UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA

Dipartimento di Ingegneria Industriale DII

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica

Tesi di laurea magistrale

ANALISI SPERIMENTALE DELLA RESISTENZA STATICA E A FATICA DI PROVINI IN ACCIAIO MARAGING OTTENUTI PER ADDITIVE MANUFACTURING

Relatore: Ch.mo prof. Giovanni Meneghetti

Correlatore: Daniele Rigon

Laureando: Enrico Biscaro

N° matricola: 1130053

Anno Accademico 2016/2017

Indice

SOMMARIO……..……..5

CAPITOLO 1 – Analisi della letteratura: Fabbricazione additiva di materiali metallici……..…7

1.1 INTRODUZIONE……..…….…7

1.2 SELECTIVE LASER MELTING (SLM)……..…….…9

1.3 ELECTRON BEAM MELTING (EBM)……..……..11

1.4 DIRECT METAL DEPOSITION (DMD)……..…...14

1.5 VALORI TIPICI RIASSUNTIVI TECNOLOGIE AM……..……...15

1.6 VANTAGGI E SVANTAGGI DELLA FABBRICAZIONE ADDITIVA……..……..16

1.7 FATTORI DI INFLUENZA SULLE PROPRIETA' MECCANICHE……..……18

1.7.1 Parametri di processo……..……..18

1.7.2 Strategia di scansione e rifusione del layer…….……..21

1.7.3 Orientazione……..24

1.7.4 Tipologia di tecnologia AM……..……..…..26

1.7.5 Difetti: porosità ed infusi……..……..…...27

1.7.6 Rugosità superficiale……..……..28

1.7.7 Tensioni residue……..……...29

1.7.8 Polvere del materiale……..……...31

1.7.9 Sintesi dei fattori di influenza sulle proprietà meccaniche……..……..33

1.8 SINTESI DEI DATI RIPORTATI IN LETTERATURA……..……....34

CAPITOLO 2 – Prove statiche e a faticasu provini di acciaio maraging 18 Ni 300……..…57

2.1 INTRODUZIONE……..……..…..57

2.2 MATERIALI E PROTOCOLLO PROVE…..…..…….……..……..57

2.2.1 Lotto A EOSINT M280……..……...57

2.2.2 Lotto B FARSOON FS121M…….…..……..59

2.2.3 Lotto C SISMA……..……..…..60

2.2.4 Parametri di processo…….…..……..61

2.2.5 Misure di rugosità e distorsioni geometriche……63

2.2.6 Protocollo prove……...63

2.2.7 Analisi microstruttura……..…….66

CAPITOLO 3 – Risultati prove statiche e a fatica provini acciaio maraging DMLS 18 Ni 300 (Lotto A) ……71

3.1 RISULTATI DELLE MISURAZIONI DI DISTORSIONE E RUGOSITA'…….....71

3.2 RISULTATI DELLE PROVE STATICHE…….…..…….74

3.3 RISULTATI DELLE PROVE A FATICA…….…….……..75

3.4 ANALISI DEL DANNEGGIAMENTO…….80

3.5 TENSIONI RESIDUE: PROCEDURA E RISULTATI…….……83

3.5.1 Procedura di misurazione…….83

3.5.2 Risultati……..…85

CAPITOLO 4 – Risultati prove statiche e a fatica provini acciaio maraging MLS 18 Ni 300 (Lotto B) …….…87

4.1 RISULTATI DELLE MISURAZIONI DI DISTORSIONE E RUGOSITA'…….87

4.2 RISULTATI DELLE PROVE A FATICA…….89

4.3 ANALISI DEL DANNEGGIAMENTO……..91

CAPITOLO 5 – Risultati prove statiche e a fatica provini acciaio maraging SLM 18 Ni 300 (Lotto C) …….93

5.1 RISULTATI DELLE MISURAZIONI DI DISTORSIONE E RUGOSITA'…….…....93

5.2 RISULTATI DELLE PROVE A FATICA…….99

5.3 ANALISI DEL DANNEGGIAMENTO……..……..103

CONCLUSIONI…….……111

APPENDICE……..113

Schede provini del lotto A……113

Schede provini del lotto B……232

Schede provini del lotto C……247

BIBLIOGRAFIA…….…..…333

SOMMARIO

La fabbricazione additiva o additive manufacturing (AM) è una tecnologia che consente di ottenere componenti finiti per strati successivi, procedendo man mano ad aggiunte e consolidamenti del materiale prescelto (polimerico, composito, metallico o ceramico) fino al raggiungimento della geometria voluta. Questo consolidamento però (nei materiali metallici) comporta la formazione di difetti quali particelle infuse e porosità che riducono le proprietà meccaniche ed in particolare il comportamento a fatica. Dallo studio della letteratura è emerso come informazioni su tale comportamento, in relazione all'acciaio alto resistenziale maraging 18 Ni 300, sottoposto a prove di fatica assiale risultino mancanti.

Dunque l'obbiettivo della tesi è stato analizzare il comportamento a fatica e statico di campioni di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante additive manufacturing prendendo in considerazione sia l'influenza dell'orientazione rispetto a cui sono stati costruiti i campioni (0° e 90°) sia la loro condizione (così come prodotta o trattata termicamente). In aggiunta è stato fatto il confronto con provini d'acciaio maraging 300 prodotti attraverso processi tradizionali di fusione sottovuoto. I provini testati sono stati suddivisi in 3 lotti differenti, caratterizzati da diversi parametri di processo e tipologia di macchine utilizzate. Per valutare il comportamento a fatica si è inoltre considerata la rugosità superficiale e la distorsione dei campioni causata dalle tensioni residue (a seguito del processo produttivo). Per individuare la causa del cedimento sono state fotografate le superfici di frattura mediante l'uso del SEM (microscopio elettronico a scansione) e il microscopio stereoscopico.

La tesi si compone di 6 capitoli.

Il CAPITOLO 1 offre una panoramica sulla tecnologia di additive manufacturing nelle sue varianti, presentandone peculiarità e problematiche, concentrandosi in particolare sui fattori che ne influenzano le proprietà statiche e a fatica. Il capitolo termina con una sintesi di dati sperimentali disponibili in letteratura in merito a prove statiche e a fatica di materiali metallici ottenuti per fabbricazione additiva e tramite processi tradizionali.

Il CAPITOLO 2 illustra materiali, metodi e procedure adottate per le prove sperimentali svolte. Nel dettaglio descrive i parametri di processo ed modello di stampante 3D utilizzata per realizzare i campioni, così come la loro geometria e gli eventuali trattamenti termici subiti. Inoltre riporta le macchine e le condizioni di prova usate assieme alle procedure di misurazione della distorsione geometrica, della rugosità e della preparazione metallografica per le micrografie svolte.

Il CAPITOLO 3 presenta i risultati sperimentali relativi al lotto di provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per DMLS, denominato lotto A. Questo lotto è costituito da campioni ottenuti con orientazioni a 0° e 90°, metà soggetti a trattamento termico di invecchiamento, metà lasciata come prodotta. I risultati suddetti sono relativi alle misure di distorsione geometrica, alla rugosità superficiale del tratto utile dei campioni (Ra), alle tensioni residue e alle prove statiche e a fatica, queste ultime espresse sia in termini di ampiezza di tensione sia in relazione al parametro di Smith-Watson-Topper (SWT). A tutti questi si aggiungono le osservazioni svolte sulle superfici di frattura mediante il SEM e il microscopio stereoscopico.

Il CAPITOLO 4 presenta i risultati sperimentali relativi al lotto di provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per MLS, denominato lotto B. Questo lotto è costituito da campioni ottenuti con orientazioni a 0° e 90°, tutti soggetti a trattamento termico di invecchiamento. I risultati suddetti sono relativi alle misure di distorsione geometrica, alla rugosità superficiale del tratto utile dei campioni (Ra) e alle prove a fatica espresse in termini di ampiezza di tensione. A tutti questi si aggiungono le osservazioni svolte sulle superfici di frattura mediante il microscopio stereoscopico.

Il CAPITOLO 5 presenta i risultati sperimentali relativi al lotto di provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per SLM, denominato lotto C. Questo lotto è costituito da campioni ottenuti con orientazioni a 0° e 90°, metà soggetti a trattamento termico di invecchiamento, metà lasciata come prodotta. I risultati suddetti sono relativi alle misure di distorsione geometrica, alla rugosità superficiale del tratto utile dei campioni (Ra), alle prove statiche e a fatica (queste ultime espresse in termini di ampiezza di tensione) e alle micrografie compiute per indagarne la microstruttura. A tutti questi si aggiungono le osservazioni svolte sulle superfici di frattura mediante il SEM e il microscopio stereoscopico.

Il CAPITOLO 6 presenta la discussione dei risultati, in particolare illustra il confronto reciproco tra le distorsioni dei campioni, le rugosità e le curve di fatica ottenute per ciascuno dei tre lotti ed inoltre le mette in relazione con quelle ottenute su campioni di acciaio maraging realizzati tramite processi tradizionali.

In APPENDICE vengono riportate le schede dei provini testati sia staticamente che a fatica, con tutte le rispettive condizioni di prova assieme alle immagini delle superfici di frattura scattate al SEM ed al microscopio ottico per l'analisi del danneggiamento.

CAPITOLO 1

ANALISI della LETTERATURA:

Fabbricazione additiva dei materiali metallici

1.1 Introduzione

La fabbricazione additiva o additive manufacturing (AM) è una tecnologia che consente di ottenere componenti finiti per strati successivi (in atmosfera controllata), procedendo man mano ad aggiunte e consolidamenti del materiale prescelto (polimerico, composito, metallico o ceramico) fino al raggiungimento della geometria voluta. A partire dal modello CAD dell'elemento da creare e dei supporti utili a garantirne la realizzazione, viene effettuata la conversione in formato STL (Solid To Layer) del modello cui seguono: l'eventuale riparazione dello stesso a causa di tale conversione, la scelta e l'impostazione dei parametri di processo della macchina che rende possibile tutto ciò, nota anche come stampante 3D e lo slicing del modello ossia la sua suddivisione negli strati (layer) che verranno via via realizzati. Una volta completata la costruzione del pezzo si procede con la rimozione dei supporti e con eventuali trattamenti superficiali o termici.



Figura 1.1: Esempio di stampante 3D, EOS M 290 [1].

Questa tecnologia nata negli anni ottanta e tutt'ora in via di sviluppo, è anche nota come 3D Printing [2], Additive Layer Manufacturing, Rapid Manufacturing o Rapid Prototyping [3] ma a seconda delle modalità di aggiunta e consolidamento del materiale (dipendenti dalla sua tipologia) può assumere nomenclature differenti.

I processi di additive manufacturing dedicati ai materiali metallici si possono suddividere in due varianti principali [2]: quella basata sul deposito di un letto di polvere (sopra una piattaforma mobile) e la sua successiva fusione (Powder Bed Fusion) e quella caratterizzata dal rilascio e contestuale fusione della polvere (Direct Energy Deposition). La prima (PBF) si può suddividere a sua volta in due alternative: se la fusione dello strato di polvere avviene per mezzo di un fascio laser prende il nome di Selective Laser Melting (SLM) o anche Direct Metal Laser Sintering (DMLS), Laser Beam Melting (LBM), Selective Laser Sintering (SLS) quest'ultima però non fonde propriamente il materiale ma lo sinterizza. Se invece tale fusione viene ottenuta tramite fascio elettronico viene chiamata Electron Beam Melting (EBM) o anche Electron Beam Free Forming (EBFF). La Direct Energy Deposition invece è altresì conosciuta come Laser Engineered Net Shaping (LENS), Direct Metal Deposition (DMD), Laser Metal Deposition (LMD) e presenta un'alternativa chiamata Rapid Plasma Deposition (RPD) in cui al posto della polvere si sfrutta un cavo del materiale che fondendo origina delle gocce le quali vengono sospinte sulla piattaforma di costruzione dal gas argon [2], a seguire la tabella riassuntiva di quanto detto.

Tabella 1.1: Principali tecnologie di additive manufacturing (AM) per i materiali metallici.

Tecnologie di additive manufacturing		
Additive Manufacturing (AM)		
Additive Layer Manufacturing (ALM)		
Rapid Manufacturing (RM)		
Rapid Prototyping (RP)		
3D Printing (3DP)		
Powder Bed Fusion		**Direct Energy Deposition**
Selective Laser Melting (SLM)	Electron Beam Melting (EBM)	Direct Metal Deposition (DMD)
Selective Laser Sintering (SLS)	Electron Beam Free Forming (EBFF)	Laser Engineered Net Shaping (LENS)
Direct Metal Laser Sintering (DMLS)		Laser Metal Deposition (LMD)
Laser Beam Melting (LBM)		Rapid Plasma Deposition (RPD)

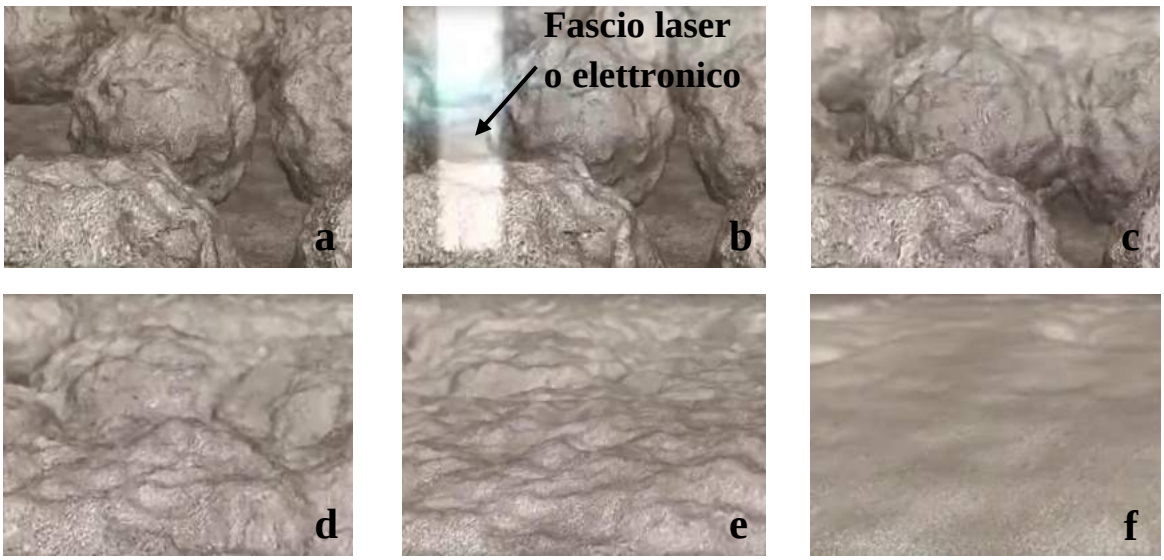


Figura 1.2: Sequenza del processo di fusione nella tecnologia di fabbricazione additiva. A partire dal primo strato di polvere del materiale (a), attraverso l'uso di un fascio laser o elettronico (b) si fonde la polvere stessa fino a raggiungere la densificazione dello strato (c-f) [4].

Le applicazioni dell'additive manufacturing sono dedicate prevalentemente a settori con prodotti dall'elevato valore aggiunto quali il biomedicale (specialmente la protesica) e l'aerospaziale ma anche l'automotive, in particolare per le possibilità che offre nel campo della prototipazione rapida e il settore estrattivo. Alcuni componenti realizzati mediante AM sono mostrati in figura 1.3.



Figura 1.3: Esempi di applicazioni di componenti realizzati tramite AM, da sinistra: protesi d'anca, ugelli per motori aerospaziali, collettore di aspirazione, corpo valvola [5-8].

1.2 Selective Laser Melting (SLM)

La tecnologia SLM costituisce una variante principe dei processi di stampaggio tridimensionale (Powder Bed Fusion) che si basa sul deposito e successiva fusione di un letto di polvere mediante un fascio laser. Nacque nel 1995 al Fraunhofer Institute for Laser Technology (ILT) ad Aachen in Germania sviluppando la precedente Selective Laser Sintering brevettata nel 1986 da Carl Deckard e Joe Beaman (University of Texas, Austin) a metà anni ottanta. La produzione dei componenti avviene all'interno di una camera in atmosfera controllata (figura 1.4) ricca di azoto o argon al fine di ridurre il più possibile la formazione di ossidi e il conseguente infragilimento sui prodotti ottenuti.

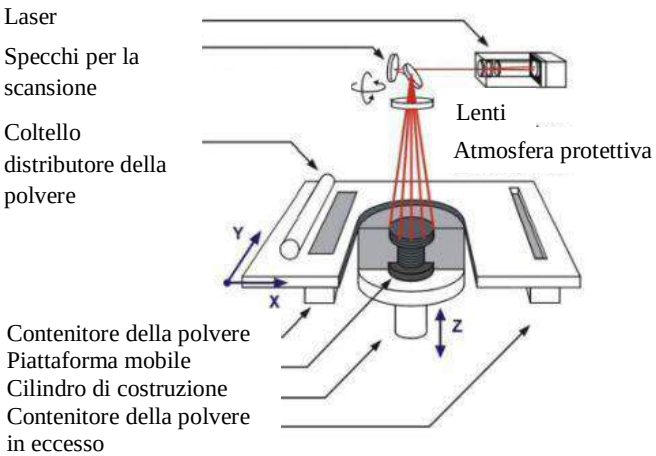


Figura 1.4: Raffigurazione schematica dei principali componenti che costituiscono la camera della stampante 3D con cui si realizzano i componenti mediante la tecnologia SLM [9].

Il processo prevede la deposizione del primo strato di polvere sopra una piattaforma mobile (eventualmente preriscaldata) mediante l'aiuto di un coltello distributore, a cui segue la fusione del layer con un fascio laser. Una volta raffreddato e solidificato la piattaforma si abbassa attraverso un apposito cilindro consentendo la deposizione di un secondo strato di polvere (dello stesso spessore del precedente, figura 1.5) che viene fuso a sua volta e lasciato raffreddare. Questa sequenza procede fino a quando l'oggetto viene ultimato e tutta la polvere non fusa viene raccolta in un apposito contenitore per poter essere riutilizzata.

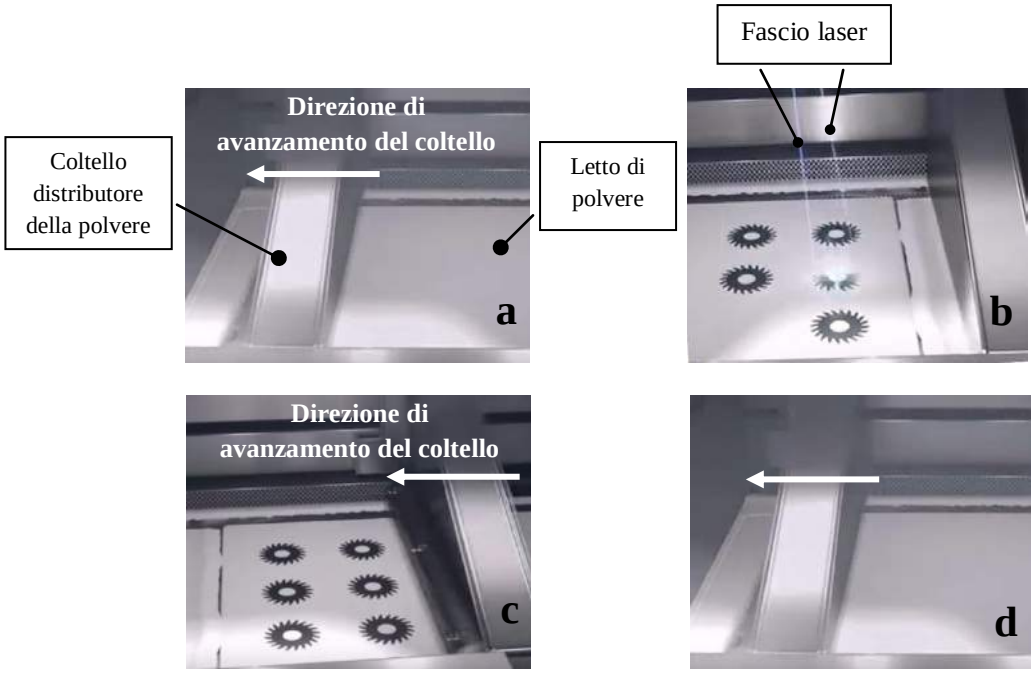


Figura 1.5: Sequenza del processo di fusione e deposizione della polvere nel SLM. In seguito alla deposizione del primo strato di polvere da parte del coltello distributore (a), avviene la fusione della stessa mediante l'uso di un fascio laser (b) e dopo il suo raffreddamento, mediante il medesimo coltello, si dispone nuova polvere al di sopra dello strato consolidato (c-d) che verrà fusa a sua volta [10].

I principali parametri di processo di questa tecnologia (cioè le grandezze che contribuiscono ad influenzare le proprietà dei componenti e che sono controllabili attraverso il software della stampante 3D) sono combinati nel parametro densità volumetrica di energia E_d con un valore tipicamente inferiore ai 100 J/mm^3 che è definita dalla seguente equazione:

$$E_d = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \left[\frac{J}{mm^3}\right] \tag{1.1}$$

ove P è la potenza del fascio laser, v è la velocità di scansione del fascio laser, h è hatch spacing ovvero la distanza che mantiene la direzione del laser fra passate successive e t è lo spessore del layer.

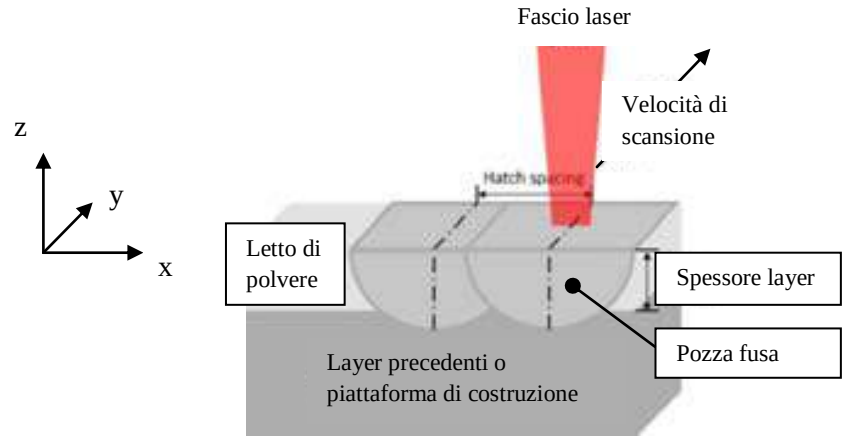


Figura 1.6: Principali parametri di processo della tecnologia SLM: potenza del fascio laser, velocità di scansione, hatch spacing e spessore del layer [11].

Tali parametri, se considerati singolarmente, assumono valori tra i 20 e 1000 W per ciò che riguarda la potenza (P) del fascio laser e tra 20 e 100 μm per lo spessore del layer (il limite inferiore è dovuto al minimo spostamento verso il basso che la piattaforma può compiere); la velocità di scansione invece può arrivare fino a 15 m/s. Il diametro del laser a livello della polvere è di 50÷180 μm e solitamente vi è sovrapposizione tra le passate (in caso di assenza di essa il diametro del laser coincide con hatch spacing), vedere figura 1.7.

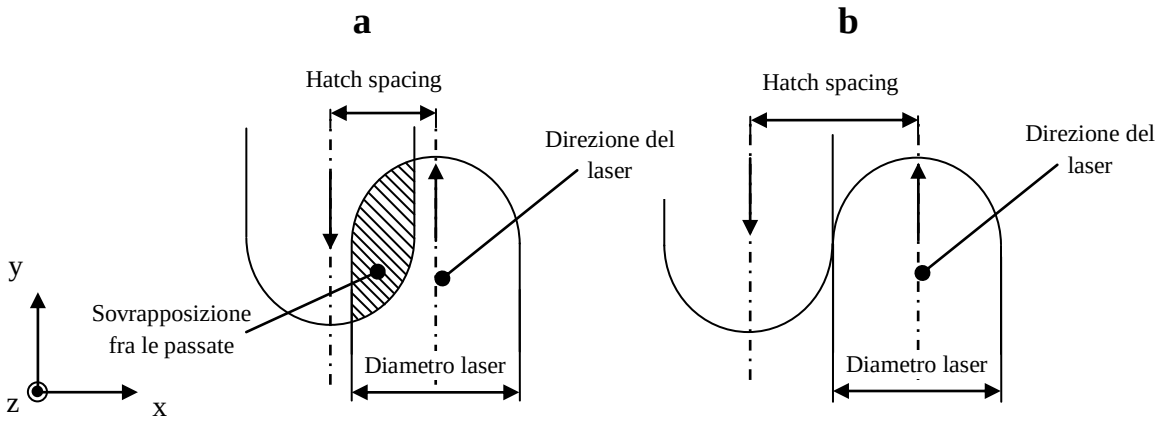


Figura 1.7: In a) è evidenziata la differenza tra hatch spacing e diametro laser in presenza di sovrapposizione fra le passate successive del laser, in b) la coincidenza tra i due dovuta alla mancanza di tale sovrapposizione.

Infine tra i valori caratterizzanti il laser c'è la sua lunghezza d'onda tipicamente tra 1060÷1080 nm. Ulteriori valori tipici sono in merito ai costi delle macchine che si aggirano tra i 450000 e 600000 € [2] con grandezze dell'area di lavoro fino a 80 x 400 mm [12] e dimensioni massime dei componenti di 500 x 280 x 320 mm. La velocità nel deposito del materiale è tra i 40÷160 g/h e l'accuratezza che è in grado di raggiungere va da ±0.02÷0.05 mm a 25 mm[2] con rugosità Ra di circa 4÷10 μm (per [13] Ra tra 10÷25 μm in condizioni as-built, ovvero per componenti così come sono stati costruiti, privi di lavorazioni successive mentre per [14] Ra 9÷10 μm). Le velocità di raffreddamento sono comprese tra 10^3÷10^8 K/s e la piattaforma mobile può essere preriscaldata fino a temperature di 500 °C [9].

1.3 Electron Beam Melting (EBM)

La tecnologia EBM costituisce una variante principe dei processi di stampaggio tridimensionale (Powder Bed Fusion) che si basa sul deposito e successiva fusione di un letto di polvere mediante un fascio elettronico; fu inventata nel 1997 dall'azienda svedese Arcam AB che dette il via alla sua commercializzazione nel 2002. Il processo prevede la deposizione del primo strato di polvere sopra una piattaforma mobile mediante l'aiuto di un coltello distributore, a cui segue un rapido preriscaldamento della polvere mediante un fascio elettronico non focalizzato (le temperature tipiche che si raggiungono sono di circa 700 °C) e successivamente la fusione dello stesso con un fascio focalizzato. Questo si origina per effetto termoionico, assoggettando un filamento di tungsteno o un monocristallo ad una differenza di potenziale ΔV e facendolo percorrere da una certa intensità di corrente i e attraverso una serie di lenti comandate dal software della stampante 3D viene collimato e indirizzato sulla polvere da fondere. L'intera produzione dei componenti avviene all'interno di una camera posta sottovuoto con valori di pressione inizialmente inferiori a 0.01 Pa, al fine di ridurre il più possibile sia la formazione di ossidi sia le interazioni tra il fascio e le particelle presenti in atmosfera. Durante la fase fusoria viene introdotto elio all'interno della camera per evitare che le polveri si carichino elettricamente e per aumentare la conduzione termica e dunque il raffreddamento, raggiungendo pressioni di 1 Pa [12]. Una volta raffreddato e solidificato il layer fuso, la piattaforma si abbassa attraverso un apposito cilindro consentendo la deposizione di un secondo strato di polvere (dello stesso spessore del precedente) che viene fuso a sua volta e lasciato raffreddare. Questa sequenza procede fino a quando l'oggetto viene ultimato. La figura 1.8 seguente illustra schematicamente la macchina con cui si realizza il processo di EBM.

