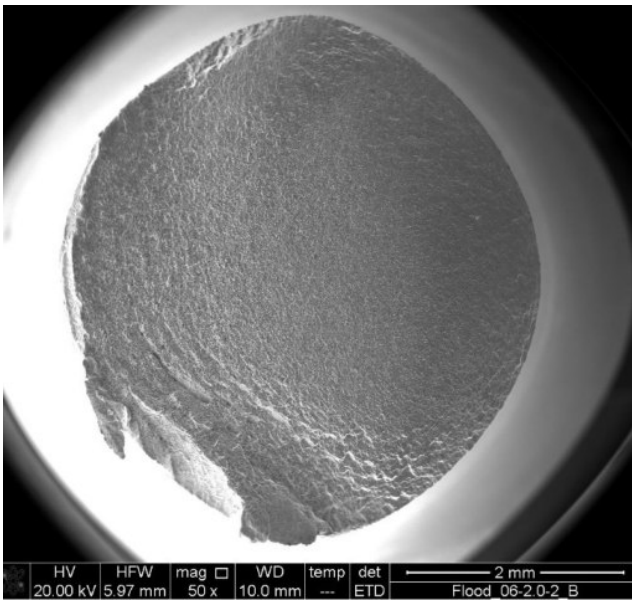
Specimen:	FLOOD_06-2.0-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	10/01/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

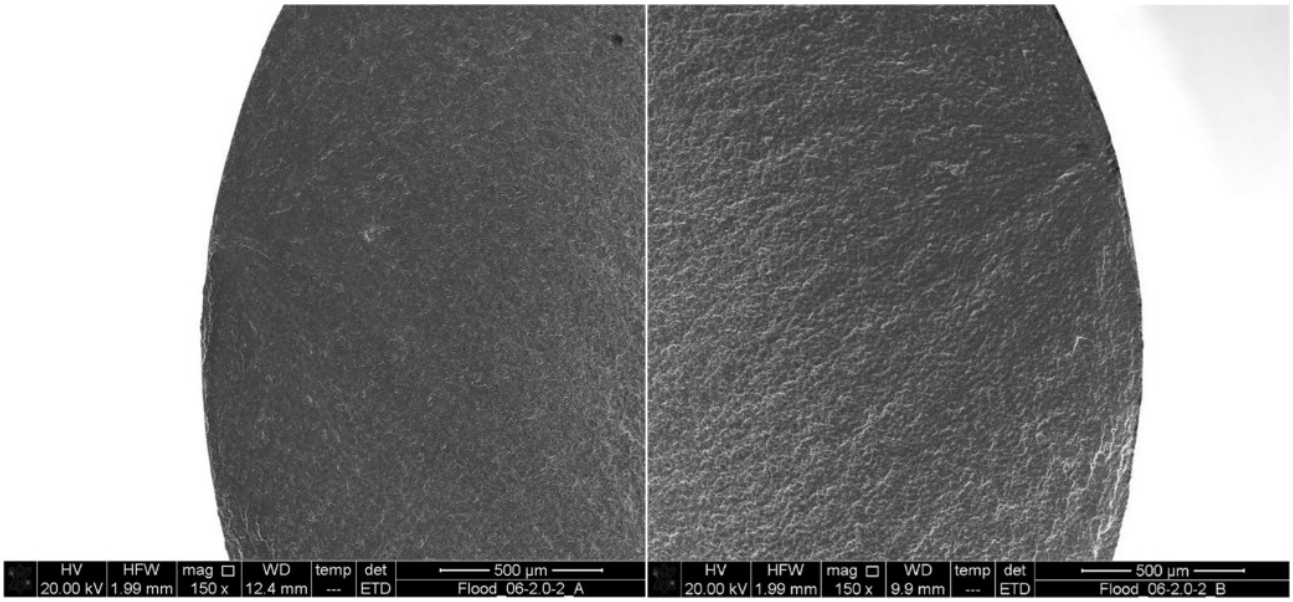
Diameter d_n [mm] =	4.62	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	8233	σ_{max} [MPa] =	850.4
M_{min} [Nmm] =	-8233	σ_{min} [MPa] =	-850.4
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	850.4	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	61400	Machine n°:	3

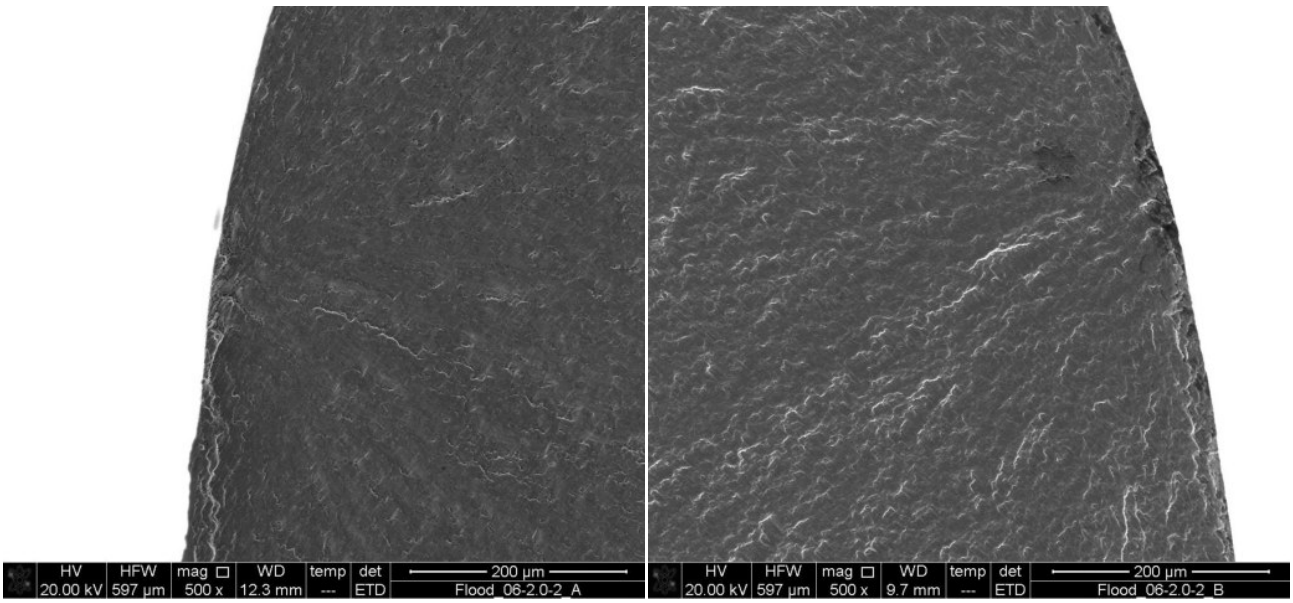
Damage

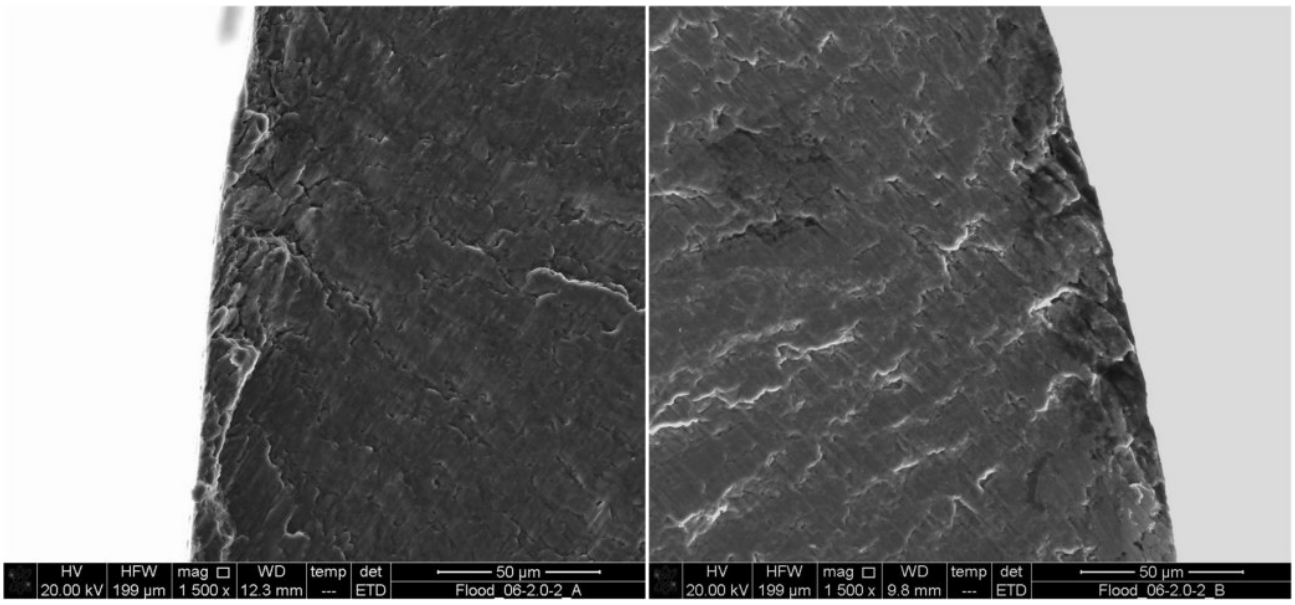




OSSERVAZIONI:


HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 12.4 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Flood_06-2.0-2_A
HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 9.9 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Flood_06-2.0-2_B


HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 12.3 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Flood_06-2.0-2_A
HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 9.7 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Flood_06-2.0-2_B

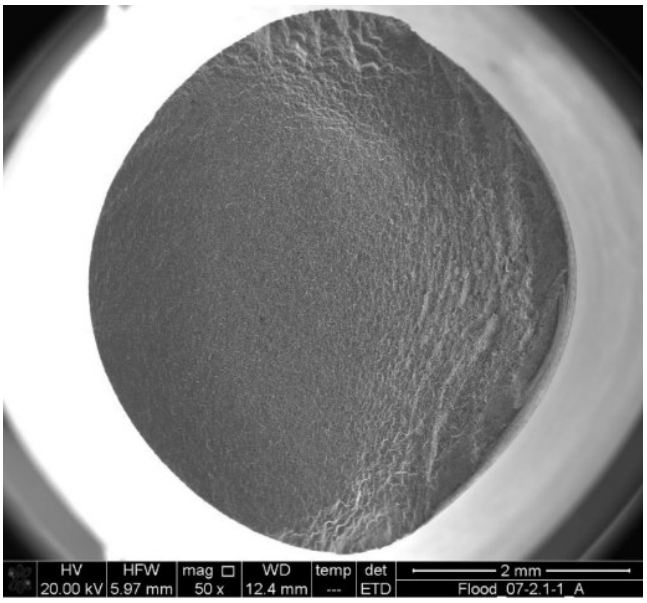

HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 12.3 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Flood_06-2.0-2_A
HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 9.8 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Flood_06-2.0-2_B

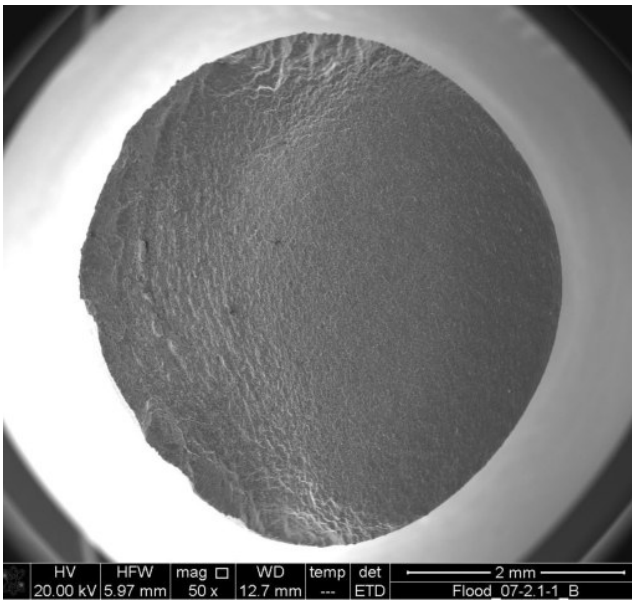
Specimen:	FLOOD_07-2.1-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	27/01/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

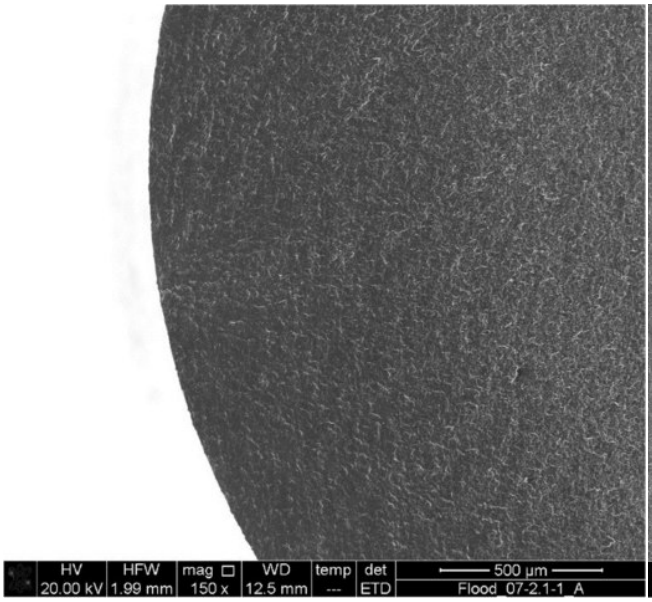
Diameter d_n [mm] =	4.63	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7300	σ_{max} [MPa] =	749.2
M_{min} [Nmm] =	-7300	σ_{min} [MPa] =	-749.2
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	749.2	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	775900	Machine n°:	3

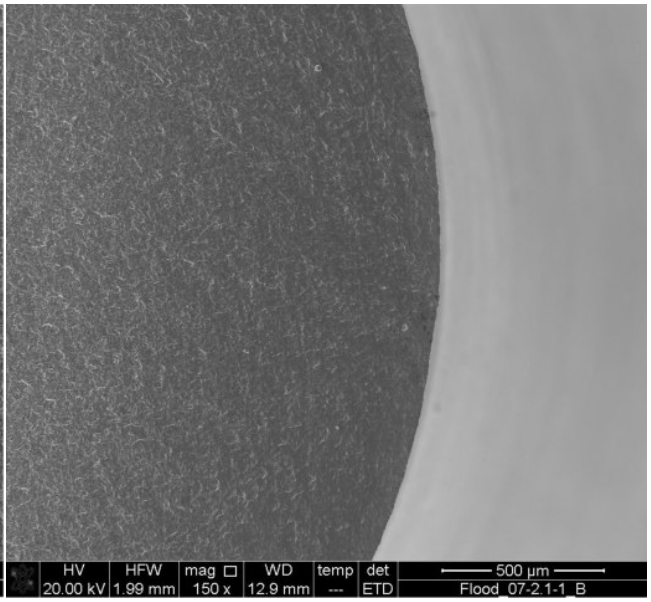
Damage

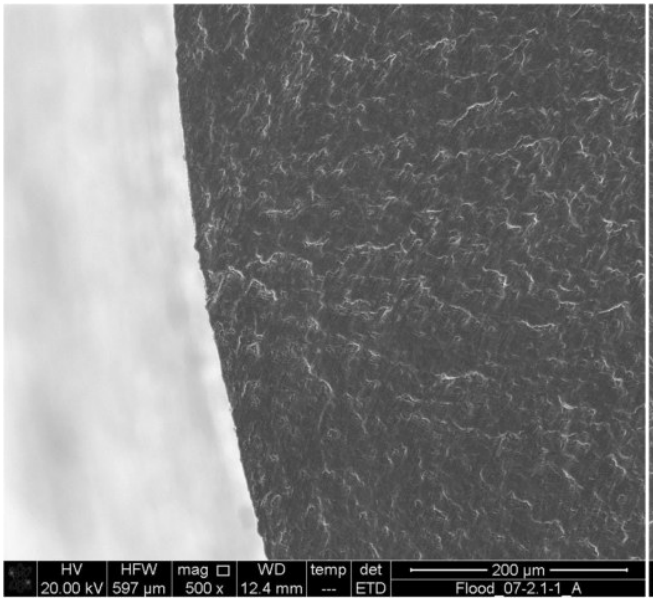


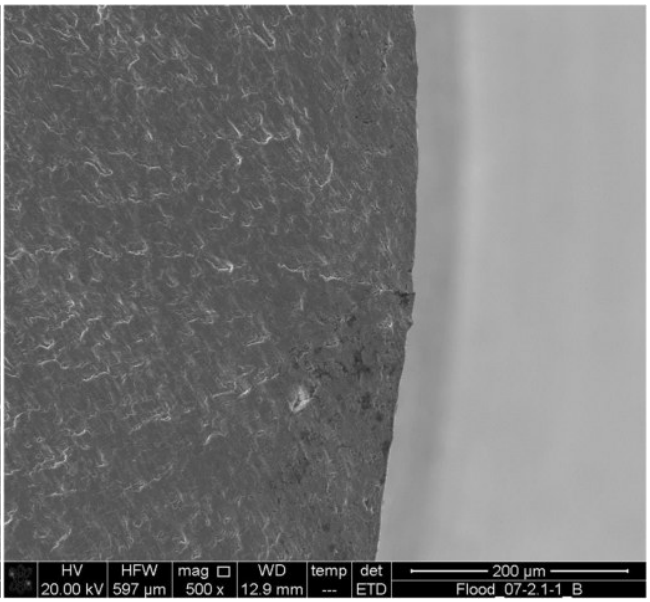


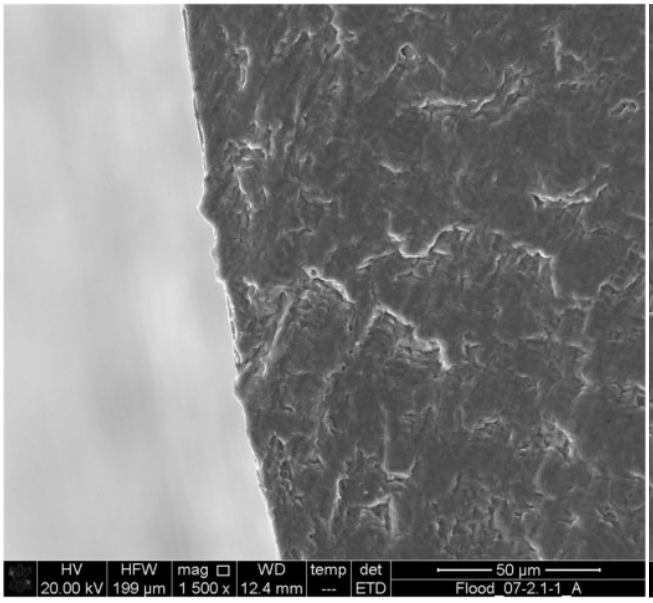
OSSERVAZIONI:

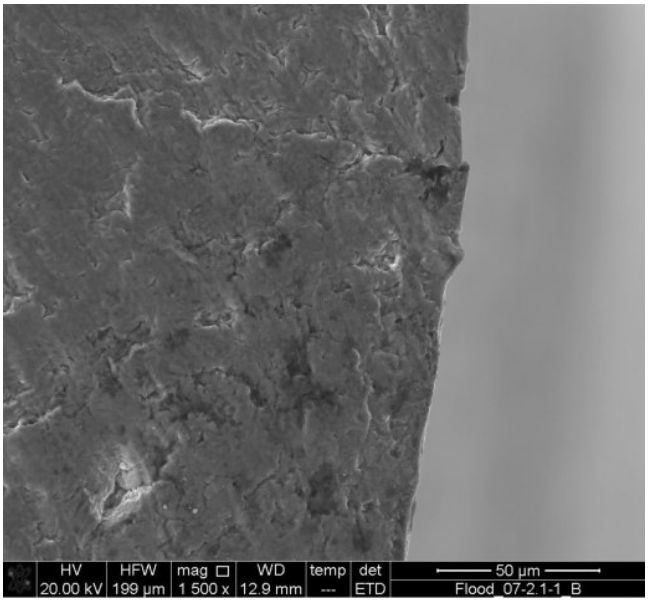

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
12.5 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_07-2.1-1_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
12.9 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_07-2.1-1_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
12.4 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_07-2.1-1_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
12.9 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_07-2.1-1_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
12.4 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_07-2.1-1_A

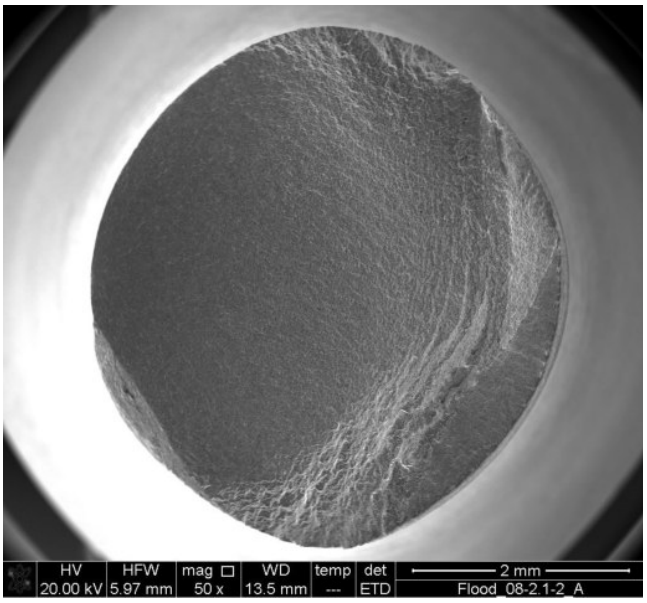

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
12.9 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_07-2.1-1_B

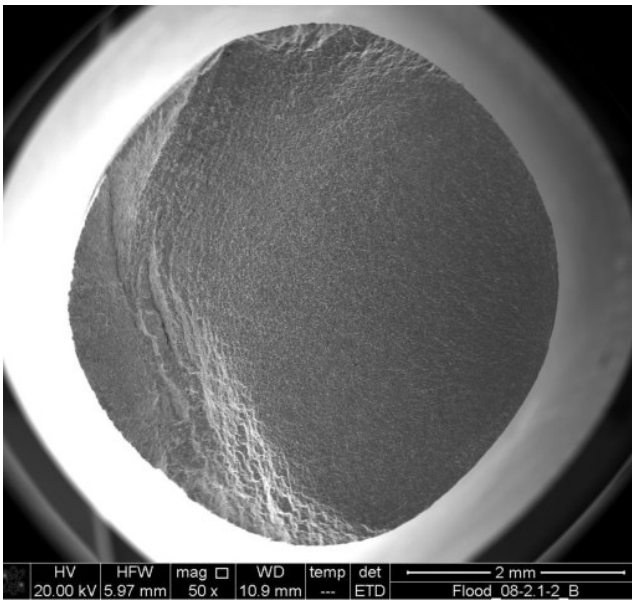
Specimen:	FLOOD_08-2.1-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	27/01/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

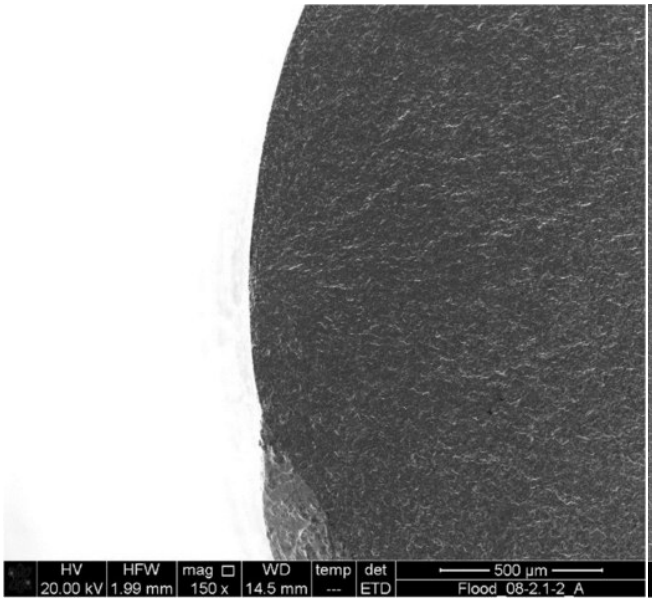
Diameter d_n [mm] =	4.62	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7020	σ_{max} [MPa] =	725.1
M_{min} [Nmm] =	-7020	σ_{min} [MPa] =	-725.1
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	725.1	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	298300	Machine n°:	3