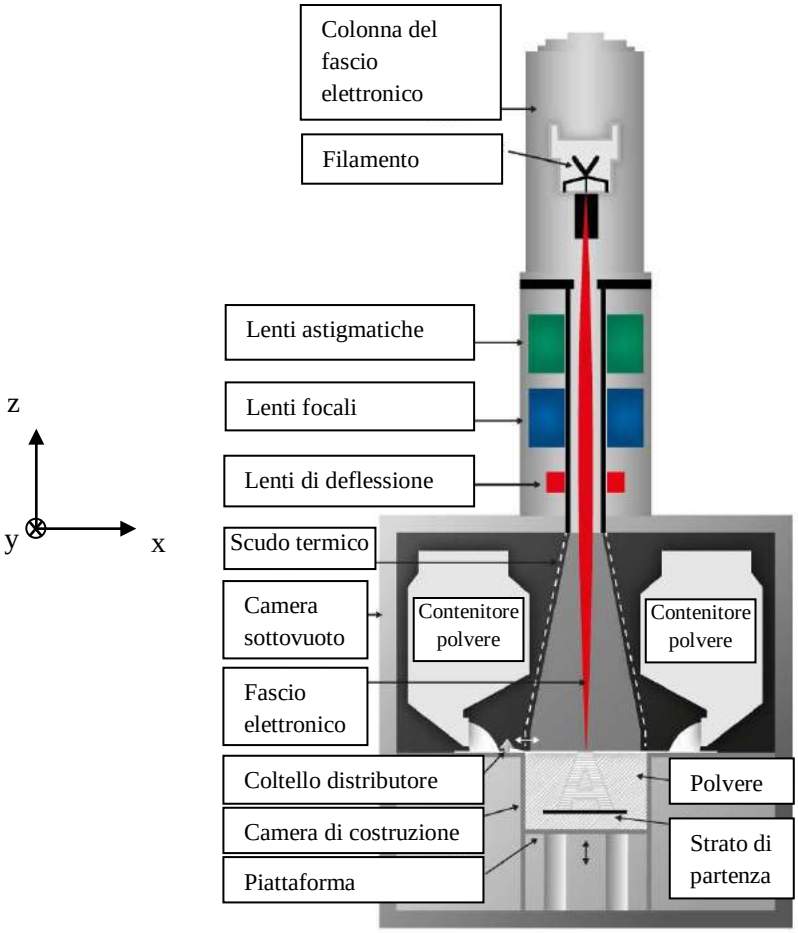


Figura 1.8: Raffigurazione schematica dei principali elementi della macchina con cui si realizzano i componenti mediante la tecnologia EBM [15].

I principali parametri di processo di questa tecnologia (cioè le grandezze che contribuiscono ad influenzare le proprietà dei componenti e che sono controllabili attraverso il software della stampante 3D) sono combinati nel parametro densità volumetrica di energia E_d con un valore tipicamente compreso tra i 150÷900 J/mm^3 che è definita dalla seguente equazione:

$$E_d = \frac{\Delta V \cdot i}{v \cdot h \cdot t} \left[\frac{J}{mm^3}\right] \tag{1.2}$$

ove ΔV è la differenza di potenziale a cui è sottoposto il filamento di tungsteno o monocristallo (tipicamente 60 kV), i è l'intensità di corrente che attraversa il filamento (compresa tra 0.025 e 0.03 A per ciò che riguarda il fascio non focalizzato e 0.004÷0.008 A [16] durante la scansione con il fascio focalizzato, 0.005÷0.01 A [12] per Herzog et al.), v è la velocità di scansione del fascio elettronico (raggiunge i 10 m/s durante il preriscaldamento e 100 mm/s durante la fusione [16]), h è hatch spacing ovvero la distanza che mantiene la direzione del fascio fra passate successive e t è lo spessore del layer usualmente tra 50÷200 μm. Il diametro minimo del laser a livello della polvere è di 140÷250 μm (Arcam Q10plus-Arcam A2X) e solitamente vi è sovrapposizione tra le passate (in caso di assenza di essa il diametro del laser coincide con hatch spacing).

Ulteriori valori tipici sono in merito ai costi delle macchine che si aggirano tra i 450000 e 600000 € [2] con grandezze della camera di costruzione fino a 350 mm x 350 mm x 380 mm (Arcam Q20plus). La rugosità superficiale in termini di Ra è di 40 μm [13] in condizioni as-built, ovvero per componenti così come sono stati costruiti, privi di lavorazioni successive. Essa generalmente è maggiore di quella del SLM perché dipende da fattori tra cui lo spessore del layer (rispettivamente 20÷100 μm del SLM contro 50÷200 μm di EBM [17]) e la dimensione delle polveri (20÷63 μm del SLM contro 45÷100 μm di EBM [17]) entrambi perciò più rilevanti nell' EBM.

Le velocità di raffreddamento, comprese tra $10^3 \div 10^4$ K/s, risultano inferiori a quelle del SLM perché la piattaforma mobile può essere preriscaldata fino a temperature di 700 °C [12] (SLM arriva fino a 500 °C), questa caratteristica comporta tensioni residue inferiori e una microstruttura di dimensioni maggiori nella tecnologia EBM [18]. Questo offre il vantaggio di migliorare il comportamento a fatica [2,19-21] e di ridurre i costi dei prodotti EBM in quanto non sono necessari trattamenti termici successivi quali per l'appunto il rilassamento delle tensioni. Le dimensioni più elevate del grano però comportano una riduzione della durezza [22] e delle tensioni di snervamento e rottura rispetto al SLM [23].

La necessità del preriscaldamento delle polveri, rispetto alla tecnologia SLM, deriva dall'interazione degli elettroni del fascio elettronico con la polvere depositata; infatti il fascio carica elettricamente quest'ultima creano un accumulo di cariche negative le quali portano all'origine di una forza elettrostatica repulsiva (tra gli elettroni del fascio e la polvere) che prevalendo sulle forze coesive tra le particelle (dovute solamente all'attrito se manca il preriscaldamento e dunque la sinterizzazione e perciò la coesione tra di esse) espellono la polvere infusa dalla superficie, originando una nuvola che impedisce la realizzazione del componente [24]. Vedere figure 1.9 e 1.10.

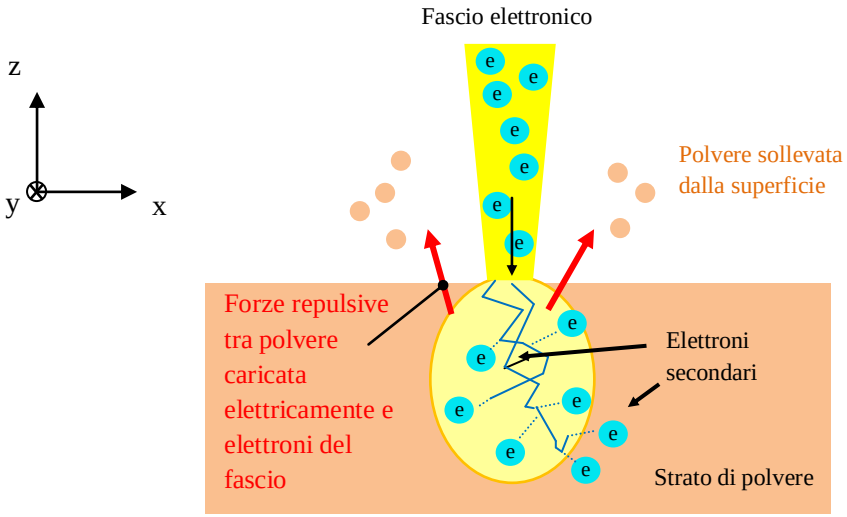


Figura 1.9: Rappresentazione schematica dell'interazione elettrostatica tra fascio elettronico e strato di polvere nel caso di assenza di preriscaldamento di quest'ultima nella tecnologia EBM. Tale interazione produce l'espulsione dalla superficie della polvere infusa originando una nuvola di particelle [24].

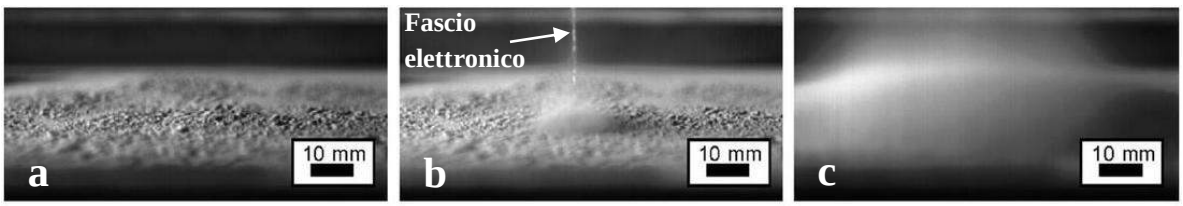


Figura 1.10: Immagini dell'interazione elettrostatica tra strato di polvere e fascio elettronico nel caso di assenza di preriscaldamento della piattaforma di costruzione nella tecnologia EBM. A partire dallo strato di polvere depositato sulla piattaforma (a), non essendo quest'ultima preriscaldata, nel momento in cui il fascio elettronico interagisce con la polvere (b) si origina una forza elettrostatica repulsiva che crea una nuvola di particelle espulse dalla superficie (c) [24].

A seguito del processo produttivo, nonostante non vi sia la necessità di trattamenti termici, è necessario però un trattamento superficiale di sabbiatura al fine rimuovere l'agglomerato di polvere parzialmente sinterizzata che circonda il componente (originato dal preriscaldamento ad alta temperatura effettuato durante la costruzione). Questa polvere in eccesso viene poi recuperata e riutilizzata per la costruzione di nuovi componenti (figura 1.11). Tutto ciò può eventualmente essere seguito anche da un trattamento di lucidatura, nel caso sia necessario per raggiungere la qualità superficiale desiderata dall'applicazione considerata.

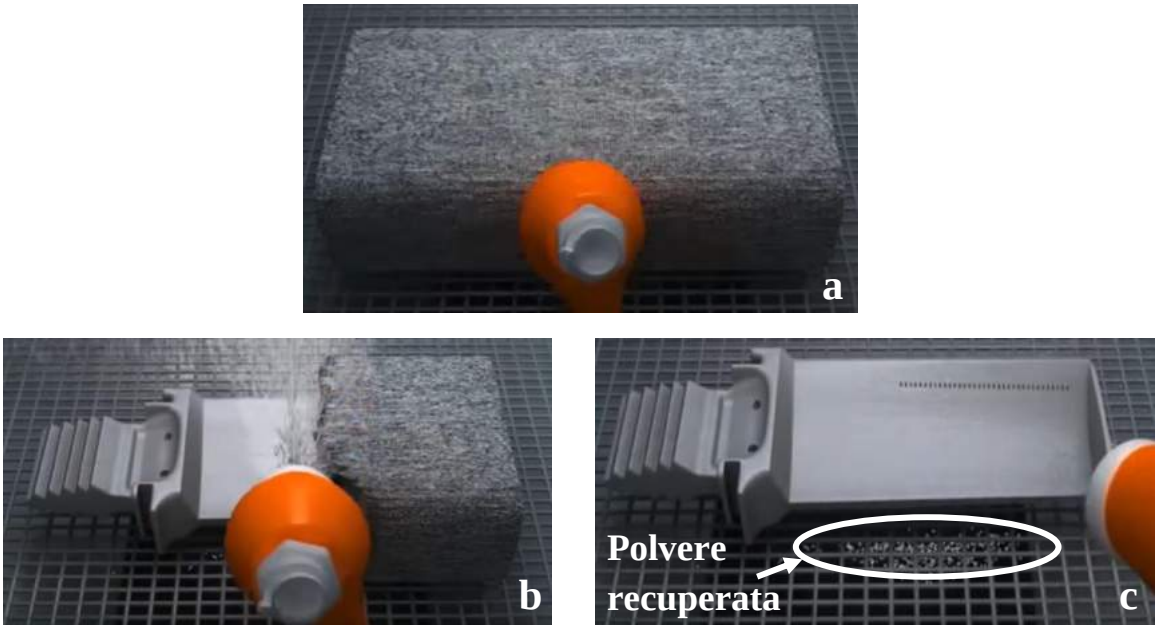


Figura 1.11: Sequenza del processo di eliminazione e recupero delle polveri nell'EBM successiva alla produzione del componente. A partire da un agglomerato di polvere parzialmente sinterizzata che circonda il componente al termine del processo produttivo (a), si rimuove tale polvere (la quale viene recuperata per essere poi riutilizzata) attraverso un processo di sabbiatura (b-c) [4].

1.4 Direct Metal Deposition (DMD)

La tecnologia DMD costituisce una variante principale dei processi di stampaggio tridimensionale che si basa sul rilascio e contestuale fusione del materiale, sia esso sotto forma di cavo o di polvere. La produzione dei componenti avviene all'interno di una camera in atmosfera controllata ricca di elio o argon [12] al fine di ridurre il più possibile la formazione di ossidi e il conseguente infragilimento del prodotto. Il processo prevede la contemporanea deposizione e fusione della polvere di materiale con un fascio laser (figura 1.12) (oppure la fusione di un cavo del materiale, figura 1.13) attraverso un ugello mobile a 3 assi (3 traslazioni) sopra un substrato fissato ad una piattaforma mobile a 2 assi (rotazione e tilt). La deposizione del materiale procede fino a quando l'oggetto viene ultimato.

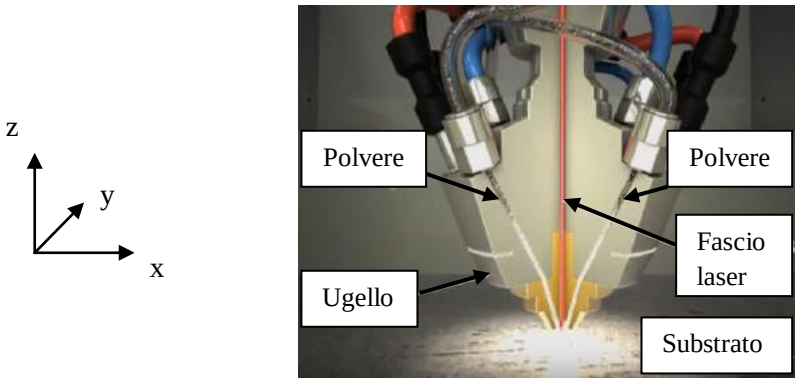


Figura 1.12: Raffigurazione della tecnologia DMD con in evidenza l'ugello mobile che ospita i canali di distribuzione della polvere e il fascio laser [25].

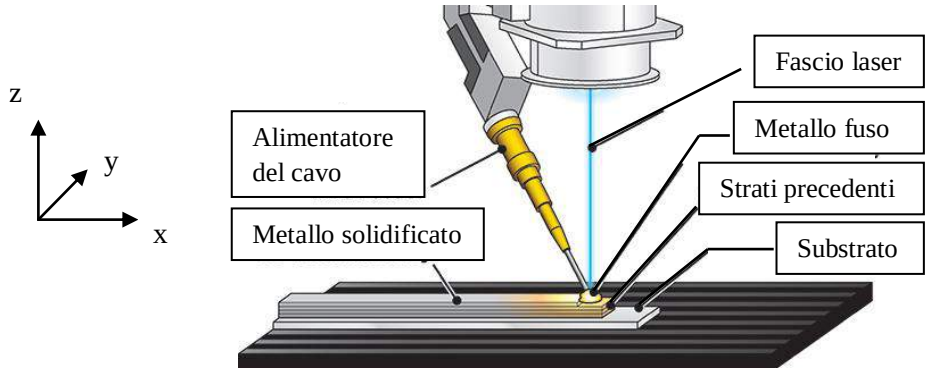


Figura 1.13: Raffigurazione della tecnologia DMD nella sua variante con la fusione del cavo di materiale [26].

Inoltre questa tecnologia si distingue dai processi PBF per la possibilità di riparare componenti depositando sopra la zona danneggiata del nuovo materiale. I principali parametri di processo sono combinati nel parametro densità volumetrica di energia E_d (definita dall'equazione 1.1) con un valore tipicamente compreso tra 90÷220 J/mm^3. Tra questi parametri vi sono lo spessore del layer, compreso tra 40 e 1000 µm, la velocità di scansione solitamente tra 150÷1500 mm/s e il diametro del laser a livello della polvere di 300÷3000 µm.

1.5 Valori tipici riassuntivi tecnologie AM

Ulteriori valori tipici sono in merito ai costi delle macchine che si aggirano tra i 500000 e 800000 € [2] con dimensioni massime dei componenti di 2000 mm x 1500 x 750 mm. La velocità nel deposito del materiale è attorno a 500 g/h e l'accuratezza che è in grado di raggiungere va da ±0.125 mm÷0.25 mm a 25 mm con rugosità Ra di circa 7÷20 µm [2] che può arrivare fino a 61÷91µm nella variante LENS [14]. Le velocità di raffreddamento sono inferiori a 10^3 K/s, e la piattaforma mobile può essere preriscaldata fino a temperature di 200 °C [12].

Tabella 1.2: Dati e valori tipici riassuntivi delle principali tecnologie di additive manufacturing per i materiali metallici (Selective Laser Melting, Electron Beam Melting e Direct Energy Deposition).

	SLM	**EBM**	**DED**
E_d	<100 J/mm^3	150÷900 J/mm^3	90÷220 J/mm^3
Potenza fascio	20÷1000 W	3000 W	/
Diametro fascio	50÷180 µm	140÷250 µm	300÷3000 µm
Velocità di scansione	v_{scan}<15 m/s	v_{scan} =10 m/s i_{scan}=0.005A÷0.01 A [12] i_{scan}=0.025A÷0.03 A [16]	v_{scan} =150÷1500 mm/s
Spessore layer	20÷100 µm	50÷200 µm	40÷1000 µm
Preriscaldamento	200÷500 °C	700 °C $v_{prerisc}$ = 10 m/s $i_{prerisc}$ =0.025÷0.03 A	<200 °C
Velocità di raffreddamento	$v_{raff} = 10^3 \div 10^8$ K/s	$v_{raff} = 10^3 \div 10^4$ K/s	$v_{raff} < 10^3$ K/s
Rugosità (Ra)	4÷10 µm 10÷25 µm [13] 9÷10 µm [14]	40 µm	7÷20 µm 61÷91µm (LENS) [14]

Tabella 1.3: Dati e valori tipici riassuntivi delle principali tecnologie di additive manufacturing per i materiali metallici (Selective Laser Melting, Electron Beam Melting e Direct Energy Deposition).

	SLM	**EBM**	**DED**
Dimensioni massime componente	500 mm x 280 mm x 320 mm	/	2000 mm x 1500 mm x 750 mm
Dimensioni camera di costruzione	/	Ø350 mm x 380 mm (Arcam A2X)	/
Volume rate	40 g/h÷160 g/h	/	500 g/h
Atmosfera	Azoto o argon	Vuoto con introduzione di elio in fase di costruzione	Elio o argon
Dimensioni delle polveri	20÷63 μm	45÷100 μm	/
Accuratezza	da ±0.02 mm÷0.05 mm a 25 mm	/	da ±0.125 mm÷0.25 mm a 25 mm
Costi	450000÷600000 €	450000÷600000 €	500000÷800000 €

1.6 Vantaggi e svantaggi della fabbricazione additiva

L'additive manufacturing presenta una serie di vantaggi che consentono notevoli riduzione dei tempi e dei costi di realizzazione di prodotti finiti ad alto valore aggiunto e per questo si rende sempre più competitiva nei confronti dei processi metallurgici convenzionali, quali ad esempio la colata e la forgiatura, che necessitano di operazioni accessorie di asportazione di materiale. Infatti la fabbricazione additiva non ha l'esigenza di utensili per ottenere i componenti finiti e dunque non risente dei costi associati alla loro sostituzione per usura, allo smaltimento dei lubrificanti per gli utensili da taglio e allo scarto di materiale [27] (che può arrivare fino a rapporti di 20:1 per le leghe di titanio [2]). Pertanto la fabbricazione additiva risulta conveniente nel caso di componenti ad elevata durezza proprio per il mancato uso di utensili, l'assenza di sfridi e la drastica riduzione delle lavorazioni secondarie che causano perciò l'abbattimento dei tempi di realizzazione del prodotto e l'annullamento dei trasporti tra fornitori-trasformatori (in quanto l'intero prodotto viene realizzato interamente all'interno della stampante 3D) e dunque dei loro costi ed emissioni inquinanti. In aggiunta offre vantaggi in merito alla personalizzazione del prodotto e alla creazione di oggetti caratterizzati da superfici libere (perché realizzabili direttamente dal modello CAD) che risulta utile in campo protesico e biomedicale e consente la riduzione dei pesi dei componenti (fino al 70% [2]), rendendosi così appetibile per applicazioni aerospaziali. Infine consente la realizzazione di componenti senza la necessità di assemblaggio e saldature e quindi senza indurre tensioni legate a queste ultime [28].

Gli svantaggi riguardano invece la lentezza di costruzione (fino a 500 g/h per la variante DED [2]) e dunque la convenienza solo per volumi produttivi ridotti (<25000 unità [2]), i costi della polvere del materiale (fino a 600 €/g [29]), i costi della macchina (specialmente per i materiali polimerici [29]) e le dimensioni ridotte dei componenti (necessariamente inferiori alla grandezza della stampante e fino a 2000 mm x 1500 mm x 750 mm nel DED [2]). Ulteriori limitazioni sono relative alla ripetibilità e alla qualità superficiale [10], che in termini di rugosità Ra può arrivare fino a 91 μm per LENS [14] risultando generalmente superiore a quella dei processi tradizionali [21] che al massimo si attesta sui 25 μm [30]. Anche la rimozione della struttura di supporto è problematica perché può comportare il danneggiamento del pezzo o comunque lasciare tracce sulla superficie che possono fungere da sito di innesco di cricca in presenza di carichi ciclici.

La principale criticità rimane però l'ottimizzazione dei parametri di processo della macchina [31,32] perché sono essi che influenzano principalmente le prestazioni del componente e perciò sono i fattori più importanti su cui intervenire per migliorare tali performance, su cui inficiano in particolare la porosità e la polvere di materiale infusa ovvero i difetti peculiari dell'additive manufacturing [2,13,18-21,31,33-38].

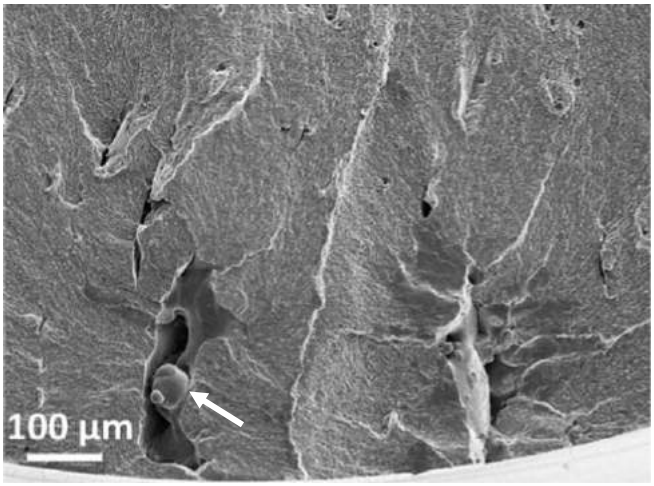


Figura 1.14: Immagine di porosità rilevata in un provino di acciaio inossidabile 17-4 PH ottenuto per SLM. In evidenza una particella sferica di polvere rimasta infusa [35].

Infatti, tali difetti, comportano non soltanto il peggioramento del limite e della vita a fatica rispetto ai processi tradizionali [2,13,18-21,28,31,33-35,38,39,40] ma compromettono anche la densità, le tensioni di snervamento e rottura, la duttilità, il modulo di Young, la durezza, la rugosità, la conducibilità termica e la resistenza alla corrosione [13,18,33,34,38].

Per finire, i processi di fabbricazione additiva si caratterizzano anche per problematiche relative all'anisotropia delle proprietà meccaniche [2,13,23,39] e alle tensioni residue [2,12,13,19-21,23,39,41,42]; entrambe sono causate dalla storia termica peculiare dell'additive manufacturing cioè dai gradienti di temperatura maggiori a cui è soggetta (da cui deriva anche una microstruttura più fine) rispetto ai processi tradizionali [12,42]. Tutti questi svantaggi possono però essere ridotti non soltanto con l'ottimizzazione dei parametri di processo ma anche mediante un'oculata scelta di trattamenti termici e meccanici [2,12,13,18-23, 32,33,39,43-45] con i quali si riescono anche ad eguagliare o superare le performance dei processi tradizionali [17,23,46].

1.7 Fattori di influenza sulle proprietà meccaniche

Le prestazioni dei componenti realizzati in additive manufacturing sono influenzate, oltre che dai parametri di processo, dalla microstruttura e dai difetti, anche da fattori quali la stampante 3D usata [32] e la tipologia di fabbricazione additiva scelta, i trattamenti superficiali e termici e il materiale (ad esempio l'acciaio AISI 316L ha una duttilità tale da evitare i trattamenti termici post-processo di rilassamento delle tensioni [45]). Altre grandezze che inficiano sulle prestazioni sono le proprietà del laser (potenza, dimensione del diametro focale, lunghezza d'onda) o del fascio elettronico (valori di differenza di potenziale e corrente durante il preriscaldamento e durante la fusione), le polveri (dimensione, distribuzione, forma, composizione chimica) e il tipo di gas utilizzato nella camera di costruzione (l'azoto consente raffreddamenti più rapidi del 40% rispetto all'elio [16] essendo più conduttivo). Infine vi sono anche le tensioni residue, la strategia di scansione, il preriscaldamento della piattaforma, la forma e le dimensioni del componente stesso cui si aggiungono la rugosità superficiale (specialmente sul comportamento a fatica) e la sua orientazione rispetto alla direzione di costruzione (se l'asse del provino è parallelo alla direzione di costruzione e dunque l'angolo formato tra i due è nullo, tale provino viene chiamato provino a 0°, analogamente, se l'asse è ortogonale alla direzione di costruzione prende il nome di provino a 90°, vedere figura 1.15).

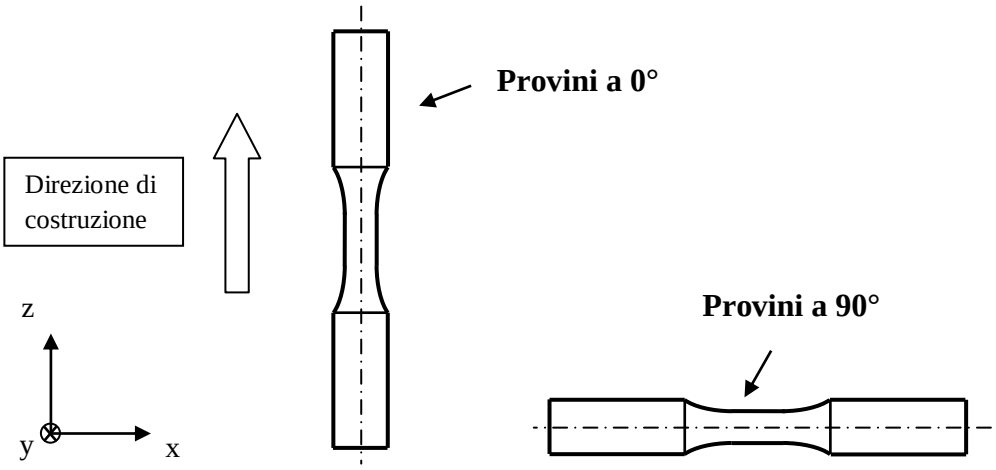


Figura 1.15: Differenza di orientamento dell'asse dei campioni rispetto alla direzione di costruzione z.

1.7.1 Parametri di processo

I parametri di processo quali la potenza del laser o del fascio elettronico, il diametro dello stesso a livello della polvere (e pertanto lo hatch spacing) e la velocità di scansione (illustrati nelle figure 1.6 e 1.7) risultano di massima importanza per ottenere componenti ad elevate prestazioni [31,32,43]; questo perché la loro combinazione ottimale e cioè il valore ottimale della densità di energia (E_d, equazione 1.1), influisce positivamente su molteplici aspetti. Innanzitutto interviene sulla riduzione dei difetti peculiari dell'additive manufacturing ossia pori e infusi [12,18,31,33,41] (che peggiorano le performance [20,31,33,34]) e di conseguenza migliora la densità [12,41,43] stimabile dalla seguente espressione:

$$\rho = \rho_t \cdot (1 - porosità) \text{ [38]} \tag{1.3}$$

ove ρ è la densità del componente ottenuto via additive manufacturing e ρ_t è la densità teorica del materiale (cioè la densità del materiale privo di difettosità). La densità inoltre, assieme alla microstruttura, ha a sua volta un effetto sensibile sulle proprietà statiche [12,34,41] (le dimensioni del grano infatti influiscono sulla tensione di snervamento per la legge di Hall-Petch [12]). In secondo luogo la microstruttura ha effetto anche sulla fatica, assieme ai difetti tra cui i suddetti pori e la rugosità superficiale, e tutto questo ribadisce l'importanza fondamentale dell'ottimizzazione della densità di energia [12].

Infatti un suo eccesso (dovuto ad un eccesso di potenza del laser, per esempio) può determinare la vaporizzazione del metallo e, date le elevate velocità di raffreddamento tipiche dell'additive manufacturing, il suo intrappolamento sotto forma di gas all'interno della pozza fusa [12,13,20,31,33], generando così delle porosità di forma sferica [17] (figura 1.16).