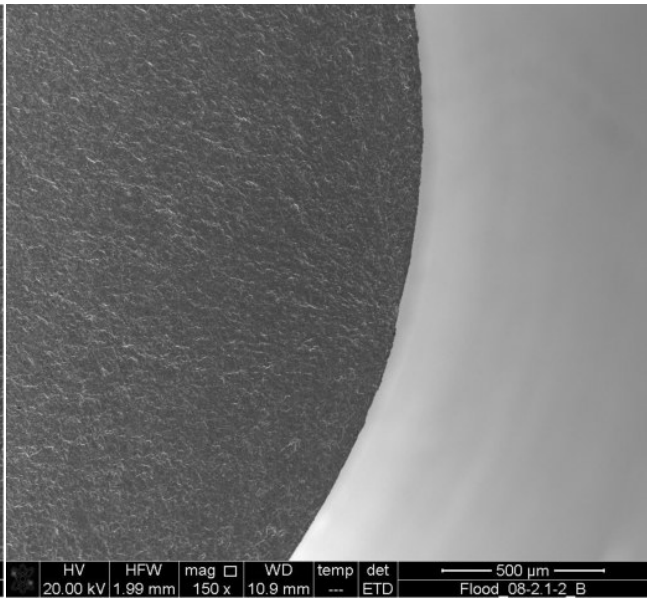
Damage

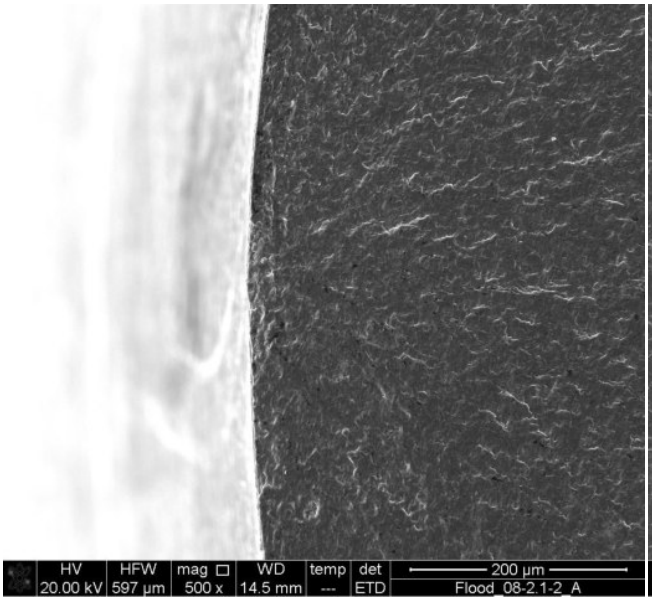


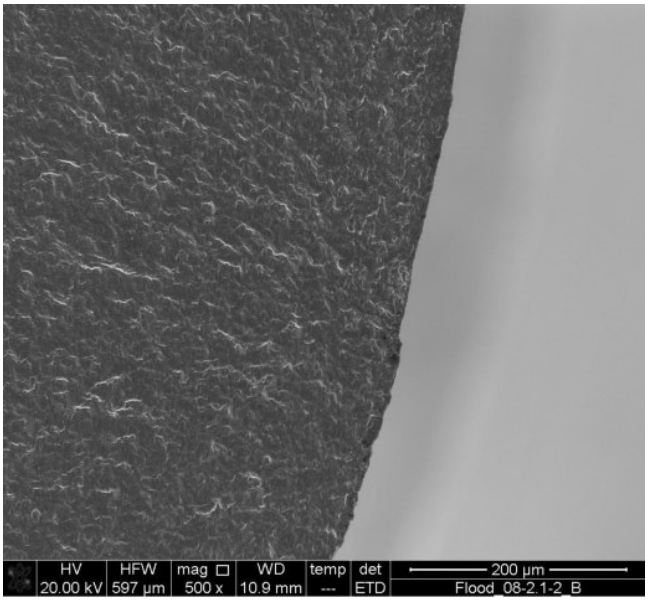


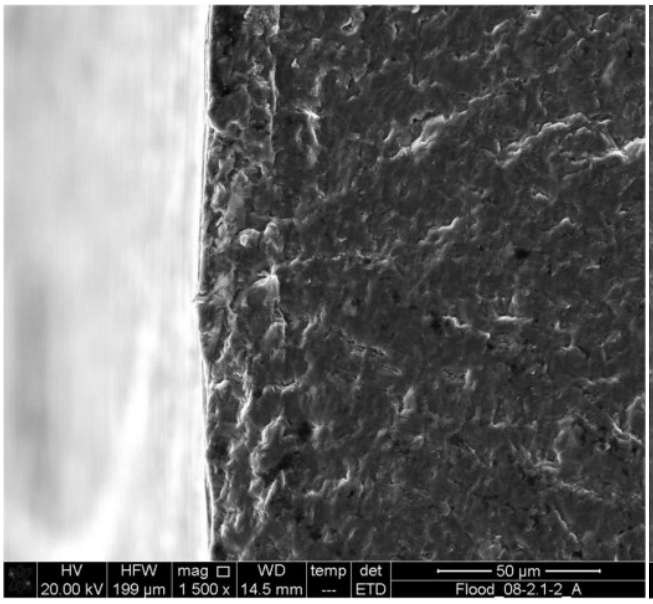
OSSERVAZIONI:

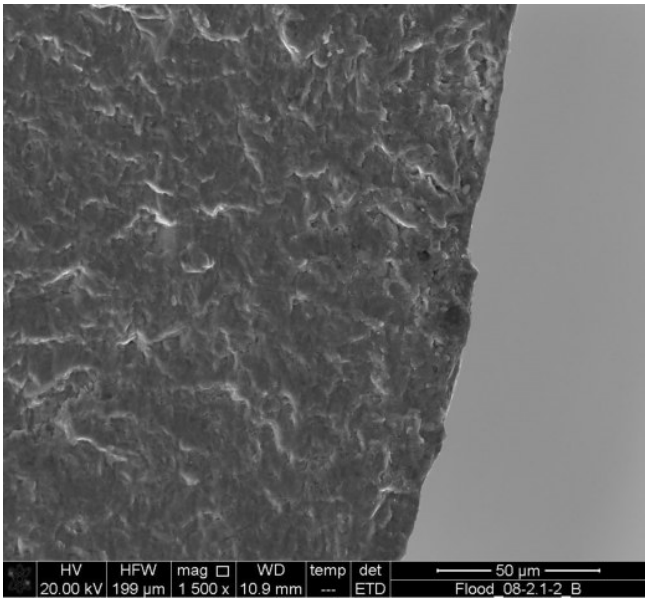

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
14.5 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_08-2.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
10.9 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_08-2.1-2_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
14.5 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_08-2.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
10.9 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_08-2.1-2_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
14.5 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_08-2.1-2_A

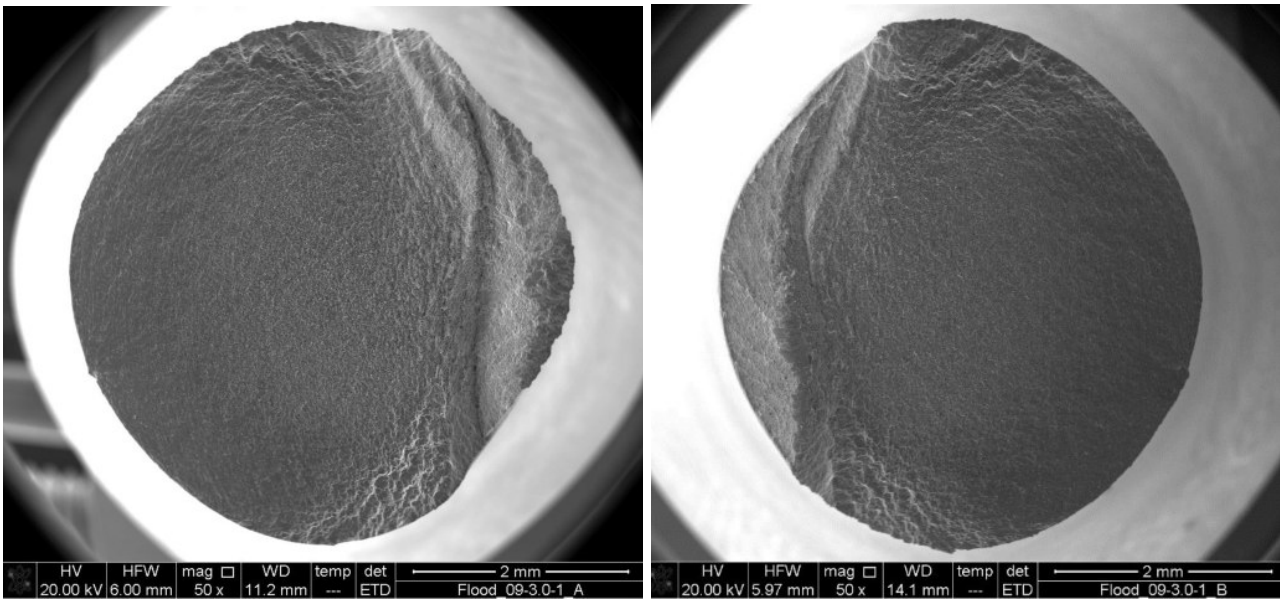

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
10.9 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_08-2.1-2_B

Specimen:	FLOOD_09-3.0-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	31/01/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

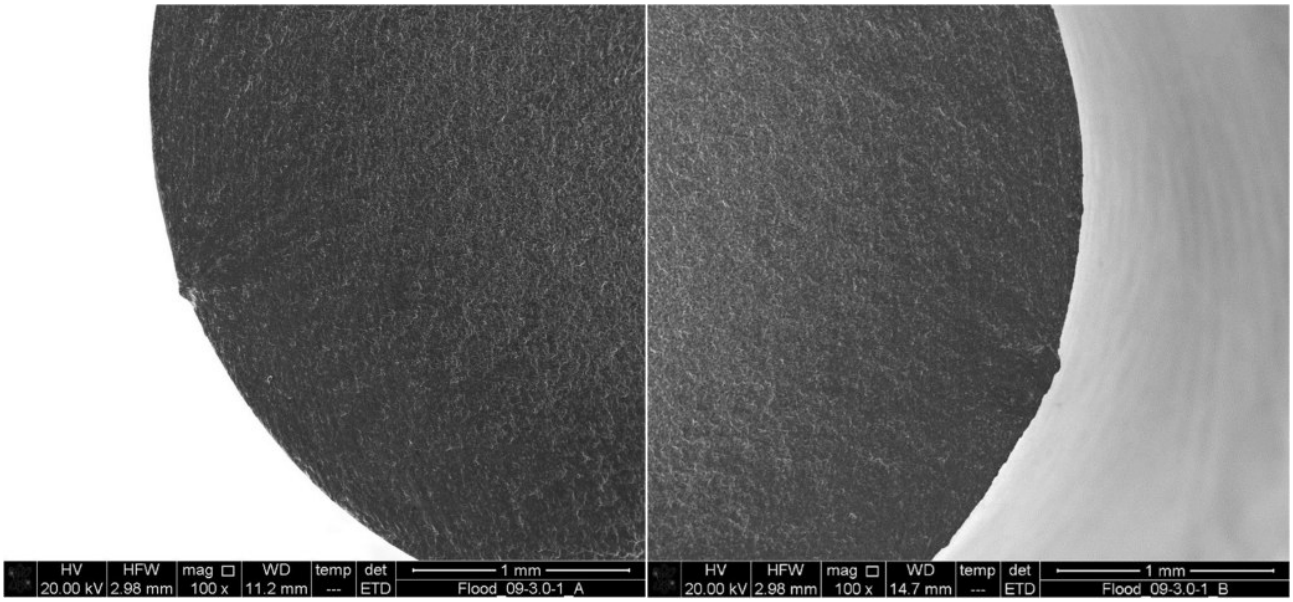
Data

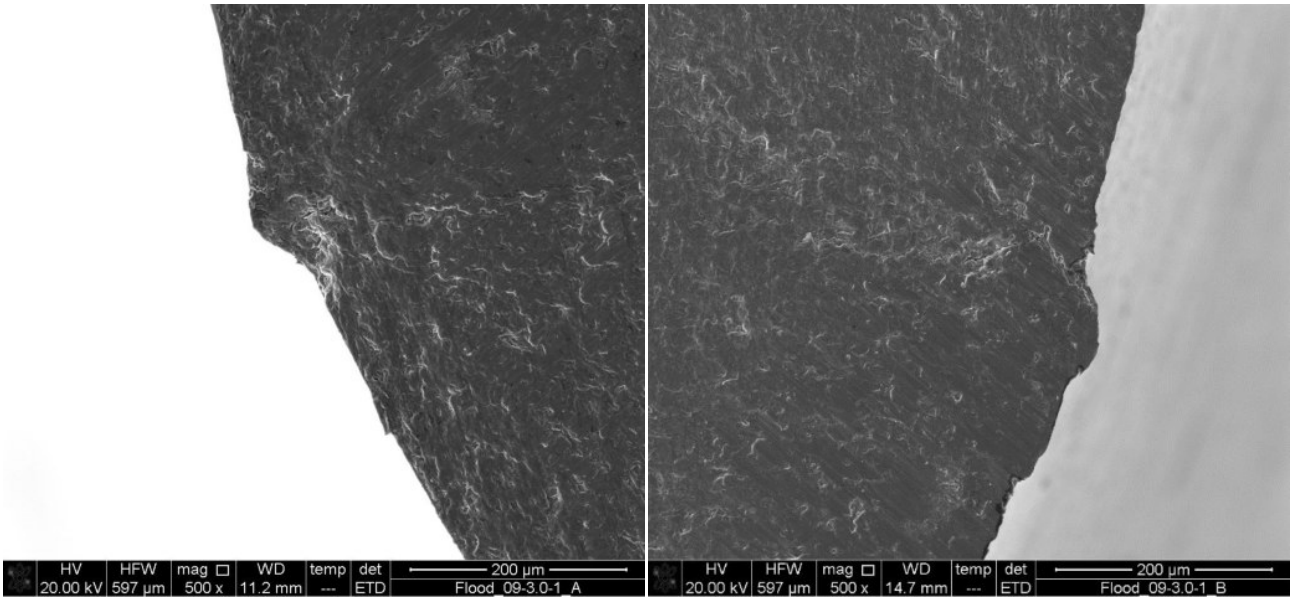
Diameter d_n [mm] =	4.62	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6782	σ_{max} [MPa] =	700.6
M_{min} [Nmm] =	-6782	σ_{min} [MPa] =	-700.6
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	700.6	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	892500	Machine n°:	3

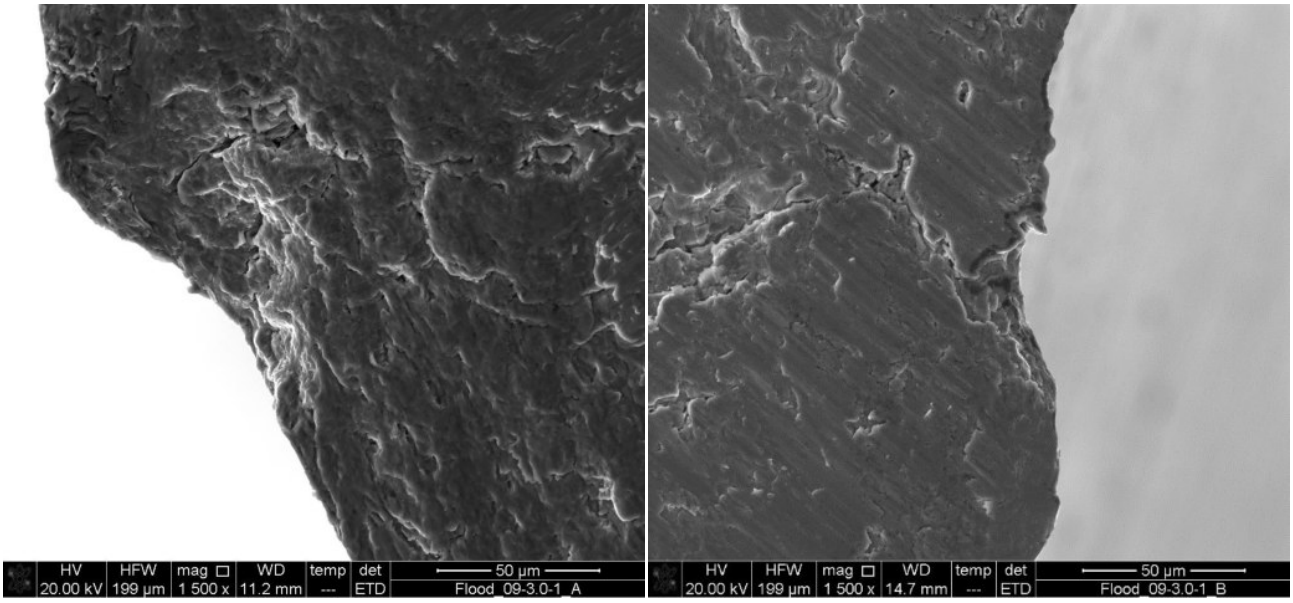
Damage



OSSERVAZIONI:


HV 20.00 kV
HFW 2.98 mm
mag 100 x
WD 11.2 mm
temp ---
det ETD
1 mm
Flood_09-3.0-1_A
HV 20.00 kV
HFW 2.98 mm
mag 100 x
WD 14.7 mm
temp ---
det ETD
1 mm
Flood_09-3.0-1_B


HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 11.2 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Flood_09-3.0-1_A
HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 14.7 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Flood_09-3.0-1_B

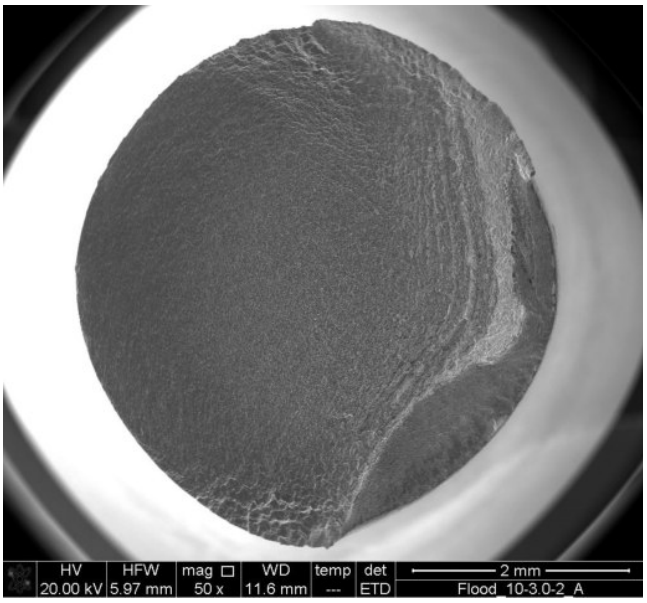

HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 11.2 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Flood_09-3.0-1_A
HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 14.7 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Flood_09-3.0-1_B

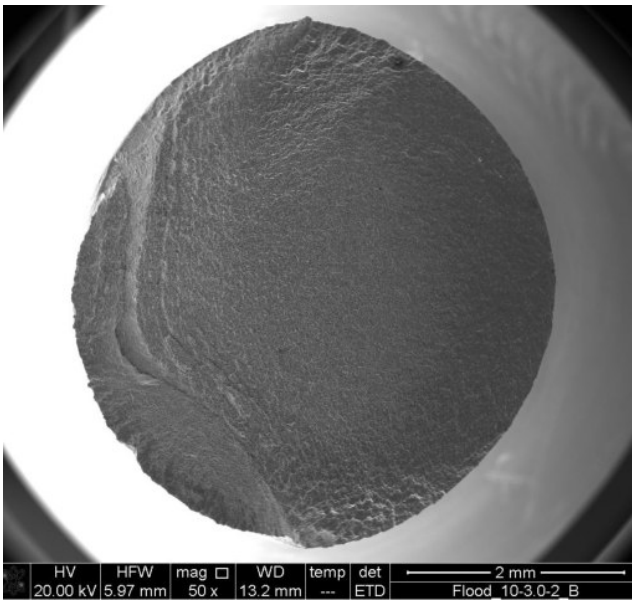
Specimen:	FLOOD_10-3.0-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	18/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

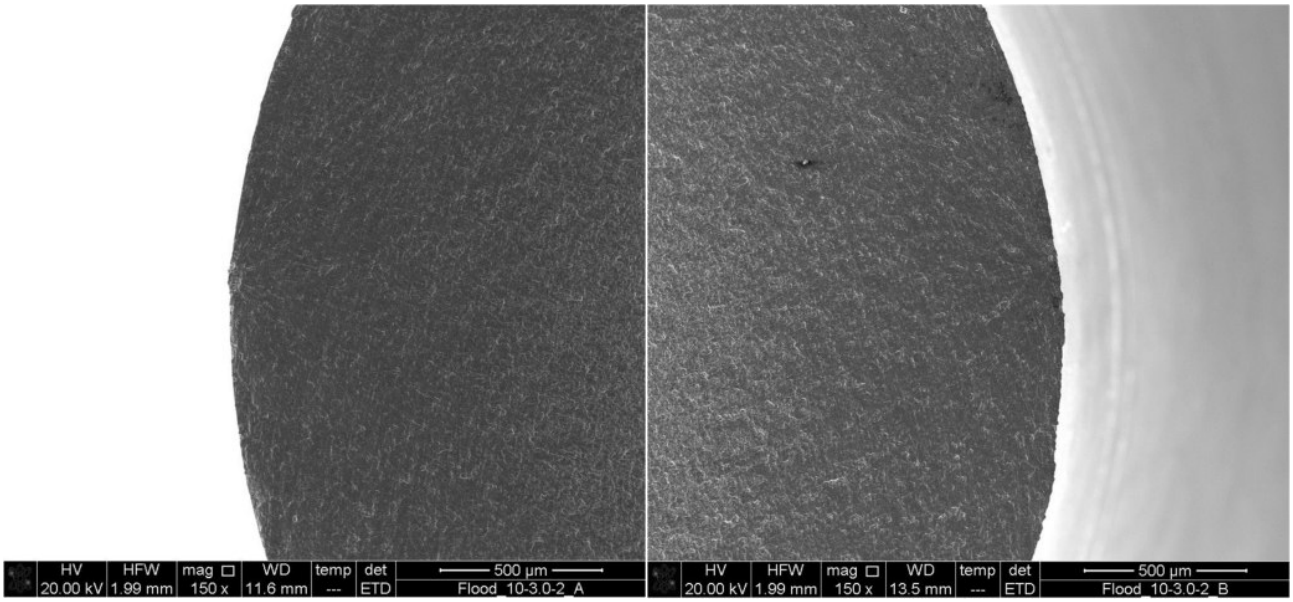
Diameter d_n [mm] =	4.63	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7549	σ_{max} [MPa] =	774.7
M_{min} [Nmm] =	-7549	σ_{min} [MPa] =	-774.7
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	774.7	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	50700	Machine n°:	1