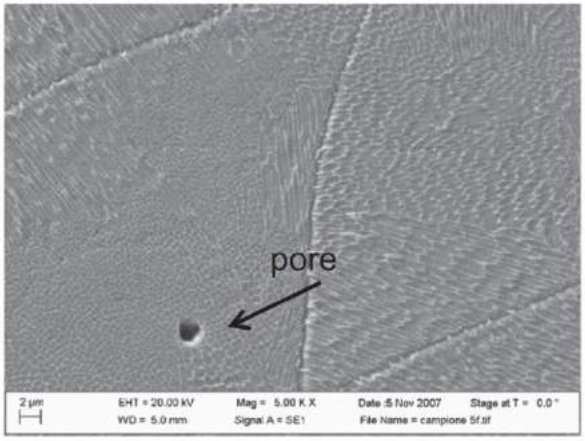


Figura 1.16: Porosità sferica intrappolata all'interno della pozza di fusione in un acciaio maraging 18 Ni 300 ottenuto per SLM [43].

Invece una densità di energia elevata e ottimale determina il miglioramento della deformazione a rottura, la riduzione della rugosità superficiale [12,43] e con il conseguente aumento di densità (e dunque con la riduzione della porosità) conferisce sia maggior durezza [34,43] sia maggiore rigidezza [33], stimabile dalla seguente espressione:

$$E = E_{tm} \cdot (1 - porosità) \text{ [38]} \tag{1.4}$$

Ove E è il modulo di Young del componente ottenuto via additive manufacturing, E_{tm} è il modulo di Young del componente ottenuto attraverso i processi di produzione tradizionali da deformazione plastica. Precisando quanto detto, la durezza influenzata dalla densità è una macrodurezza [34] al contrario della microdurezza che non ne risente [32] e che non dipende nemmeno dalla potenza del laser, dalla velocità di scansione, dallo hatch spacing o dallo spessore del layer [32,34].

Viceversa una carenza di densità di energia può causare un ridotto apporto di calore del fascio, compromettendo così la fusione dello strato di polvere e comportando la presenza di un maggior numero di particelle infuse [12,12,31] e per di più può originare porosità sia tra passate consecutive del laser [immagine ossidi] sia tra layer successivi [31] ma con dimensioni maggiori rispetto a quella sferica anche di 100÷150 µm [12,43]. Una spiegazione all'aumento di infusi (ma anche della porosità) è ad esempio il superamento della velocità di scansione ottimale [47] perché essa riduce il tempo a disposizione delle particelle per fondere, a parità di distanza percorsa dal fascio. I motivi della creazione di porosità possono essere legati anche ad un ridotto diametro del laser [31] o ad una ridotta sovrapposizione delle passate [41,43] oppure ad uno spessore eccessivo del layer che inficia sulla rifusione dei layer sottostanti determinando la mancanza di adesione reciproca [12,43].

Infine una densità di energia inferiore all'ottimale può portare alla creazione di difetti anche a causa del fenomeno del "balling" che consiste nella formazione di piccole sfere di dimensioni analoghe al diametro del fascio che possono causare discontinuità fra le passate e lungo il percorso dello stesso e pertanto porosità [33].

Tale fenomeno è dovuto innanzitutto al minor apporto di calore causato da una potenza del fascio ridotta e all'elevata velocità di scansione. Questo perché pregiudicano la fusione delle particelle di maggiori dimensioni fino al loro centro e di conseguenza creano una zona di coesistenza di liquido e solido (pozza fusa) caratterizzata da una bassa bagnabilità (proprio per la presenza del solido che ne aumenta la viscosità) e che perciò non fluisce ricoprendo le particelle circostanti e lo strato solidificato sottostante lasciando quindi dei vuoti [48].

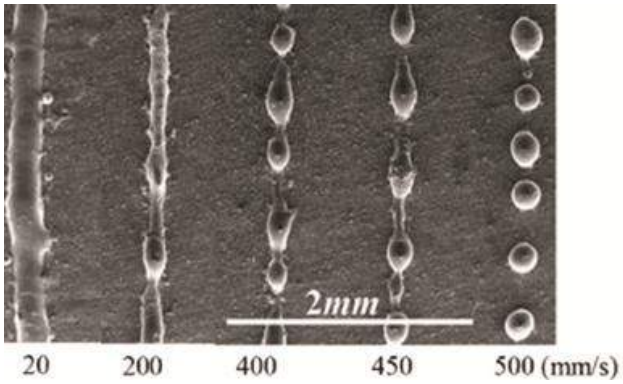
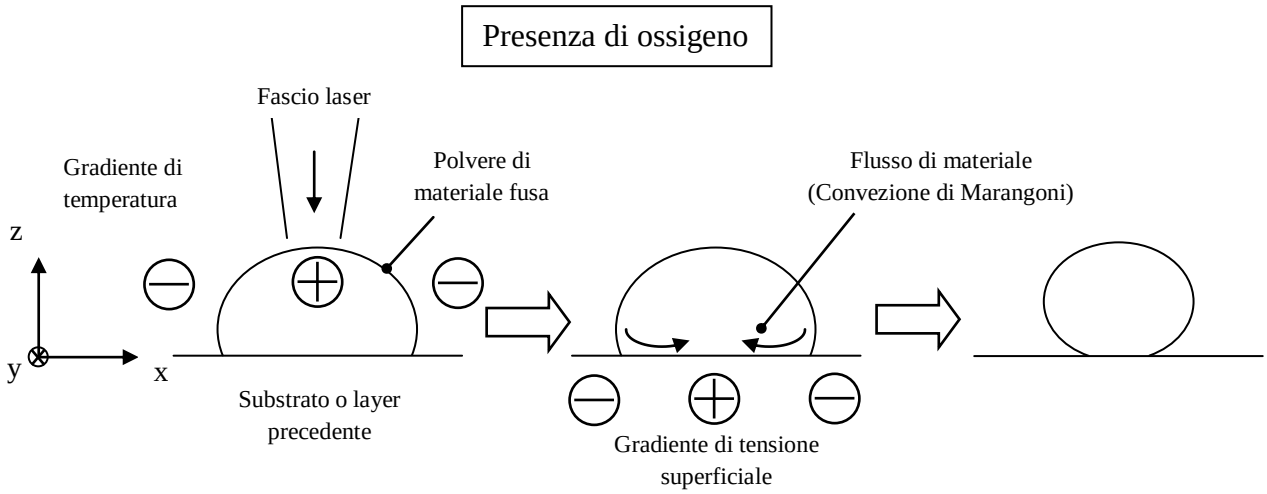


Figura 1.17: Illustrazione del fenomeno del "balling", all'aumentare della velocità di scansione del laser (da sinistra verso destra) aumentano i vuoti lasciati lungo la direzione di scansione [49].

In secondo luogo è dovuto al flusso di Marangoni e alla presenza di eventuale ossigeno all'interno della camera di costruzione. Nell'additive manufacturing infatti vige un peculiare gradiente di temperatura che si instaura tra il centro della pozza fusa (in cui è presente il laser) e le zone periferiche della stessa (con la presenza delle polveri non ancora fuse o già raffreddate, quindi più fredde). Ma per i metalli puri o per gli acciai, la presenza eventuale di ossigeno nella camera di costruzione determina un aumento della tensione superficiale in corrispondenza a zone con temperature elevate, pertanto l'esistenza di un gradiente di temperatura origina un gradiente di tensione superficiale (tale tensione sarà maggiore al centro della pozza per via delle alte temperature e minore alla periferia della stessa). Questo gradiente di tensione superficiale causa a sua volta un flusso di materiale (convezione di Marangoni) diretto dalla zona a bassa tensione superficiale verso la zona ad alta tensione superficiale (perciò dalla periferia verso il centro della pozza fusa), che provoca il raccoglimento del materiale sotto forma di sferette, da cui il nome "balling"(figura 1.18) [50]. La dipendenza della tensione superficiale dalla temperatura si inverte in assenza di ossigeno e dunque anche il flusso di materiale distribuendosi così in modo uniforme sul layer sottostante, evitando di originare il "balling".



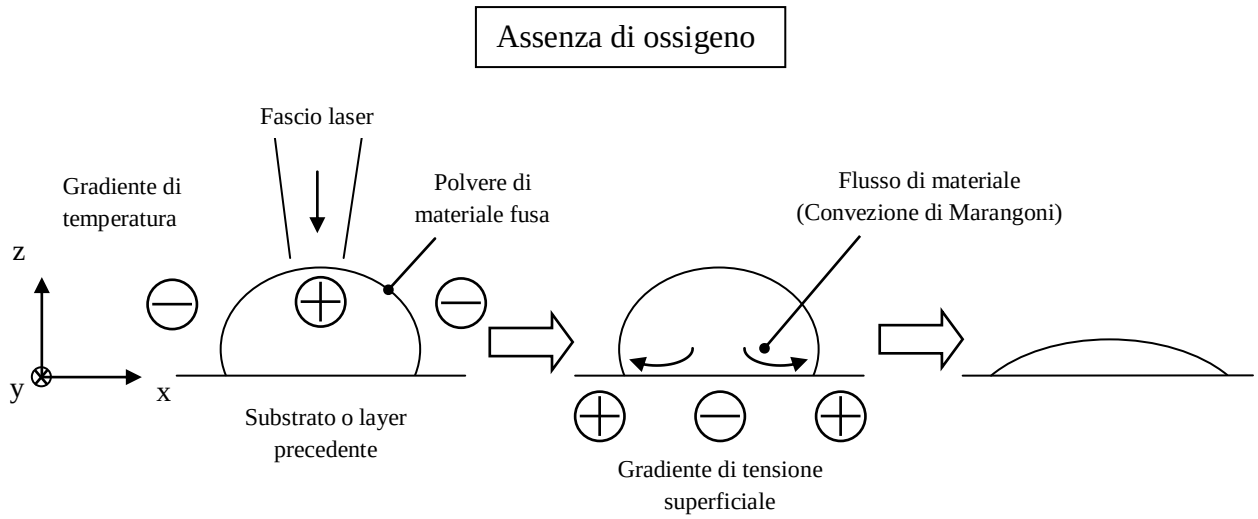


Figura 1.18: Rappresentazione schematica dell'effetto della convezione di Marangoni in presenza di ossigeno e in assenza dello stesso. In evidenza i gradienti di temperatura che causano la nascita dei gradienti di tensione superficiale (la cui dipendenza dalla temperatura cambia con l'ossigeno) che a loro volta danno origine al flusso di materiale, formando così sferette di materiale (fenomeno del "balling").

1.7.2 Strategia di scansione e rifusione del layer

La strategia di scansione ovvero la modalità e il percorso con cui il fascio fonde lo strato di polvere risulta utile per garantire elevata densità [43], ridurre i pori [34,41] e dunque assicurare elevate prestazioni dei componenti.

Le variabili da cui dipende il processo di scansione sono molteplici tra cui: il verso di scansione del fascio in un singolo layer (singolo o doppio [36], figura 1.19a e 1.19b), la direzione di scansione del fascio in un singolo layer (unica o doppia, cioè con passate parallele o ortogonali fra di loro, figura 1.19c), l'eventuale sovrapposizione tra le passate (figura 1.19c), la distanza da mantenere tra una passata e l'altra (hatch spacing in figura 1.19 e 1.20) e l'ordine con cui viene scansionata la polvere (casuale o no).

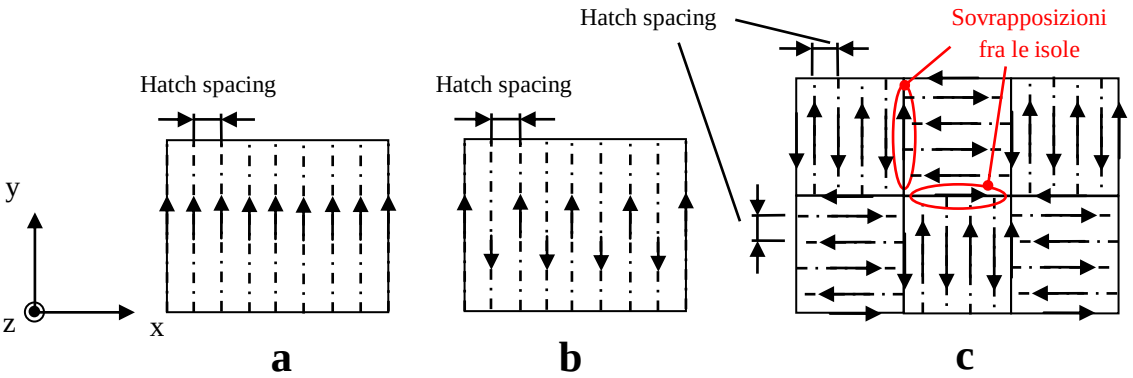


Figura1.19: Variabili del processo di scansione tra cui l'hatch spacing, il verso e la direzione di scansione e la sovrapposizione tra le passate.

Inoltre è possibile agire anche sulla direzione di scansione del fascio in layer successivi, ad esempio può essere mantenuta identica (figura 1.20a), ruotata di 67°[19,37,40,51] (figura 1.20b) o di 90°[32] (figura 1.20c e 1.20d), oppure ruotata e traslata [28,41,43] (figura 1.20e).

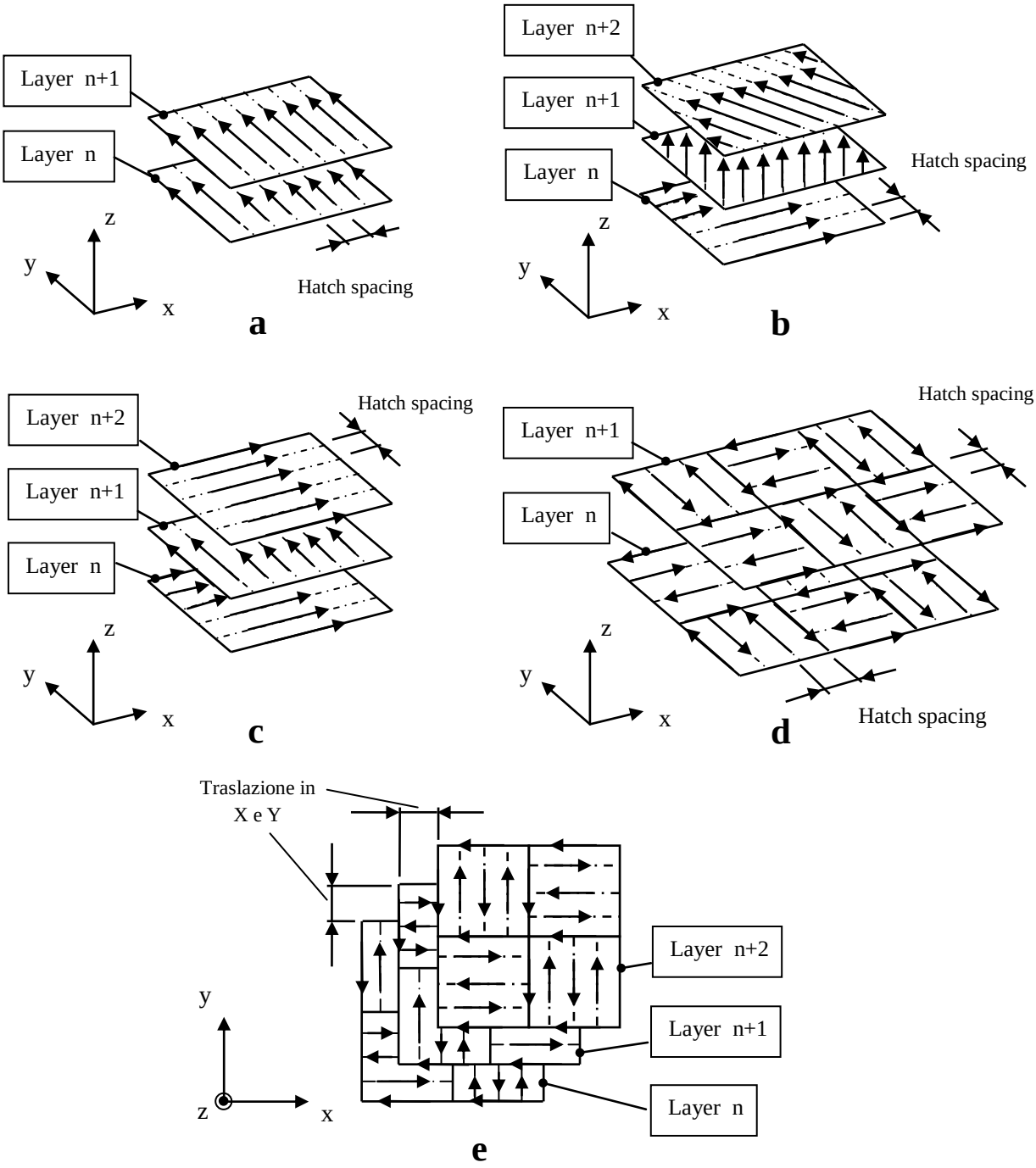


Figura 1.20: Variabili del processo di scansione tra cui la rotazione e/o la traslazione della direzione di scansione del fascio in layer successivi.

Sulla base delle variabili scelte (illustrate nelle figure 1.19 e 1.20) si possono distinguere tre diverse modalità di scansione: la scansione a strisce (figura 1.19a,b e 1.20 a,b,c), a scacchiera e ad isole (figura 1.19c, 1.20d,e). La modalità di scansione ad isole è identica a quella a scacchiera ma si differenzia da quest'ultima per la casualità nella scelta della sequenza con cui scansionare i riquadri, la cui dimensione è un ulteriore fattore su cui è possibile intervenire [52].

La motivazione principale che spinge a variare la direzione di scansione sia all'interno del singolo layer sia tra layer successivi, è legata alla sua utilità nel ridurre l'anisotropia della microstruttura [28,40] e dunque delle proprietà meccaniche [13,23,39]. Tale anisotropia è provocata dai gradienti di temperatura che si instaurano tra la polvere fusa dall'azione del laser e lo strato precedentemente solidificato sottostante (più freddo) ma anche tra la medesima polvere e il materiale adiacente, non ancora fuso o appena fuso e ancora in via di raffreddamento, appartenente allo stesso strato (figura 1.21). Infatti è proprio lungo questi gradienti che si orienta la microstruttura a seguito della solidificazione, in particolare nella direzione dei primi che sono più intensi perché gli strati già solidificati sono caratterizzati da una conducibilità termica maggiore rispetto alla polvere non ancora fusa o in via di raffreddamento e quindi dissipano più velocemente il calore e perciò le temperature si mantengono più basse con gradienti conseguentemente più elevati.

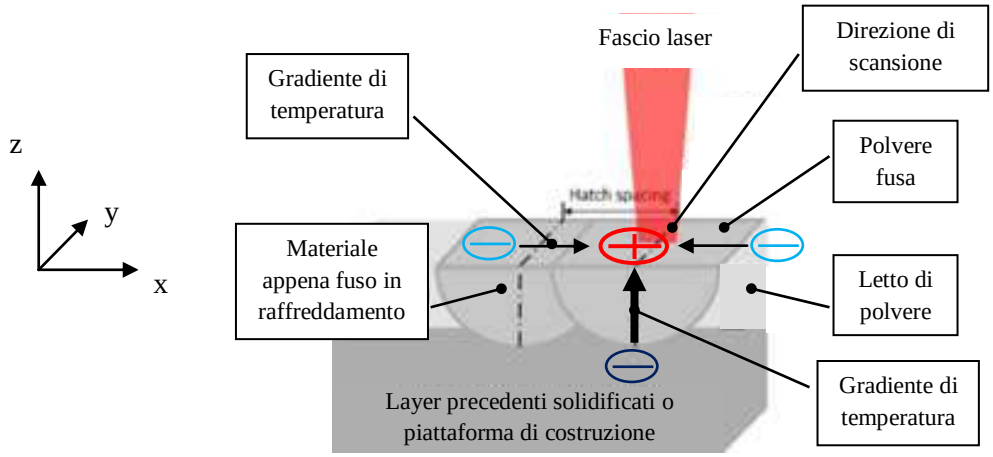


Figura 1.21: Direzioni dei gradienti di raffreddamento in un istante del processo di fusione della polvere mediante laser. I gradienti in direzione z (direzione ortogonale al piano del layer xy) presentano un modulo maggiore rispetto a quelli in direzione x (ortogonale alla direzione di scansione e giacenti nel piano del layer xy) [11].

Ad un cambiamento della direzione di scansione corrisponde una diversa direzione dei gradienti di temperatura (formati tra la polvere fusa e quella in via di raffreddamento o non ancora interessata dal laser) e dunque una differente direzione della microstruttura e pertanto delle proprietà meccaniche.

In ultima analisi vi è un'ulteriore elemento su cui agire nella strategia di scansione per migliorare le proprietà dei componenti che consiste nella rifusione dei layer appena dopo la loro solidificazione. Tale rifusione infatti migliora la densità e riduce i pori [34] perché le eventuali bolle di gas intrappolate hanno una seconda possibilità per emergere e consente anche la riduzione delle polveri infuse [12] proprio perché consta di una seconda passata del laser che può eventualmente ultimare la fusione di alcune particelle non fuse. Inoltre permette di ridurre la rugosità [27] perché crea una pozza fusa più stabile (cioè caratterizzata da minor turbolenza [41] e questa superficie più "piatta" origina con la successiva solidificazione una superficie meno rugosa).

Inoltre con strategie di scansione che prevedono la rifusione del layer si ottengono componenti di maggior durezza [41] e si modificano anche la microstruttura e la duttilità [44]. Tutto questo perché essendo la conduzione di calore attraverso un layer già fuso e solidificato maggiore rispetto a quella attraverso un layer non ancora fuso (come detto in precedenza), si generano velocità di raffreddamento più elevate e dunque una maggiore formazione di martensite [41]. Pertanto il materiale sarà caratterizzato da una maggior durezza e minor duttilità.

Gli svantaggi che derivano dalla rifusione del layer sono inerenti ai maggiori tempi di realizzazione dei componenti (quasi doppi) e dunque alla minore produttività, inoltre, nel caso di rifusione della superficie esterna del componente, a causa della discontinuità della pozza fusa tra la superficie e l'interno dello stesso, si possono formare pori lungo il confine dei due [44].

1.7.3 Orientazione

L'orientazione rispetto alla direzione di costruzione influenza le proprietà meccaniche perché a seconda di come viene costruito il componente e dunque in base a come solidificano i vari strati del materiale, vi sarà una certa direzione della microstruttura (vedi figura 1.22) a cui corrispondono peculiari proprietà meccaniche.

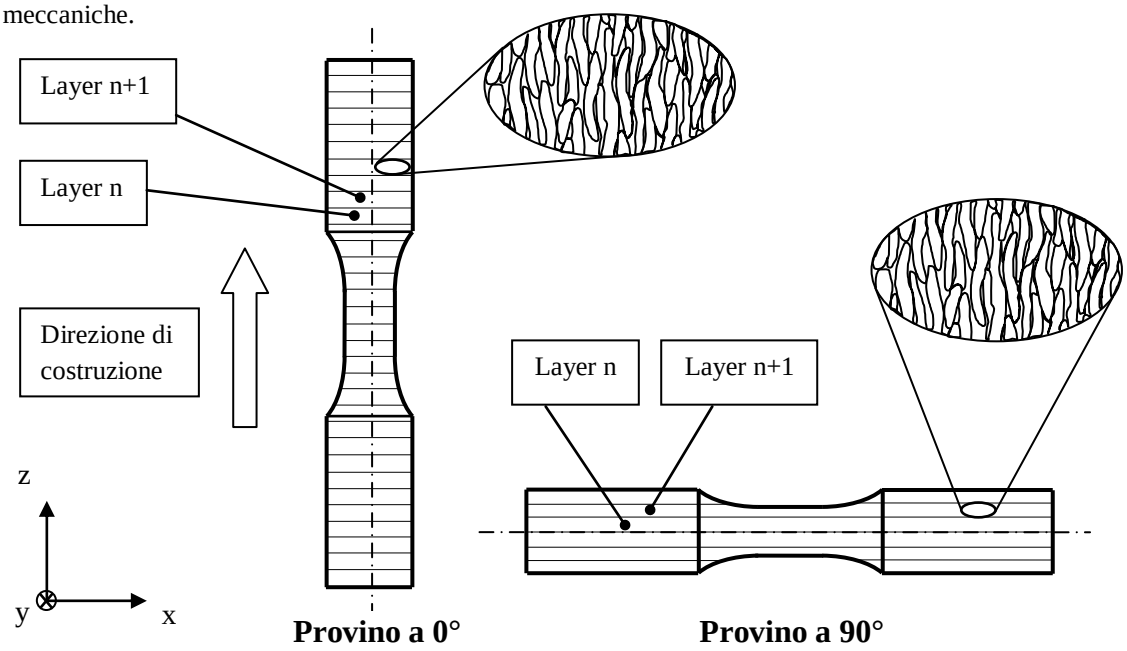


Figura 1.22: Rappresentazione della direzione della microstruttura (sempre orientata lungo i gradienti di temperatura che sono prevalentemente rivolti nella direzione di costruzione z [46]) al variare dell'orientazione con cui vengono realizzati i campioni o provini (asse parallelo alla direzione di costruzione z, cioè provini a 0° e asse ortogonale alla direzione di costruzione z, cioè provini a 90°). In evidenza anche i layer successivi che costituiscono i campioni.

A titolo d'esempio per quanto detto, la microstruttura può ostacolare la propagazione di cricca in direzione ortogonale alla direzione di costruzione (figura 1.23a) perché il tragitto a minor energia, cioè quello che prevede il passaggio tra un grano e l'altro (privilegiato rispetto a quello più energeticamente dispendioso che prevede la rottura del grano) è più tortuoso e quindi per avanzare deve dissipare una quantità di energia più elevata rispetto al percorso di figura 1.23b per creare maggiore superficie di cricca[46].

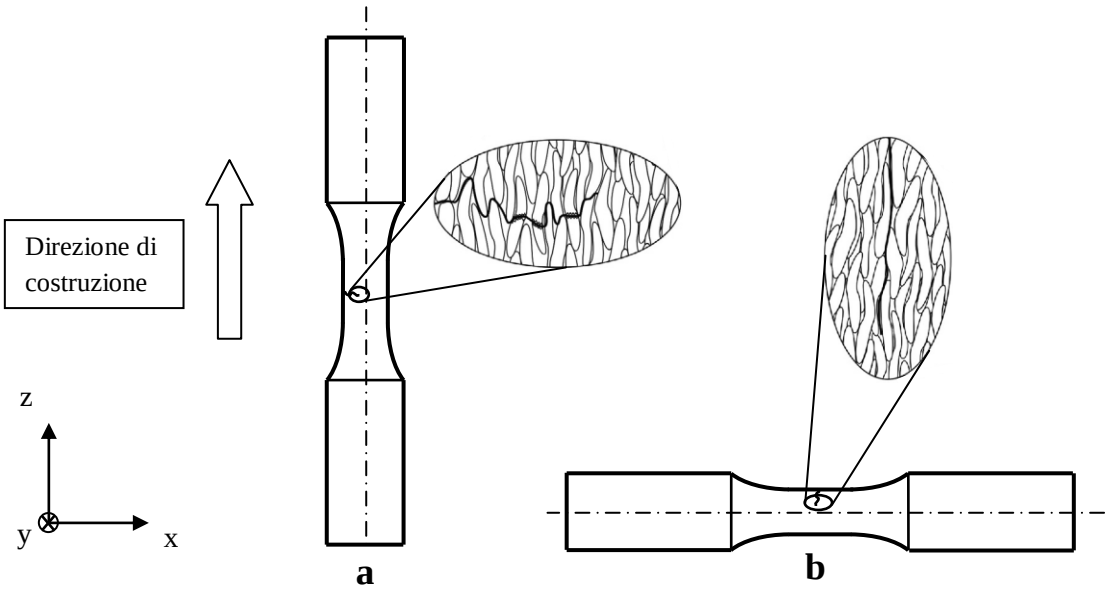


Figura 1.23: Rappresentazione del percorso intergranulare della cricca in relazione all'orientamento della microstruttura, più tortuoso ed energeticamente dispendioso se la cricca propaga ortogonalmente alla microstruttura (a) e viceversa se la cricca propaga parallelamente alla stessa (b) [46].

Nonostante questo però, i dati fruibili in letteratura sono in contrasto in merito all'orientamento che determina le prestazioni statiche e a fatica più elevate dei componenti. Infatti Wang et al. [42] mostrano tensioni di snervamento e rottura dei campioni orientati a 90° maggiori del 75% rispetto ai campioni a 0° per l'acciaio AISI 316L e anche Yadollahi et al. [35] con un 22% per il 17-4PH. Al contrario Li et al. [18] per il Ti6Al4V SLM e Mower et al. [21] per il Ti6Al4V DMLS che riportano tensioni di snervamento maggiori rispettivamente del 22% e del 10% per i campioni a 0° rispetto a quelli a 90°. Beretta e Romano [23] illustrano invece una differenza esigua (circa il 6%) tra le tensioni di rottura dei campioni in Ti6Al4V costruiti a 90° rispetto agli 0° (questi ultimi risultano peggiori), analogamente per Yadollahi et al. [35] in merito allo snervamento di Inconel 718 realizzato per DMLS. Una differenza simile viene manifestata per il Ti6Al4V EBM sia da Beretta e Romano [23], sia da Zhai et al. [53] ma a parti invertite, cioè con tensioni di rottura maggiori in campioni a 0° rispetto ai 90° sull'ordine del 4% e del 8%.

Prestazioni statiche analoghe vengono invece riportate da Kempen et al. [54] per AlSi10Mg per campioni a 0° e 90° così come da Smith et al. [44] per le orientazioni a 45° e 90° per Inconel 718 DMLS. In merito alla fatica Croccolo et al. [28] riportano una sostanziale compatibilità dei risultati per le orientazioni a 0°, 45° e 90° così come in Mower et al. [21] per il Ti6Al4V DMLS. Brandl et al. [3] nei riguardi del AlSi10Mg e Edwards e Ramulu [40] in merito al Ti6Al4V SLM evidenziano un comportamento a fatica estremamente diverso in base alle orientazioni. I primi infatti riportano un limite a fatica doppio nei provini a 0° rispetto ai 45° e 90°, i secondi il contrario.

La superiorità dei campioni a 90° è stata giustificata da Yadollahi et al. [35] considerando che lo strato da fondere dei provini a 90° risulta più ampio di quelli a 0° (vedi figura 1.22) e quindi, a parità di velocità di scansione, è più elevato il tempo tra la fusione di un layer e il successivo. Di conseguenza in questo maggior lasso di tempo vi è una più rilevante dissipazione termica e perciò un abbassamento di temperatura più sensibile; tutto ciò genera un gradiente termico maggiore tra pozza fusa e strati solidificati, ottenendo una solidificazione più rapida e quindi una microstruttura più fine a cui corrispondono proprietà meccaniche più elevate. Edwards e Ramulu [40] invece spiegano il più elevato limite di fatica riscontrato nei provini a 90° con la presenza di minori stress residui, rispetto a quelli costruiti a 0°. Il motivo si deve al fatto che all'aumentare del numero di layer depositati, aumentano contestualmente le tensioni residue superficiali [55] e i campioni a 0° dato che si sviluppano in altezza, si caratterizzano proprio per un numero di strati maggiore rispetto a quelli a 90°(vedi figura 1.24).

Invece una spiegazione alla conflittualità tra risultati si deve sia al fatto che la microstruttura non è la sola ad influire sulle prestazioni dei componenti (come già espresso ad inizio del paragrafo 1.5) sia alla presenza di fattori sporadici che compromettono la ripetibilità dei risultati sperimentali e aumentano l'incertezza sulla valutazione degli effetti dell'orientamento. Per esempio Shui et al. [32] riportano il conseguimento di una microstruttura dissimile al cambiare della stampante (nonostante sia del medesimo modello) oppure Triantaphyllou et al. [56] citano l'ottenimento di proprietà differenti in campioni realizzati nella stessa stampata ma collocati in posizioni diverse sulla piattaforma.

1.7.4 Tipologia di tecnologia AM

Ciascuna tecnologia di additive manufacturing possiede delle peculiarità (presentate nei paragrafi 1.2, 1.3 e 1.4) che contribuiscono ad influenzare le performance statiche e a fatica. Ad esempio l'impiego del SLM, caratterizzato da velocità di raffreddamento più elevate rispetto all'EBM ed ai processi tradizionali (tabella 1.2), origina una microstruttura più fine e martensitica nei confronti di quest'ultimo e dunque dimostra maggior durezza e tensioni di snervamento e rottura superiori ma di conseguenza anche duttilità e deformazione a rottura inferiori [22]. L'EBM presenta una maggiore rugosità in confronto al SLM perché lo spessore tipico del layer e la dimensione della polvere sono più rilevanti (tabella 1.2 e 1.3) [22,32] e perciò, in condizioni as-built, l'EBM esibisce un limite di fatica minore del SLM (come accennano Shui et al. [32] in merito ad altri articoli di letteratura).

A conferma di quanto detto, Casalino et al.[43] e Kempen et al. [34] riportano tensioni di snervamento maggiori in campioni realizzati per SLM rispetto a quelli ottenuti mediante processi tradizionali per deformazione plastica rispettivamente del 10% e del 19%. In modo ancor più netto Mohr [57] documenta uno snervamento superiore del 50% per i campioni non trattati costruiti a 90° e del 75% per i non trattati a 0°, analogamente Herzog et al. [12] mostrano per AlSi12 ottenuto per LBM tensioni di rottura del 60% superiori all'analogo campione ottenuto per colata. Invece Beretta e Romano [23] illustrano per AlSi10Mg, ottenuto tramite processi tradizionali, uno snervamento maggiore del 6% rispetto a quello costruito per SLM mentre Smith et al. [44] esprimono una parità di prestazioni tra Inconel 718 solubilizzato ottenuto per DMLS e quello realizzato con processi di deformazione plastica. In merito alla fatica EBM e LENS non trattati Beretta e Romano [23] per il Ti6Al4V mostrano analogia di prestazioni giustificabile nella stessa dimensione e distribuzione di difetti presenti nei due tipi di campione.

Fatemi et al. [19] descrivono una resistenza a fatica (a parità di numero di cicli a rottura) fino a 3 volte superiore nei provini realizzati per deformazione plastica rispetto a quelli costruiti mediante SLM e fino a 2 volte per Mower et al. [21] (rispetto a campioni ottenuti per DMLS senza trattamenti termici, orientati a 0°). Invece per Beretta e Romano [23] il comportamento a fatica per AlSi10Mg SLM orientato a 45° senza alcun trattamento è del tutto simile a quello tradizionale.

La vita a fatica più breve dei campioni di additive manufacturing rispetto a quelli tradizionali [19,21] si giustifica con la presenza di difetti quali pori, infusi e tensioni residue [2,19-21] a cui porre rimedio con trattamenti quali HIP [19,20,31,38,46] e con trattamenti superficiali volti a ridurre la rugosità e quindi migliorare il comportamento a fatica [13]. Un'eccezione riguarda l'acciaio AISI 316L, che dalle affermazioni di Leuders et al. [45], ha mostrato un comportamento a fatica analogo a quello ottenuto tradizionalmente senza la necessità di alcun trattamento termico (a causa della sua elevata duttilità). Con la conseguente possibilità di ottenere componenti tramite stampa 3D senza la necessità di costosi trattamenti termo-meccanici successivi raggiungendo le stesse prestazioni dei processi tradizionali.

Ulteriori confronti in letteratura si registrano in tra SLM e EBM per il Ti6Al4V dove la tensione di snervamento del SLM risulta superiore del 14% rispetto all'EBM mentre in termini di fatica si inverte il comportamento con i campioni EBM aventi una resistenza a fatica di circa il 60% maggiore rispetto a quelli SLM [33], e del 30% rispetto a quelli LMD [13].

1.7.5 Difetti: porosità ed infusi

I prodotti realizzati mediante additive manufacturing sono caratterizzati da difetti peculiari quali porosità ed infusi [2,13,18-21,31,33-38] la cui presenza come già detto precedentemente è deleteria per le proprietà meccaniche [20,31,33,34] e la cui relazione con i parametri di processo è stata descritta nel paragrafo 1.7.1. La formazione di questi difetti non è del tutto evitabile perché la fabbricazione additiva non prevede la compressione e la compattazione delle polveri prima della loro fusione e sinterizzazione e perciò, non essendo soggetta a pressioni analoghe a quelle dei processi tradizionali, riesce più difficilmente a raggiungere la piena densificazione [31]. Un ulteriore motivo per cui non è possibile evitare la formazione di porosità sta nel fatto che il gas insufflato nella camera di costruzione (necessario al fine di ridurre l'ossidazione del materiale fuso) può rimanere intrappolato tra gli strati durante la loro solidificazione [12,13,17,20,31,33] originando porosità di forma sferica. L'ottimizzazione dei parametri di processo consente di ovviare a tutto questo [31,32] (paragrafo 1.7.1) così come la rifusione dei layer o l'adozione di trattamenti termici dopo la produzione, in particolare l'HIP (specialmente per il Ti6Al4V) [12,21,31,44] perché la pressione e le temperature che vengono applicate durante esso sono tali da chiudere le porosità presenti e fondere la polvere eventualmente rimasta infusa. Altri trattamenti termici quali la ricottura possono modificare la microstruttura e ottenere comportamento analogo a fatica a quello dei processi tradizionali [31,46], così come l'invecchiamento che omogeneizza la microstruttura pur non chiudendo i pori presenti [35].

Anche trattamenti meccanici quali la tornitura risultano utili ad incrementare la vita a fatica dei componenti [19,37] perché consentono di asportare tutti i difetti che si collocano sulla superficie (figura 1.24a) o al di sotto di essa (figura 1.24b) che costituiscono dei punti privilegiati per l'innesco di cricca [3,21,33].

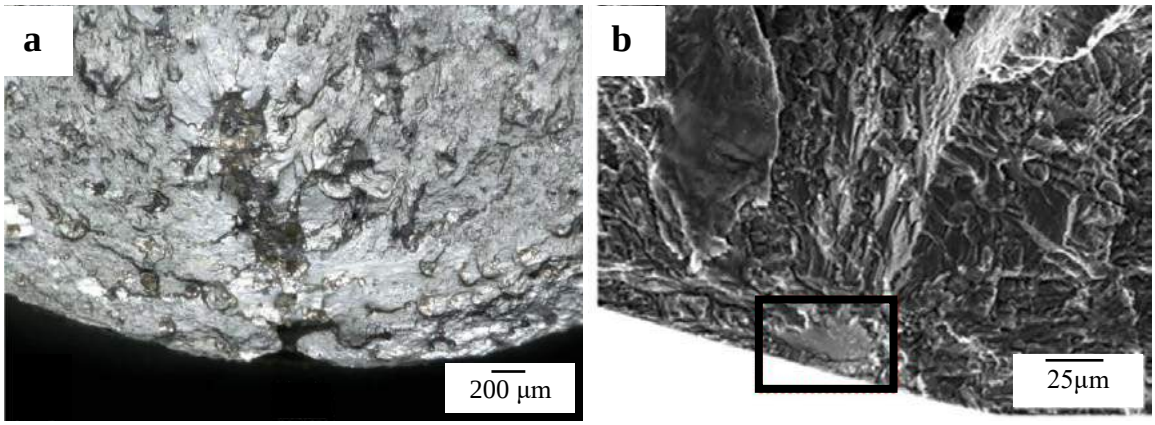


Figura 1.24: Porosità presenti sulla superficie (1.26a) in campioni di Alsi10Mg realizzati per SLM [21] e immediatamente al di sotto di essa (1.26b), in campioni di Ti6AlV4 realizzati per SLM [17].

Però asportare materiale con la tornitura può rivelarsi controproducente perché anche rimuovendo le porosità superficiali, i difetti presenti all'interno dopo la tornitura emergono in superficie diventando superficiali a loro volta, ripristinando così la situazione di partenza [40]. In conclusione anche la lucidatura della superficie con la diminuzione di rugosità che comporta (valido anche per i processi tradizionali) favorisce un aumento della vita a fatica [13].

La presenza di pori è deleteria per le proprietà meccaniche a causa della loro forma, dimensione, posizione e del loro numero [3,18,23,31,33,35,57]. Infatti più la forma è irregolare e acuminata, più aumenta il fattore di concentrazione delle tensioni K_t e quindi si riduce il limite di fatica dei componenti, così come più le loro dimensioni sono elevate più riducono la sezione resistente [31] e di conseguenza (a parità di carichi) aumentano le tensioni agenti riducendo la vita a fatica. Lo stesso effetto si ottiene anche tanto più sono prossimi alla superficie [35] e tanto più sono numerosi [13]; si può anche individuare una gerarchia nella posizione dei difetti (in ordine decrescente di gravosità) a partire da quelli distribuiti in tutto il volume, per poi passare ai superficiali, sub-superficiali e interni [57]). La dimensione dei pori risulta meno rilevante della loro posizione [35] e inoltre il loro volume si dimostra di importanza ridotta, perché anche se ridotto ma associato a una forma acuminata può abbattere la vita a fatica più di un campione con un volume di pori maggiore ma di forma sferica [35]. Quest'ultimo aspetto si spiega sia per il maggior effetto di concentrazione delle tensioni dei pori irregolari, sia considerando che le prestazioni statiche sono influenzate non solo dalla densità (su cui agiscono tali difetti) ma anche dalla microstruttura (in termini di fase e dimensione del grano) [12]. Analogamente, i fattori che influenzano la fatica (in ordine di importanza) non sono soltanto la dimensione dei pori, il loro numero o il loro volume ma ancora una volta la microstruttura e anche le tensioni

residue [3,51]. Questa variabilità nella tipologia e nelle caratteristiche dei difetti (oltre ai fattori d'influenza già noti per i processi tradizionali quali ad esempio la temperatura e la tensione media) è la causa della dispersione dei risultati delle prove a fatica che si riscontra tipicamente nell'additive manufacturing [18,23,35].

In ultima analisi, anche la disposizione delle porosità risulta importante [35], perché nel caso si formino parallelamente ai layer [31] e siano disposti ortogonalmente alla direzione di carico (vedi figura 1.25, provino a 0°), possono concentrare in modo sensibile le tensioni abbattendo la vita a fatica; questo fatto fornisce anche una motivazione sul miglior comportamento a fatica dei provini a 90° rispetto a quelli a 0° riscontrato da Yadollahi et al.[35].

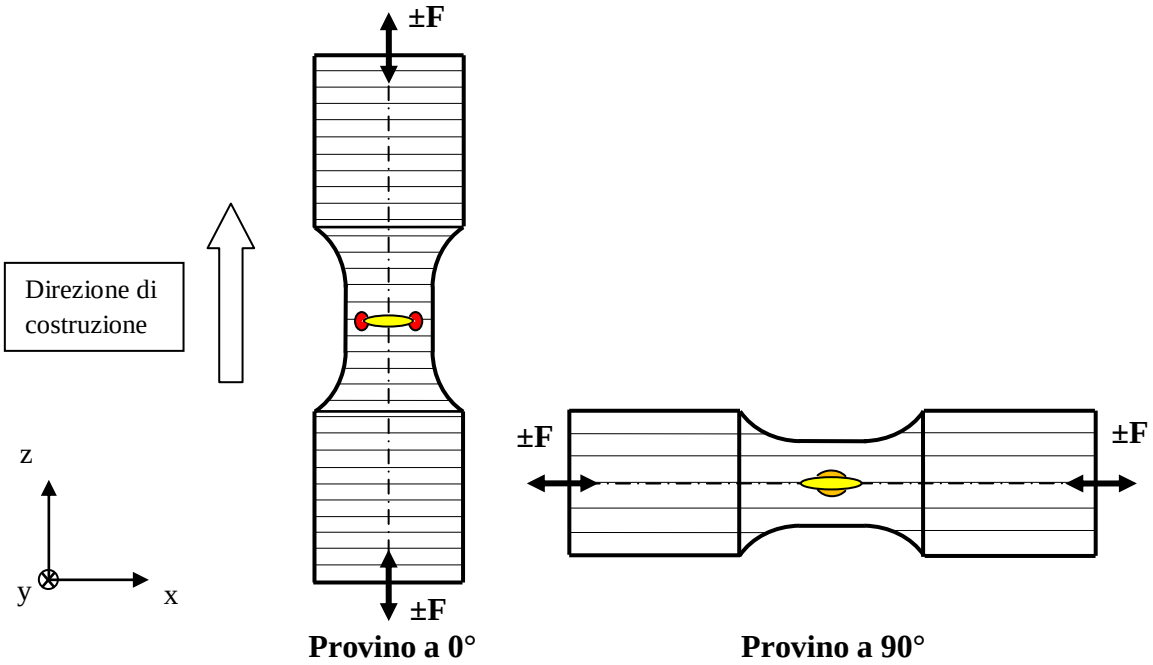


Figura 1.25: Rappresentazione schematica dell'effetto di concentrazione delle tensioni dei pori (in giallo) in campioni orientati a 0° e a 90° [35].

1.7.6 Rugosità superficiale

La rugosità superficiale non è un parametro peculiare della fabbricazione additiva però dipende in maniera sensibile da parametri caratteristici dell'additive manufacturing e data la sua influenza sulle prestazioni dei componenti viene qui menzionata.

La rugosità nei componenti ottenuti per produzione additiva dipende dallo spessore del layer [34], dalla dimensione della polvere [53], dall'inclinazione delle superfici [56] e dai parametri di processo [43]. La rugosità è causata dell'effetto scala (vedi figura 1.26) che non può essere eliminato in quanto legato alla natura discontinua additiva (strato dopo strato) peculiare dell'additive manufacturing ma può essere ridotto [58] ad esempio diminuendo lo spessore del layer [34].

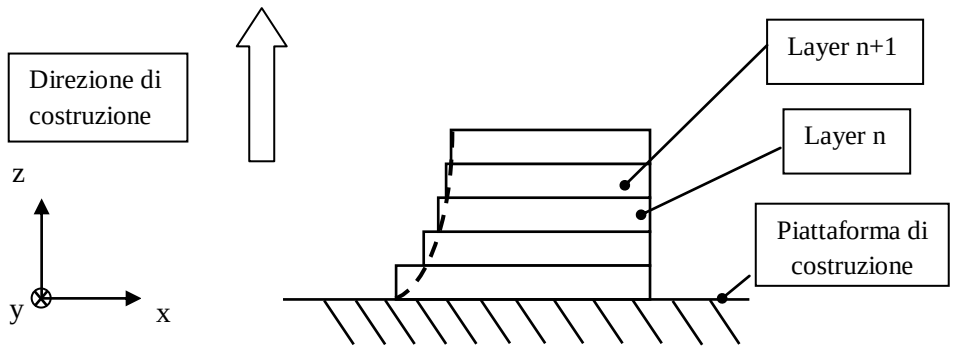


Figura 1.26: Rappresentazione dell'effetto scala nell'additive manufacturing. In evidenza la differenza tra la superficie curva voluta (tratteggiata) e il risultato "a gradino" ottenuto.

Un effetto analogo alla diminuzione di spessore si può ottenere riducendo la dimensione della polvere [53], rifondendo il layer [41] (vedi paragrafo 1.7.2) e modificando i parametri di processo in moto tale da aumentare la densità di energia Ed [43]. Anche la gravità può compromettere la rugosità nelle superfici, nel caso in cui non siano sostenute da strati sottostanti solidificati perché attira la polvere verso il basso.

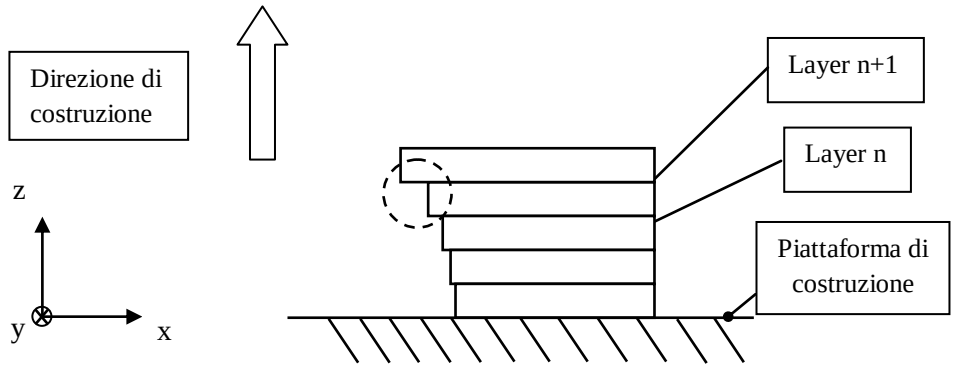


Figura 1.27: Esempio di superfici non sostenute da strati solidificati sottostanti (cerchiate) che subiscono l'azione della gravità con il conseguente aumento della rugosità superficiale.

In conclusione, un ulteriore contributo all'aumento della rugosità si deve alla polvere che circonda il componente non sottoposta all'azione fusoria del laser, la quale aderisce alla superficie dello stesso man mano che solidifica a causa del calore presente [58].

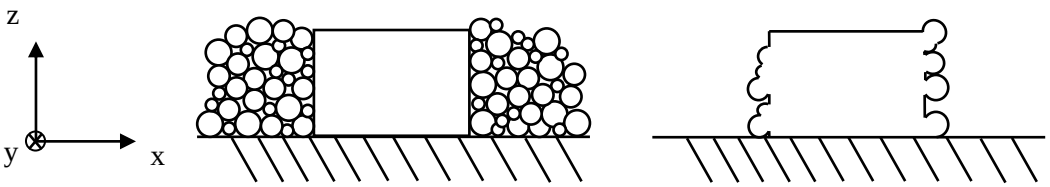


Figura 1.28: Rappresentazione schematica del processo di adesione della polvere alla superficie del componente.

1.7.8 Tensioni residue

Le tensioni residue sono tensioni che permangono all'interno del componente nel momento in cui viene rimossa la causa che le ha generate, nel caso della produzione additiva questo avviene al termine del processo fusorio quando il materiale ha raggiunto l'equilibrio con la temperatura ambiente.
I meccanismi che inducono tensione residue sono principalmente due secondo Mercelis e Kruth [55]: il primo dei quali è il Temperature Gradient Mechanism (TGM). Questo meccanismo ha origine dai gradienti di temperatura causati dal rapido riscaldamento dell'ultimo layer depositato rispetto agli strati sottostanti, a causa della ridotta conduzione di calore attraverso la polvere [55] e si differenzia dal secondo perché non necessita della fusione del materiale.
Nella prima fase di produzione del manufatto il layer superficiale espande a causa del calore fornitogli dal fascio laser, però parte di questa espansione viene impedita dagli strati sottostanti più freddi che perciò inducono su di esso uno stato di compressione (per l'equilibrio questi saranno invece soggetti a trazione). In questa condizione l'espansione dello strato superficiale, che è più elevata rispetto ai sottostanti, comporta la flessione del componente in direzione contraria al fascio (vedi figura 1.29 a). Però, a mano a mano che il materiale si riscalda (per l'azione del laser) le sue proprietà meccaniche si riducono e quindi nel caso in cui la tensione di compressione superi la tensione di snervamento (ridotta dalla temperatura), si può osservare una deformazione permanente. Terminata l'azione del laser inizia il raffreddamento del layer superficiale il quale contrae, analogamente a prima la sua contrazione è impedita parzialmente dagli strati presenti al di sotto di esso, il che comporta la creazione di uno stato di trazione su tale layer e di compressione su quelli sottostanti (quest'ultimo per l'equilibrio). La contrazione suddetta comporta come conseguenza la flessione dell'intero componente dalla parte del laser come in figura 1.29b (contrariamente a quanto accade alla fine del riscaldamento).
E'importante osservare che le flessioni suddette si manifestano solo nel caso in cui il componente non sia vincolato da alcuna struttura di supporto o dalla piattaforma (come invece accade). Nonostante ciò,

successivamente alla rimozione del componente da tali strutture si può osservare la suddetta flessione nella direzione del laser (figura 1.29b) dovuta proprio alle tensioni residue rimaste all'interno. In aggiunta a questo fenomeno, dopo la separazione dal supporto, si verifica anche un abbattimento delle tensioni residue [55] così come un ritiro volumetrico del manufatto.

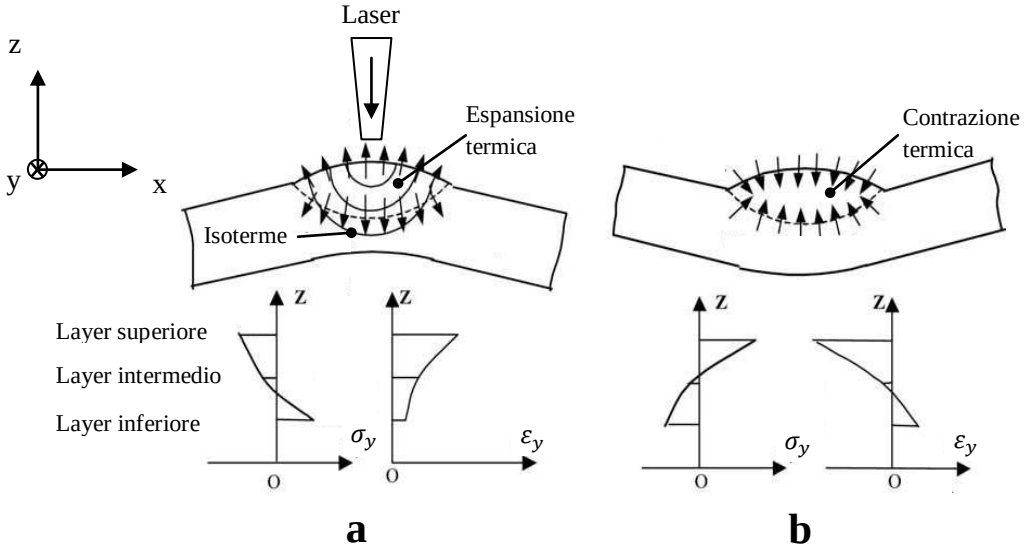


Figura 1.29: Rappresentazione schematica delle fasi di riscaldamento (a) e raffreddamento (b) con i relativi campi di tensione e deformazione [59].

Di seguito una raffigurazione riassuntiva delle varie fasi che si susseguono durante l'interazione tra il laser e i layer che portano alla formazione di tensioni residue.

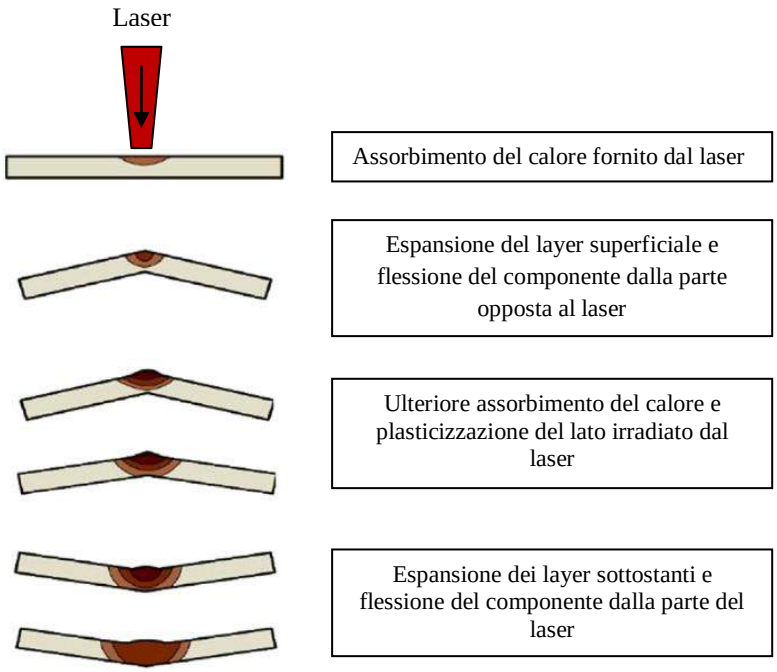


Figura 1.30: Rappresentazione schematica del meccanismo di formazione degli stress residui (TGM). Adattato da [60].

Le tensioni residue aumentano all'aumentare del numero di layer che vengono deposti [55] fino a che tutto il componente, compresi i primi layer a contatto con il supporto (inizialmente in compressione, come detto precedentemente) manifestano tensioni di trazione. Si riscontra un incremento delle tensioni anche al crescere dell'area sottoposta all'azione del laser [61] per questo motivo la strategia di scansione ad isole (data la loro dimensione ridotta) risulta ampiamente adottata nella fabbricazione additiva, così come il preriscaldamento della piattaforma [23] risulta utile per rilassare le tensioni e per ridurre i gradienti di temperatura che ne sono la causa. In aggiunta, anche le dimensioni del manufatto possono incrementare le criticità che derivano dalle

tensioni residue perché, in merito alle dimensioni, tanto più esse sono rilevanti tanto più la freccia δ all'estremità del componente dovuta alla flessione è grande, a parità di angolo di flessione α e dunque di tensioni residue che lo creano (figura 1.31).