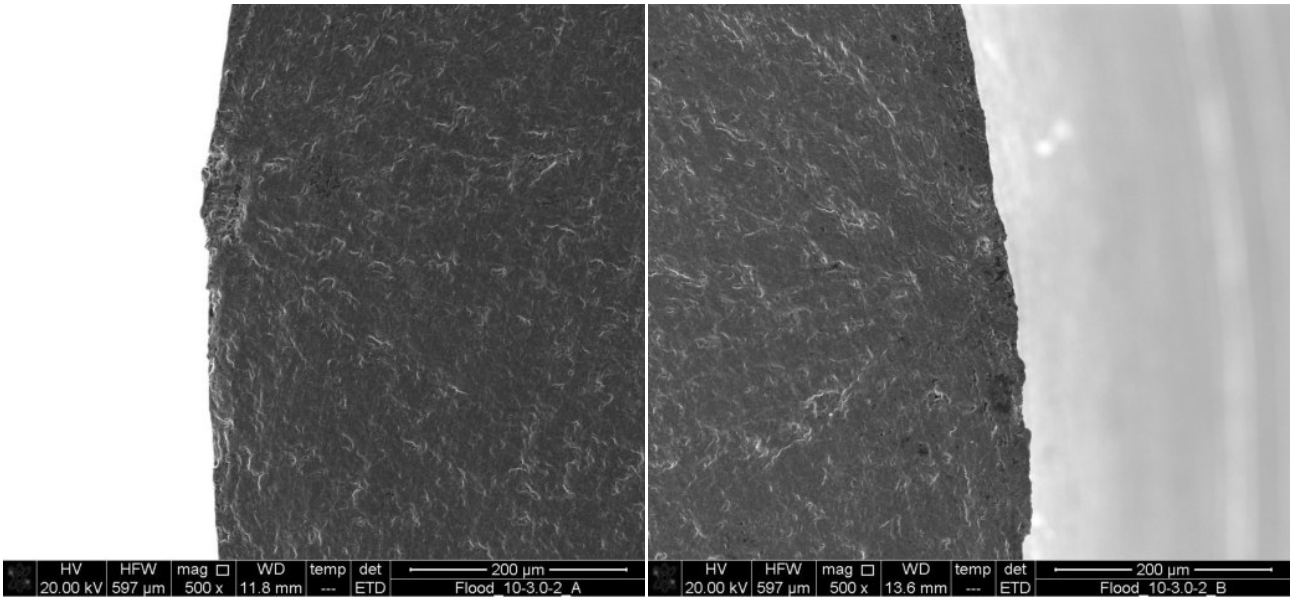
Damage

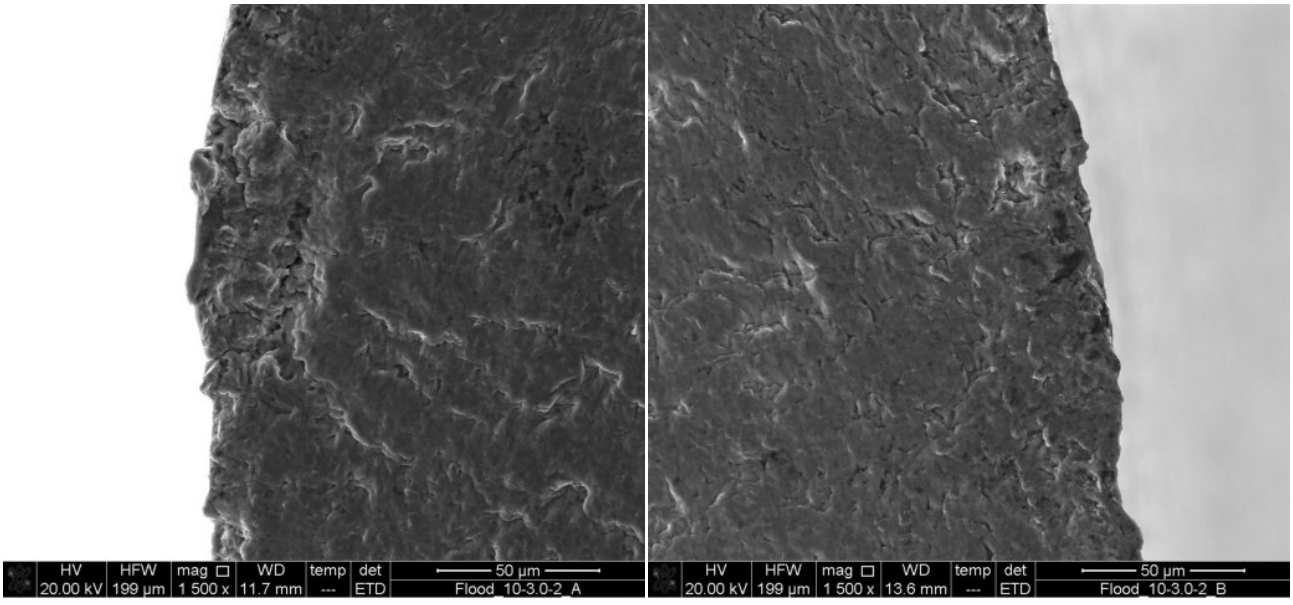




OSSERVAZIONI:


HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 11.6 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Flood_10-3.0-2_A
HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 13.5 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Flood_10-3.0-2_B


HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 11.8 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Flood_10-3.0-2_A
HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 13.6 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Flood_10-3.0-2_B

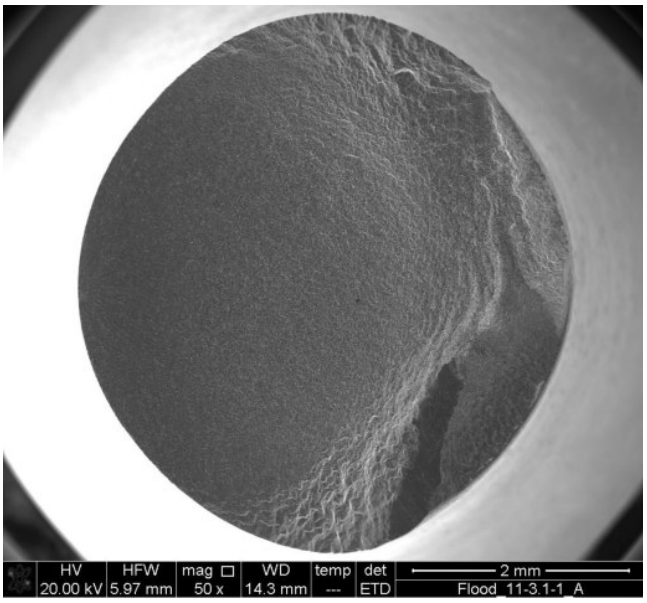

HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 11.7 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Flood_10-3.0-2_A
HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 13.6 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Flood_10-3.0-2_B

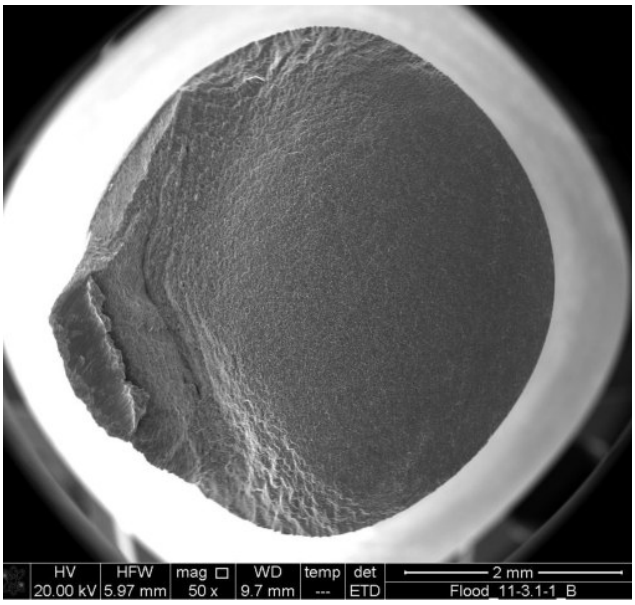
Specimen:	FLOOD_11-3.1-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	18/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

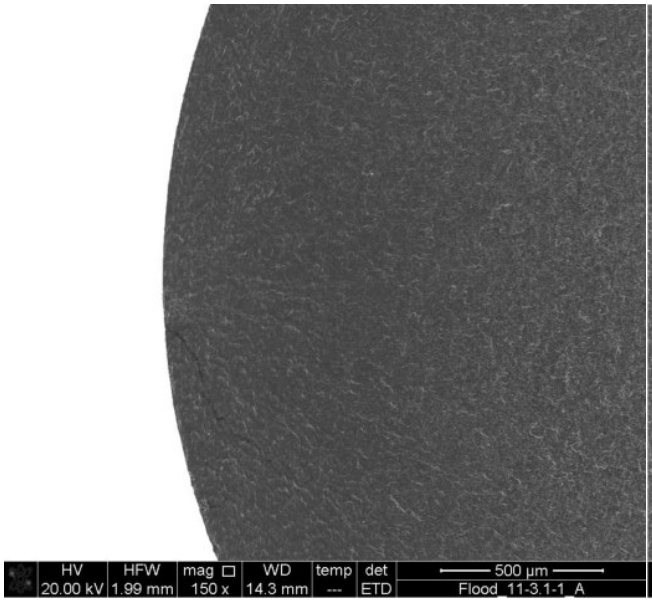
Diameter d_n [mm] =	4.58	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6367	σ_{max} [MPa] =	675.0
M_{min} [Nmm] =	-6367	σ_{min} [MPa] =	-675.0
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	675.0	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	4971500	Machine n°:	3

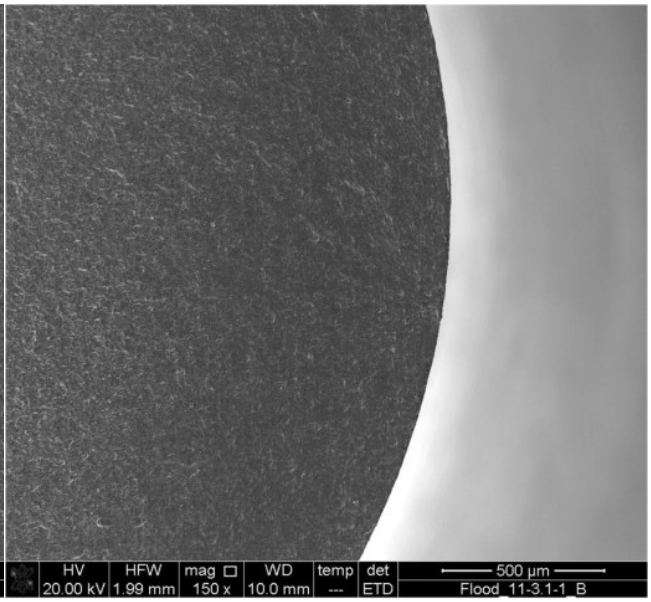
Damage

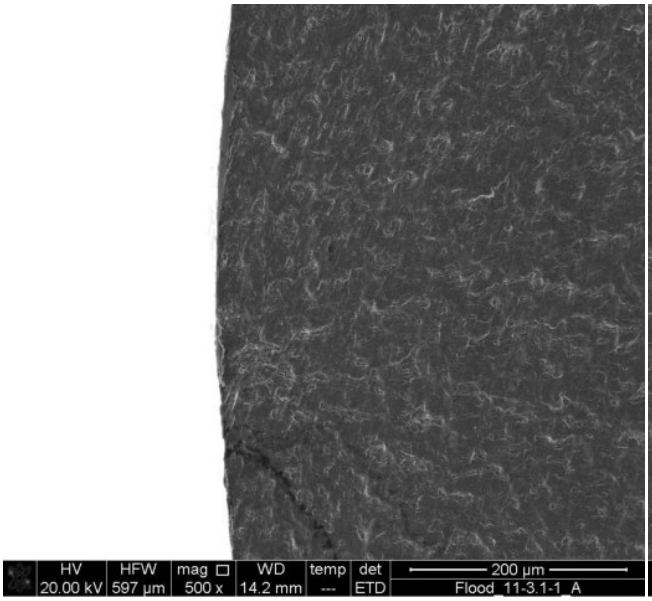


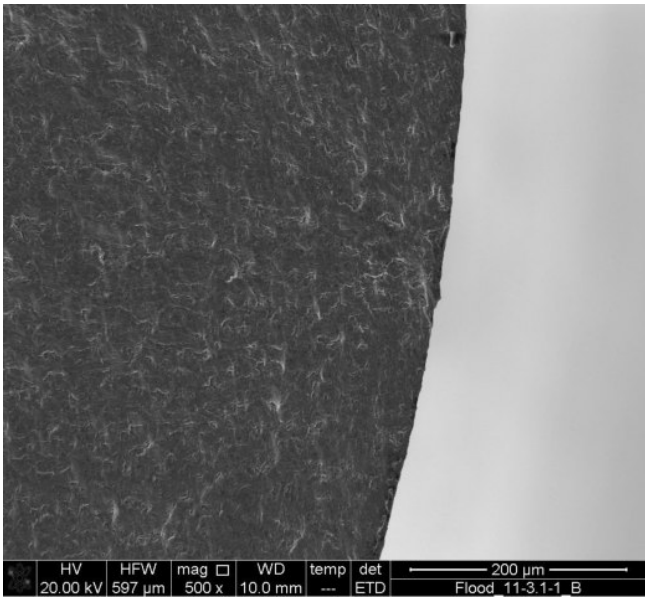


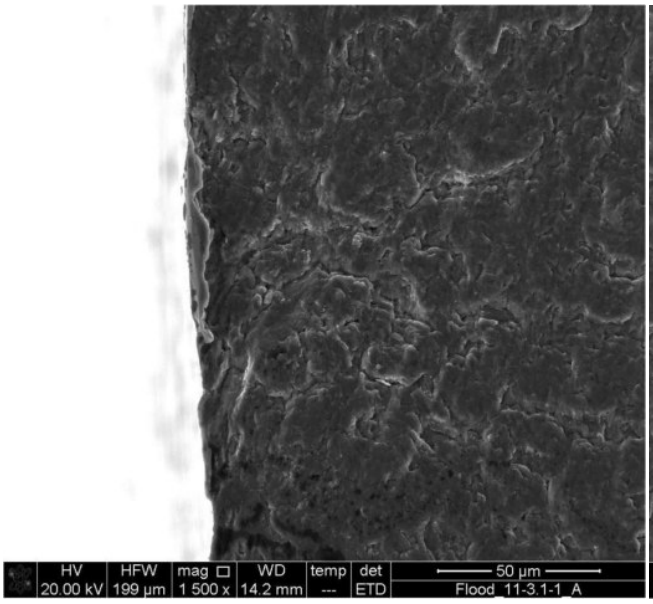
OSSERVAZIONI:

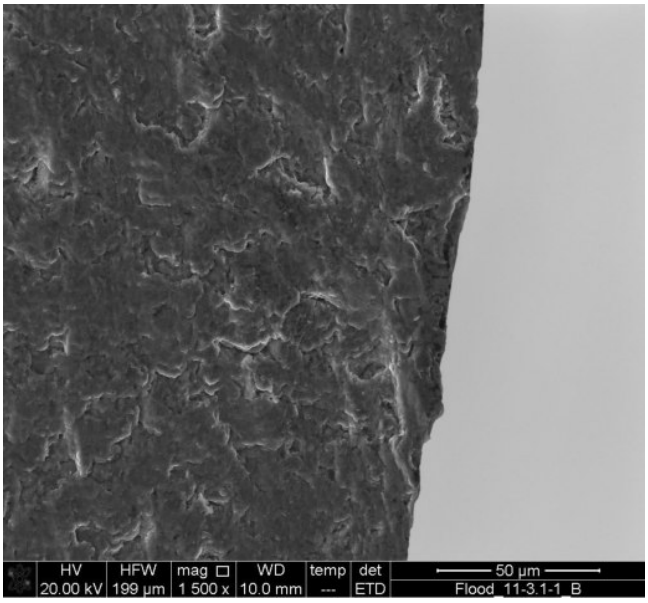

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
14.3 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_11-3.1-1_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
10.0 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Flood_11-3.1-1_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
14.2 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_11-3.1-1_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
10.0 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Flood_11-3.1-1_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
14.2 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_11-3.1-1_A

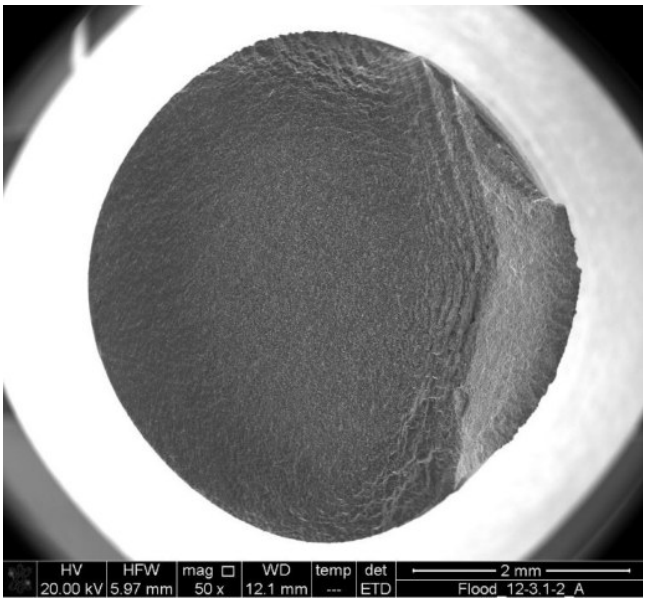

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
10.0 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Flood_11-3.1-1_B

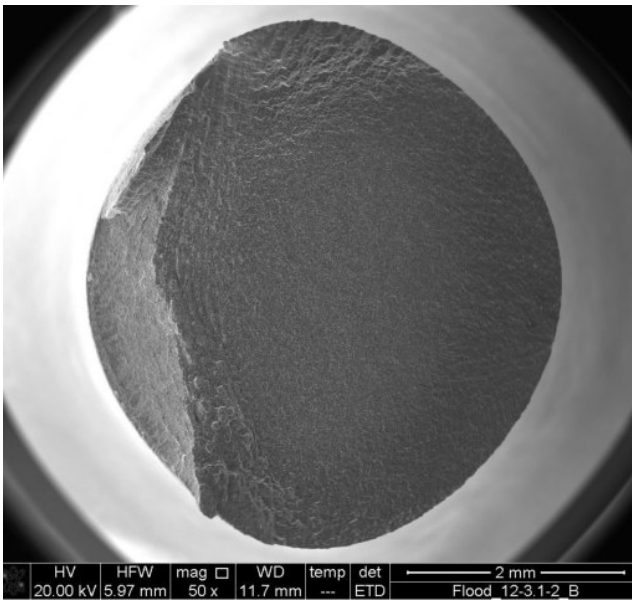
Specimen:	FLOOD_12-3.1-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	27/01/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

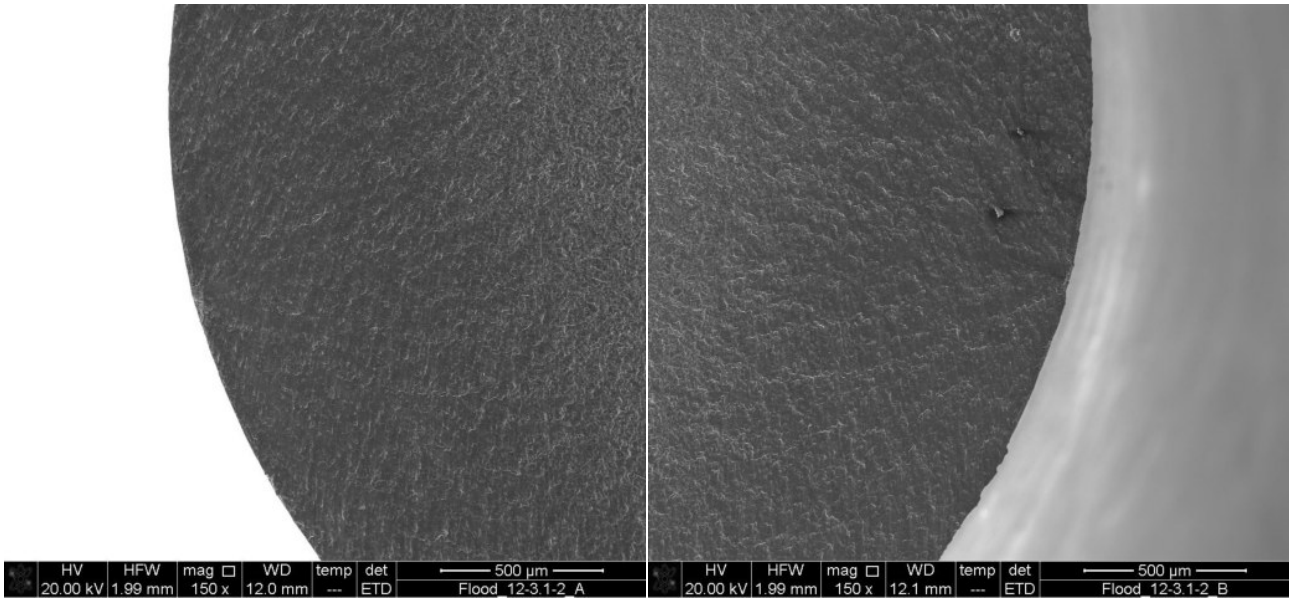
Diameter d_n [mm] =	4.58	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7078	σ_{max} [MPa] =	750.4
M_{min} [Nmm] =	-7078	σ_{min} [MPa] =	-750.4
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	750.4	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	653800	Machine n°:	1

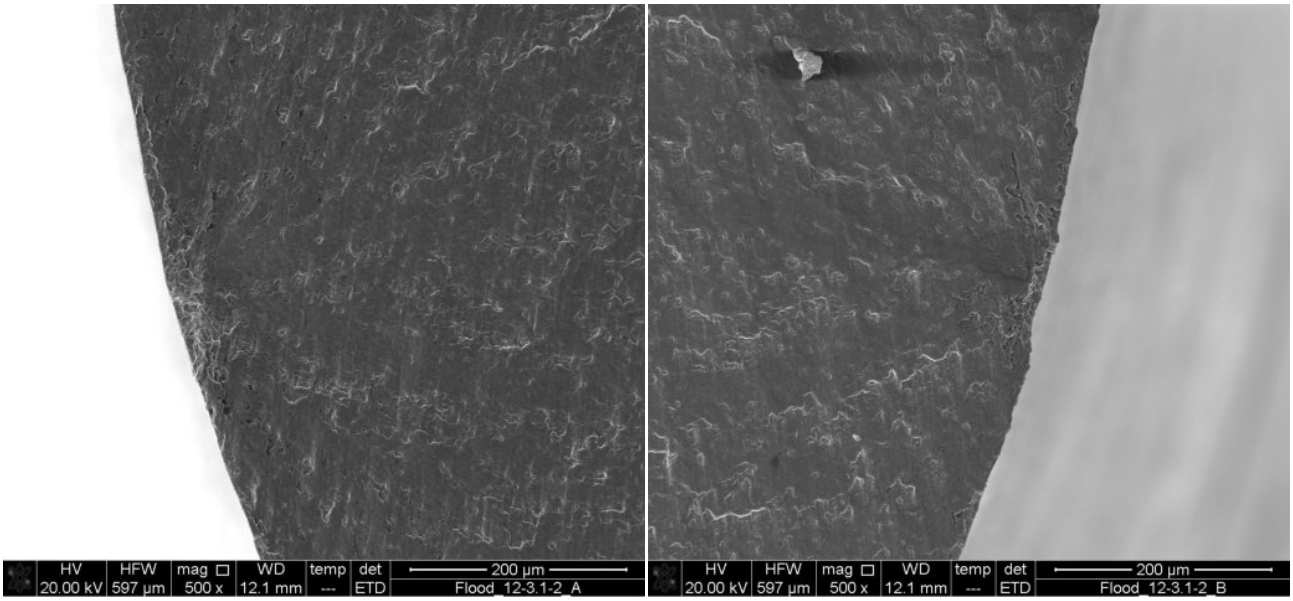
Damage

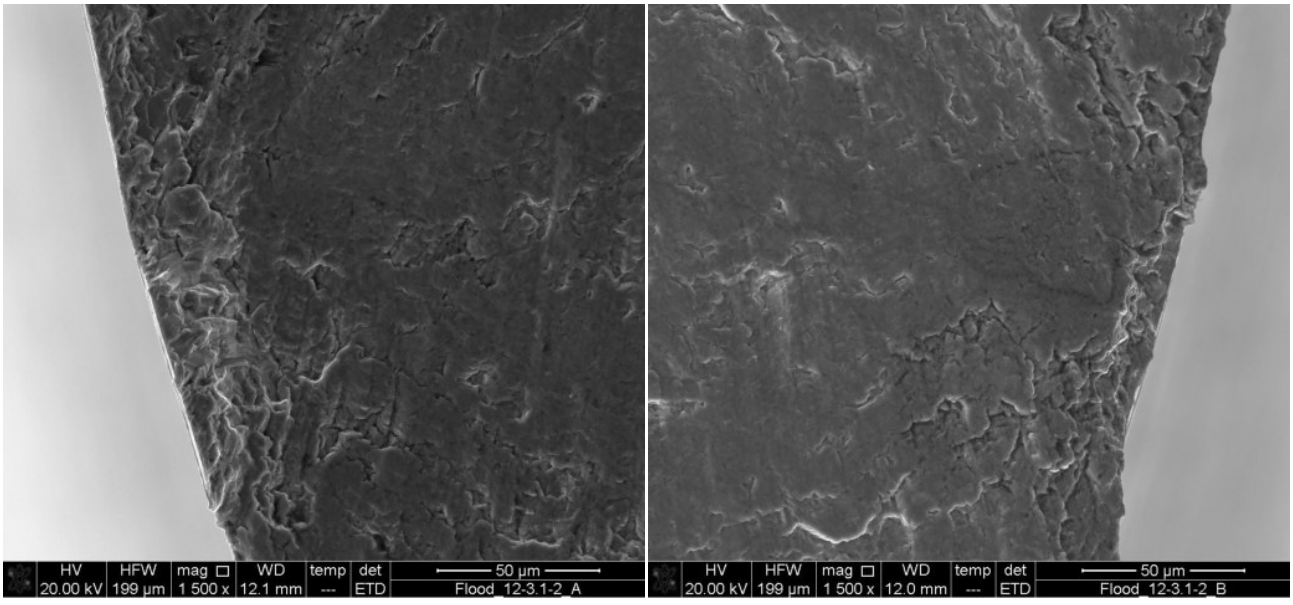




OSSERVAZIONI:


HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 12.0 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Flood_12-3.1-2_A
HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 12.1 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Flood_12-3.1-2_B


HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 12.1 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Flood_12-3.1-2_A
HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 12.1 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Flood_12-3.1-2_B

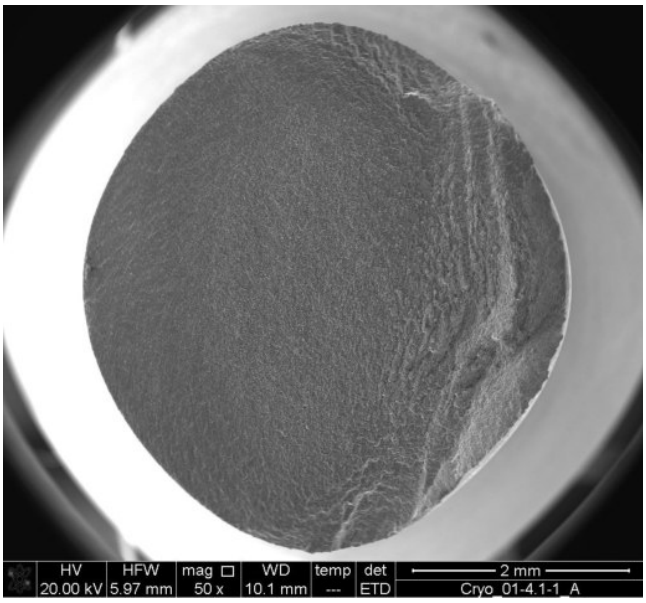

HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 12.1 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Flood_12-3.1-2_A
HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 12.0 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Flood_12-3.1-2_B

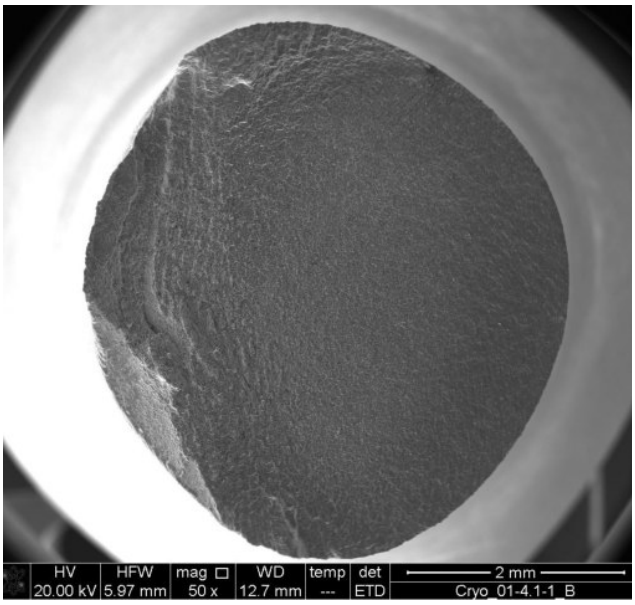
Specimen:	CRYO_01-4.1-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	21/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

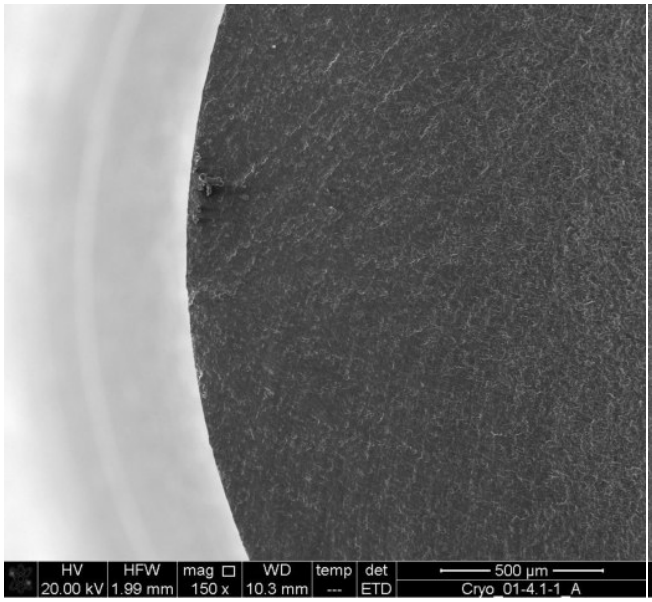
Diameter d_n [mm] =	4.71	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7180	σ_{max} [MPa] =	699.9
M_{min} [Nmm] =	-7180	σ_{min} [MPa] =	-699.9
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	699.9	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	391700	Machine n°:	3

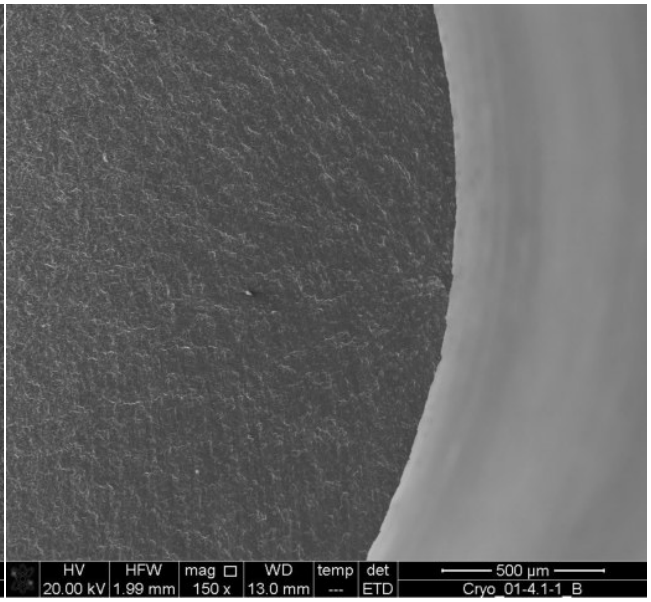
Damage

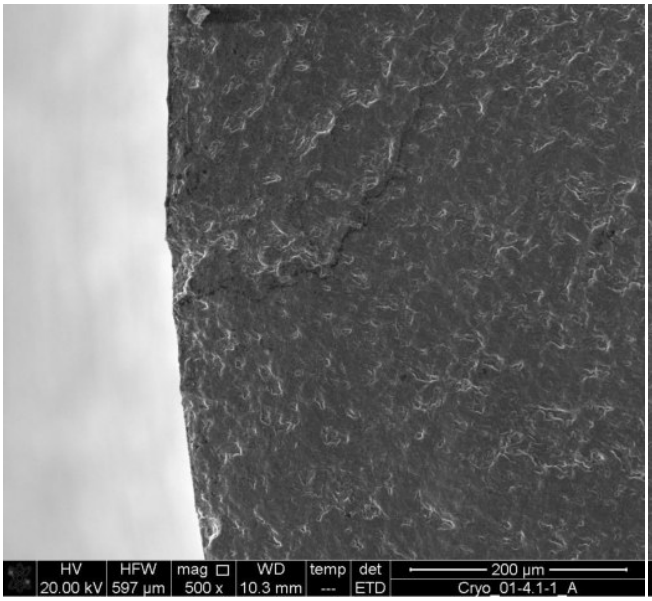


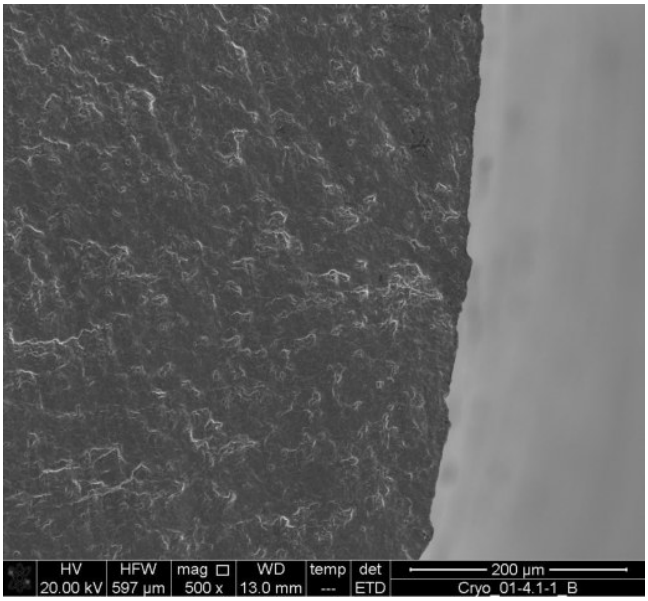


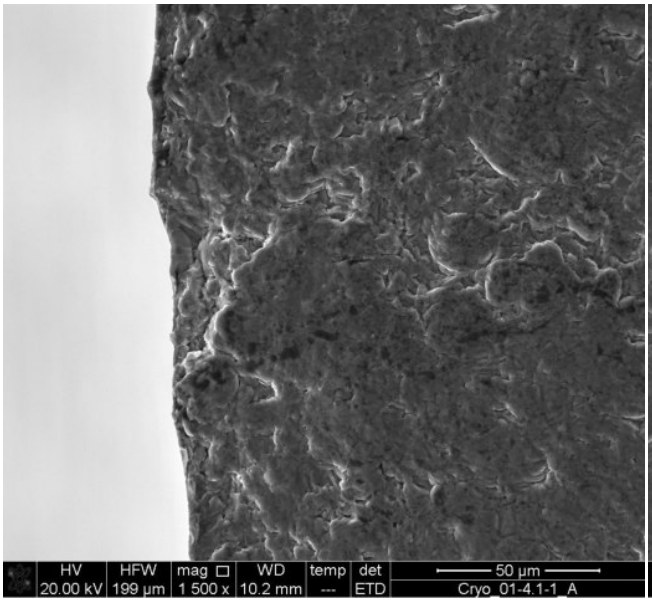
OSSERVAZIONI:

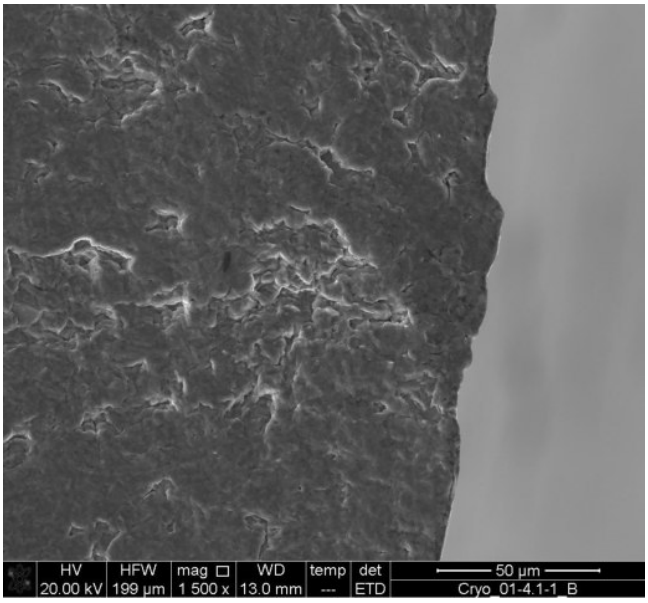

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
10.3 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Cryo_01-4.1-1_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
13.0 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Cryo_01-4.1-1_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
10.3 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_01-4.1-1_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
13.0 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_01-4.1-1_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
10.2 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_01-4.1-1_A

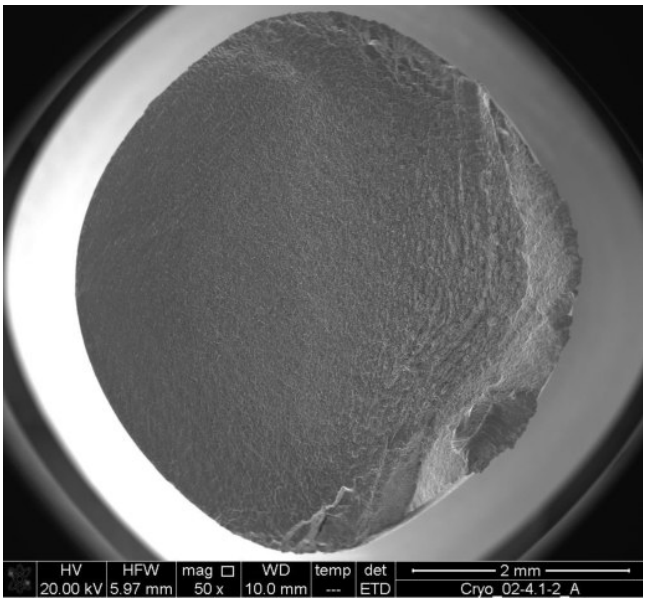

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
13.0 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_01-4.1-1_B

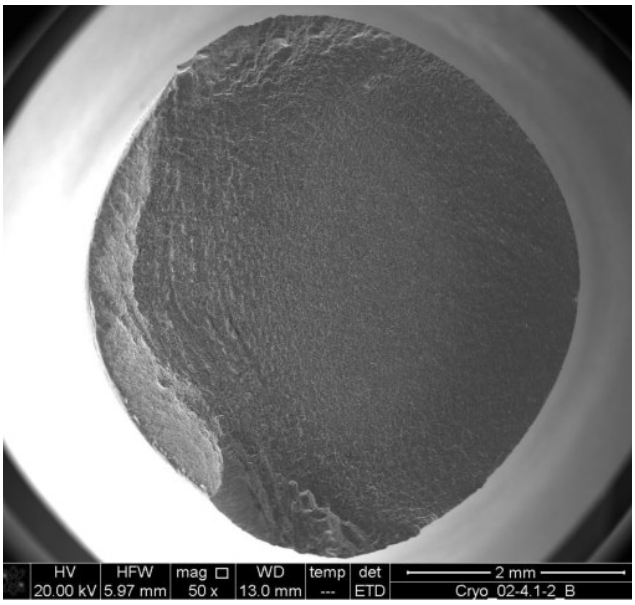
Specimen:	CRYO_02-4.1-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	21/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

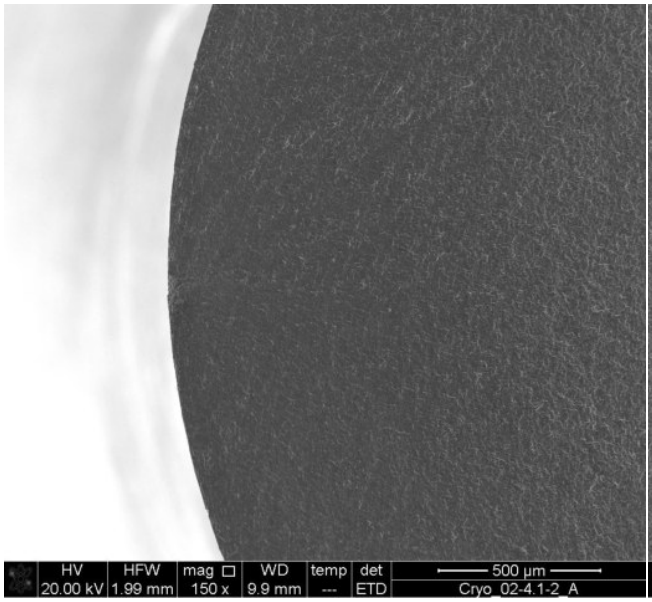
Diameter d_n [mm] =	4.73	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	8311	σ_{max} [MPa] =	799.9
M_{min} [Nmm] =	-8311	σ_{min} [MPa] =	-799.9
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	799.9	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	42400	Machine n°:	1

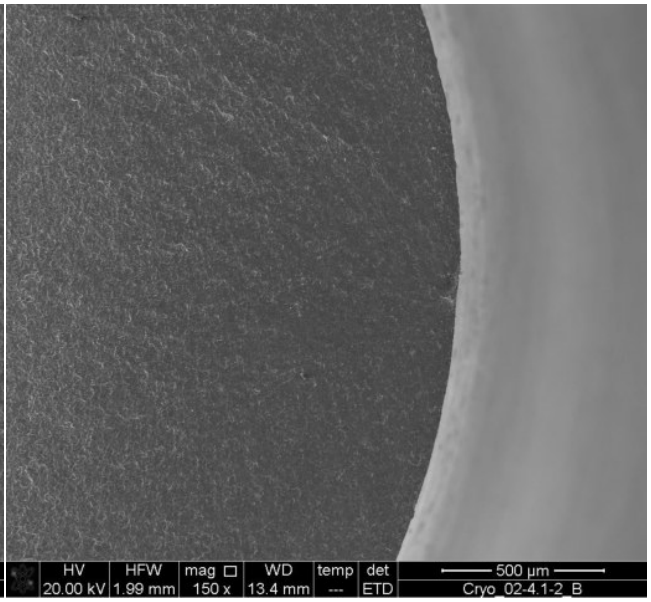
Damage

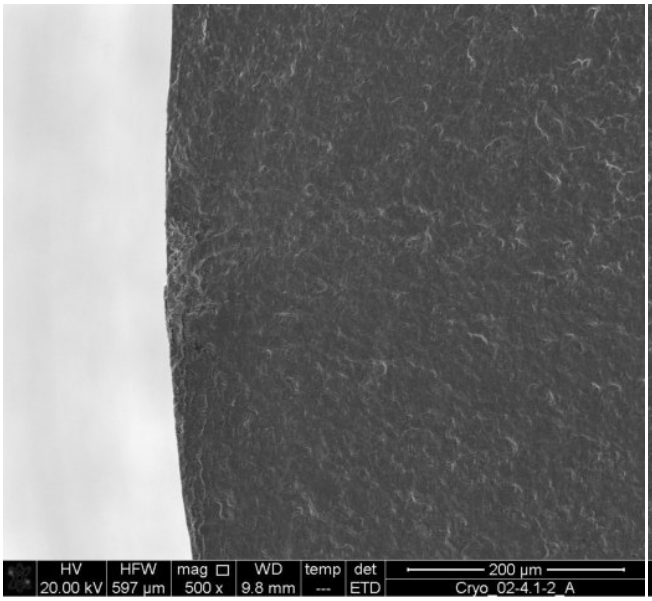


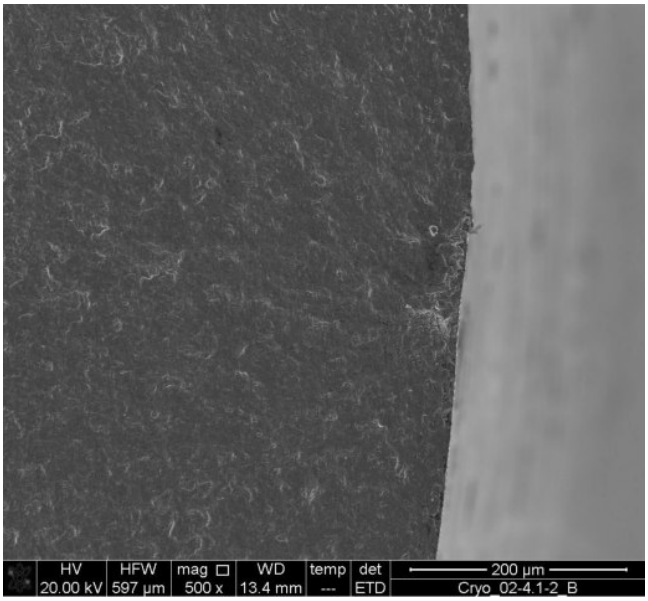


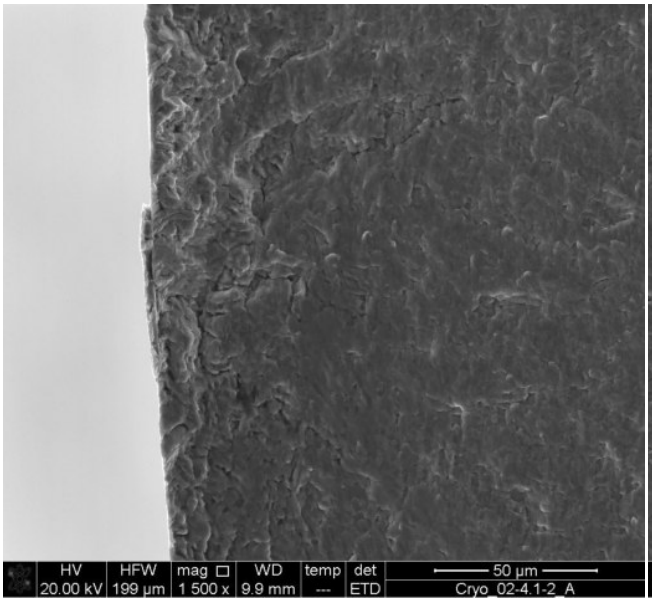
OSSERVAZIONI:

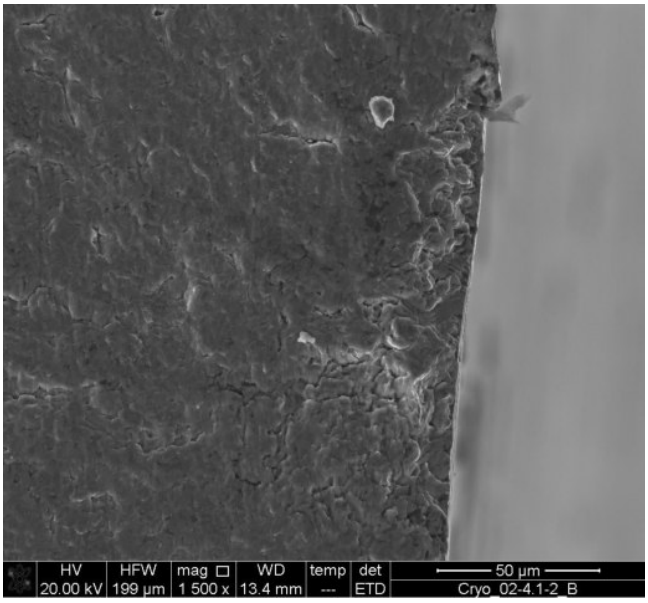

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
9.9 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Cryo_02-4.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
13.4 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Cryo_02-4.1-2_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
9.8 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_02-4.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
13.4 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_02-4.1-2_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
9.9 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_02-4.1-2_A