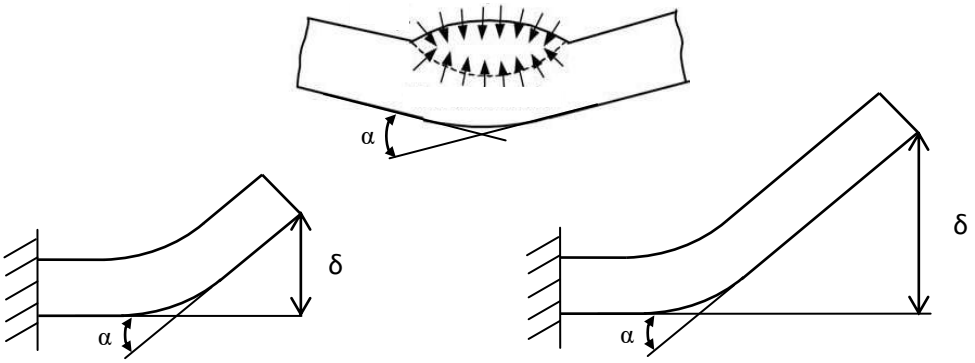


Figura 1.31: In alto, angolo α determinato dalla flessione presente sul componente a fine raffreddamento, in basso l'influenza delle dimensioni del componente sulla freccia di flessione δ.

Diversamente dalla distribuzione delle tensioni descritta in precedenza, Vrancken et al. [62] hanno riscontrato una distribuzione delle tensioni opposta in campioni di acciaio maraging, ovvero hanno documentato stress residui di compressione in superficie e di trazione nei layer sottostanti. Sempre Vrancken in studi successivi [63] ha osservato lo stesso fenomeno in un acciaio H13 e la motivazione è stata attribuita alla trasformazione martensitica che avviene in questi acciai. Infatti tale trasformazione è associata ad una dilatazione volumetrica che sovverte lo stato tensionale comunemente riscontrato in letteratura.

1.7.9 Polvere del materiale

Le caratteristiche della polvere quali la dimensione, la forma e la sua composizione sono di fondamentale importanza per determinare le proprietà statiche e a fatica dei componenti ottenuti per fabbricazione additiva.

La composizione chimica infatti può influire sulla maggior parte delle proprietà chimico-fisiche e dunque sulle tensioni di snervamento e rottura, così come sulla durezza, la deformazione a rottura e tenacità, ne è un esempio la sensibilità degli acciai alla variazione % di carbonio al loro interno.

La dimensione della polvere influenza la sinterizzazione e la fusione che avviene durante il processo di additive manufacturing perché, supponendo che le polveri siano tutte della stessa grandezza, la presenza di polveri dalle dimensioni inferiori favorisce la densificazione [16] e dunque la riduzione delle porosità (vedi figura 1.32 b)

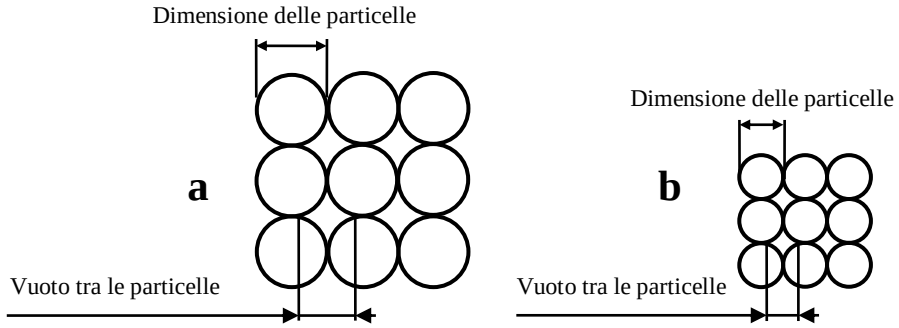


Figura 1.32: Influenza delle dimensioni delle particelle di polvere sulla grandezza dei vuoti nei componenti in additive manufacturing. Particelle di dimensioni inferiori (b) favoriscono la sinterizzazione causando una minor presenza di vuoti.

La presenza di particelle di dimensioni differenti (ad esempio con distribuzione gaussiana o anche bimodale [16]) favorisce anch'essa la densificazione e la sinterizzazione perché tra gli interstizi delle particelle più grandi possono disporsi le particelle più piccole compattando maggiormente lo strato di polvere. (vedi figura 1.33 b).

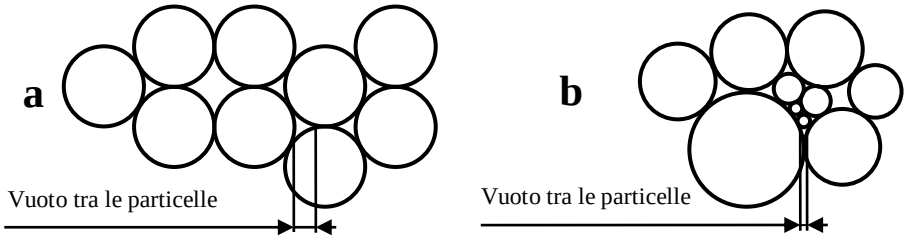


Figura 1.33: Influenza della distribuzione statistica delle dimensioni delle particelle sulla grandezza dei vuoti nei componenti in additive manufacturing. Particelle delle stesse dimensioni (a) portano ad una maggior presenza di vuoti.

La forma della polvere è uno dei fattori che influenza il flusso delle particelle assieme ad esempio alla tensione superficiale, alle forze elettrostatiche e d'attrito tra di esse [16]. La forma sferica in particolare lo aumenta, determinando una maggiore densità del componente.

Anche il metodo con cui si ottengono le particelle per la fabbricazione additiva, ovvero il processo di atomizzazione, può influire sulle prestazioni dei prodotti finiti. Infatti viene favorito il processo di atomizzazione a gas rispetto a quello ad acqua perché le polveri ottenute con quest'ultimo presentano residui di ossigeno maggiori [12] che possono comportare non solo una più elevata formazione di ossidi, deleteri per le proprietà meccaniche [34] perché caratterizzati da elevata fragilità, ma può favorire anche il fenomeno del balling (vedi [50] e paragrafo 1.7.1).

1.7.10 Sintesi dei fattori di influenza sulle proprietà meccaniche

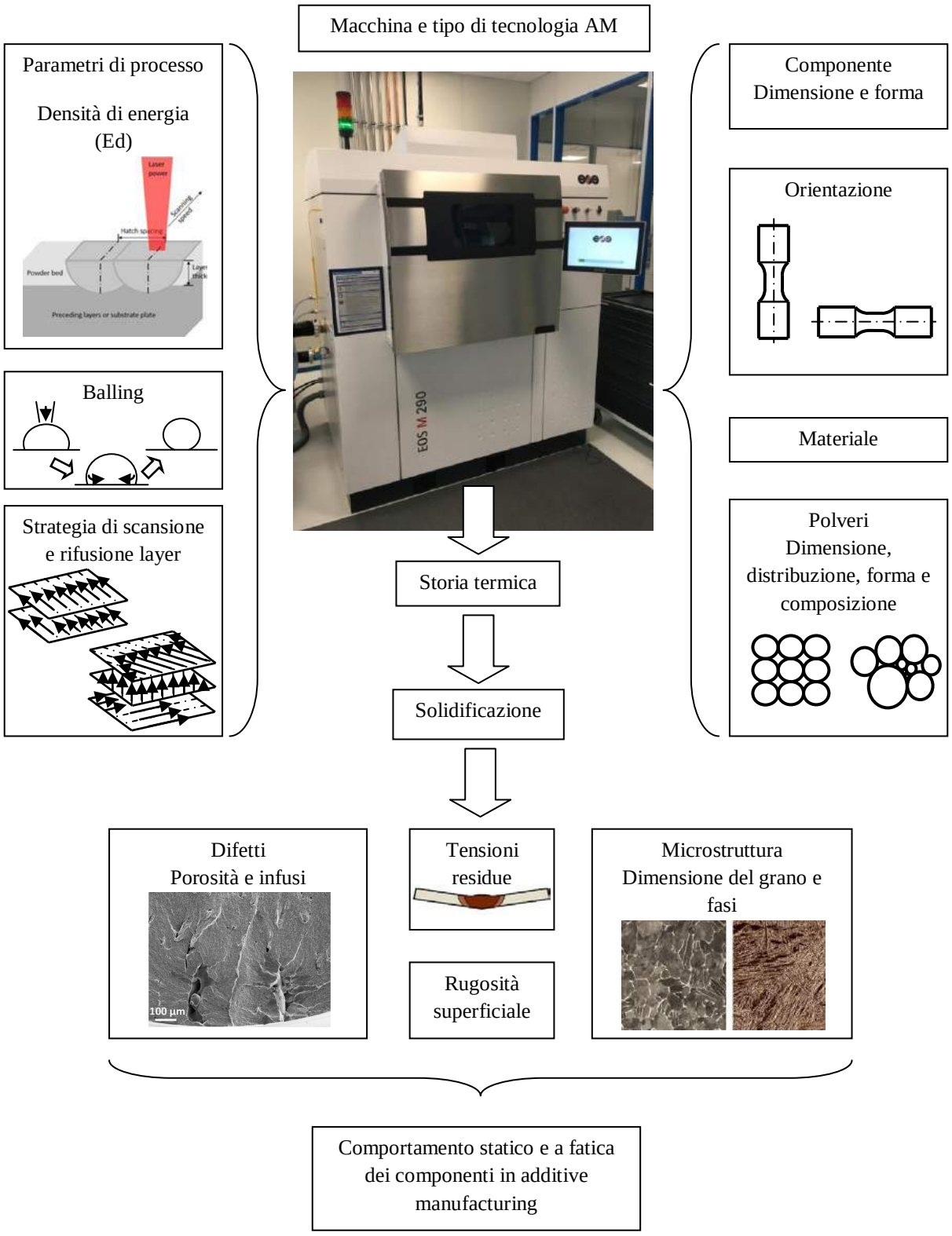


Figura 1.34: Principali fattori di influenza sulle proprietà meccaniche dei componenti realizzanti mediante fabbricazione additiva[1,11,31,35,43,60,64].

1.8 Sintesi dei dati riportati in letteratura

Tabella 1.4: Confronti tra proprietà statiche e a fatica di componenti AM, considerando le diverse tecnologie di AM, materiali, orientazioni e trattamenti termici.

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**□	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
14 Ni 200	SLM	[65]	0°	NT	\	171±4*	1120±15*	1160±15*	\	\	\	\	\
			90°	NT	\	191±3*	1160±5*	1220±5*	\	\	\	\	\
			90°	NT	\	186±2*	1160±5*	1225±5*	\	\	\	\	\
			0°	I	\	186±4*	1640±15*	1680±15*	\	\	\	\	\
			0°	I	\	195±0.5*	1600±10*	1670±10*	\	\	\	\	\
			0°	I	\	194±2*	1690±5*	1710±5*	\	\	\	\	\
18 Ni 200	TM	[66]	\	S,I	\	\	1422	1471	12	755 (-)	10^8	Flessione rotante	-1
		[38]	\	S,I	\	\	1400	1500	10	\	\	\	\
			\	S	\	\	760÷807	965÷1000	17÷18	\	\	\	\
			\	I	\	\	1380	\	\	\	\	\	\
		[67]	\	T	\	\	\	\	\	580÷660* (1)	10^7	Flessione rotante	-1
			\	T	\	\	\	\	\	230÷320* (2.2)			
18 Ni 250		[66]	\	S	\	186.4	647	961	17	\	\	\	\
			\	S,I	\	186.4	1766	1815	11	755 (1)	10^8	Flessione rotante	-1
		[38]	\	I	\	\	1725	\	\	\	\	\	\
			\	S	\	\	725÷895	1000÷1140	8÷16	\	\	\	\
			\	S,I	\	\	1700	1800	8	\	\	\	\
		[30]	\	R	\	\	655	965	17	\	\	\	\
			\	I	\	\	1784	1844	11	\	\	\	\
			\	I	\	\	1832	1874	8	\	\	\	\
		[67]	\	T	\	\	\	\	\	660÷790 (1)	10^7	Flessione rotante	-1
			\	T	\	\	\	\	\	320÷360 (2.2)			
18 Ni	CAST	[38]	\	S,I	\	\	1650	1750	8	\	\	\	\

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A**[°] **(K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
18 Ni 300	TM	[43]	\	S	\	\	\	1000÷1170	6÷17	\	\	\	\
		[66]	\	S	\	186.4	755	1030	18	\	\	\	\
			\	S,I	\	186.4	1991	2011	11	863 (-)	10^8	Flessione rotante	-1
		[34]	\	NT	\	180	760÷895	1000÷1170	6÷15	\	\	\	\
			\	S,I	\	190	1910÷2020	2050	7	\	\	\	\
		[68]	\	S	\	179	951	1000	ε_{true}=1.43	\	\	\	\
			\	S,I	\	179	1868	1917	ε_{true}=0.71	\	\	\	\
			\	S	\	\	\	\	\	510* (-)	10^7	Assiale [Δ]	-1
			\	S,I	L	\	\	\	\	680* (-)			
			\	S	L	\	\	\	\	483* (-)		Assiale [#]	
			\	S,I	L	\	\	\	\	689* (-)	$8.26 \cdot 10^6$		
		[38]	\	I	\	\	2000	\	\	\	\	\	\
			\	S	\	\	760÷895	1000÷1170	6÷15	\	\	\	\
			\	S,I	\	\	2080	2095	9.1	\	\	\	\
			\	S,I	\	\	2000	2027	9.2	\	\	\	\
			\	S,I	\	\	1965	2005	8.8	\	\	\	\
			\	S,I	\	\	2000	2040	9.4	\	\	\	\
			\	S,I	\	\	1805	1827	8.6	\	\	\	\
			\	S,I	\	\	2000	2050	7	\	\	\	\
		[30]	\	R	\	\	758	1034	18	\	\	\	\
			\	I	\	\	2020	2041	11.6	\	\	\	\
			\	I	\	\	2135	2169	7.7	\	\	\	\
		[67]	\	T	\	\	\	\	\	790÷880* (1)	10^7	Flessione rotante	-1
			\	T	\	\	\	\	\	360÷450* (2.2)			
	SLM	[43]	\	S	\	\	\	1190	8.1	\	\	\	\
			\	S	\	\	\	1085÷1192	5÷8	\	\	\	\
		[69]	\	NT	\	160±25	1050±100	1100±100	10±4	\	\	\	\

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
18 Ni 300	SLM	[69]	\	I	\	180±20	1990±100	2050±100	4±2	\	\	\	\
		[34]	\	I	\	163±4.4	1998±32	2217±71.9	1.6±0.26	\	\	\	\
			\	NT	\	189±2.8	1214±99	1290±112.2	13.3±1.86	\	\	\	\
		[70]	90°	NT	T	\	914.9±12.5	1187.6±10.4	6.14±1.33	\	\	\	\
				I	T	\	1793.3±96.5	1814.6±95.1	1.2±0.13	\	\	\	\
				I	T	\	1956.8±43.3	2017.1±57.7	1.51±0.2	\	\	\	\
				I	T	\	1870.3±53.8	1956.9±54.2	2.07±0.32	\	\	\	\
				I	T	\	1545.9±103.1	1655.5±87.5	1.77±0.05	\	\	\	\
				I	T	\	1557.2±140.4	1659.1±119.4	1.6±0.09	\	\	\	\
		[47]	0°	NT	L	168±29	\	1147±13	5.12±0.001	variabile 175 (-)	$5{\cdot}10^5$	Assiale	0
				NT	L	155±30	\	1032±27	1.45±0.01	\	\	\	\
				NT	L	104±38	\	612±22	0.71±0.002	\	\	\	\
	DMLS	[28]	0°	I	P,RT	\	\	\	\	605±40* (-)	10^7	Assiale	-1
			90°	I	P,RT	\	\	\	\	595±40* (-)			
			45°	I	P,RT	\	\	\	\	589±40* (-)			
		[34]	\	NT	\	180±20	\	1100±100	8±3	\	\	\	\
			\	I	\	\	\	1950±100	2±1	\	\	\	\
18 Ni 350	TM	[66]	\	S,I	\	\	2354	2403	7	755 (-)	10^8	Flessione rotante	-1
		[38]	\	I	\	\	2100	\	\	\	\	\	\
			\	S,I	\	\	2400	2450	6	\	\	\	\
		[30]	\	R	\	\	827	1140	18	\	\	\	\
			\	I	\	\	2348	2391	7.6	\	\	\	\
			\	I	\	\	2395	2451	3	\	\	\	\
Ti (grado 2)	TM	[12]	\	NT	\	\	280	345	20	\	\	\	\
	LBM		\	NT	\	\	555±3[a]	757±12.5[a]	19.5±1.8[a]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	522±18[a]	654±1.5[a]	17±3[a]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	533±2.1[b]	617±16.7[b]	5.1±2.1[b]	\	\	\	\
	EBM		\	NT	\	\	377±10	475±15	28.5±0.5	\	\	\	\

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A**[○] **(K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
TiAl6V4	ALM	[23]	90°	T	\	\	920÷940	980÷1000	\	765÷780 (-)	$5{\cdot}10^6$	\	0.1
			0°	T	\	\	880÷900	890÷970	\	700 (-)		\	
	CAST		\	NT	\	\	883	1027	\	160÷250 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	150÷270 (-)		\	
			\	NT	\	\	847	976	\	720 (-)		\	0
			\	NT	\	\	\	\	\	230÷280 (-)		\	0.1
		[12]	\	NT	\	\	758	860	>8	\	\	\	\
			\	NT	\	\	896	1000	8	\	\	\	\
		[22]	\	R	\	\	885	930		215 (-)	10^7	\	0.1
		[13]	\	\	\	\	\	\	\	200÷360 (-)		\	
			\	HIP	\	\	\	\	\	520 (-)		\	
	FORGED		\	T	\	\	975	1055	\	515÷540 (-)	$5{\cdot}10^6$	\	
			\	T	\	\	930	978	\	450÷540 (-)		\	
			\	R	U	\	795÷875	860÷965	\	600÷816 (-)		\	0
			\	NT	\	\	729	954	\	610÷725 (-)		\	
			\	R	U	\	\	\	\	620÷640 (-)		\	0.1
			\	R,SI	U	\	\	\	\	495÷585 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	450÷600 (-)		\	-1
			\	NT	\	\	\	\	\	480÷600 (-)		\	0.1
			\	NT	\	\	\	\	\	774÷846 (-)		\	-1
	TM	[39]	\	\	TO	\	1213	1325	4.5	\	\	\	\
		[23]	\	NT	\	\	\	1000	\	630÷680 (-)	$5{\cdot}10^6$	\	-1
			\	NT	\	\	914÷931	973÷1002	\	600 (-)		\	

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
TiAl6V4	TM	[31]	\	NT	\	112.8	922	984	19.3	600 (-)	$1.1 \cdot 10^5$	Assiale	-1
		[20]	\	\	\	\	\	\	\	392÷620 (-)	\	\	\
		[12]	\	NT	L	\	\	\	\	675 (-)	10^7	\	-1
			\	NT	L	\	\	\	\	600 (-)		\	
			\	NT	L	\	\	\	\	480 (-)		\	
			\	NT	\	\	860	930	>10	\	\	\	\
			\	S	\	\	931	1055	9	\	\	\	\
			\	S,I	\	\	1100	1170	12	\	\	\	\
		[21]	\	NT	L	113.1±2	945±9	979±10	10±1	630 (-)	10^7	\	-1
		[23]	\	R	\	\	924	1000	\	410÷520 (-)	$5 \cdot 10^6$	\	0.1
			\	NT	\	\	623÷917	1008÷1012	\	630 (-)		\	-1
		[36]	\	NT	\	120	\	\	\	\	\	\	\
		[53]	\	\	\	(G) 42	523	\	\	\	\	\	\
			\	R	F	\	970	1030	16	\	\	\	\
		[19]	\	R	TO,L	(E)108.2 (G) 42	944	1045	24.7	622 (-)	$1.53 \cdot 10^6$	Assiale	-1
		[38]	\	R,I	\	\	980	1025	18	\	\	\	\
			\	R,I	\	\	985	1060	17	\	\	\	\
			\	R,I	\	\	995	1095	16	\	\	\	\
			\	R,I	\	\	1000	1110	16	\	\	\	\
			\	R,I	\	\	1055	1140	16	\	\	\	\
TiAl6V4 Per impianti chirurgici		[30]	\	R	\	124	830	895	10	\	\	\	\
TiAl6V4		[13]	\	R	F,TO	\	828	895	10	400÷680 (-)	10^7	\	0.1
			\	S,I	TO	\	1068	1137	10	\	\	\	\
			\	S,I	TO	\	1034	1103	10	\	\	\	\
			\	S,I	TO	\	\	\	\	700 (-)	10^7	\	0.1

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
TiAl6V4	SLM	[31]	\	NT	\	109.9	736	1051	11.9	600 (-)	$2.3\cdot10^3$	\	-1
			\	NT	TO	112.4	986	1155	10.9	600 (-)	$1.2\cdot10^4$	\	
			\	R	TO	117.4	1051	1115	11.3	600 (-)	$3\cdot10^4$	\	
			\	R,R	TO	118.8	908	988	9.5	600 (-)		\	
			\	HIP	TO	115.4	885	973	19	600 (-)	$1.5\cdot10^5$	\	
		[20]	\	NT	\	\	1008±30	1080±30	1.6±2	600 (-)	$2.7\cdot10^4$	Assiale	
			\	R	\	\	962±30	1040±30	5±2	600 (-)	$9.3\cdot10^4$		
			\	R	\	\	798±30	945±30	11.6±2	600 (-)	$2.9\cdot10^5$		
			\	HIP	\	\	912±30	1005±30	8.3±2	620±5.4 (-)	\	\	\
		[33]	0°	NT	\	109±2.1	1098±15	1237±13	8.8±0.6	158 (-)	10^7	Assiale	0.1
			0°	NT	\	111±1.4	1150±91	1257±74	8±2	158 (-)			
			0°	NT	\	109±3.7	1066±91	1148±80	5.4±3.8	135 (-)			
			0°	NT	\	95±3	932±16	1112±13	6.6±1.4	67.5 (-)			
			0°	NT	\	84±3	813±23	978±32	3.7±0.6	45 (-)			
		[23]	\	NT	\	\	1070	1140	\	680÷723 (-)	$5\cdot10^6$	\	
			\	NT	\	\	\	\	\	210 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	510 (-)		\	
			\	NT	\	\	1158÷1287	1083÷1259	\	550 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	400 (-)		\	
			\	NT	\	\	1008±30	1080±30	\	\	\	\	\
			\	HIP	\	\	912±30	1005±30	\	\	\	\	\
			\	HIP	\	\	\	\	\	605÷635 (-)	$5\cdot10^6$	\	-1
			\	HIP	\	\	\	950	\	400 (-)		\	

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
TiAl6V4	SLM	[23]	\	HIP	\	\	\	\	\	300 (-)	$5\cdot10^6$	\	-1
			\	HIP	\	\	883÷888	973÷974	\	500 (-)		\	
			\	T	\	\	\	\	\	760 (-)		\	
			\	HIP	\	\	\	\	\	900 (-)		\	
			\	NT	\	\	1100÷1150	1240÷1250	\	330÷336 (-)		\	0.1
			\	NT	\	\	\	\	\	450 (-)		\	
			\	NT	P	\	\	\	\	435 (-)		\	
		[36]	\	NT	\	127±2	\	\	\	\	\	\	\
		[17]	0°	RS	TO,L	\	\	\	\	310 (-)	$2\cdot10^6$	Assiale	-1
			0°	RS	TO,L	\	\	\	\	230 (-)	$2\cdot10^9$	\	
			0°	HIP	TO,L	\	\	\	\	400 (-)	$5\cdot10^8$	\	
		[40]	90°	NT	\	\	910±9,9	1035±29	3.3±0.76	144 (-)	$2\cdot10^5$	\	-0.2
			90°	NT	\	\	\	\	\	102 (-)		\	
			0°	NT	\	\	\	\	\	60 (-)		\	
		[53]	0°	RS	L	(G) 41.7	609	650	3.21	\	\	\	\
			0°	\	\	(G) 40.4	646	749	3.23	\	\	\	\
			0°	RS	L	(G) 42.5	634	699	4.56	\	\	\	\
		[19]	\	RS	\	(E)109.8 (G) 42.5	951	1052	3.5	204 (-)	10^5	Assiale	\
		[45]	\	NT	TO	\	\	1314.9±15.6	4±1.2	310 (-)	$2\cdot10^6$	\	-1
			\	RS	TO	\	\	1228.1±32.4	8±1.5	400 (-)	$8.6\cdot10^5$	\	
			\	RS	TO	\	\	986.4±45.2	13.8±0.8	400 (-)	$6\cdot10^4$	\	
			\	HIP	TO	\	\	1088.8±26.3	13.8±1.3	700 (-)	$1.3\cdot10^6$	\	
			\	HIP	TO	\	\	1006.8±14.6	13.5±0.7	450 (-)	$8\cdot10^5$	\	
		[22]	0°	NT	TO	\	1143±30	1219±20	4.89±0.6	265 (-)	10^7	\	0.1

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
TiAl6V4	SLM	[22]	90°	NT	TO	\	1195±19	1269±9	5±0.5	\	\	\	\
		[13]	\	RL	\	\	\	\	\	400÷510 (-)	10^7	\	0.1
		[18]	90°	NT	\	\	910±10	1035±29	3±0.8	\	\	\	\
			0°	NT	TO	\	1106±6	\	11±0.4	\	\	\	\
			0°	NT	TO	\	1029	1197	8	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	938±8	1140±5	6.7±1	\	\	\	\
			0°	RS	\	\	862±3	937±4	11.4±0.8	\	\	\	\
			0°	HIP	\	\	835±4	910±3	7.2±1	\	\	\	\
			90°	RS	TO	\	1195±20	1269±10	5±0.5	\	\	\	\
			0°	NT	TO	\	1143±38	1219±20	5±0.7	\	\	\	\
			0°	NT	TO	\	1115±13	1271±8	7±1	\	\	\	\
			0°	RS	TO	\	1124±7	1170±6	10±1	\	\	\	\
			0°	NT	TO	\	1008±30	1080±30	2±2	\	\	\	\
			0°	RS	TO	\	962±30	1040±30	5±2	\	\	\	\
			0°	RS	TO	\	798±30	945±30	12±2	\	\	\	\
			0°	HIP	TO	\	912±30	1005±30	8±2	\	\	\	\
			0°	NT	TO	\	736	1051	12	\	\	\	\
			0°	NT	TO	\	986	1155	11	\	\	\	\
			0°	RS	TO	\	1051	1115	11	\	\	\	\
			0°	RS	TO	\	908	988	10	\	\	\	\
			0°	HIP	TO	\	885	973	19	\	\	\	\
	LBM	[12]	\	HIP	\	\	\	\	\	620 (-)	10^7	Assiale	-1
			\	RL	\	\	\	\	\	110 (-)		Flessione piana	0.1
			\	S,I	\	\	\	\	\	165 (-)			
			\	S,I	TO	\	\	\	\	220 (-)			
			\	RL	L	\	\	\	\	165 (-)			

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A**[°] **(K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
TiAl6V4	LBM	[12]	\	NT	\	\	1040 ± 10^b	1140 ± 10^b	8.2 ± 0.3^b	\	\	\	\
			\	NT	\	\	840^a	930^a	6.8^a	\	\	\	\
			\	NT	\	\	1143 ± 30^a	1219 ± 20^a	4.89 ± 0.6^a	\	\	\	\
			\	NT	\	\	1195 ± 19^b	1269 ± 9^b	5 ± 0.5^b	\	\	\	\
			\	NT	\	\	1137 ± 20^a	1206 ± 8^a	7.6 ± 2^a	\	\	\	\
			\	NT	\	\	962 ± 47^b	1166 ± 25^b	1.7 ± 0.3^b	\	\	\	\
			\	RL	\	\	965 ± 16^a	1046 ± 6^a	9.5 ± 1^a	\	\	\	\
			\	RL	\	\	900 ± 101^b	1000 ± 53^b	1.9 ± 0.8^b	\	\	\	\
			\	RS<β	\	\	944 ± 8^a	1036 ± 30^a	8.5 ± 1^a	\	\	\	\
			\	RS>β	\	\	913 ± 7^a	1019 ± 11^a	8.9 ± 1^a	\	\	\	\
			\	\	\	\	1000^a	1150^a	8.5^a	\	\	\	\
			\	HIP	\	\	$907+4^a$	$1022+5^a$	$17.7+0.8^a$	575 (-)	10^7	Assiale	-1
			\	HIP	\	\	980 ± 30^a	1040 ± 30^a	12.5 ± 0.5^a	\	\	\	\
			\	HIP	\	\	900 ± 5^b	990 ± 5^b	15.5 ± 2^b	\	\	\	\
			\	RL	\	\	1076 ± 14^a	1189 ± 16^a	13.6 ± 1.3^a	116 (-)	10^7	Flessione piana	0.1
			\	RL	\	\	1076 ± 14^a	1189 ± 16^a	13.6 ± 1.3^a	275 (-)			
			\	RL	\	\	1076 ± 14^a	1189 ± 16^a	13.6 ± 1.3^a	360 (-)		Assiale	-1
			\	HIP	\	\	$907+4^a$	$1022+5^a$	$17.7+0.8^a$	374 (-)			0.1
		[23]	\	HIP	\	\	\	\	\	158 (-)	$5\cdot10^6$	\	
			\	HIP	F	\	\	\	\	540 (-)		\	
			\	HIP	EL	\	\	\	\	450 (-)		\	
			\	HIP	SB	\	\	\	\	470 (-)		\	

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
TiAl6V4	DMLS	[21]	0°	RL	\	114.9±2	1096±11	1130±11	1.2	\	\	\	\
			90°	RL	\	108.8±2	972±10	1034±10	5.5	\	\	\	\
			90°	HIP	\	111.7±2	862±9	931±9	24±2	\	\	\	\
			90°	HIP	TO	\	\	\	\	410* (-)	10^7	Flessione rotante	-1
			0°	HIP	TO	\	\	\	\	410* (-)			
			0°	HIP	\					280* (-)	$1.2\cdot10^5$		
			90°	\	EL	\	\	\	\	50* (-)	10^6		
			90°	\	\	\	\	\	\	50* (-)	$1.3\cdot10^6$		
			0°	\	L	\	\	\	\	50* (-)	$2.3\cdot10^6$		
		[23]	\	R	\	\	1089÷1103	1160÷1170	\	500 (-)	$5\cdot10^6$	\	0.1
			\	HIP	\	\	891÷897	993÷1001	\	590 (-)		\	
			\	T	\	\	1085	1170	\	500 (-)		\	
			\	T	\	\	1017±7	1096±7	\	180 (-)		\	
		[39]	90°	RS	N	\	\	\	\	125* (-)	$2\cdot10^6$	Flessione piana	0
			90°	RS	N	\	\	\	\	130* (-)	$2.1\cdot10^5$		
			0°	RS	N	\	\	\	\	110* (-)	$1.3\cdot10^5$		
	EBM	[12]	\	NT	\	\	1115[a]	1120[a]	25[a]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	1110[a]	1115[a]	16[a]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	869±7.2[a]	928±9.8[a]	9.9±17[a]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	899±4.7[b]	978±3.2[b]	9.5±1.2[b]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	823.4±0.1	940.5±6.5	13.2±0.7	\	\	\	\
			\	NT	\	\	851.8±5.8	964.5±0.3	16.3±0.8	\	\	\	\
			\	NT	\	\	1001[a]	1073[a]	11[b]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	1006[b]	1066[b]	15[b]	\	\	\	\
			\	S,L	\	\	1039	1294	10	\	\	\	\
			\	HIP	L	\	\	\	\	330 (-)	10^7	Assiale	0.1

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
TiAl6V4	EBM	[12]	\	NT	\	\	945±13	1041±12	18.7±1.7	\	\	\	\
			\	NT	\	\	970±17	1087±8	17.6±0.7	\	\	\	\
		[33]	0°	NT	\	121±3	962±4	1012±3	8.8±1.6	250* (-)	10^7	Assiale	0.1
			0°	NT	\	120±9	947±11	1011±4	9±1.1	275* (-)			
			0°	NT	\	92±20	\	423±88	0.4±0.1	30* (-)			
		[23]	\	NT	\	\	950÷960	1010	\	540÷600* (-)	$5{\cdot}10^6$	\	
			90°	NT	\	\	973÷1006	1032÷1066	\	\	\	\	\
			90°	T	\	\	1039	1294	\	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	1001÷1051	1073÷1116	\	\	\	\	\
			0°	T	\	\	1039	1294	\	\	\	\	\
			\	T	\	\	869±7	965±5	\	135 (-)	$5{\cdot}10^6$	\	0.1
			\	R	\	\	849÷887	860÷1084	\	240 (-)		\	
			\	HIP	\	\	758÷790	884÷908	\	590 (-)		\	
			\	NT	\	\	855÷909	908÷984	\	340 (-)		\	
			90°	NT	\	\	753÷813	789÷877	\	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	788÷836	813÷889	\	\	\	\	\
			\	NT	\	\	940÷1030	1040÷1085	\	200÷250 (-)	$5{\cdot}10^6$	\	0.1
			\	NT	\	\	1020÷1035	1060÷1085	\	200÷250 (-)		\	
			\	HIP	\	\	940÷950	1030	\	550÷600 (-)		\	
			\	T	\	\	870±20	970±10	\	250 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	790 (-)		\	-1
		[32]	0°	HIP	L	\	710±10*	820±15*	16±1*	320* (-)	10^7	Assiale	0.1
			0°	T	L	\	770±10*	890±5*	16±1*	250* (-)			
			0°	NT	L	\	785±30*	870±25*	13.8±1.5*	240* (-)			
		[17]	0°	NT	TO,L	\	\	\	\	390* (-)			-1

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A**[○] **(K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
TiAl6V4	EBM	[53]	0°	NT	\	\	1051	1116	15	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	1001	1073	11	\	\	\	\
			90°	NT	\	\	973	1032	12	\	\	\	\
			90°	NT	\	\	1006	1066	15	\	\	\	\
		[22]	0°	NT	TO	\	869±7.2	928±9.8	9.9±1.7	160 (-)	10^7	\	0.1
			90°	NT	TO	\	899±4.7	978±3.2	9.5±1.2	\	\	\	\
		[13]	0°	\	\	\	\	\	\	450 (-)	10^7	\	0.1
			90°	\	\	\	\	\	\	450 (-)		\	
		[18]	90°	\	\	\	783±15	833±22	2.7±0.4	\	\	\	\
			0°	\	\	\	812±12	851±19	4±0.9	\	\	\	\
			90°	\	\	\	897	972	12	\	\	\	\
			0°	NT	EL	\	879	953	14	\	\	\	\
			90°	RS	\	\	832	920	18	\	\	\	\
			0°	NT	EL	\	811	856	15	\	\	\	\
			90°	NT	\	\	899±5	978±3	10±1	\	\	\	\
			0°	NT	TO	\	869±7	928±10	10±2	\	\	\	\
			90°	\	\	\	870±8	971±3	12±1	\	\	\	\
			0°	NT	TO	\	879±13	953±9	14±1	\	\	\	\
			90°	HIP	\	\	866±6	959±8	14±1	\	\	\	\
			0°	NT	TO	\	868±3	942±3	13±1	\	\	\	\
	LMD		\	NT	\	\	960±26[b]	1063±20[b]	13.3±1.8[b]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	976±24[b]	1099±2[b]	4.9±0.1[b]	\	\	\	\
		[12]	\	S	\	\	\	\	\	700 (-)	10^7	\	0.1
		[13]	\	\	\	\	\	\	\	600 (-)		\	
	LENS	[23]	\	NT	\	\	923	1022	\	540 (-)		\	
			90°	NT	\	\	1005	1103	\	\	\	\	\
			90°	T	\	\	1000	1073	\	\	\	\	\

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
TiAl6V4	LENS	[23]	90°	NT	\	\	990	1042	\	\	\	\	\
			90°	T	\	\	991	1044	\	\	\	\	\
			90°	R	\	\	970	1030	\	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	1005	1103	\	\	\	\	\
			0°	T	\	\	1000	1073	\	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	990	1042	\	\	\	\	\
			0°	T	\	\	991	1044	\	\	\	\	\
			90°	\	F	\	1005◊	1103◊	4◊	\	\	\	\
			90°	RS	F	\	1000◊	1073◊	9◊	\	\	\	\
			90°	\	F	\	990˜	1042˜	7˜	\	\	\	\
			90°	RS	F	\	991˜	1044˜	10˜	\	\	\	\
			0°	R	\	\	970	1030	\	\	\	\	\
	DMD		\	T	\	\	780±20	870	\	540 (-)	$5 \cdot 10^6$	\	0.1
			\	T	\	\	750±25	810±10	\	450 (-)		\	
	SMD		90°	NT	\	\	950	1000	\	710÷750 (-)		\	
			0°	NT	\	\	900	950	\	685÷730 (-)		\	
			0°	T	\	\	810÷830	940÷950	\	720÷735 (-)		\	
			90°	T	\	\	930÷960	960÷1000	\	700÷720 (-)		\	
Ti-6,5Al-3,5Mo-1,5Zr-0,3Si	LMD	[12]	\	NT	\	\	990[b]	1042[b]	7[b]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	1030±11[b]	1101±9[b]	10.2±2.2b	\	\	\	\
AISI 316L	TM	[21]	\	NT	L	187±4	345±3	563±6	30±3	340 (-)	10^7	Flessione rotante	-1
		[46]	\	NT	\	\	220±5	530÷580±5	>40±2.6	240 (-)	$2 \cdot 10^6$	Assiale	
										381 (-)		Flessione rotante	

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
AISI 316L	TM	[12]	\	R	\	\	170	485	40	\	\	\	\
		[30]	\	R	\	\	170	450	40	\	\	\	\
			\	R	FC	\	170	480	40	\	\	\	\
			\	R	FF	\	170÷310	480÷620	30	\	\	\	\
			\	R	\	\	170	480	35	\	\	\	\
			\	NT	FF	\	310	620	30	\	\	\	\
		[71]	\	NT	\	\	255	530	\	\	\	\	\
	DMLS	[21]	90°	NT	L	\	\	\	\	270 (-)	10^7	Flessione rotante	-1
			0°	NT	L	\	\	\	\	110 (-)	$1.1 \cdot 10^6$		
			0°	HIP	L	\	\	\	\	150 (-)	10^7		
		[45]	\	NT	TO	\	500	600.2±2.2	55±2.5	260* (-)	$1.6 \cdot 10^6$	\	
			\	RS	TO	\	475	617.9±1,4	54.1±1.6	250* (-)	$2 \cdot 10^6$	\	
			\	HIP	TO	\	\	586.6±2.4	64.4±2.9	250* (-)		\	
	SLM	[21]	90°	RL	\	180±4	496±5	717±7	28±3	\	\	\	\
			45°	RL	\	193±5	473±5	680±7	30±3	\	\	\	\
		[46]	0°	NT	\	\	\	\	\	108±10 (-)	$2 \cdot 10^6$	\	-1
			0°	NT	TO	\	\	\	\	267±32 (-)		\	
			0°	RS	TO	\	\	\	\	294±60 (-)		\	
			0°	HIP	TO	\	\	\	\	317±7 (-)		\	
			0°	NT	\	\	462	565	53.7	\	\	\	\
			0°	RS	TO	\	443	595	48.6	\	\	\	\
	LBM	[12]	\	\	\	\	590±17	705±15	44±7	\	\	\	\
			\	R	\	\	375±11	635±17	51±3	\	\	\	\
			\	\	\	\	462[a]	565[a]	53.7[a]	108 (-)	10^7	\	-1
			\	RS	TO	\	\	\	\	294 (-)		\	

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
AISI 316L	LBM	[12]	\	HIP	\	\	\	\	\	317 (-)	10^7	\	-1
			\	NT	\	\	444±27[a]	567±19[a]	8±2.9[a]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	528±4[b]	659±3[b]	16.6±0.4[b]	\	\	\	\
	LMD		\	NT	\	\	410±5[a]	640±20[a]	36±4[a]	\	\	\	\
			\	RS	\	\	340±15[a]	610±5[a]	42.5±0.5[a]	\	\	\	\
	DED	[42]	90°	NT	\	\	490	685	51	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	280	580	62	\	\	\	\
			\	NT	\	\	400÷440	430÷510	14÷20	\	\	\	\
AISI 316			\	NT	\	\	220÷270	520÷680	40÷45	\	\	\	\
		[30]	\	R	\	\	290	580	50	\	\	\	\
			\	R	\	\	240	550	60	\	\	\	\
			\	R	FC	\	205	515	40	\	\	\	\
			\	R	FF	\	205÷310	515÷620	30	\	\	\	\
			\	R	\	\	205	515	35	\	\	\	\
			\	NT	FF	\	310	620	40	\	\	\	\
		[71]	\	NT	\	\	262	586	\	269 (-)	10^6	Assiale	-1
AISI 316[•]		[30]	\	R	\	\	207	517	40	\	\	\	\
			\	NT	\	200	689	862	12	\	\	\	\
AISI 316			\	NT	\	\	205	515	40	\	\	\	\
	DED		90°	NT	\	\	593	807	30	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	448	793	66	\	\	\	\
			90°	NT	\	\	363÷487	648÷970	20÷44	\	\	\	\
			90°	NT	\	\	558	639	21	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	352	536	46	\	\	\	\
		[42]	0°	NT	\	\	207÷261	414÷539	38÷45	\	\	\	\
AISI 304	TM		\	NT	\	\	>205	>520	>40	\	\	\	\
		[30]	\	R	\	\	235	585	60	\	\	\	\
			\	NT	\	\	205	515	40	\	\	\	\

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
AISI 304	TM	[30]	\	\	\	\	\	\	\	170 (-)	10^7	Flessione rotante	-1
			\	R	FC	\	205	515	40	\	\	\	\
			\	R	FC	\	205÷310	515÷620	30	\	\	\	\
			\	R	\	\	205	515	35	\	\	\	\
			\	NT	FF	\	310	620	30	\	\	\	\
		[71]	\	R	\	\	234	600	\	240 (-)	10^6	Flessione rotante	-1
			\	NT	\	210	\	\	\	\	\	\	\
	DED		90°	NT	\	\	448	710	59	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	324	655	70	\	\	\	\
AISI 304L	TM	[12]	\	R	\	\	170	485	40	\	\	\	\
		[30]	\	NT	\	\	170	480	40	\	\	\	\
			\	R	\	\	170	450	40	\	\	\	\
			\	R	FC	\	170	480	40	\	\	\	\
			\	R	FF	\	170÷310	480÷620	30	\	\	\	\
			\	R	\	\	\	\	\	269 (1)	10^6	Assiale	-1
			\	\	\	\	\	\	\	193 (3.1)			
		[71]	\	R	\	\	221	586	\	275 (-)		Flessione rotante	
	LBM		\	NT	\	\	182[b]	393[b]	25.9[b]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	568±2[b]	715.5±1.5[b]	41.7±1.1[b]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	450[a]	550[a]	57[a]	\	\	\	\
	DED	[42]	90°	R	\	\	265±9	722±14	62.3±2.6	\	\	\	\
			90°	NT	\	\	337±29	609±18	48.2±2.5	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	314±6	606±13	56.4±5.8	\	\	\	\
			90°	NT	\	\	277±27	581±20	41.8±3.5	\	\	\	\
			0°	NT	\	\	274±7	560±12	50.5±6.7	\	\	\	\
17-4 PH	TM	[12]	\	S,I	\	\	1170	1310	10	\	\	\	\

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
17-4 PH	TM	[21]	\	NT	\	186±4	898±9	1085±11	6,5±1	440* (-)	10^7	Flessione rotante	-1
		[35]	\	\	\	\	1370	1450	\	\	\	\	\
	SLM		90°	S,I	TO,L	187.3	1250	1410	11	\	\	\	\
			90°	NT	TO,L	187.3	650	1060	14.5	\	\	\	\
			0°	S,I	TO,L	187.3	1020	1150	2.8	\	\	\	\
			0°	NT	TO,L	187.3	580	940	5.8	\	\	\	\
	DMLS	[21]	90°	RL	\	165±3	610±6	1072±11	7.2	410* (-)	10^7	Flessione rotante	-1
			45°	RL	\	186±4	737±7	914±9	8.6	\	\	\	\
			0°	\	\	\	\	\	\	120* (-)	$4.5 \cdot 10^6$	Flessione rotante	-1
	LBM	[12]	\	RL	\	\	600[b]	1300[b]	28[b]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	661±24[b]	1255±3[b]	16.2±2.5[b]	\	\	\	\
			\	I	\	\	945±12[b]	1417±6[b]	15.5±1.3[b]	\	\	\	\
			\	SI	\	\	1005±15[b]	1319±2[b]	11.1±0.4[b]	\	\	\	\
			\	S	\	\	939±9[b]	1188±6[b]	9±1.5[b]	\	\	\	\
			\	S,I	\	\	1352±18[b]	1444±2[b]	4.6±0.4[b]	\	\	\	\
			\	\	\	\	1190[a]	1370[a]	8.3[a]	\	\	\	\
	LMD		\	NT	\	\	1505[a]	1820[a]	6[a]	\	\	\	\
Inconel 718	DMLS	[44]	0°	S	\	165	1215	\	\	\	\	\	\
			45°	\	\	215	1305	\	\	\	\	\	\
			90°	\	\	195	1290	\	\	\	\	\	\
			\	S,HIP	\	200	1125	\	\	\	\	\	\
	TM		\	\	\	210	1250	\	\	\	\	\	\
AA 2139	EBFF	[12]	\	T6	\	\	321±26[b]	430±8[b]	\	\	\	\	\
AlSi12	CAST		\	\	\	\	130	240	1	\	\	\	\
			\	\	L	\	\	\	\	55÷80 (-)	$5 \cdot 10^7$	Flessione rotante	-1
	LBM		\	RL	\	\	\	\	\	80 (-)	10^7	Assiale	

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
AlSi12	LBM	[12]	\	\	\	\	260[a]	380[a]	3[a]	\	\	\	\
			\	RS	\	\	95[a]	145[a]	13[a]	\	\	\	\
AlMg1SiCu			\	HIP,T6	\	\	\	42[a]	\	\	\	\	\
			\	HIP,T6	\	\	\	230.3	\	\	\	\	\
AlMg4,4Sc0,66MnZr			\	I	L	\	\	\	\	300 (-)	10^7	Flessione piana	0.1
			\	I	\	\	520[a]	530[a]	16[a]	\	\	\	\
			\	I	\	\	500[b]	515[b]	14[b]	\	\	\	\
Al6061	TM	[21]	\	NT	L	66.5±1	293±3	310±3	15±1.5	108* (-)	$4.6 \cdot 10^6$	Flessione rotante	-1
AlSi10Mg	LBM	[12]	\	\	\	\	230±5[a]	328±4[a]	6.2±0.4[a]	25 (-)	10^7	Flessione piana	0.1
		[23]	\	NT	\	\	293	310	\	210 (-)	$5 \cdot 10^6$		-1
			\	\	L	\	240±8[b]	330±4[b]	4.1±0.3[b]	38 (-)	10^7	Flessione piana	0.1
			\	RS	\	\	72±7	113±3	12.6±0.9	\	\	\	\
			\	T4	\	\	131±9	227±4	6.9±0.8	\	\	\	\
			\	T6	\	\	245±8	278±2	3.6±0.8	63 (-)	10^7	Flessione piana	0.1
			\	NT	\	\	275	340	8	\	\	\	\
			\	NT	\	\	\	396±8[a]	3.47±0.6[a]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	\	391±6[b]	5.55±0.4[b]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	250[a]	340[a]	1.3[a]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	230[b]	315[b]	1.05[b]	\	\	\	\
			\	NT	\	\	\	360[a]	\	\	\	\	\
			\	NT	\	\	\	420[b]	\	\	\	\	\
	SLM	[21]	90°	RL	\	66.5±1	227±22	358±35	3.9	\	\	\	\
			0°	RL	\	75.4±2	172±17	289±29	2.6	\	\	\	\
			90°	\	\	\	\	\	\	48* (-)	10^7	Flessione rotante	-1
			90°	NT	L	\	\	\	\	90* (-)			
			0°	NT	\	\	\	\	\	52* (-)			

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
AlSi10Mg	SLM	[3]	0°	T6	\	\	\	\	\	110* (1)	$5{\cdot}10^7$	Assiale	0.1
			90°	T6	\	\	\	\	\	60* (-)	$7{\cdot}10^5$		
			45°	T6	\	\	\	\	\	63* (-)	$1.5{\cdot}10^6$		
			0°	NT	\	\	\	\	\	52* (-)	$5.4{\cdot}10^6$		
			0°	T6	\	\	\	\	\	83* (-)	$2{\cdot}10^6$		
			90°	NT	\	\	\	\	\	57* (-)	$5{\cdot}10^7$		
			90°	T6	\	\	\	\	\	93* (-)	$3.8{\cdot}10^5$		
			45°	NT	\	\	\	\	\	55* (-)	$1.1{\cdot}10^7$		
			45°	T6	\	\	\	\	\	77* (-)	$5{\cdot}10^7$		
		[23]	90°	NT	\	\	165÷175	300÷310	\	228 (-)	$5{\cdot}10^6$	\	
			45°	NT	\	\	170÷175	315÷325	\	210 (-)		\	
			0°	NT	\	\	100÷105	225÷230	\	165 (-)		\	
			90°	T6	\	\	275	330	\	145 (-)		\	
			90°	NT	\	\	245÷255	325÷375	\	140 (-)		\	
			45°	NT	\	\	255	295÷320	\	100 (-)		\	
			0°	NT	\	\	235÷240	275÷285	\	69 (-)		\	
			90°	T6	\	\	285÷295	340÷345	\	200 (-)		\	
			45°	T6	\	\	300÷305	340÷350	\	115 (-)		\	
			0°	T6	\	\	285÷290	325÷335	\	140 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	320÷340	\	57 (-)		\	
			\	T	\	\	\	288÷296	\	114 (-)		\	
			90°	NT	\	\	227	358	\	100 (-)		\	-1
			0°	NT	\	\	172	289	\	105 (-)		\	
			90°	NT	\	\	\	\	\	175 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	210 (-)		\	

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (Kt)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
AlSi10Mg	SLM	[23]	\	RL	\	\	198÷205	357÷366	\	160 (-)	$5{\cdot}10^6$	\	-1
			\	RL	\	\	\	\	\	135 (-)		\	
			\	RL	\	\	\	\	\	185 (-)		\	
		[54]	0°	NT	\	68±3	\	391±6	5.55±0.4	\	\	\	\
			90°	NT	\	68±3	\	396±8	3.47±0.6	\	\	\	\
		[27]	0°	NT	\	\	220	420	11	\	\	\	\
			45	NT	\	\	\	400*	\	\	\	\	\
			90°	NT	\	\	250	360	\	\	\	\	\
	CAST	[12]	\		L	\	140	240	1	65÷100 (-)	$5{\cdot}10^6$	Flessione piana	0.1
		[23]	\	T6	\	\	275	335	\	93÷113 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	126÷132 (-)		\	
			\	NT	\	\	269÷278	289÷298	\	80 (-)		\	
			\	HIP	\	\	291÷296	316÷328	\	114÷136 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	100÷110 (-)		\	
			\	T6	\	\	236÷245	260÷265	\	100÷120 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	100 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	70 (-)		\	
			\	T6	\	\	130	260	\	70 (-)		\	
			\	NT	\	\	224÷231	267÷276	\	70 (-)		\	
			\	T6	\	\	275	335	\	155 (-)		\	
			\	T6	\	\	275	335	\	100 (-)		\	-1
			\	T6	\	\	\	\	\	84÷162 (-)		\	0.1
			\	T6	\	\	\	\	\	114÷180 (-)		\	-1
			\	NT	\	\	218	255	\	\	\	\	\

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**[□]	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A° (K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
AlSi10Mg	CAST	[23]		T6,HIP	\	\	220÷270	\	\	90÷130 (-)	$5{\cdot}10^6$	\	-1
			\	T6,HIP	\	\	220÷270	\	\	70÷110 (-)		\	
				T6	\	\	220÷270	\	\	40÷80 (-)		\	
				T6	\	\	\	310	\	170÷180 (-)		\	
			\	T6	SB	\	230	270÷300	\	162÷190 (-)		\	
			\	T6	\	\	245	300	\	170÷198 (-)		\	
			\	T6	\	\	\	\	\	170÷180 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	80÷120 (-)		\	
			\	NT	\	\	160	223	\	60 (-)		\	
			\	NT	\	\	160	223	\	60 (-)		\	
			\	T6	\	\	261÷273	278÷309	\	170 (-)		\	
			\	T6	\	\	409	441	\	140 (-)		\	
		[54]	\	I	\	71	\	300÷317	2.5÷3.5	\	\	\	\
		[27]	\	NT	\	\	140	240	\	\	\	\	\
	HPDC		\	NT	\	\	\	\	\	62 (-)	$5{\cdot}10^6$	\	0.1
			\	NT	\	\	\	\	\	100 (-)		\	-1
		[54]	\	NT	\	71	\	300÷350	3÷5	\	\	\	\
			\	T6	\	71	\	330÷365	3÷5	\	\	\	\
	Sand Cast	[23]	\	NT	\	\	222	302	\	62÷88 (-)	$5{\cdot}10^6$	\	0
			\	NT	\	\	215	270	\	62÷80 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	76÷96 (-)		\	-1

Materiale	**Tecnologia**	**Ref.**	**Orientazione**□	**Trattamenti Termici**	**Trattamenti Superficiali**	**E** [GPa]	**σ_s** [Mpa]	**σ_r** [Mpa]	**ε_r** [%]	**σ_A**○ **(K_t)** [MPa]	**N_A** [cicli]	**Tipo di prova a fatica**	**Rapporto di Ciclo R**
AlSi10Mg	Sand Cast	[23]	\	NT	\	\	228	295	\	114÷146 (-)	$5 \cdot 10^6$	\	-1
			\	NT	\	\	\	\	\	114÷146 (-)		\	
			\	T6	\	\	180	220	\	160÷220 (-)		\	
			\	NT	\	\	\	\	\	142÷166 (-)		\	
	PDC		\	T6	\	\	140	240	\	120÷180 (-)		\	

Legenda:

Tecnologia: TM= Traditionally manufactured, SLM= Selective laser Melting, DMLS= Direct Metal Laser Sintering, EBM= Electron Beam Melting, EBFF= Electron Beam Free Forming, LENS= Laser Engineered Net Shape, SMD= Selective Metal Deposition, LMD= Laser Metal Deposition, LBM= Laser Beam Melting, ALM= Additive Layer Manufactured, HPDC= Hot Pressure Die Casting, PDC= Pressure Die Casting.

Trattamenti termici: R= Ricottura, NT= Non Trattato, T= Trattato, HIP (Hot Isostatic Pressing), S= Solubilizzazione, I= invecchiamento, SI= Superinvecchiamento, RL= Rilassamento delle tensioni, RS= Riscaldamento.

Trattamenti superficiali: L= Lucidatura, EL=Elettrolucidatura, P= Micropallinatura, RT= Rettifica, TO= Tornitura, F= Fresatura, U= Lavorato alle macchine utensili, N= Intaglio, SB= Sabbiatura, LF= Lavorato a freddo, FF= Finitura a freddo, FC= Finitura a caldo.

○ Ampiezza di tensione $\sigma_a = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$ (Resistenza a fatica)

▪ Per impianti chirurgici

* Valore ricavato da grafico pubblicato

□ Vedere figura 1.15

a Parallelo alla direzione di costruzione

b Ortogonale alla direzione di costruzione

˜ Potenza laser 780 W

◊ Potenza laser 330 W

Δ In argon

In aria

CAPITOLO 2

PROVE STATICHE E A FATICA SU PROVINI DI ACCIAIO MARAGING 18 NI 300

Il capitolo 2 illustra le caratteristiche dei materiali testati staticamente e a fatica, assieme al protocollo adottato per lo svolgimento di tali prove sperimentali a cui si aggiunge la procedura adottata per la preparazione metallografica. Vengono quindi descritti i parametri di processo e modello di stampante 3D utilizzata per realizzare i campioni, così come la loro geometria e gli eventuali trattamenti termici e meccanici subiti dopo la produzione.