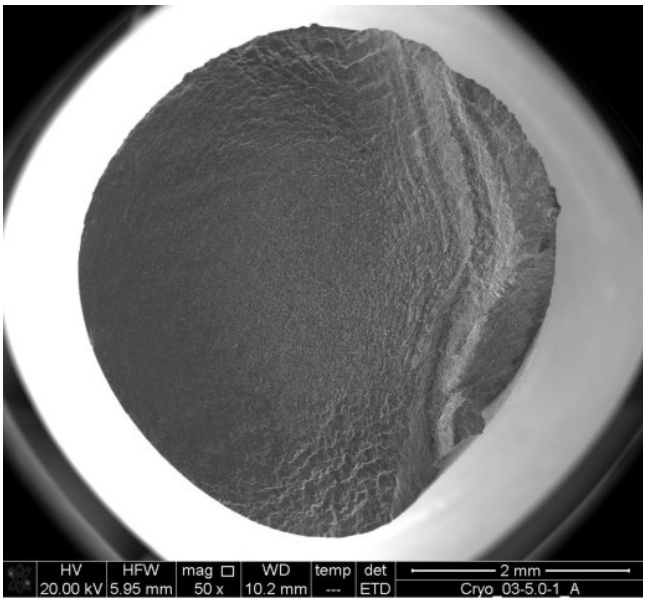

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
13.4 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_02-4.1-2_B

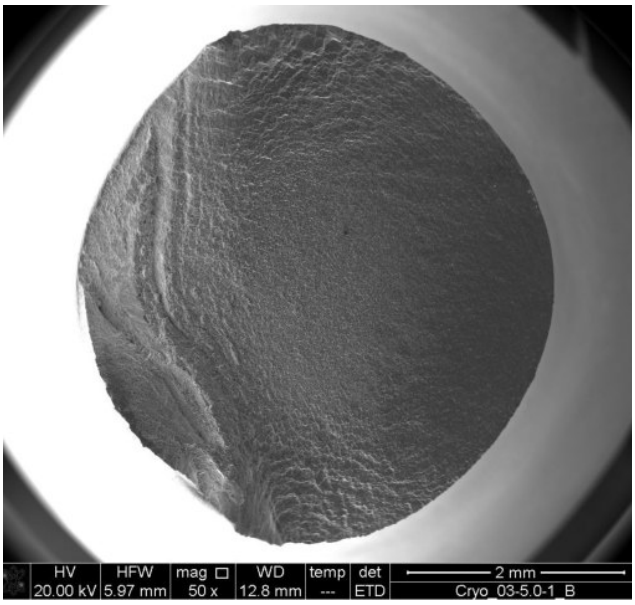
Specimen:	CRYO_03-5.0-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	22/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

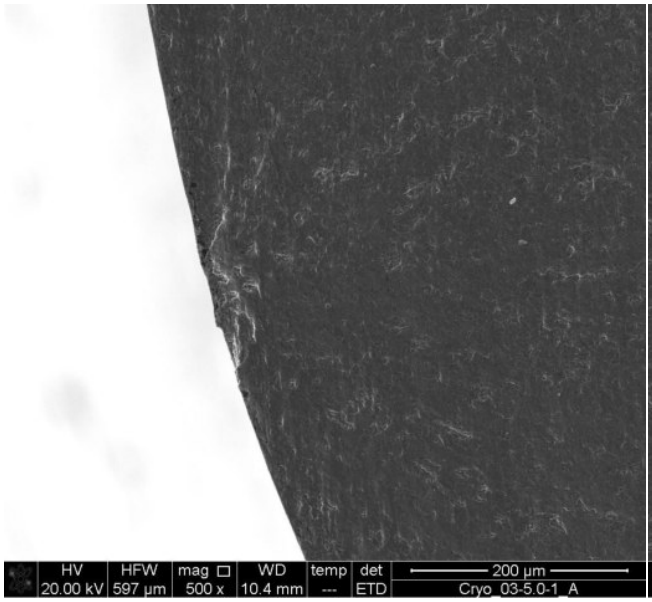
Diameter d_n [mm] =	4.53	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6842	σ_{max} [MPa] =	749.8
M_{min} [Nmm] =	-6842	σ_{min} [MPa] =	-749.8
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	749.8	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	339800	Machine n°:	1

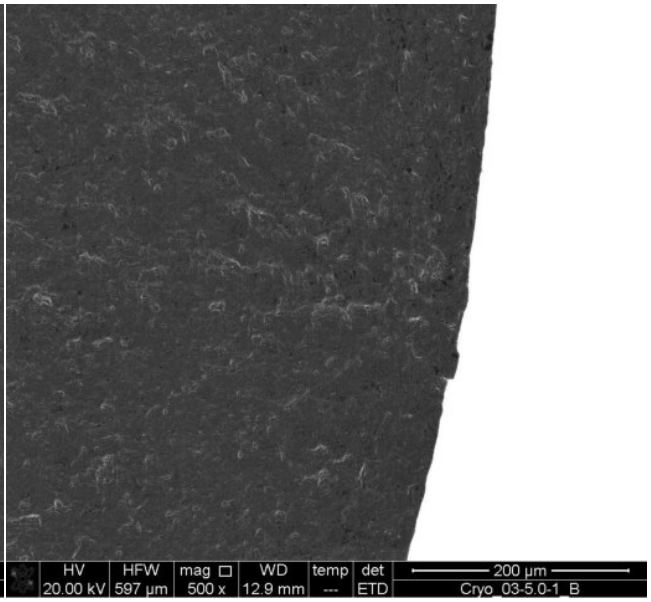
Damage

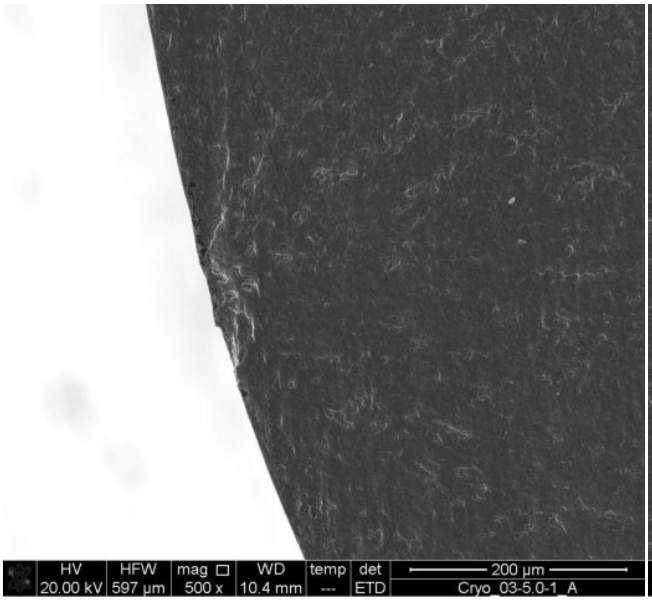


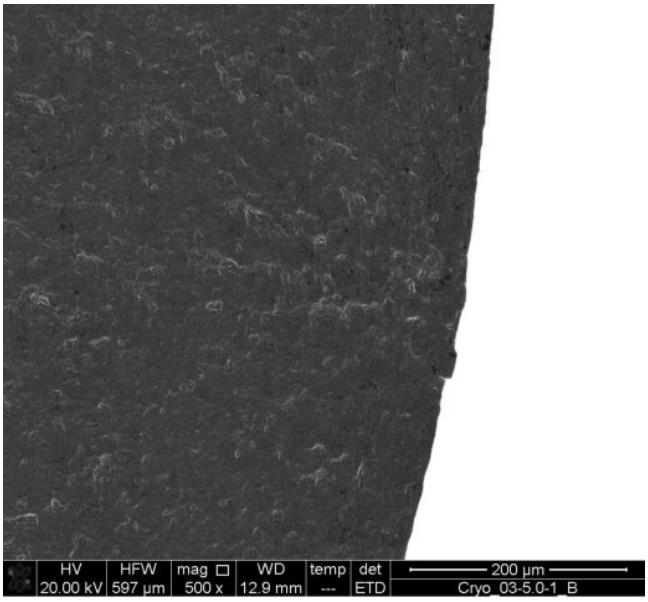


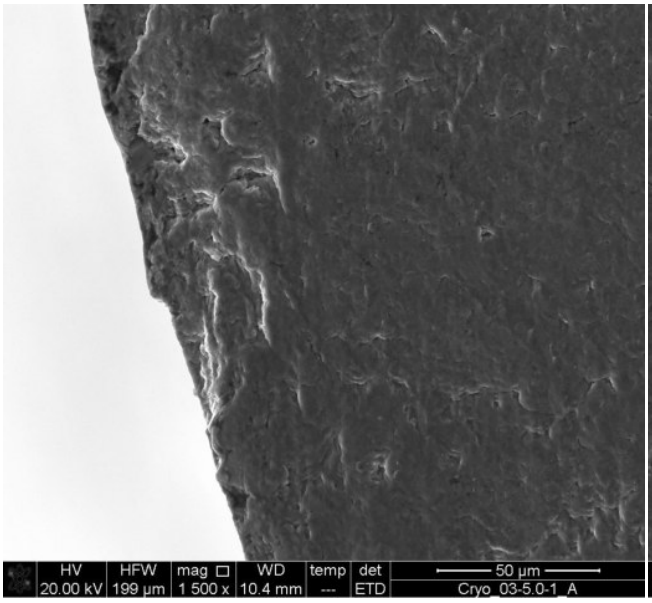
OSSERVAZIONI:

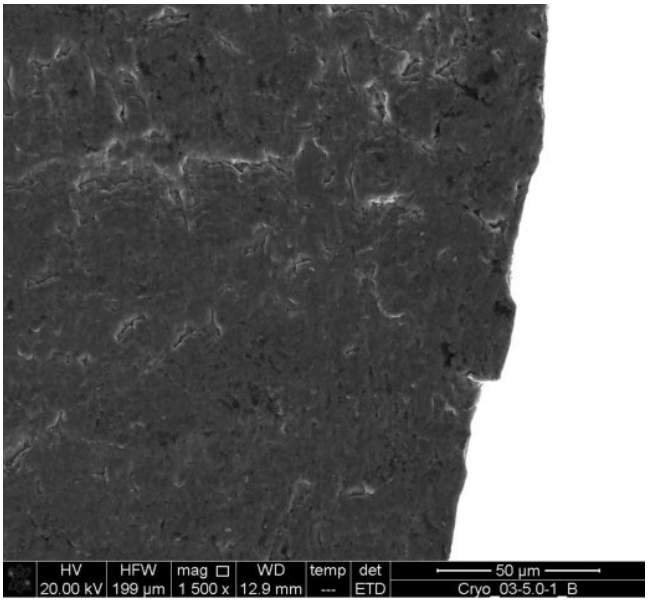

HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
10.4 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_03-5.0-1_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
12.9 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_03-5.0-1_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
10.4 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_03-5.0-1_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
12.9 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_03-5.0-1_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
10.4 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_03-5.0-1_A

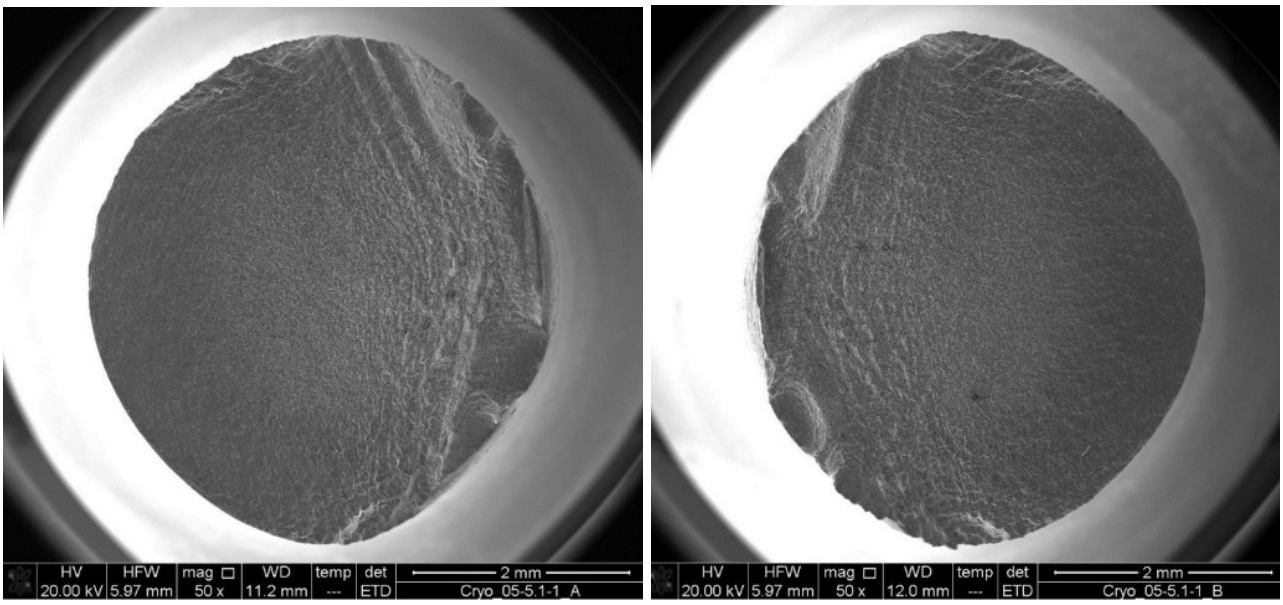

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
12.9 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_03-5.0-1_B

Specimen:	CRYO_05-5.1-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	01/03/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

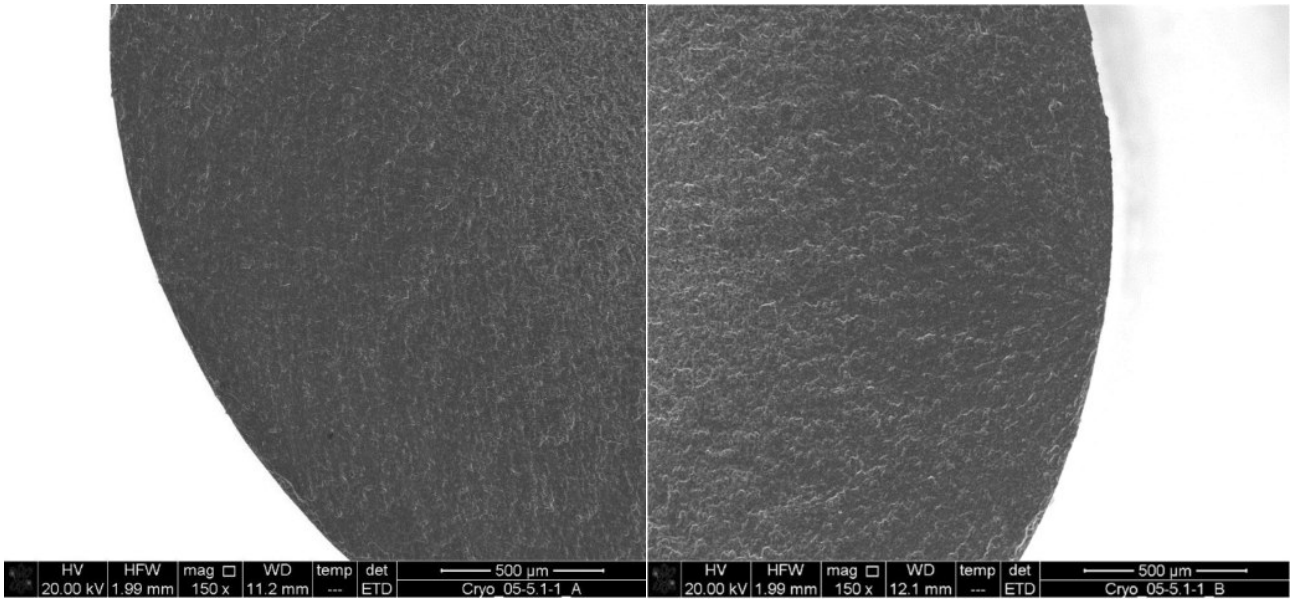
Data

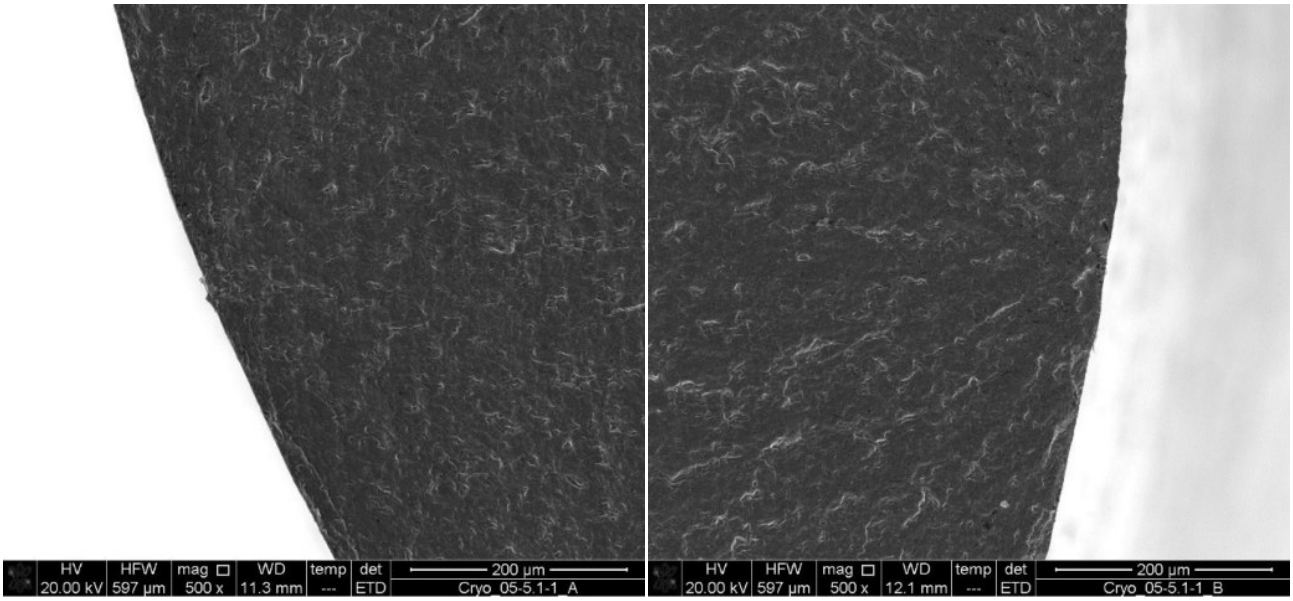
Diameter d_n [mm] =	4.48	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7504	σ_{max} [MPa] =	850.0
M_{min} [Nmm] =	-7504	σ_{min} [MPa] =	-850.0
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	850.0	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	35100	Machine n°:	3

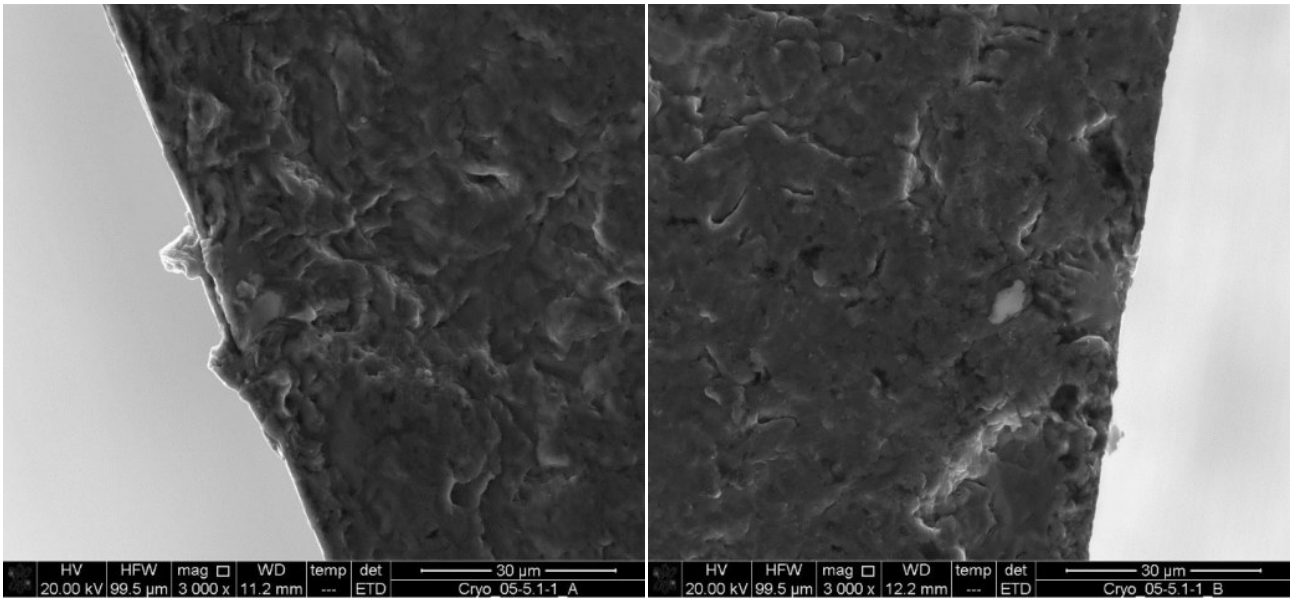
Damage



OSSERVAZIONI:


HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 11.2 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Cryo_05-5.1-1_A
HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 12.1 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Cryo_05-5.1-1_B


HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 11.3 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Cryo_05-5.1-1_A
HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 12.1 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Cryo_05-5.1-1_B

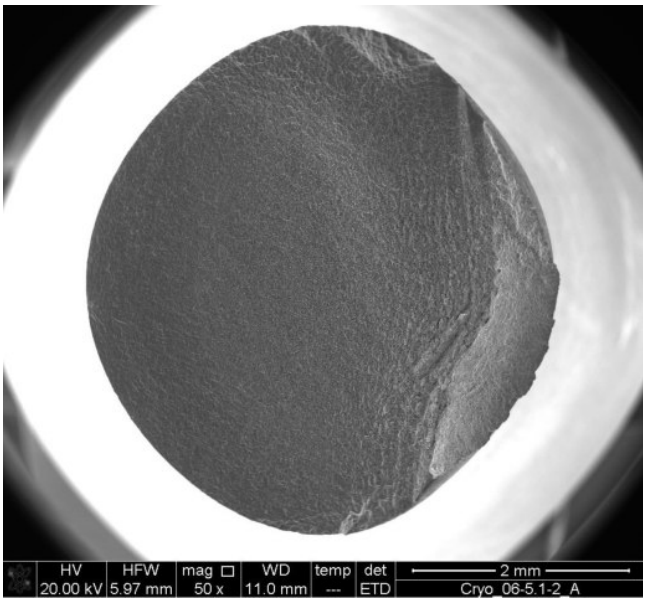

HV 20.00 kV
HFW 99.5 µm
mag 3 000 x
WD 11.2 mm
temp ---
det ETD
30 µm
Cryo_05-5.1-1_A
HV 20.00 kV
HFW 99.5 µm
mag 3 000 x
WD 12.2 mm
temp ---
det ETD
30 µm
Cryo_05-5.1-1_B

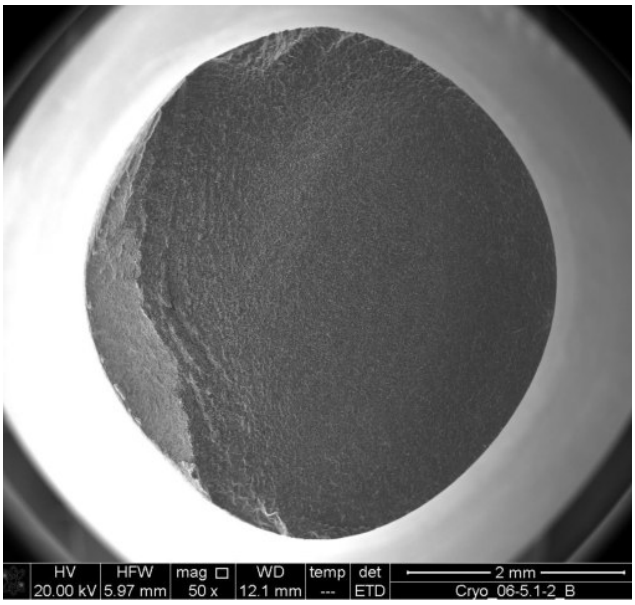
Specimen:	CRYO_06-5.1-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	28/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