2.1 Introduzione

L'acciaio maraging è un acciaio altoresistenziale [38] che è stato creato dalla Inco (International Nickel) [65] con l'intento di coniugare elevata resistenza meccanica (con tensioni di snervamento che superano i 2000 MPa dopo invecchiamento) e tenacità, da cui le sue applicazioni nel campo aeronautico per i componenti dei carrelli d'atterraggio degli aerei o parti della trasmissione del rotore degli elicotteri [66]. Altre doti per cui si caratterizza sono la temprabilità e la saldabilità per le quali viene impiegato nella realizzazione di stampi ma anche l'elevata resistenza a fatica [66] che raggiunge gli 800 MPa [67] qualora venga realizzato attraverso processi di deformazione plastica. Il nome maraging è la crasi delle parole "martensite-aging" (martensite invecchiata) ovvero si riferisce alla matrice martensitica cubica a corpo centrato da cui è costituito e al trattamento termico di invecchiamento ("aging") a cui viene sottoposto per consentire il raggiungimento delle qualità suddette. Queste proprietà si devono anche alla combinazione degli elementi chimici da cui è composto (vedi tabella 2.1 per la composizione completa), in particolare ai precipitati di nichel e molibdeno (dispersi omogeneamente nella matrice martensitica e di dimensioni inferiori a 100 nm [34]) o di ferro e molibdeno che si originano durante tale trattamento [38]. Essi infatti fungono da ostacolo al moto delle dislocazioni aumentando ad esempio la tensione di snervamento fino al valore menzionato in precedenza.

Tabella 2.1: Composizione chimica nominale dell'acciaio maraging 18 Ni 300 [67].

Fe (% peso)	**Ni** (% peso)	**Co** (% peso)	**Mo** (% peso)	**Ti** (% peso)	**Al** (% peso)
bilancio	18	9	5	0.7	0.1

La classificazione più comune adottata per questo acciaio è quella statunitense (ad esempio: 18 Ni 300) ove 18 indica la percentuale nominale in peso di nichel e 300 il grado dell'acciaio e cioè il valore approssimativo di tensione di snervamento espresso in migliaia di libbre per pollice quadrato. Nella classificazione europea invece è noto come 1.2709 e secondo la nomenclatura tedesca come X3NiCoMoTi 18-9-5.

2.2 Materiali e protocollo prove

Le prove sperimentali sono state svolte su 3 lotti differenti di campioni cilindrici di acciaio maraging 18 Ni 300.

2.2.1 Lotto (A), EOSINT M280

Il primo lotto (A) è stato realizzato mediante DMLS utilizzando polveri EOS MS1 (vedi composizione chimica in tabella 2.2) e una macchina EOSINT M280, avente un volume di lavoro di 250 mm x 250 mm x 325 mm ed equipaggiata con un laser a fibra di itterbio ad una lunghezza d'onda di 1064 nm.

Tabella 2.2: Composizione chimica nominale della polvere di acciaio maraging EOS MS1 (datasheet EOS) [69].

Fe (wt-%)	**Ni** (wt-%)	**Co** (wt-%)	**Mo** (wt-%)	**Ti** (wt-%)	**Al** (wt-%)	**Cr** (wt-%)	**Cu** (wt-%)	**C** (wt-%)	**Mn** (wt-%)	**Si** (wt-%)	**P** (wt-%)	**S** (wt-%)
bilancio	17-19	8.5-9.5	4.5-5.2	0.6-0.8	0.05-0.15	≤ 0.5	≤ 0.5	≤ 0.03	≤ 0.1	≤ 0.1	≤ 0.01	≤ 0.01

I campioni (48 in totale) sono stati creati su due piattaforme con orientazioni a 0° e a 90° e metà di essi, dopo essere stati prodotti, sono stati sottoposti ad un trattamento termico di invecchiamento a 490°C per 6 ore (provini trattati, T), mentre la metà rimanente è stata tenuta così come prodotta (provini non trattati, NT). Vedere figura 2.1.

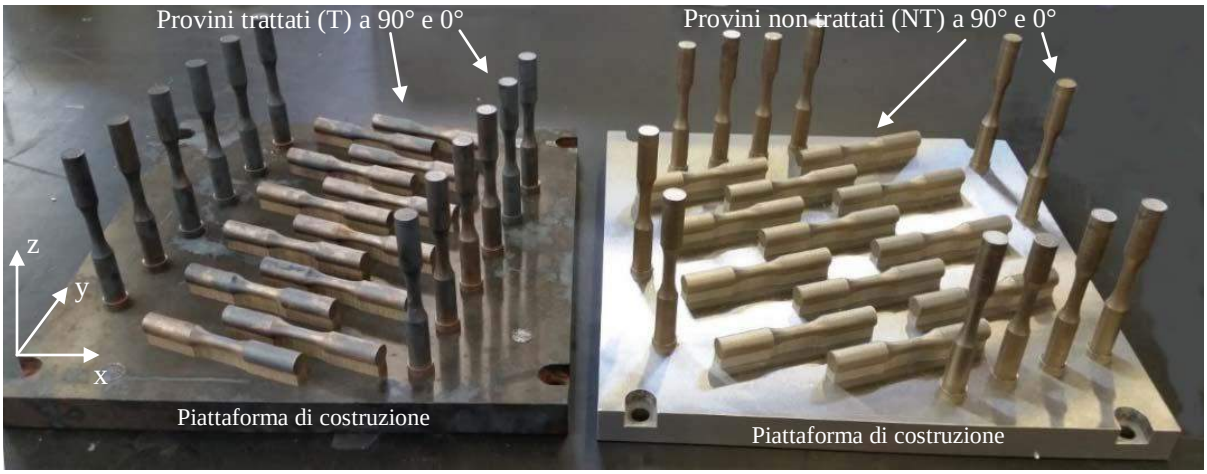


Figura 2.1: Provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per fabbricazione additiva mediante DMLS (lotto A), con orientazioni a 0° e 90° (direzione di costruzione parallela all'asse z), 24 provini soggetti a trattamento termico di invecchiamento (T) e i rimanenti 24 non trattati (NT) [72].

I 48 provini sono stati suddivisi poi in 4 serie (ciascuna composta da 12 provini) identificate secondo la nomenclatura: *E_AD_0°_NT*, *E_AD_0°_T*, *E_AD_90°_NT*, *E_AD_90°_T* (seguite dal numero del provino), dove *E* è l'iniziale della macchina EOS, *AD* rappresenta il processo produttivo utilizzato (additive manufacturing), 0° e 90° sono le direzioni di costruzione rispetto l'asse longitudinale del provino, mentre NT e T identificano rispettivamente le serie non sottoposte ad invecchiamento (NT) e quelle invece invecchiate (T).

Segue una tabella riassuntiva dei campioni costituenti il lotto A.

Tabella 2.3: Campioni di acciaio maraging 18 Ni 300 prodotti mediante DMLS per le prove statiche e a fatica.

Nome serie	**N° di campioni**	**Orientazione**	**Trattatamento termico**
E_AD_0°_NT	12	0°	\
E_AD_0°_T	12	0°	Invecchiamento (490° per 6 ore)
E_AD_90°_NT	12	90°	\
E_AD_90°_T	12	90°	Invecchiamento (490° per 6 ore)

2.2.2 Lotto (B), FARSOON FS121M

Il secondo lotto (B) è stato costruito mediante MLS (Metal Laser Sintering) usando le stesse polveri del lotto A ma con una macchina FARSOON FS121M, avente la possibilità di regolare in modo indipendente i parametri di processo con un volume di lavoro di 120 mm x 120 mm x 100 mm ed equipaggiata anch'essa con un laser a fibra di itterbio ad una lunghezza d'onda di 1064 nm.

I campioni (8 in totale) sono stati creati in un'unica piattaforma con orientazioni a 0° e a 90° e dopo essere stati prodotti, sono stati tutti sottoposti ad un trattamento termico di invecchiamento a 490°C per 6 ore (provini trattati, T) Vedere figura 2.2.



Figura 2.2: Provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per fabbricazione additiva mediante MLS (lotto B), con orientazioni a 0° e 90° (direzione di costruzione parallela all'asse z) tutti trattati termicamente.

Segue una tabella riassuntiva dei campioni costituenti il lotto B.

Tabella 2.4: Campioni di acciaio maraging 18 Ni 300 prodotti mediante MLS per le prove a fatica (lotto B).

Nome serie	**N° di campioni**	**Orientazione**	**Trattatamento termico**
F_AD_0°_T	4	0°	Invecchiamento (490° per 6 ore)
F_AD_90°_T	4	90°	Invecchiamento (490° per 6 ore)

Questi 8 provini sono stati suddivisi in 2 serie (ciascuna composta da 4 provini) identificate secondo la nomenclatura: *F_AD_0°_T* e *F_AD_90°_T* (seguite dal numero del provino), dove *F* è l'iniziale del nome Farsoon, (i restanti simboli hanno il medesimo significato menzionato in precedenza).

2.2.3 Lotto (C), SISMA

Il terzo lotto (C) è stato realizzato dall'azienda SISMA mediante SLM che ha mantenuto il segreto industriale sulle polveri, macchina e parametri di processo utilizzati.
I campioni (38 in totale) sono stati creati con orientazioni a 0° e a 90°, 18 di essi, dopo essere stati prodotti, sono stati sottoposti ad una trattamento termico di invecchiamento a 490°C per 6 ore (provini trattati, T), mentre i rimanenti sono stati tenuti così come prodotti (provini non trattati, NT).

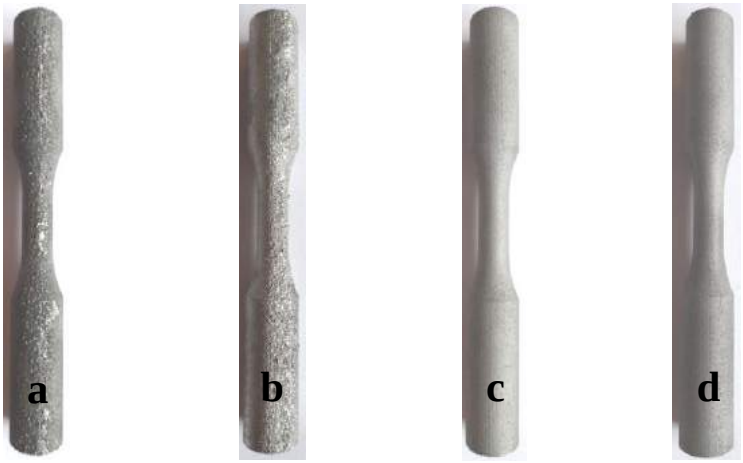


Figura 2.3: Provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per SLM dall'azienda SISMA per prove a fatica. Provino trattato termicamente con orientazione a 90° (a), provino non trattato a 90° (b), provino non trattato a 0° (c) e provino trattato a 0° (d). In evidenza i segni della struttura di supporto sui campioni realizzati a 90°.

Segue una tabella riassuntiva dei campioni costituenti il lotto C

Tabella 2.5: Campioni di acciaio maraging 18 Ni 300 prodotti mediante SLM per prove statiche e a fatica.

Nome serie	**N° di campioni**	**Orientazione**	**Trattatamento termico**
S_AD_0°_NT	10	0°	\
S_AD_0°_T	8	0°	Invecchiamento (490° per 6 ore)
S_AD_90°_NT	10	90°	\
S_AD_90°_T	10	90°	Invecchiamento (490° per 6 ore)

I 49 provini sono stati suddivisi poi in 4 serie (tre da 12 campioni, una da 11) identificate secondo la nomenclatura: *S_AD_0°_NT*, *S_AD_0°_T*, *S_AD_90°_NT*, *S_AD_90°_T* (seguite dal numero del provino), dove *S* è l'abbreviativo di SISMA, (i restanti simboli hanno il medesimo significato menzionato in precedenza).

2.2.4 Parametri di processo

I set di parametri di processo impiegati per la produzione dei 3 lotti sono illustrati nella tabella seguente (il set utilizzato per il lotto A è stato quello pre-impostato da EOS GmbH chiamato "Performance 1.0", che realizza un compromesso tra tempo di produzione e proprietà meccaniche risultanti [72]).

Tabella 2.6: Parametri di processo adottati per la costruzione dei lotti A, B, C dei provini di acciaio maraging 18 Ni 300 mediante additive manufacturing.

Parametri di processo							
Lotto (Processo)	Potenza laser [W]	Spessore layer [μm]	Diametro laser [μm]	Velocità scansione [mm/s]	Dimensione polvere [μm]	Temperatura platform [°C]	Strategia scansione
A (DMLS)	400	40	100	Secretata da EOS	60 (mediana)	40	Fusione perimetro poi fusione sezione con scansione a vettori paralleli. Rotazione layer successivi di 67°
B (MLS)	190	30	90	800	60 (mediana)	non possiede funzione riscaldamento	Rotazione layer successivi di 67°
C (SLM)	\	\	\	\	\	\	\

2.2.5 Misure di rugosità e distorsioni geometriche

I provini dei lotti A e B sono stati rimossi dalle piattaforme di costruzione usando una sega a nastro raffreddata a liquido e dopodiché la struttura di supporto è stata rimossa utilizzando una mola abrasiva. Invece i campioni del lotto C sono stati forniti già separati dalle rispettive piattaforme di costruzione e dopo aver subito un trattamento meccanico superficiale per la rimozione delle strutture di supporto.

Successivamente, la superficie dei provini appartenenti ai 3 lotti è stata lucidata utilizzando carta vetrata, partendo dal grado 100 per poi passare al 240 e 600 fino a raggiungere il grado 800.



Figura 2.4: Procedura di lucidatura della superficie dei provini mediante carta vetrata.

A seguito della lucidatura si è proceduto con la misurazione della distorsione (Δf) dei provini (figura 2.5) afferrando un'estremità su un mandrino e ponendo l'altra a contatto con un comparatore Mahr Millitast 1075 con una risoluzione di 0.01 μm (figura 2.6) e ripetendo le misurazioni 5 volte (lotto A e C) e 7volte (lotto B). Tale distorsione geometrica (Δf) si è originata a seguito del precedente processo di rimozione dalla struttura di supporto, a causa delle tensioni residue presenti all'interno dei componenti.

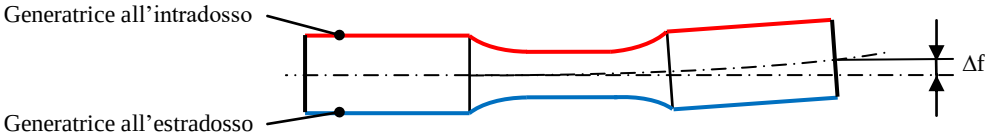


Figura 2.5: Distorsione geometrica (Δf) dei campioni successivamente alla rimozione dalla struttura di supporto. In evidenza la generatrice all'intradosso (in rosso) e quella all'estradosso (in blu).



Figura 2.6: Procedura di misurazione della freccia dei provini mediante un comparatore digitale.

Questo tipo di distorsione induce una flessione secondaria una volta che il provino viene afferrato dalla macchina di prova assiale, che si traduce in una tensione media positiva (diversamente da quanto si ottiene imponendo un rapporto di ciclo pari a -1 in cui è nulla), la quale influenza la vita a fatica dei campioni diminuendola.

Ulteriori misurazioni eseguite sono quelle di rugosità superficiale sul tratto utile della generatrice dell'intradosso e dell'estradosso con un rugosimetro portatile digitale Taylor-Hobson precision – Surtronic 25, con una risoluzione di 0.01 μm. Le misure si sono svolte con l'aiuto di un prisma per mantenere il provino fermo e allineato con la direzione di scorrimento e di misurazione del rugosimetro. Le misurazioni sono state eseguite su tutti i provini (in merito al lotto C), su 5 provini (per il lotto A) e su 2 provini (lotto B) per ciascuna serie (scelti casualmente) ripetendo la misurazione 5 volte su entrambe le generatrici e adottando una lunghezza di valutazione di 4 mm con lunghezza di campionamento o cut off (λc) di 0.8 mm. Vedere figure 2.7-2.9.

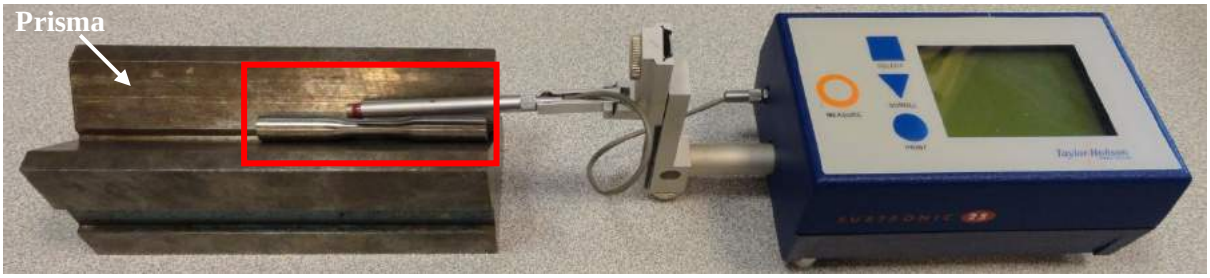
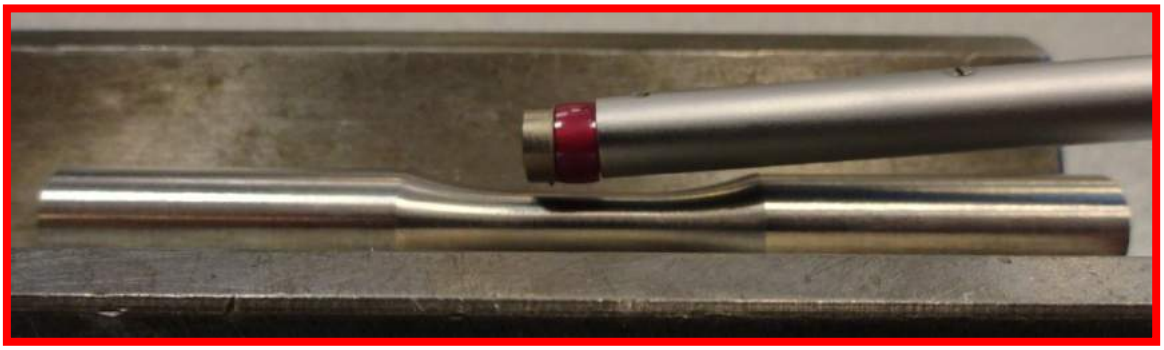


Figura 2.7: Procedura di misurazione della rugosità superficiale del tratto utile dei provini di acciaio maraging 18 Ni 300 con un rugosimetro digitale portatile.


Figura 2.8: Ingrandimento della procedura di misurazione della rugosità sui provini di acciaio maraging 18 Ni 300 (lotti A e B).


Figura 2.9: Ingrandimento della procedura di misurazione della rugosità sui provini di acciaio maraging 18 Ni 300 (lotto C). Si osservino i tratti lordi torniti.

2.2.6 Protocollo prove

I lotti sono stati soggetti a prove statiche e a fatica in controllo di forza con rapporto di ciclo R=-1, in particolare le prove a fatica si sono svolte su tutti e 3 i lotti mentre le prove statiche sono state eseguite esclusivamente sul lotto A.

La geometria dei provini testati a fatica è rappresentata di seguito, tale geometria è stata utilizzata anche per effettuare prove statiche sul lotto A.



Figura 2.10: Geometria dei provini cilindrici di acciaio maraging 18 Ni 300 per le prove a fatica [72] (lotti A, B, C) e per le prove statiche (lotto A).

Le prove statiche e a fatica sono state effettuate su ognuna delle serie utilizzando una macchina servoidraulica SCHENCK HYDROPULS PSA 100 equipaggiata con una cella di carico da 100 kN e con un controllore digitale TRIO Sistemi RT3 (vedi figura 2.11).

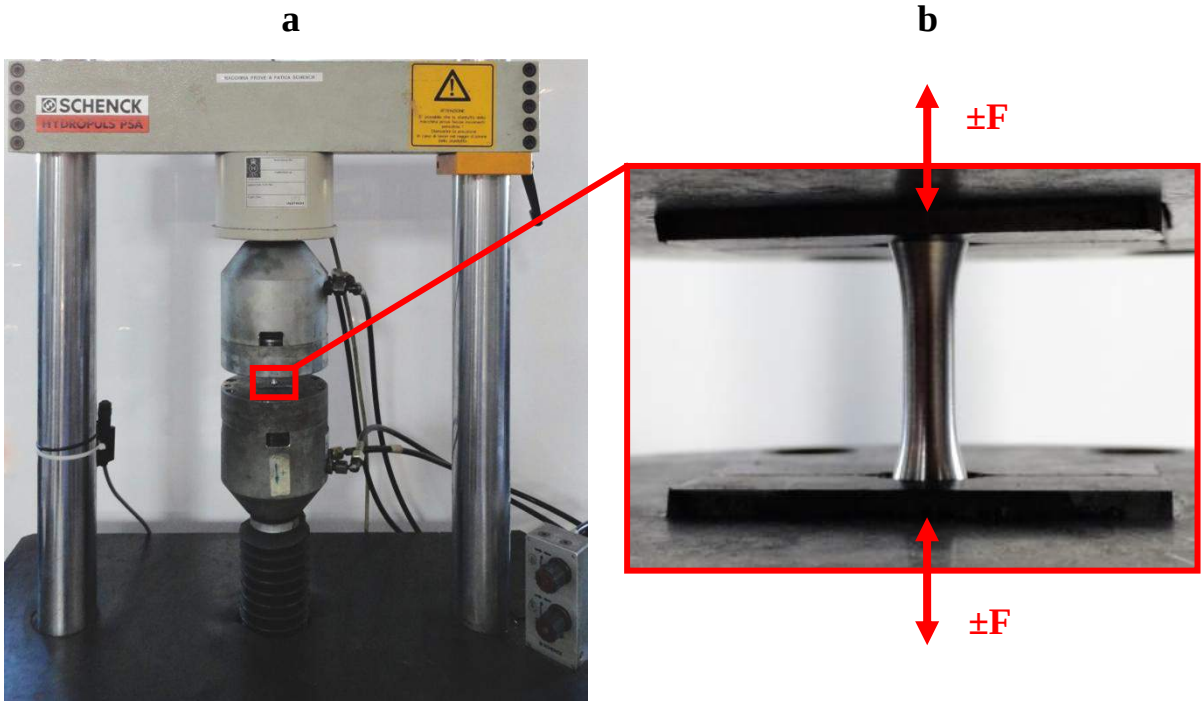


Figura 2.11: Macchina servoidraulica SCHENCK HYDROPULS PSA 100 (a). In evidenza il provino afferrato durante una prova a fatica di trazione-compressione (b).

Le prove statiche di trazione sono state condotte in controllo di spostamento impostando una velocità di spostamento (v) di 2 mm/min per il lotto A e la deformazione è stata misurata con un estensometro uniassiale MTS con una base di misura (L_0) di 5 mm (figura 2.12).

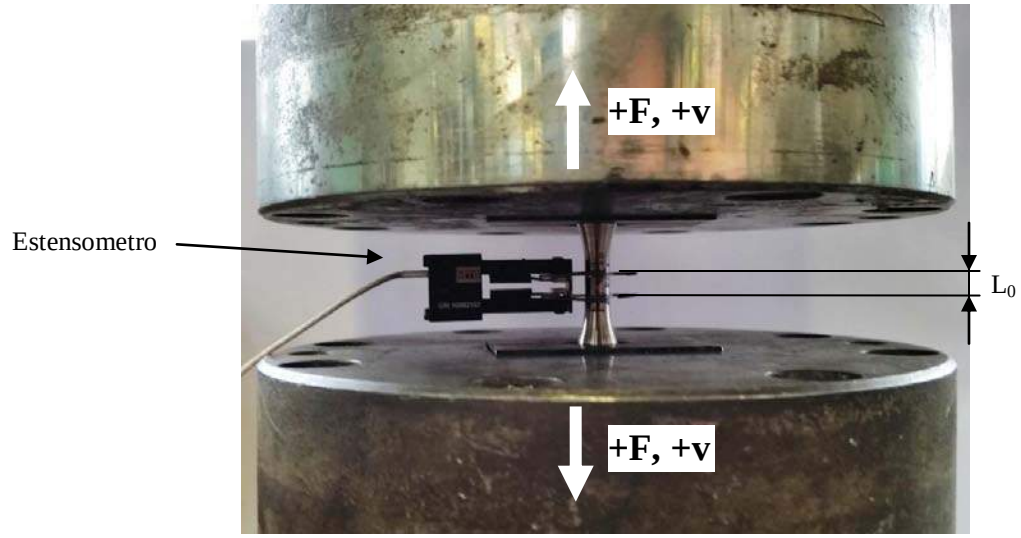


Figura 2.12: Macchina servoidraulica SCHENCK HYDROPULS PSA 100 durante una prova statica. In evidenza il provino afferrato su cui è stato applicato l'estensometro.

Per quanto riguarda le prove a fatica, le frequenze di carico adottate sono state variate tra 10 e 35 Hz a seconda del livello di carico applicato ed è stato fissato come termine della prova il raggiungimento dei 2 milioni di cicli da parte del provino ("run out"); nel caso non sia sopravvenuta la rottura entro tale termine, il provino è stato ritestato ad un livello di carico maggiore e nominato come: *F/S _AD_0°/90°_NT/T_RETEST*.
In aggiunta si sono svolte anche misurazioni di tensioni residue mediante diffrattometria ai raggi x su provini giunti a rottura (facenti parte del lotto A) e sono state osservate le superfici di frattura di tutti i provini per analizzarne la causa del danneggiamento. Per concludere è stata svolta un'indagine metallografica su un campione per ciascuna serie del lotto C.

2.2.7 Analisi microstruttura

Per ciò che riguarda l'indagine della microstruttura, essa è stata eseguita su un campione per ogni serie del lotto C, in particolare è stato esaminato un tratto lordo per ciascun provino (vedi figura 2.13) e di questo ne sono stati analizzati 3 piani metallografici ortogonali fra loro: XY, XZ e YZ (vedi figura 2.14) per un complessivo di 12 piani osservati. L'asse z di riferimento è stato assunto coincidente con la direzione di costruzione dei campioni così che il piano XY potesse corrispondere al piano parallelo alla piattaforma di costruzione (il piano in cui vengono realizzati i layer).

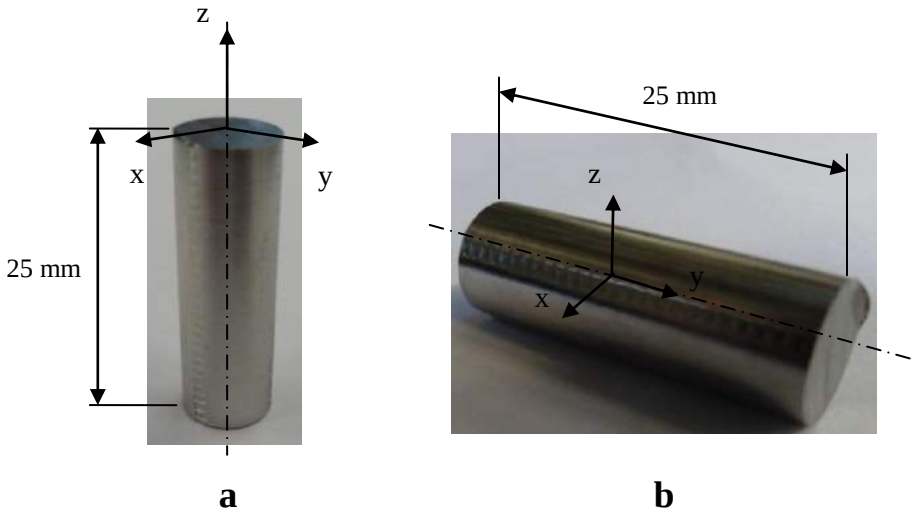


Figura 2.13: tratti lordi di provini a 0° (a) e 90° (b) con il relativo sistema di riferimento usato per le prove metallografiche.