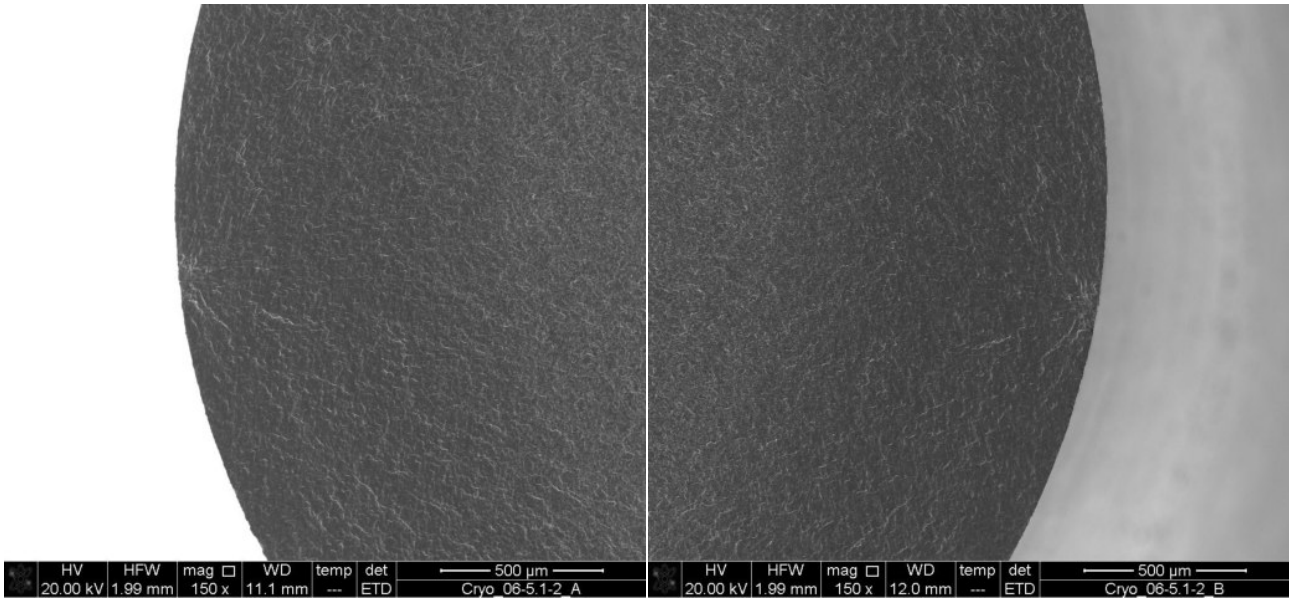
Diameter d_n [mm] =	4.49	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6401	σ_{max} [MPa] =	725.1
M_{min} [Nmm] =	-6401	σ_{min} [MPa] =	-725.1
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	725.1	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	607100	Machine n°:	1

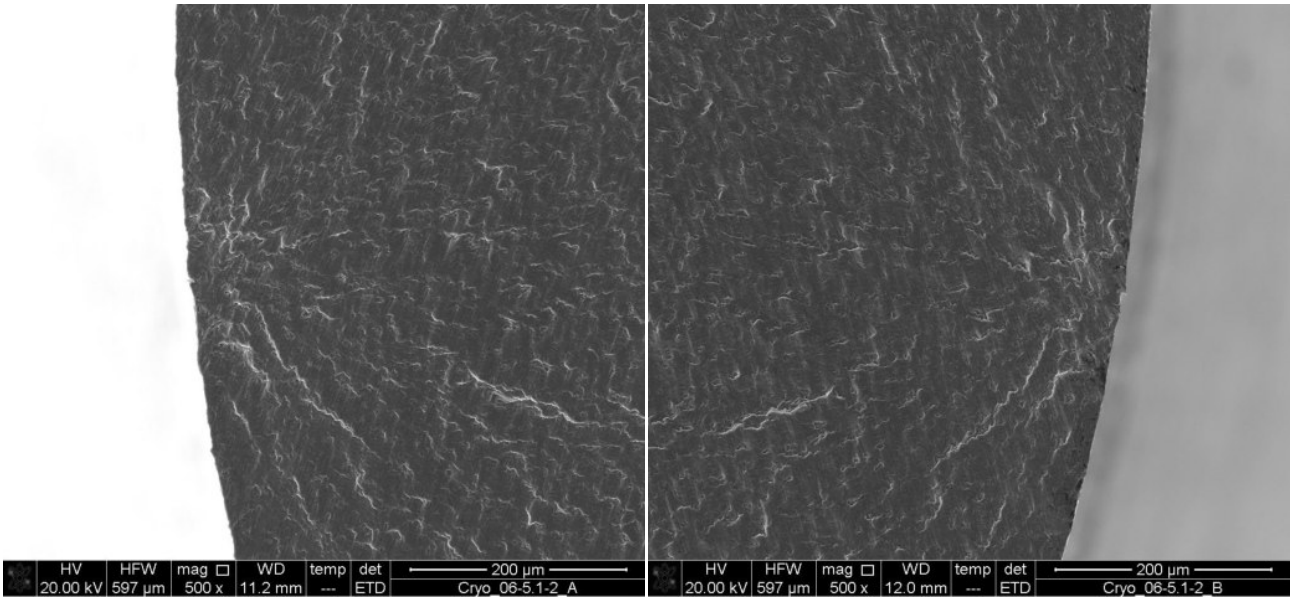
Damage

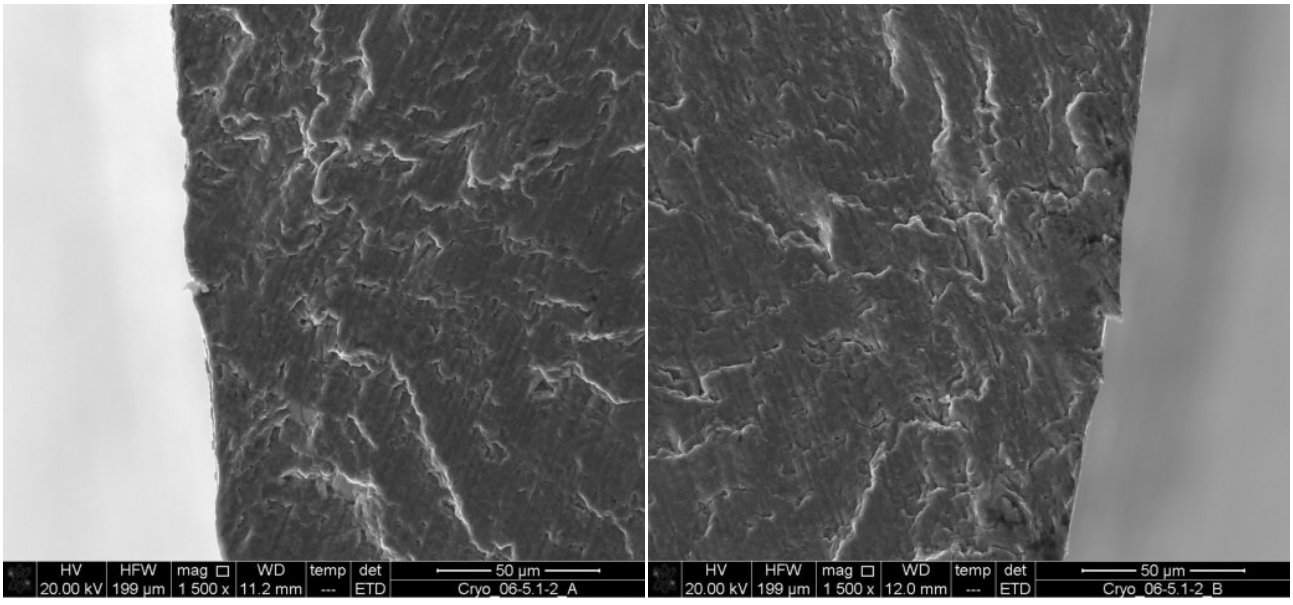




OSSERVAZIONI:


HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 11.1 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Cryo_06-5.1-2_A
HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 12.0 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Cryo_06-5.1-2_B


HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 11.2 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Cryo_06-5.1-2_A
HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 12.0 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Cryo_06-5.1-2_B

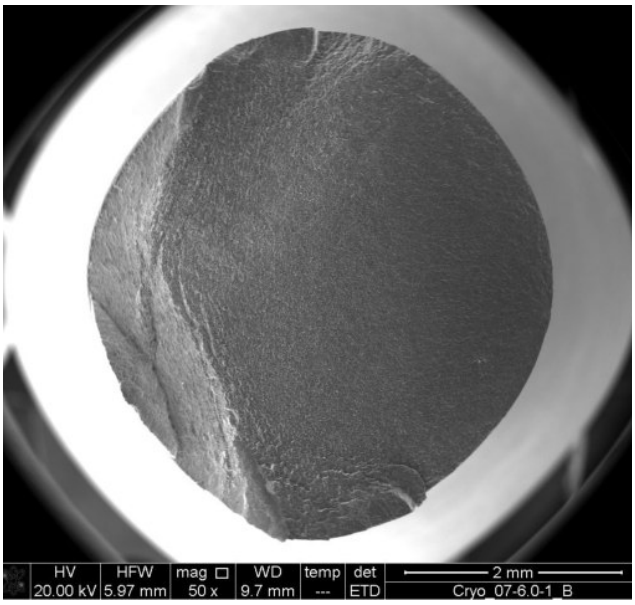

HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 11.2 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Cryo_06-5.1-2_A
HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 12.0 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Cryo_06-5.1-2_B

Specimen:	CRYO_07-6.0-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	25/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

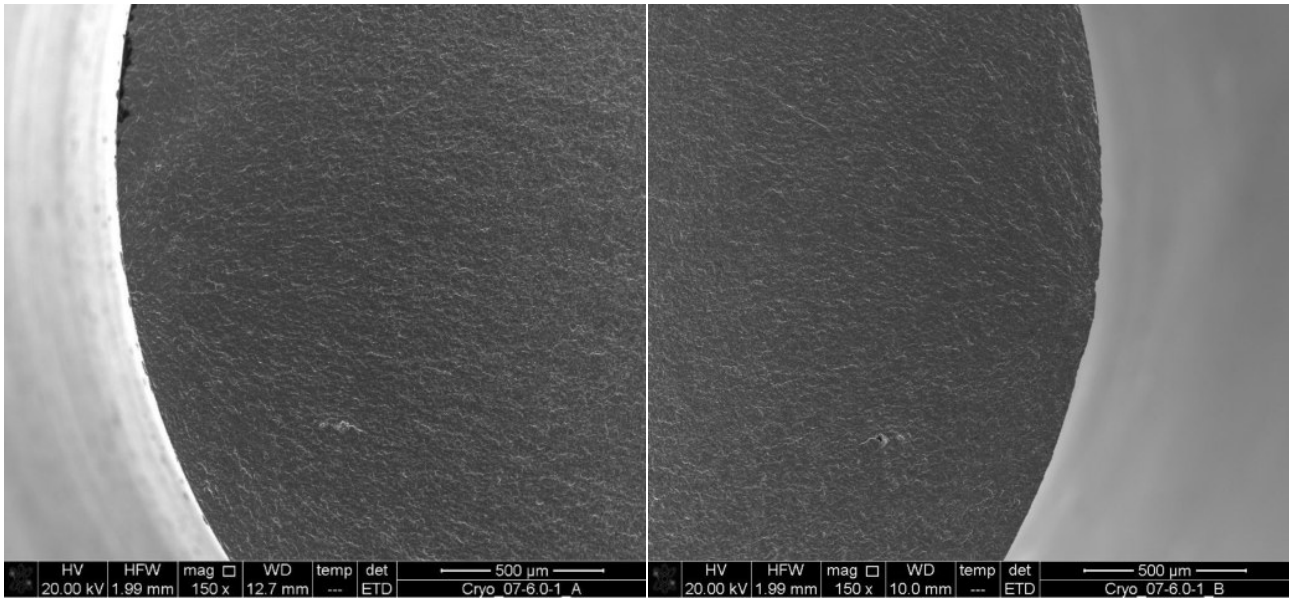
Data

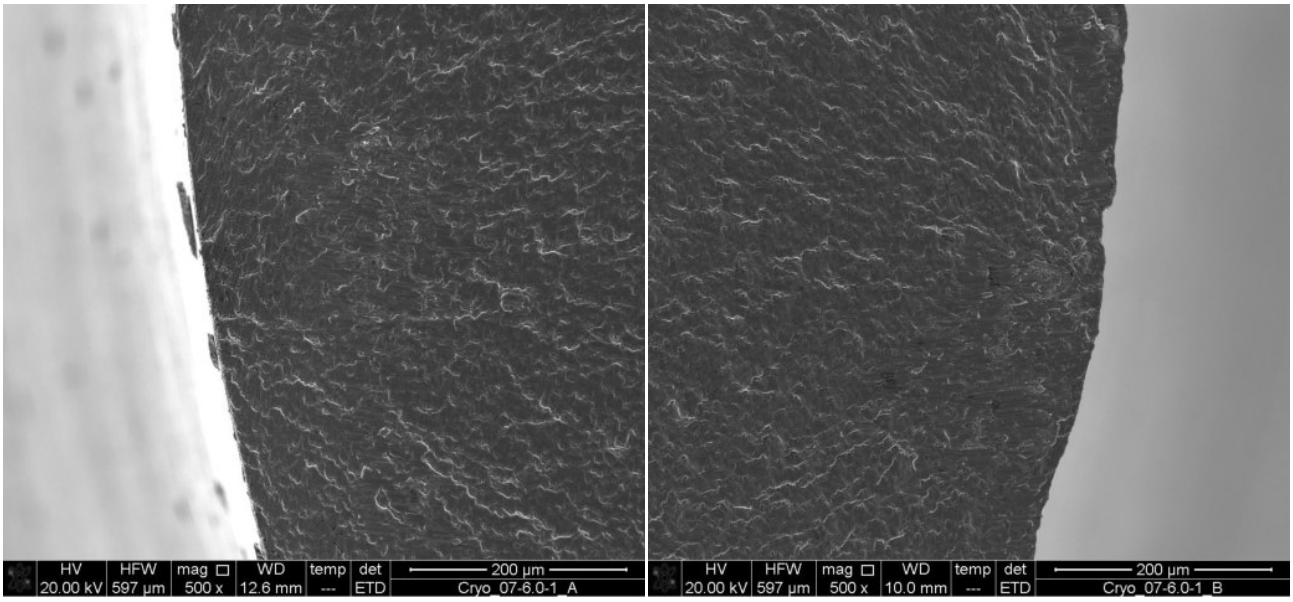
Diameter d_n [mm] =	4.55	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7167	σ_{max} [MPa] =	775.0
M_{min} [Nmm] =	-7167	σ_{min} [MPa] =	-775.0
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	775.0	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	67800	Machine n°:	1

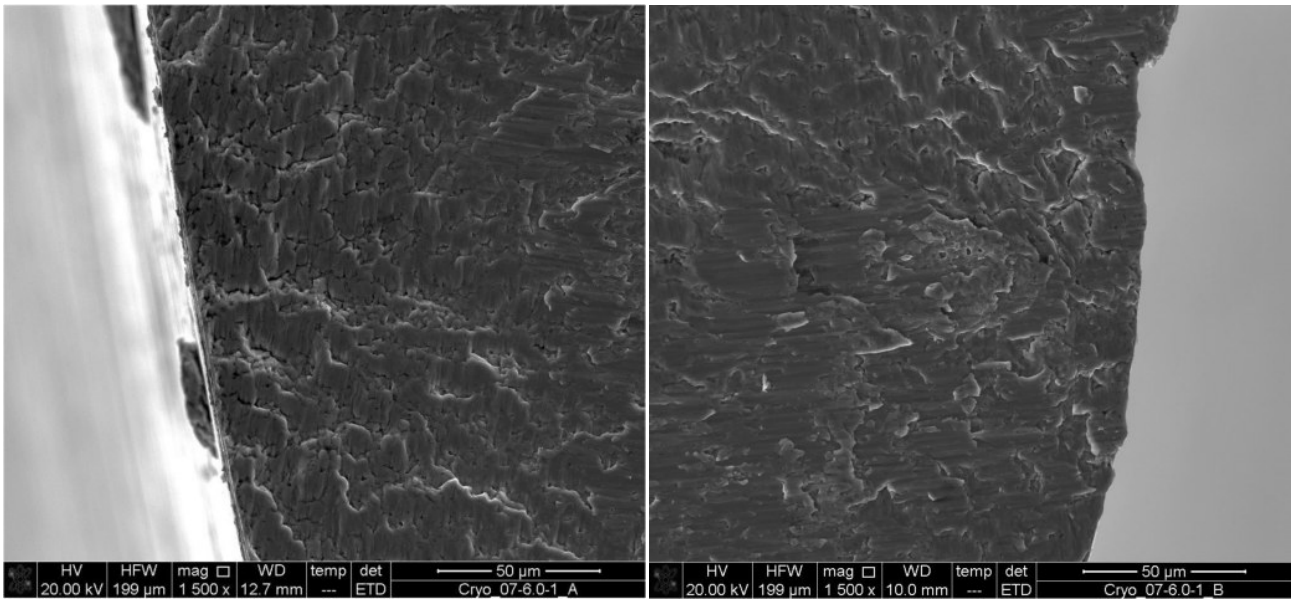
Damage



OSSERVAZIONI:


HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 12.7 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Cryo_07-6.0-1_A
HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 10.0 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Cryo_07-6.0-1_B


HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 12.6 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Cryo_07-6.0-1_A
HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 10.0 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Cryo_07-6.0-1_B

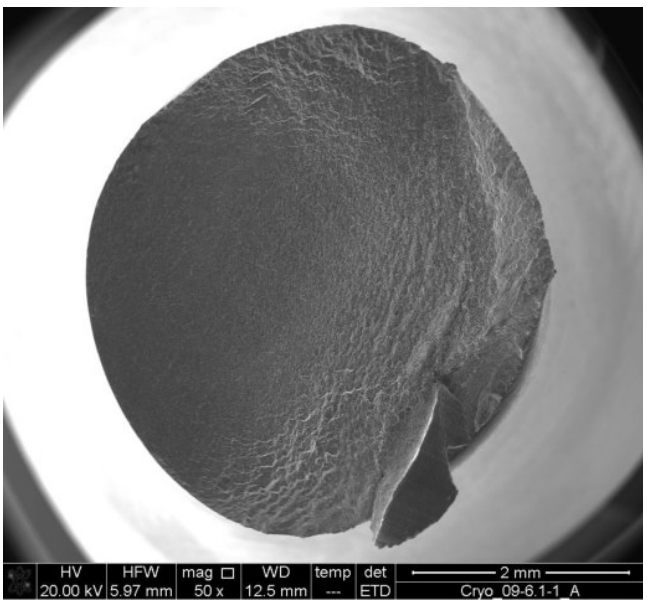

HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 12.7 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Cryo_07-6.0-1_A
HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 10.0 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Cryo_07-6.0-1_B

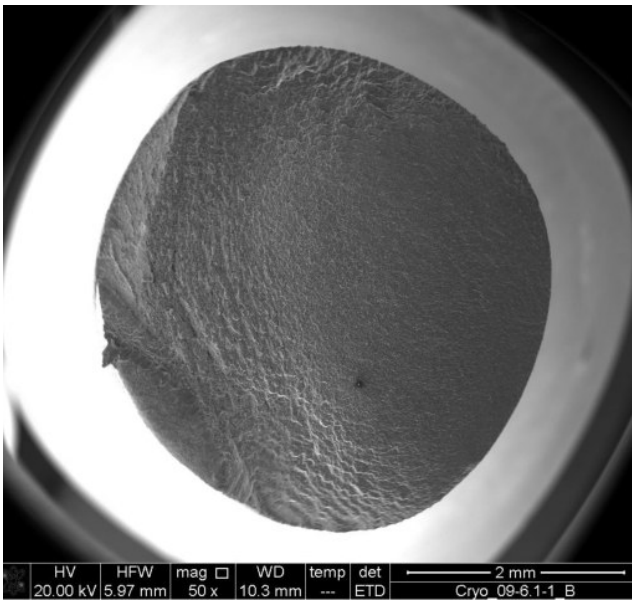
Specimen:	CRYO_09-6.1-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	28/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

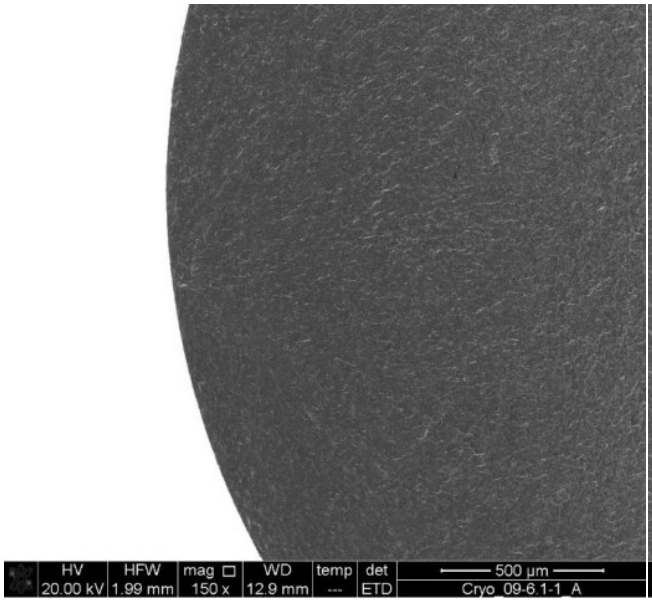
Diameter d_n [mm] =	4.47	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7014	σ_{max} [MPa] =	799.9
M_{min} [Nmm] =	-7014	σ_{min} [MPa] =	-799.9
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	799.9	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	96900	Machine n°:	1

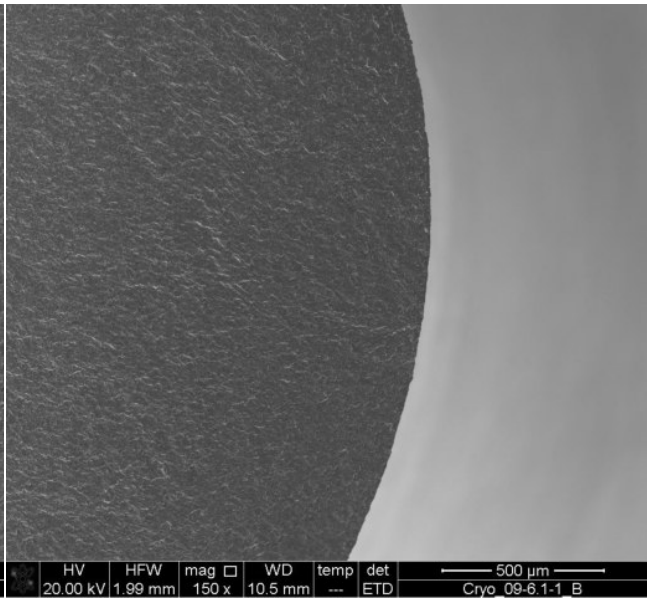
Damage

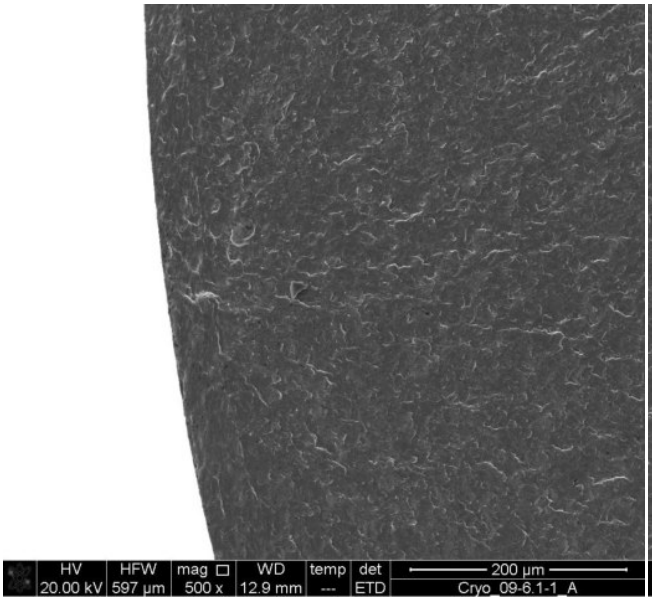


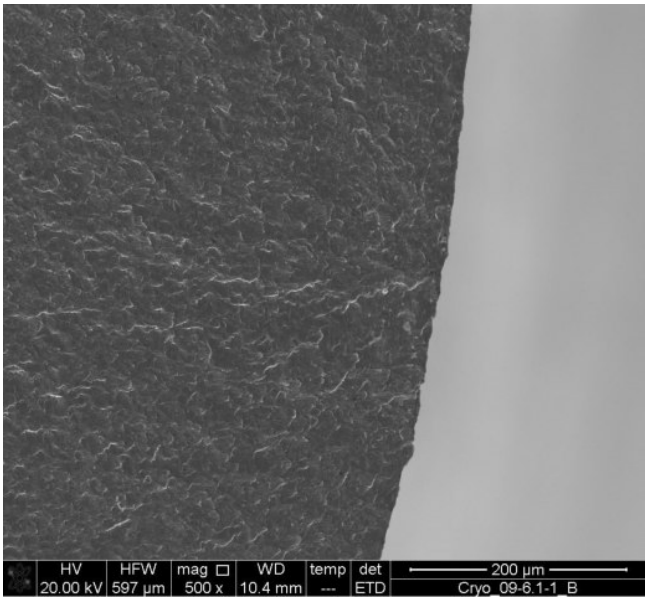


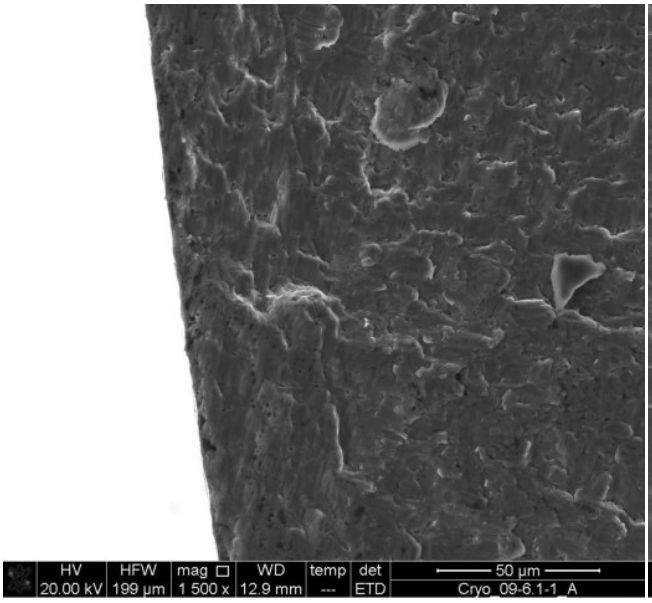
OSSERVAZIONI:

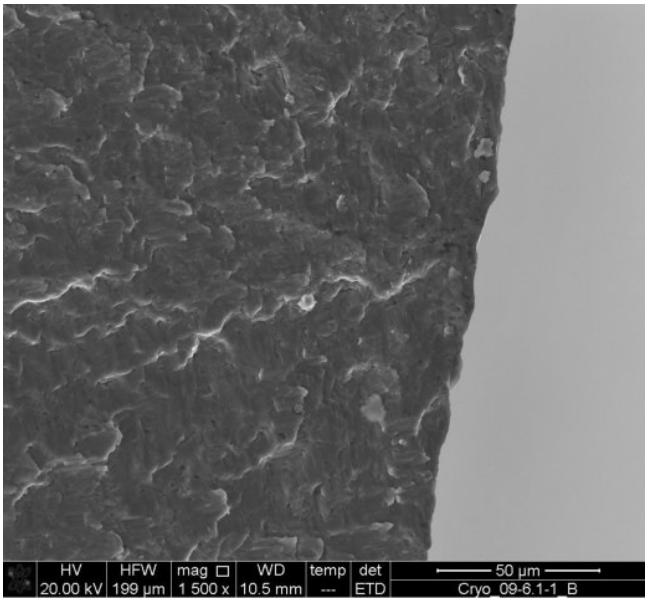

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
12.9 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Cryo_09-6.1-1_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
10.5 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Cryo_09-6.1-1_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
12.9 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_09-6.1-1_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
10.4 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_09-6.1-1_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
12.9 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_09-6.1-1_A

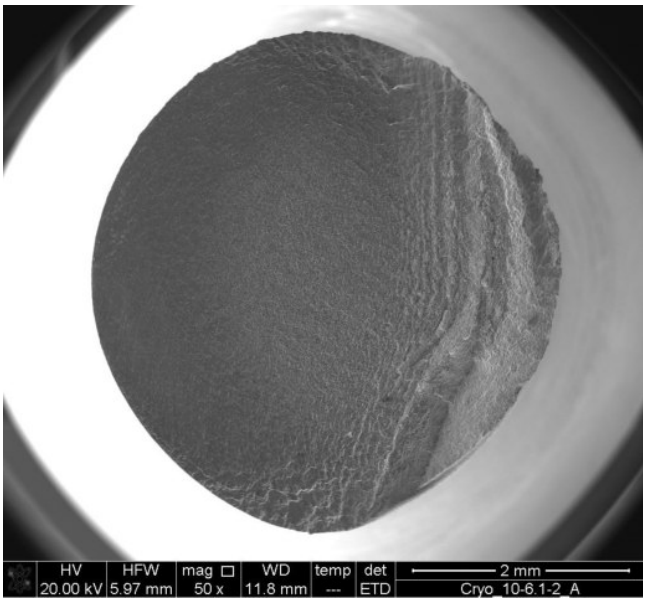

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
10.5 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_09-6.1-1_B

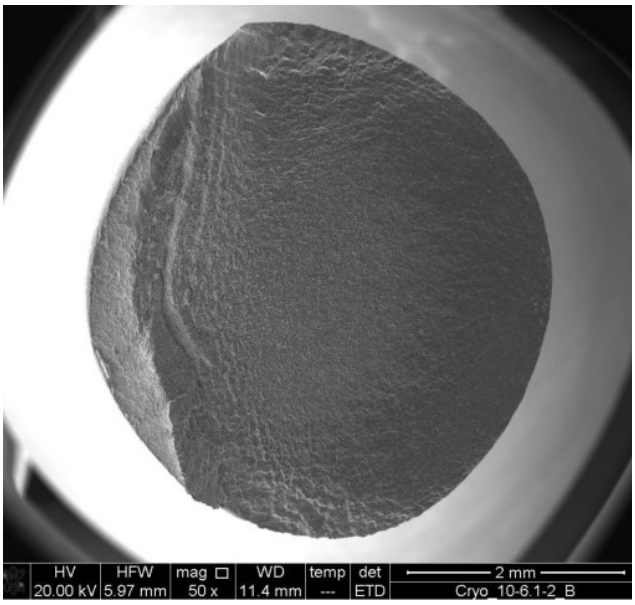
Specimen:	CRYO_10-6.1-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	25/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

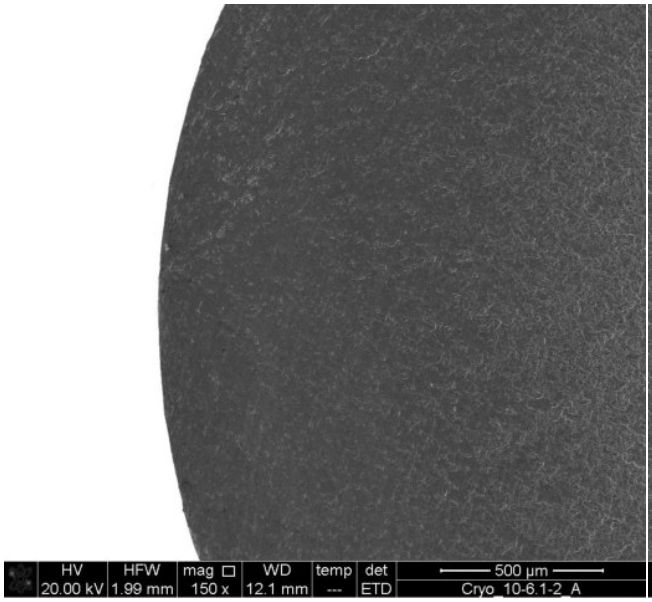
Diameter d_n [mm] =	4.48	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6842	σ_{max} [MPa] =	775.1
M_{min} [Nmm] =	-6842	σ_{min} [MPa] =	-775.1
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	775.1	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	168300	Machine n°:	1

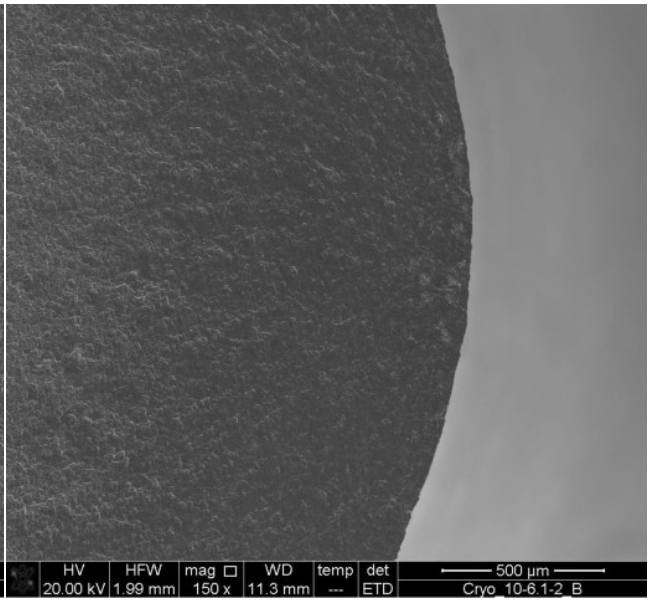
Damage

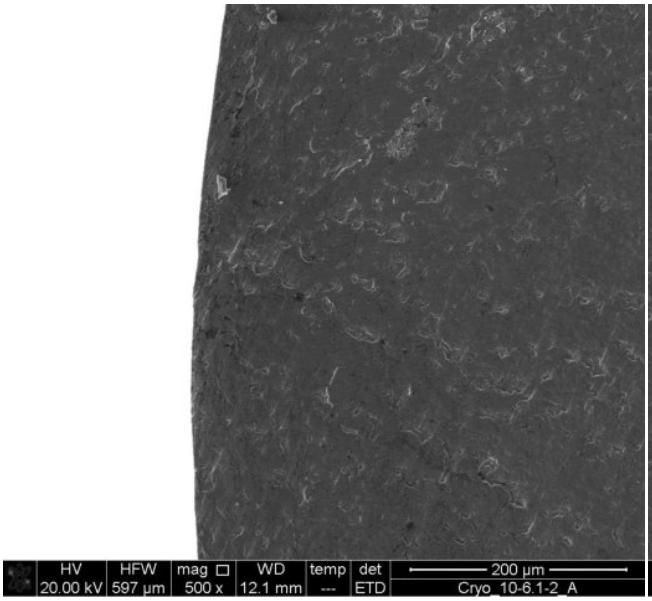


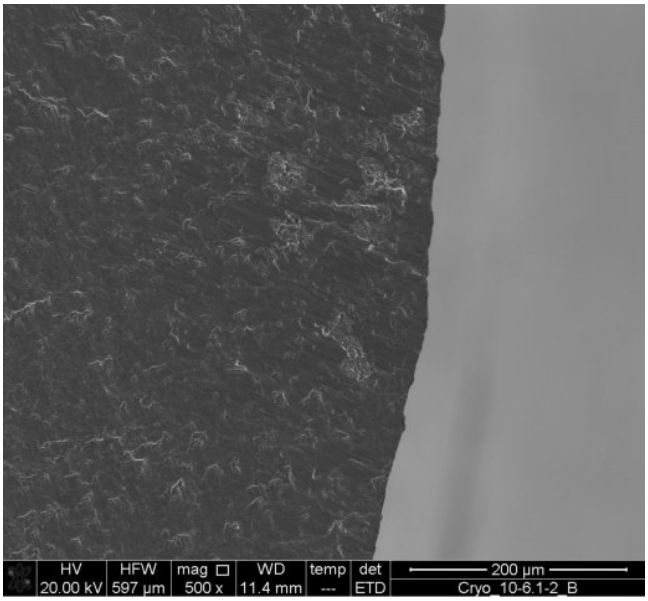


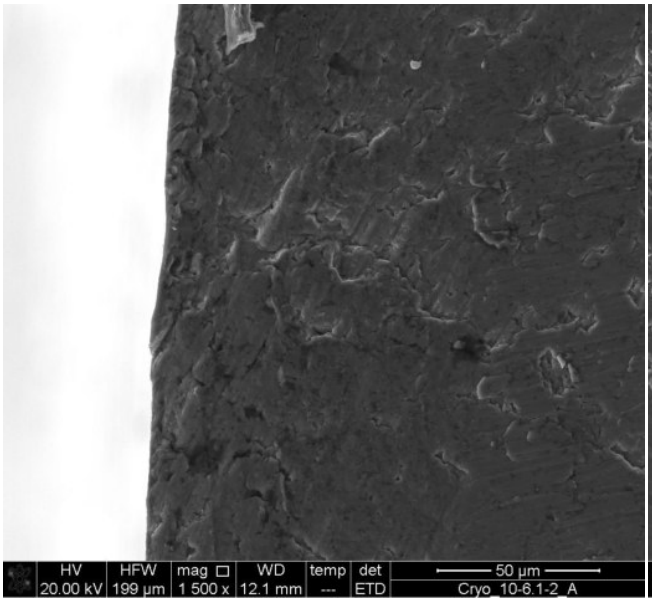
OSSERVAZIONI:

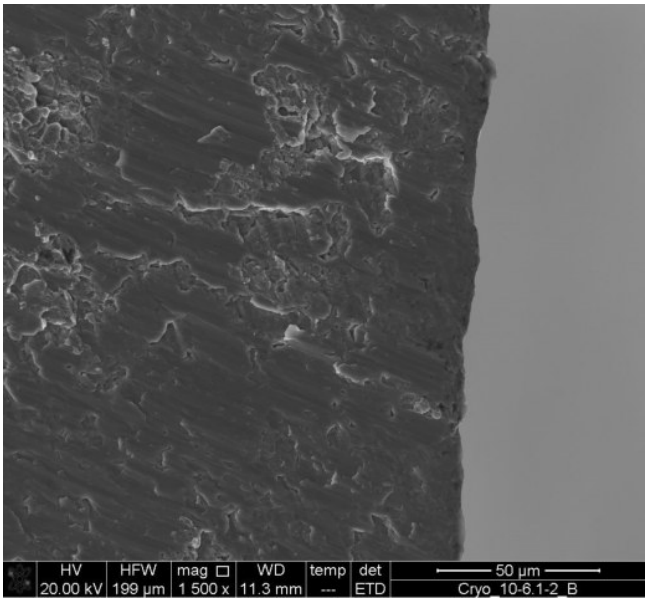

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
12.1 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Cryo_10-6.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
11.3 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Cryo_10-6.1-2_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
12.1 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_10-6.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
11.4 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_10-6.1-2_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
12.1 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_10-6.1-2_A

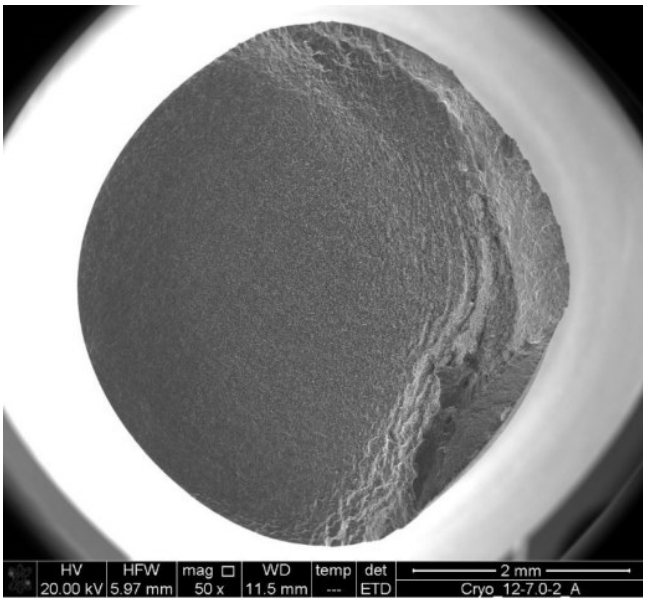

HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
11.3 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_10-6.1-2_B

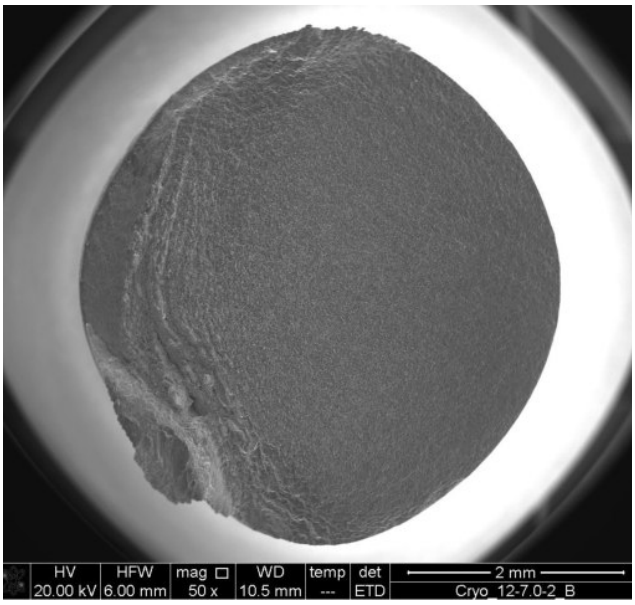
Specimen:	CRYO_12-7.0-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	28/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

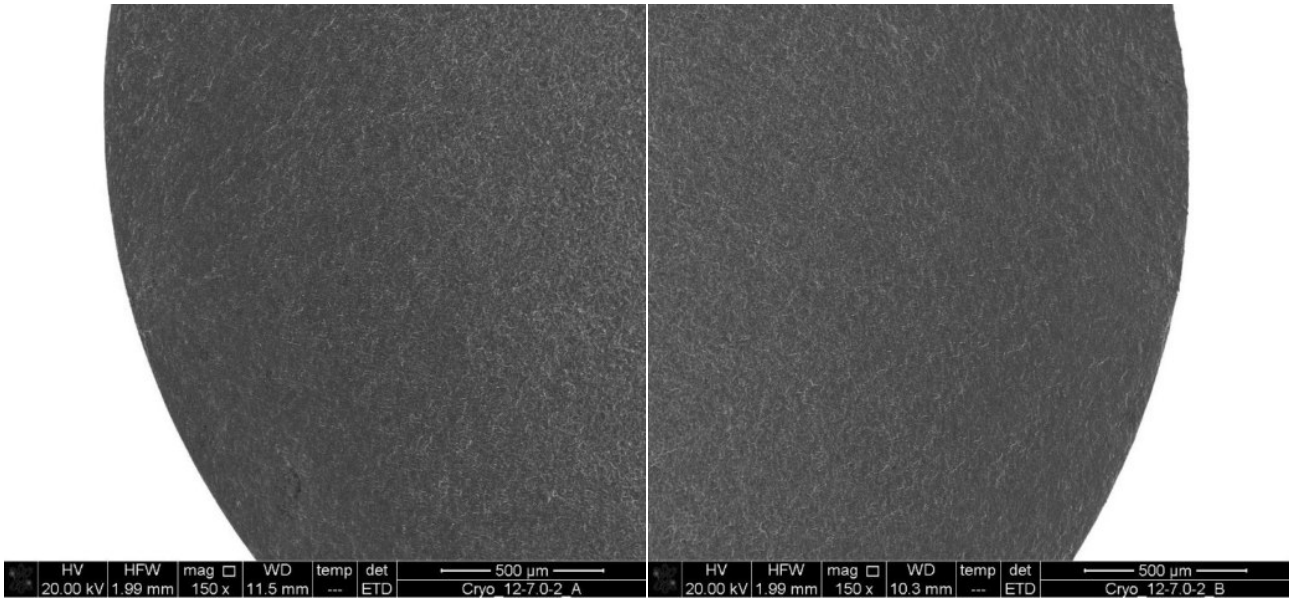
Diameter d_n [mm] =	4.58	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6602	σ_{max} [MPa] =	700.0
M_{min} [Nmm] =	-6602	σ_{min} [MPa] =	-700.0
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	700.0	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	3300100	Machine n°:	3

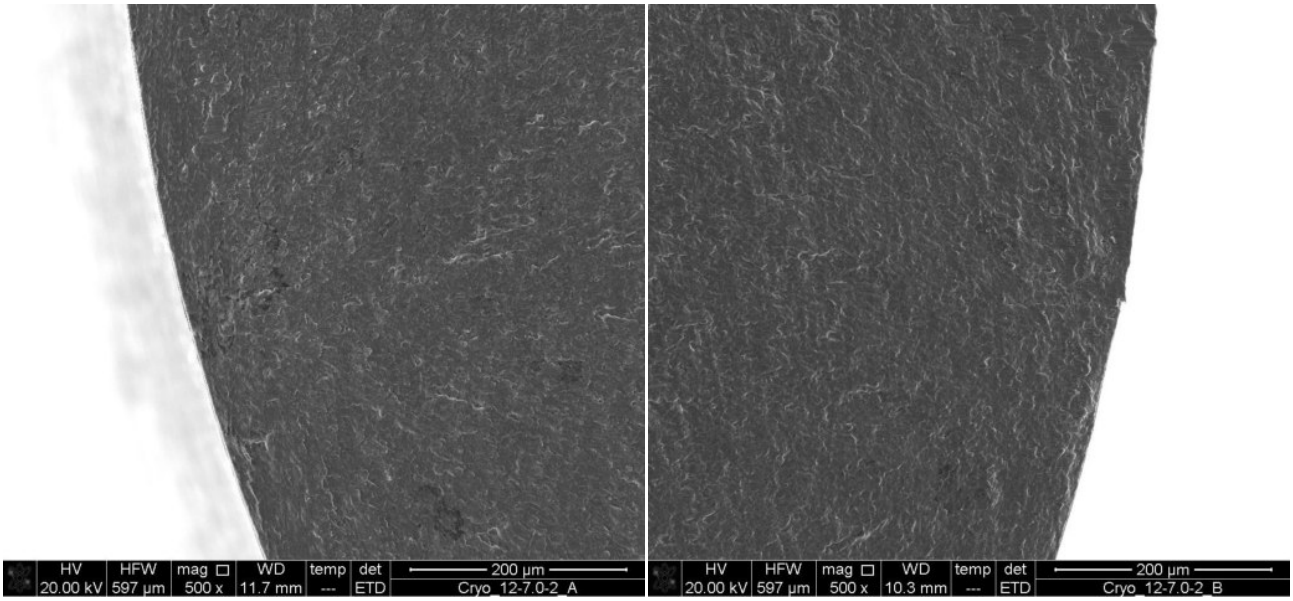
Damage

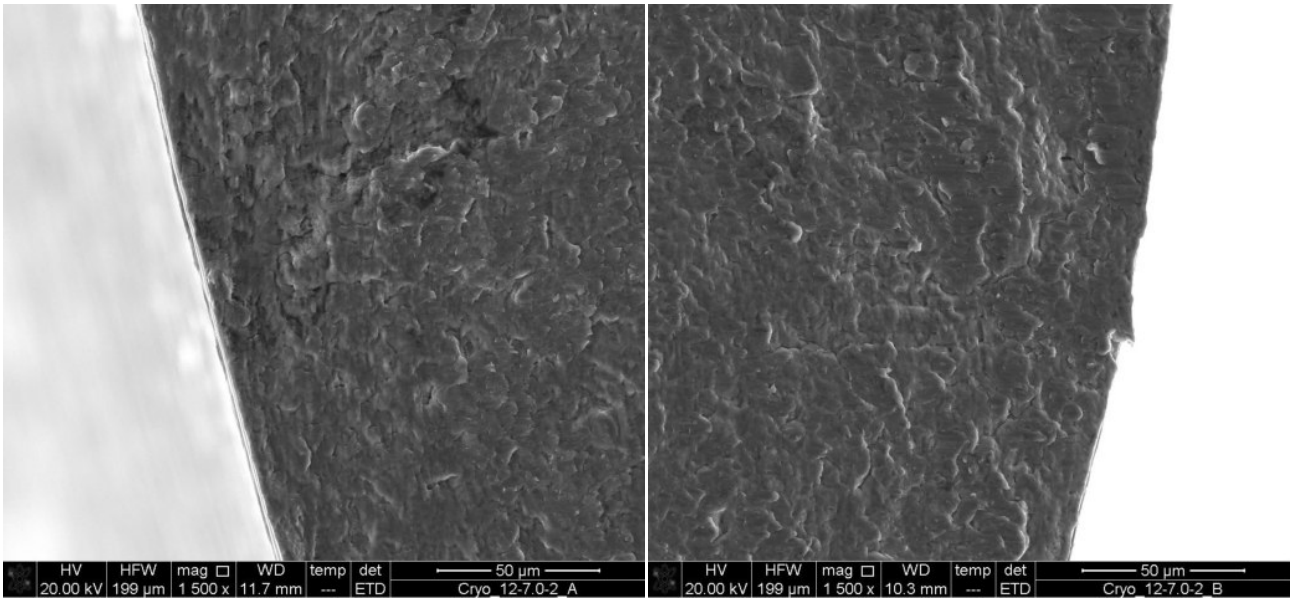




OSSERVAZIONI:


HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 11.5 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Cryo_12-7.0-2_A
HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 10.3 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Cryo_12-7.0-2_B


HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 11.7 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Cryo_12-7.0-2_A
HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 10.3 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Cryo_12-7.0-2_B

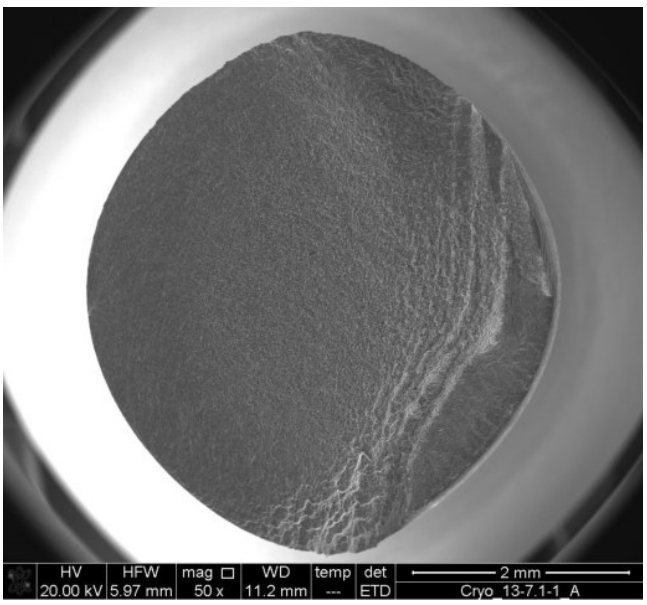

HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 11.7 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Cryo_12-7.0-2_A
HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 10.3 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Cryo_12-7.0-2_B

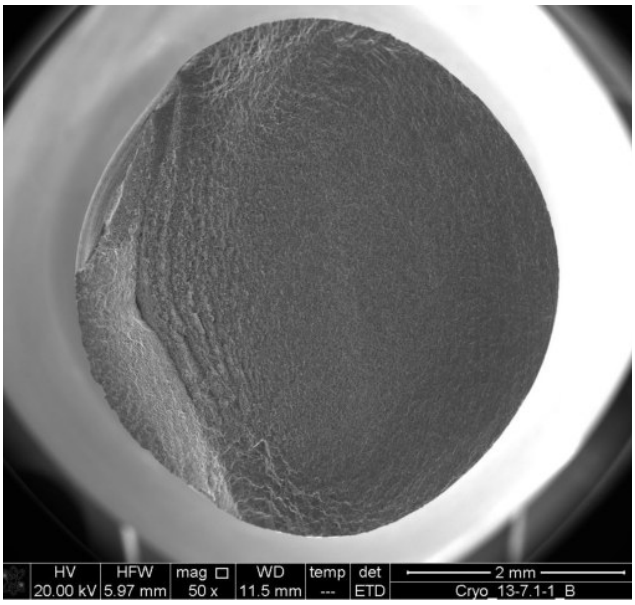
Specimen:	CRYO_13-7.1-1	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	24/02/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

Data

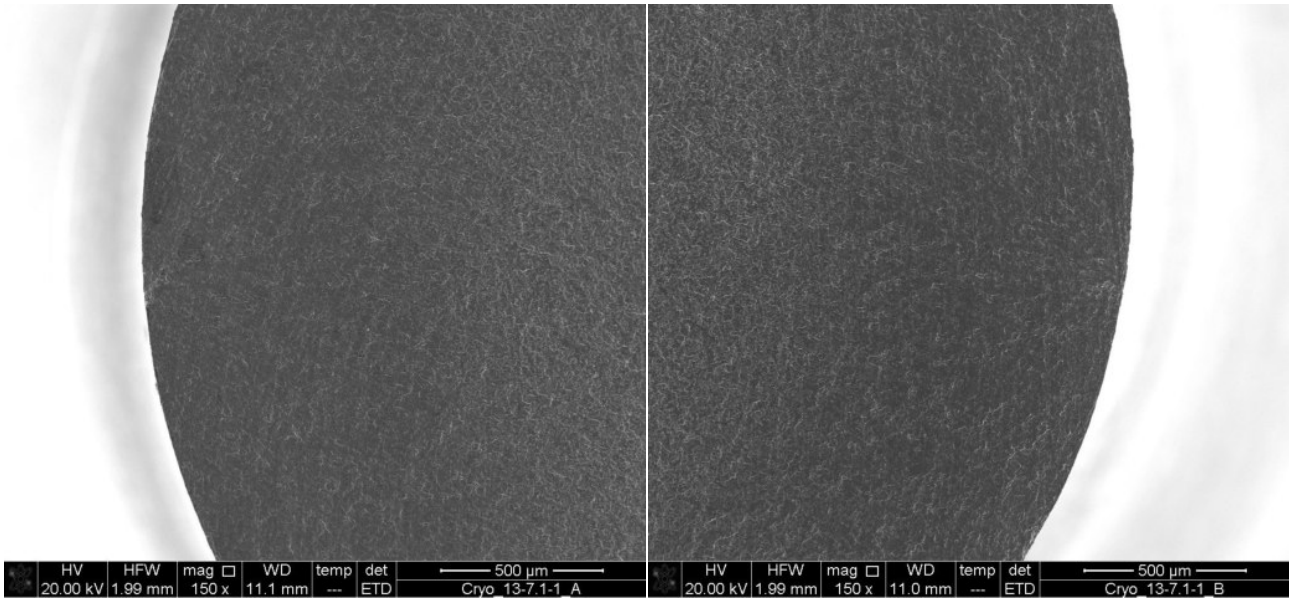
Diameter d_n [mm] =	4.49	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	6443	σ_{max} [MPa] =	725.0
M_{min} [Nmm] =	-6443	σ_{min} [MPa] =	-725.0
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	725.0	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	231400	Machine n°:	1

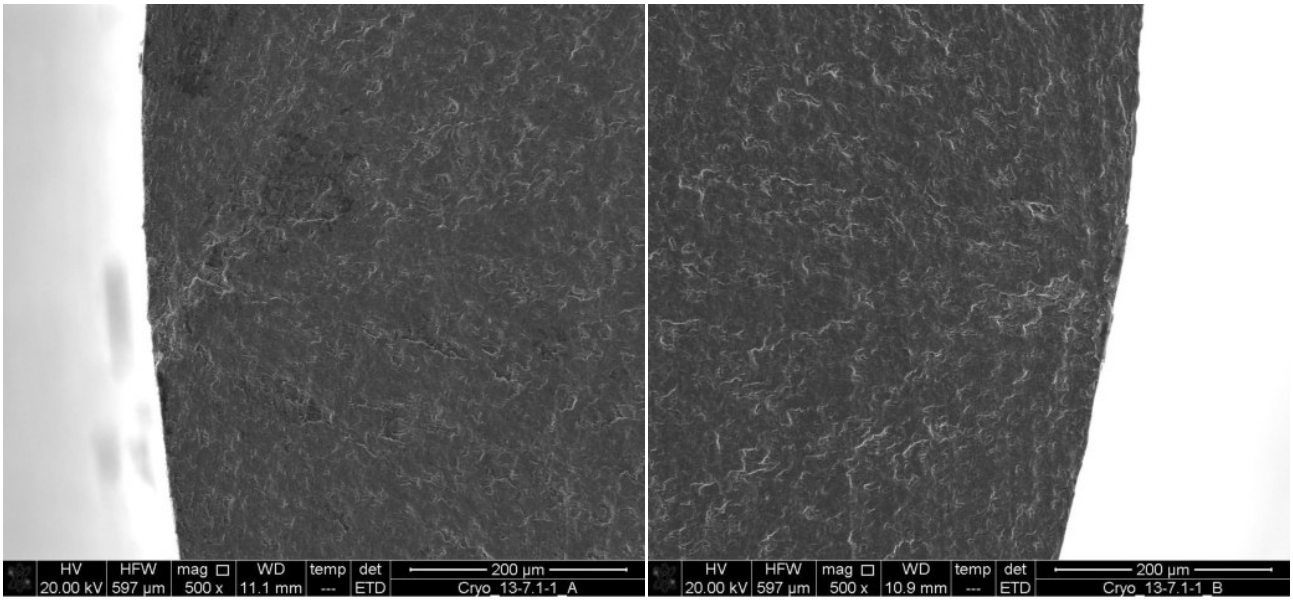
Damage

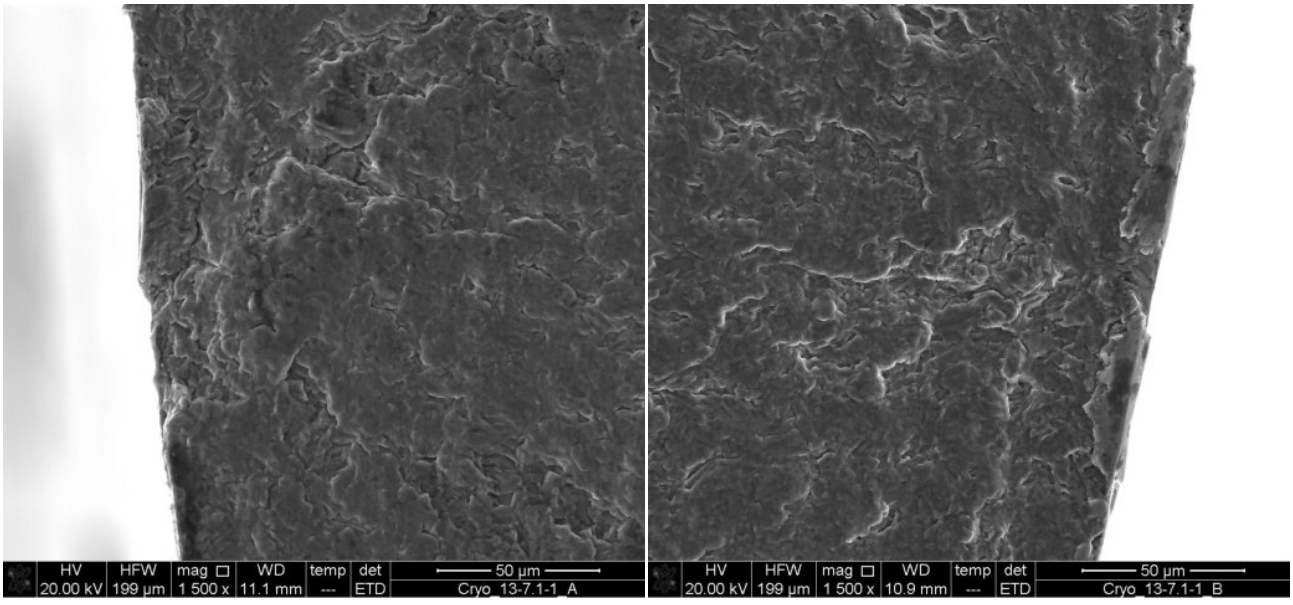




OSSERVAZIONI:


HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 11.1 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Cryo_13-7.1-1_A
HV 20.00 kV
HFW 1.99 mm
mag 150 x
WD 11.0 mm
temp ---
det ETD
500 µm
Cryo_13-7.1-1_B


HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 11.1 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Cryo_13-7.1-1_A
HV 20.00 kV
HFW 597 µm
mag 500 x
WD 10.9 mm
temp ---
det ETD
200 µm
Cryo_13-7.1-1_B

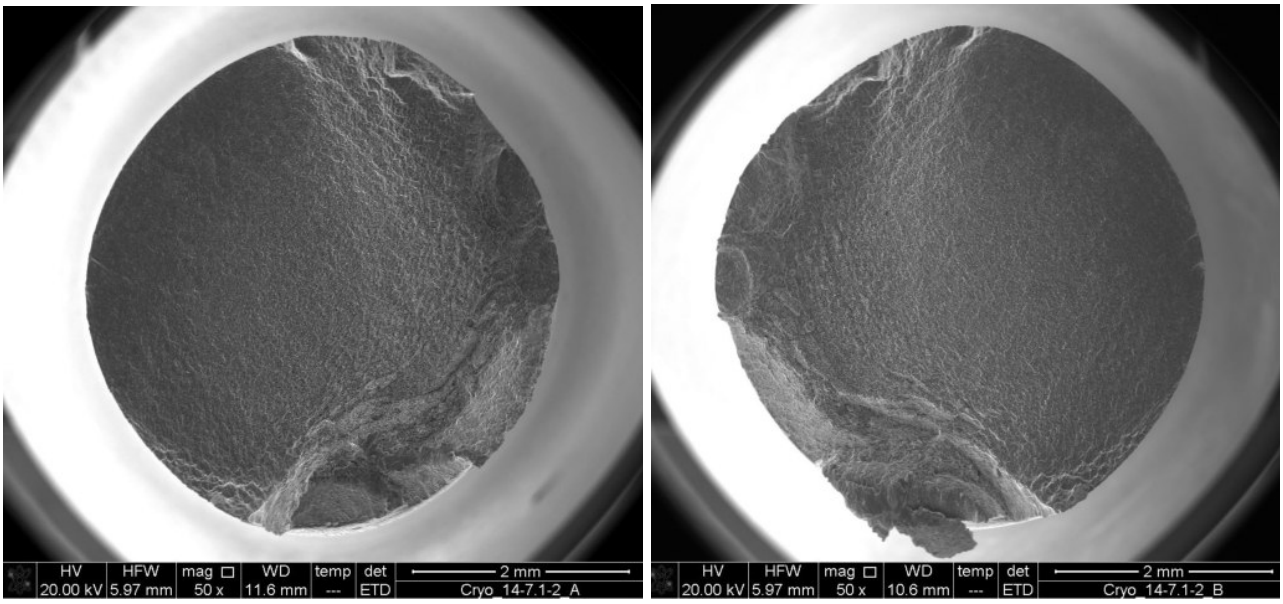

HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 11.1 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Cryo_13-7.1-1_A
HV 20.00 kV
HFW 199 µm
mag 1 500 x
WD 10.9 mm
temp ---
det ETD
50 µm
Cryo_13-7.1-1_B

Specimen:	CRYO_14-7.1-2	**Type:**	Liscio
Test:	Fatigue	**Material:**	Ti-6Al-4V wrougth
Date:	01/03/2022	**Test operator.:**	Stramare Andrea

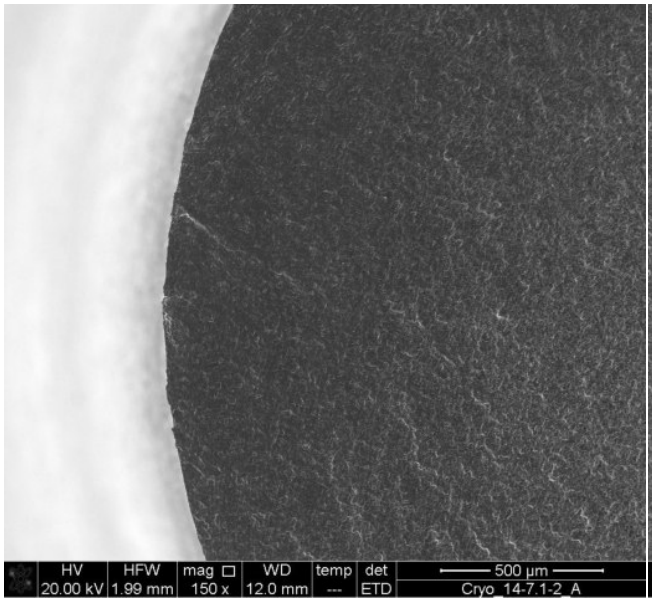
Data

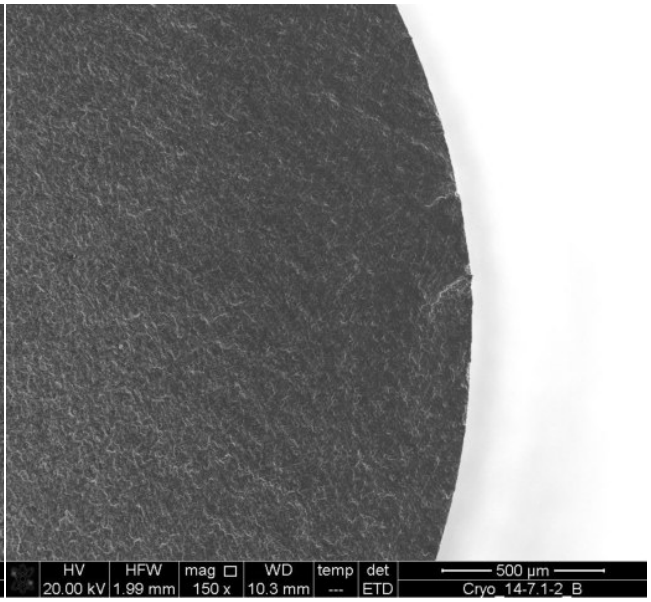
Diameter d_n [mm] =	4.48	Load frequency f [Hz] =	200
M_{max} [Nmm] =	7504	σ_{max} [MPa] =	850.0
M_{min} [Nmm] =	-7504	σ_{min} [MPa] =	-850.0
σ_{an} [MPa] (amplitude) =	850.0	Load cycle =	-1
N° of cycle to failure =	25600	Machine n°:	1

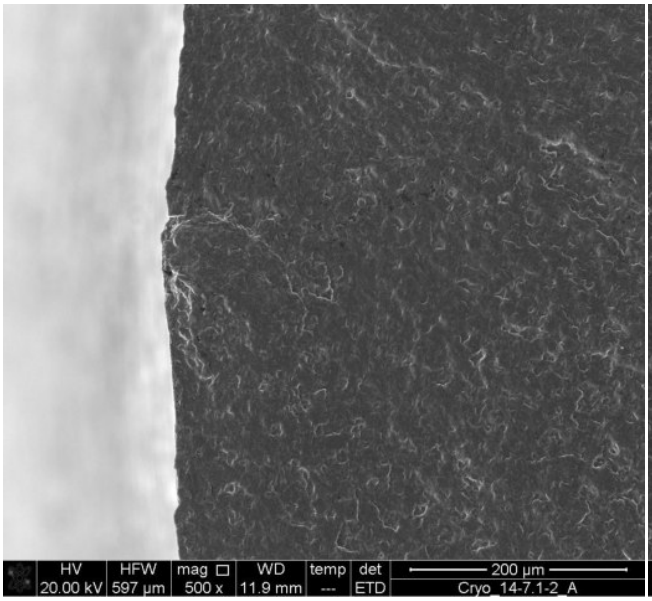
Damage

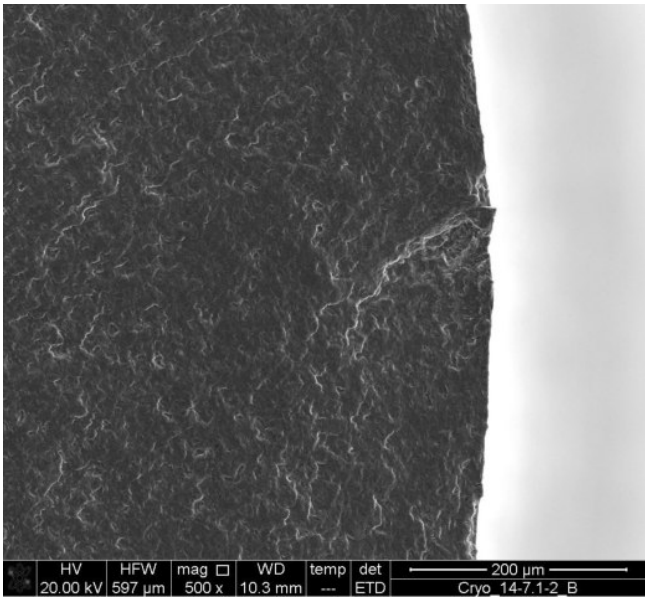


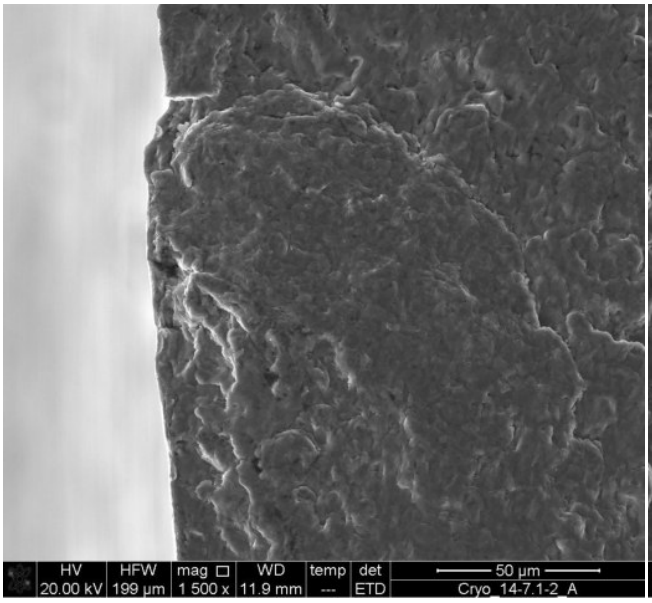
OSSERVAZIONI:

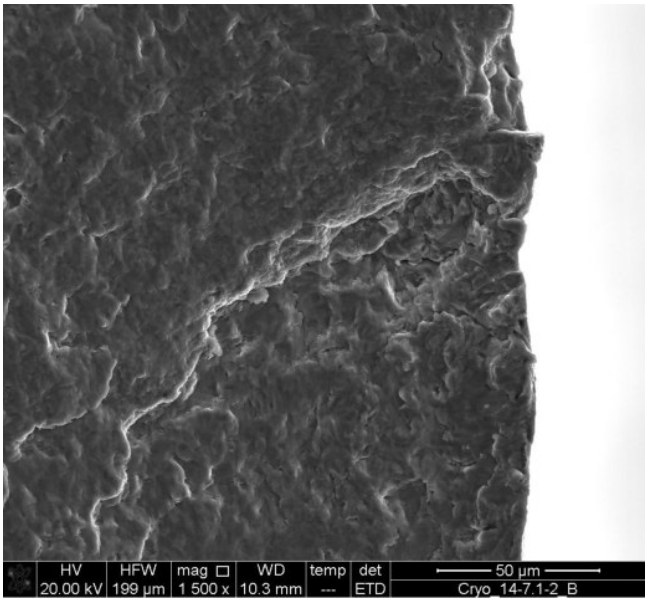

HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
12.0 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Cryo_14-7.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
1.99 mm
mag
150 x
WD
10.3 mm
temp
---
det
ETD
500 µm
Cryo_14-7.1-2_B


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
11.9 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_14-7.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
597 µm
mag
500 x
WD
10.3 mm
temp
---
det
ETD
200 µm
Cryo_14-7.1-2_B


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
11.9 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_14-7.1-2_A


HV
20.00 kV
HFW
199 µm
mag
1 500 x
WD
10.3 mm
temp
---
det
ETD
50 µm
Cryo_14-7.1-2_B