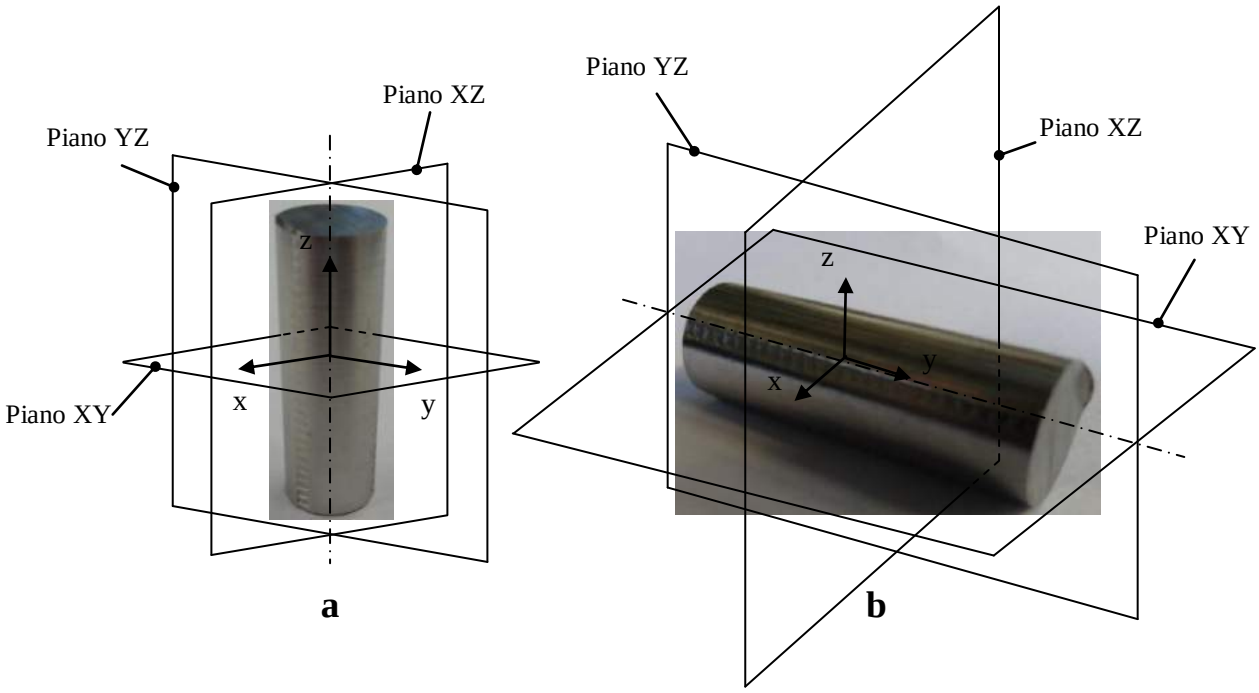


Figura 2.14: Piani metallografici osservati del tratto lordo dei provini a 0° (a) e 90° (b).

I campioni sottoposti all'indagine metallografica sono riportati in tabella 2.7.

Tabella 2.7: Campioni sottoposti ad analisi metallografiche.

S_AD_0°_ NT_5	S_AD_90°_NT_6
S_AD_0°_ T_5	S_AD_90°_T_5

La procedura adottata per la preparazione dei campioni per le analisi è stata la seguente: si è proceduto con il taglio del tratto lordo per ciascun provino con una troncatrice metallografica secondo i piani suddetti.

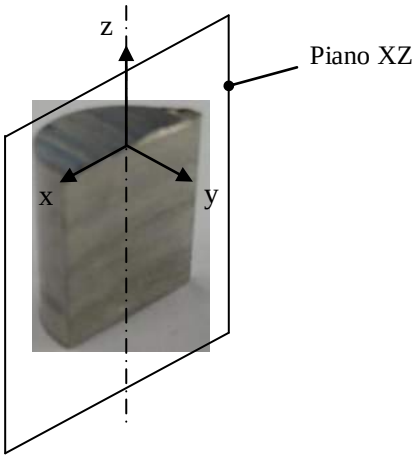


Figura 2.15: Esempio di tratto lordo di provino a 0° sezionato per indagini metallografiche nel piano XZ.

Le parti sezionate oggetto di studio sono state inglobate in resina fenolica (figura 2.16) attraverso un ciclo termico composto da un riscaldamento di 7 minuti e altrettanti di raffreddamento ad una temperatura di 180°C e sottoponendoli ad una pressione di circa 24MPa.



Figura 2.16: Campione per analisi metallografiche nel piano XY immediatamente dopo l'inglobamento.

In secondo luogo sono state pulite le superfici da osservare utilizzando dischi di carta vetrata (posti in rotazione) a partire dal grado 500 per poi passare al grado 800 e 1200, (figura 2.17).

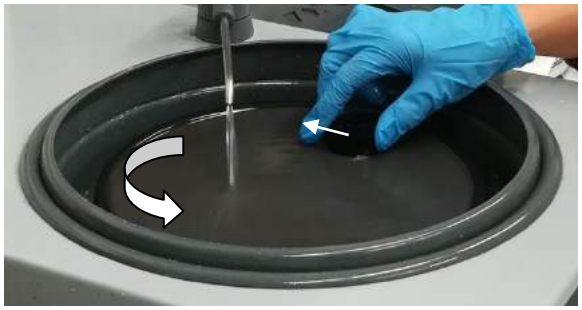


Figura 2.17: Pulizia della superficie di un campione per analisi metallografiche mediante carta vetrata.

Nel dettaglio, una volta posizionato il primo disco di grado 500, si è posto a contatto il campione con la carta vetrata per pochi secondi, lasciandolo in una posizione fissa (prima passata, figura 2.18a). Successivamente è stata lavata la superficie del provino con acqua, sapone e alcool e si è asciugata la superficie con un getto ad aria compressa. Dopodiché si è ruotato il campione di 90 gradi e analogamente a prima, lo si è messo a contatto con la carta vetrata per pochi secondi mantenendo sempre una posizione fissa (seconda passata, figura 2.18b).



a **b**

Figura 2.18: Pulizia della superficie di un campione per analisi metallografiche mediante carta vetrata. In evidenza la posizione del campione nella prima passata (a) e la posizione ruotata di 90 gradi per la seconda passata (a parità di grado della carta vetrata).

Una volta terminata la seconda passata con il grado 500 si è effettuata l'operazione di lavaggio nello stesso modo descritto in precedenza e si è passati al grado successivo di carta vetrata (800) iterando le due passate (intervallate dal lavaggio delle superfici) così come fatto prima.

Concluse le due passate per il grado 800, si è ripetuto il lavaggio delle superfici e poi è stato utilizzato l'ultimo disco di carta vetrata (grado 1200) e si è proceduto in modo identico con la prima passata, il lavaggio e la seconda passata.

La pulizia del provino è poi proseguita utilizzando una pasta diamantata (figura 2.19) di dimensioni decrescenti, a partire da 6 μm per poi passare a 3 μm e 1 μm, procedendo al lavaggio del provino (effettuato con le stesse modalità di prima) ad ogni cambio di dimensione.

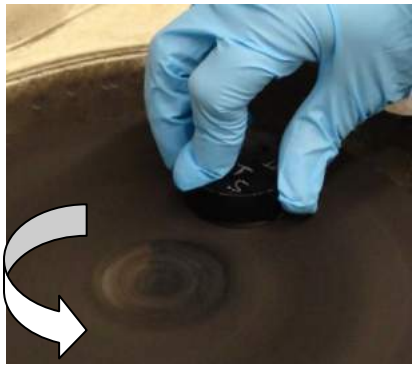


Figura 2.19: Pulizia della superficie di un campione per analisi metallografiche mediante pasta diamantata.

La diversità rispetto all'uso della carta vetrata è consistita nell'effettuare una sola passata per ciascuna dimensione della pasta diamantata e nel muovere il provino (variando continuamente la direzione del moto) anziché tenerlo fisso in una posizione.

Terminata la pulizia delle superfici, esse sono state sottoposte ad attacco chimico mediante una miscela di acidi, la cui composizione è riportata in tabella 2.8.

Tabella 2.8: Composizione dell'attacco chimico, usato per le indagini metallografiche.

Acido acetico [%]	**Acido cloridrico** [%]	**Acido nitrico** [%]	**Acqua** [%]
15	60	10	15

Attraverso l'uso di una pipetta è stata depositata la soluzione precedentemente descritta sulla superficie del campione (figura 2.20).

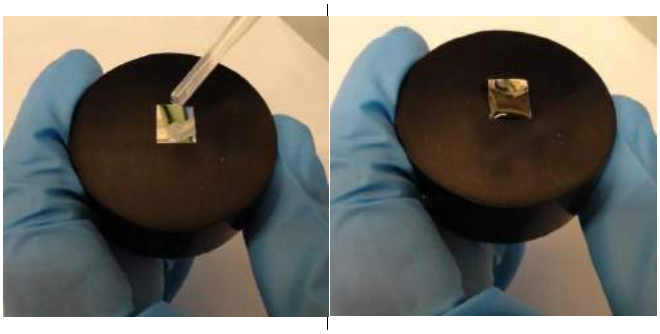
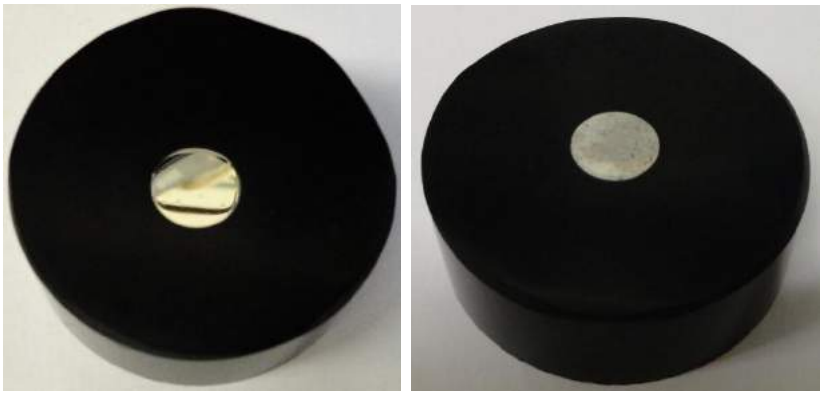


Figura 2.20: Deposizione dell'attacco chimico per indagini metallografiche.

Dopo la deposizione si è atteso che avvenisse la reazione tra il provino e la soluzione chimica manifestatasi attraverso la perdita della riflettività (figura 2.21) e si è proceduto con un ultimo lavaggio della superficie con il metodo noto.



a **b**

Figura 2.21: Superficie del provino prima (a) e dopo (b) la deposizione dell'attacco chimico per indagini metallografiche.

Conclusi tutti i passaggi precedenti si è proceduto con la visione delle 12 superfici sottoposte ad attacco chimico al microscopio ottico.

CAPITOLO 3

RISULTATI PROVE STATICHE E A FATICA PROVINI ACCIAIO MARAGING DMLS 18 NI 300

LOTTO A

Il capitolo 3 riporta i risultati sperimentali relativi alle prove statiche e a fatica inerenti al lotto di provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per DMLS, denominato lotto A. Inoltre sono illustrate le misure di distorsione e rugosità e le osservazioni svolte sulle superfici di frattura mediante il SEM e microscopio DINOLITE.

3.1 Risultati delle misurazioni di distorsione e rugosità

Le misure di distorsione svolte su tutte e 4 le serie sono riportate in figura 3.1:

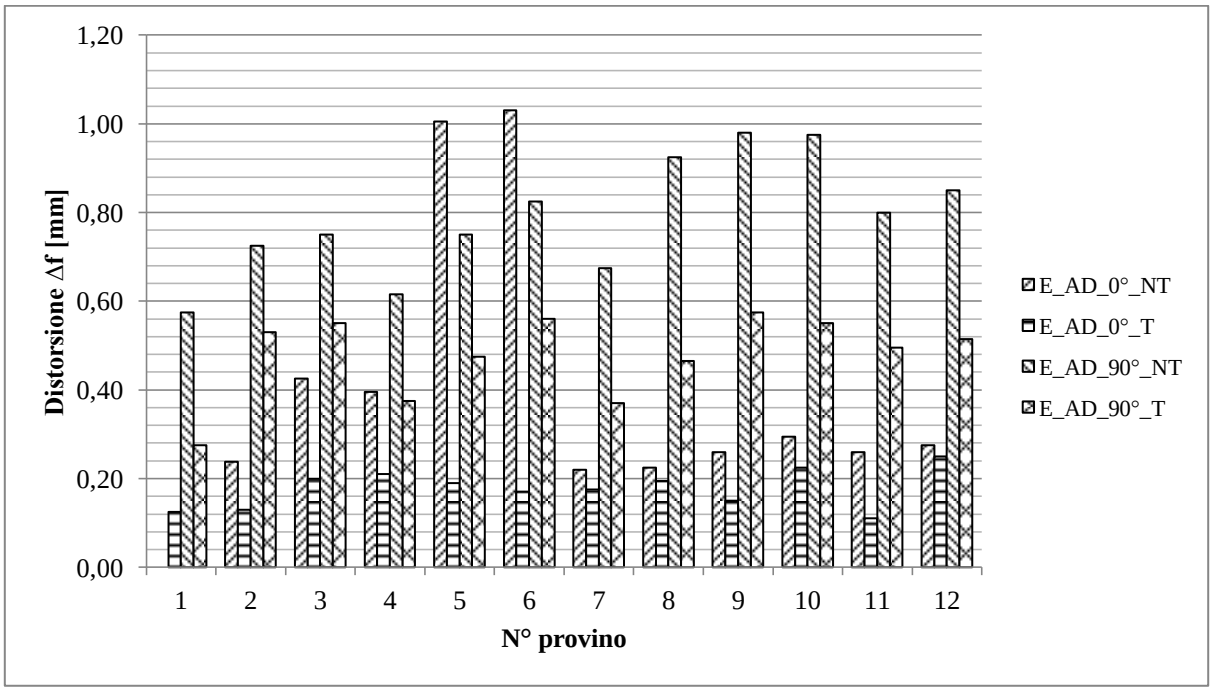


Figura 3.1: Valori di distorsione Δf (media di 5 misure) ricavati su tutti i 48 provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati con DMLS (lotto A).

Si può notare come i provini trattati (a parità di orientazione) risultano avere distorsioni inferiori rispetto ai non trattati, questo probabilmente si spiega con il rilassamento delle tensioni residue avvenuto durante il trattamento termico di invecchiamento [72]. Inoltre si osserva che (a parità di trattamento termico) i provini costruiti a 90° risultano avere distorsioni maggiori rispetto a quelli a 0°.

Per determinare l'entità della tensione media e la sua relazione con la distorsione Δf suddetta, sono stati selezionati 6 provini tra cui quelli con maggior e minor distorsione Δf in assoluto e su ciascuno di essi sono stati

a) Estensimetri b)

applicati due estensimetri KYOWA (aventi una lunghezza della griglia pari a 3 mm) al centro del tratto utile, uno sulla generatrice all'intradosso e l'altro su quella all'estradosso (figura 3.2).

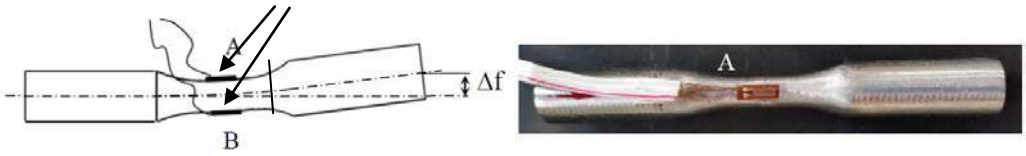


Figura 3.2: a) Posizione degli estensimetri adottati per valutare la correlazione tra la freccia Δf e la tensione media introdotta dall'afferraggio assiale della macchina di prova, b) un esempio di estensimetro posizionato sulla generatrice all'intradosso nel punto A [72].

Questi estensimetri sono stati collegati singolarmente a quarto di ponte e così, una volta afferrati i provini, è stata rilevata una deformazione media ε_{mA} positiva (all'intradosso) e ε_{mB} negativa (all'estradosso), indotta dall'afferraggio, da cui si è potuto ricavare la tensione media σ_m moltiplicando la deformazione ε_{mA} per il modulo elastico E, calcolato nelle precedenti prove statiche:

$$\sigma_m = \varepsilon_{mA} \cdot E \tag{3.1}$$

Il tutto nell'ipotesi che la deformazione in oggetto sia di tipo elastico. La ε_{mA} è stata presa a riferimento al posto di ε_{mB} perché essendo una deformazione positiva (di trazione) è associata ad una tensione anch'essa positiva che a fatica sollecita l'apertura e la propagazione di cricca (contrariamente alla deformazione negativa di compressione). La relazione tra la distorsione Δf e la tensione media σ_m (o meglio la deformazione media ε_{mA}) è stata ricavata fittando i dati sperimentali con una retta passante per l'origine nel grafico che riporta i valori misurati di ε_{mA} al variare di Δf dei 6 provini estensimetrati, che sono: E_AD_90°_T_7, E_AD_90°_T_12, E_AD_90°_NT_11, E_AD_90°_NT_12, E_AD_0°_T_9 e E_AD_0°_NT_6. Le restanti prove a fatica sono state eseguite senza estensimetri ricavando la tensione media corrispondente assumendo valida la relazione deformazione-distorsione ricavata dai 6 campioni precedenti.

Per ciò che riguarda la determinazione della tensione media agente sui provini a fatica, in figura 3.3a sono evidenziate le misure di deformazione nei punti A e B ottenute mediante misure estensimetriche, riferite al provino E_AD_90°_T_12 con Δf = 0.53 mm. Come previsto, dopo aver afferrato il provino si è indotto un momento flettente piano, essendo circa uguali ma con segno opposto i valori di ε_m nel punto A e B.
In figura 3.3b è riportata la correlazione tra la deformazione assiale ε_{mA} misurata nel punto A e la freccia Δf per tutti i provini analizzati [72].

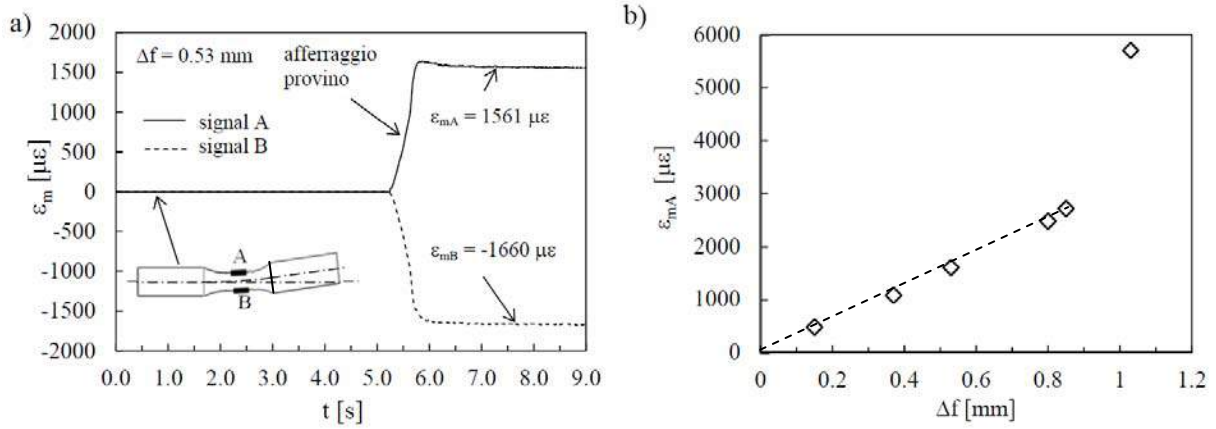


Figura 3.3: (a) Esempio di acquisizione estensimetrica nei punti A e B durante l'afferraggio del provino sulla macchina di prova e (b) correlazione tra la deformazione misurata nel punto A e freccia per tutti i provini analizzati [72].

E' importante osservare come la retta passante per l'origine (nel grafico di figura 3.3b), avente pendenza di 3112,5 mm^{-1}, sia stata ricavata fittando i dati sperimentali escludendo il punto avente massima distorsione perché, come si può notare in figura 3.1 rappresenta un'eccezione rispetto alla media dei valori di Δf ricavati.

A seguire la tabella 3.1 che contiene i valori numerici relativi alla figura 3.1:

Tabella 3.1: Valori di distorsione (media di 5 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante DMLS con orientazione a 0°, 90°, con o senza trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**Δf** [mm]	**Nome provino**	**Δf** [mm]	**Nome provino**	**Δf** [mm]	**Nome provino**	**Δf** [mm]
E_AD_0°_NT_1	\	E_AD_0°_T_1	0,13	E_AD_90°_NT_1	0.58	E_AD_90°_T_1	0,28
E_AD_0°_NT_2	0,24	E_AD_0°_T_2	0,13	E_AD_90°_NT_2	0,73	E_AD_90°_T_2	0,53
E_AD_0°_NT_3	0,43	E_AD_0°_T_3	0,2	E_AD_90°_NT_3	0,75	E_AD_90°_T_3	0,55
E_AD_0°_NT_4	0,40	E_AD_0°_T_4	0,21	E_AD_90°_NT_4	0,62	E_AD_90°_T_4	0,38
E_AD_0°_NT_5	1,01	E_AD_0°_T_5	0,19	E_AD_90°_NT_5	0,75	E_AD_90°_T_5	0,48
E_AD_0°_NT_6	1,03	E_AD_0°_T_6	0,17	E_AD_90°_NT_6	0,83	E_AD_90°_T_6	0,56
E_AD_0°_NT_7	0,22	E_AD_0°_T_7	0,18	E_AD_90°_NT_7	0,68	E_AD_90°_T_7	0,37
E_AD_0°_NT_8	0,23	E_AD_0°_T_8	0,20	E_AD_90°_NT_8	0,93	E_AD_90°_T_8	0,47
E_AD_0°_NT_9	0,26	E_AD_0°_T_9	0,15	E_AD_90°_NT_9	0,98	E_AD_90°_T_9	0,58
E_AD_0°_NT_10	0,30	E_AD_0°_T_10	0,23	E_AD_90°_NT_10	0,98	E_AD_90°_T_10	0,55
E_AD_0°_NT_11	0,26	E_AD_0°_T_11	0.11	E_AD_90°_NT_11	0,80	E_AD_90°_T_11	0,50
E_AD_0°_NT_12	0,28	E_AD_0°_T_12	0.25	E_AD_90°_NT_12	0,85	E_AD_90°_T_12	0,53

Le misure di rugosità svolte su tutte le serie sono riportate in figura 3.4, a seguire la tabella 3.2 che contiene i relativi valori numerici:

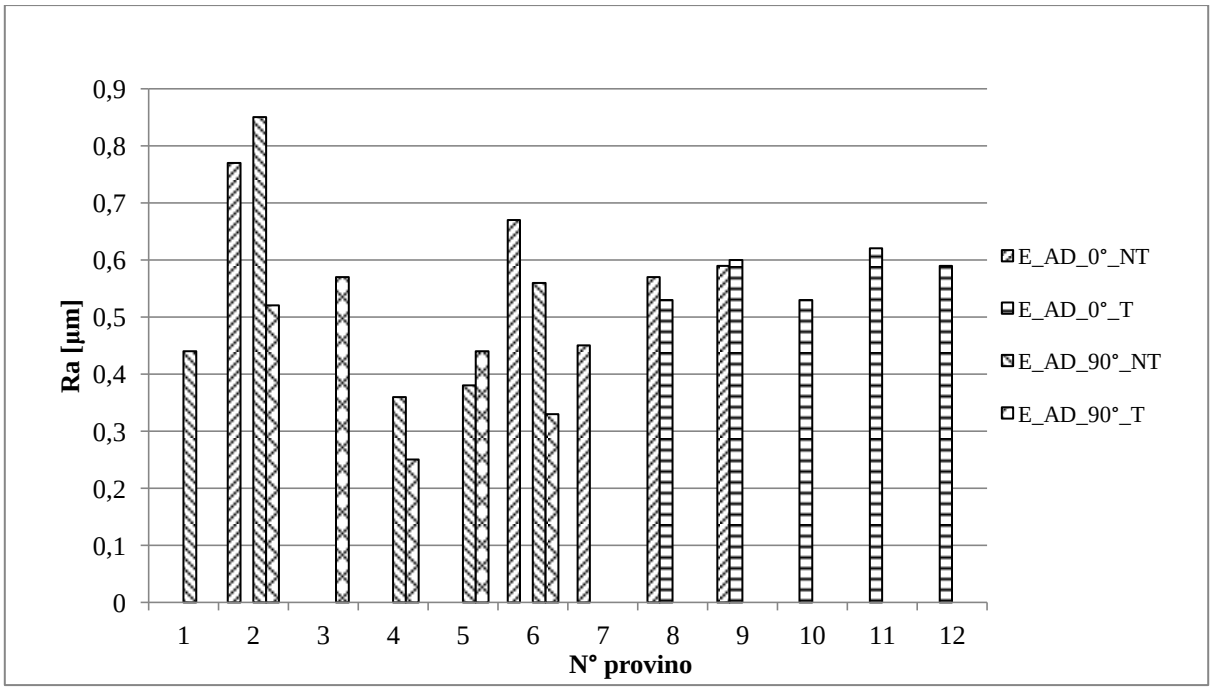


Figura 3.4: Valori di rugosità Ra misurati sul tratto utile del provino facendo la media tra i 5 valori misurati sulla generatrice all'intradosso e i 5 misurati all'estradosso; tutto ciò su 5 provini per ciascuna serie.

Tabella 3.2: Valori di rugosità Ra (media di 5 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante DMLS con orientazione a 0°,90° con o senza trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**Ra** [μm]	**Nome provino**	**Ra** [μm]	**Nome provino**	**Ra** [μm]	**Nome provino**	**Ra** [μm]
E_AD_0°_NT_1	\	E_AD_0°_T_1	\	E_AD_90°_NT_1	0,44	E_AD_90°_T_1	\
E_AD_0°_NT_2	0,77	E_AD_0°_T_2	\	E_AD_90°_NT_2	0,85	E_AD_90°_T_2	0,52
E_AD_0°_NT_3	\	E_AD_0°_T_3	\	E_AD_90°_NT_3	\	E_AD_90°_T_3	0,57
E_AD_0°_NT_4	\	E_AD_0°_T_4	\	E_AD_90°_NT_4	0,36	E_AD_90°_T_4	0,25
E_AD_0°_NT_5	\	E_AD_0°_T_5	\	E_AD_90°_NT_5	0,38	E_AD_90°_T_5	0,44
E_AD_0°_NT_6	0,67	E_AD_0°_T_6	\	E_AD_90°_NT_6	0,56	E_AD_90°_T_6	0,33
E_AD_0°_NT_7	0,45	E_AD_0°_T_7	\	E_AD_90°_NT_7	\	E_AD_90°_T_7	\
E_AD_0°_NT_8	0,57	E_AD_0°_T_8	0,53	E_AD_90°_NT_8	\	E_AD_90°_T_8	\
E_AD_0°_NT_9	0,59	E_AD_0°_T_9	0,60	E_AD_90°_NT_9	\	E_AD_90°_T_9	\
E_AD_0°_NT_10	\	E_AD_0°_T_10	0,53	E_AD_90°_NT_10	\	E_AD_90°_T_10	\
E_AD_0°_NT_11	\	E_AD_0°_T_11	0,62	E_AD_90°_NT_11	\	E_AD_90°_T_11	\
E_AD_0°_NT_12	\	E_AD_0°_T_12	0,59	E_AD_90°_NT_12	\	E_AD_90°_T_12	\

3.2 Risultati delle prove statiche di trazione

Le curve ottenute nelle prove di trazione sono illustrate in figura 3.5 (una per ogni serie). Il punto in cui inizia la linea tratteggiata corrisponde all'istante in cui l'estensometro è stato rimosso una volta raggiunto il fondo scala. Le proprietà meccaniche ottenute dalle prove di trazione sono riportate in tabella 3.3, il modulo di Young E, la tensione di snervamento $\sigma_{p0.2}$ e la tensione di rottura σ_R sono in accordo con quelle pubblicate in [34,66,69,70]. La tabella 3.3 riporta anche le deformazioni a rottura ε_R i quali risultano superiori a quelli presenti in letteratura [34,66,69,70].

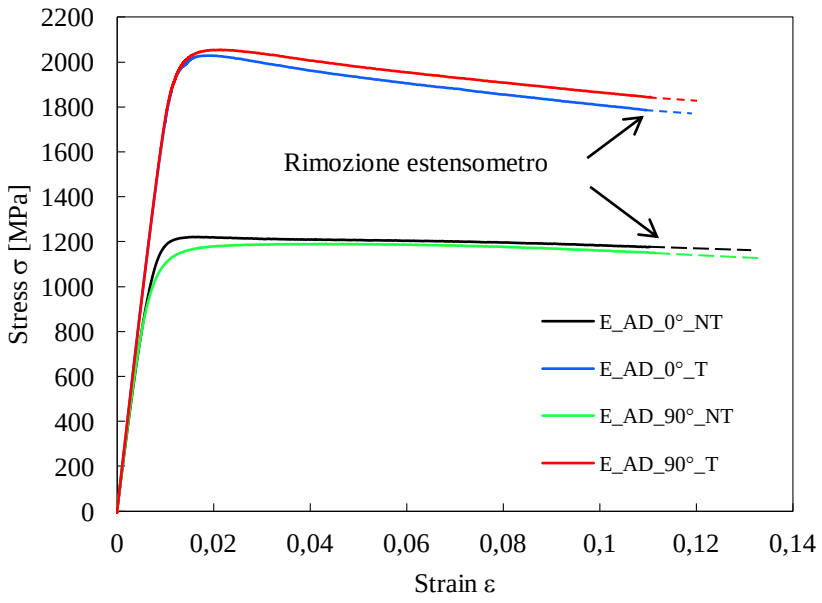


Figura 3.5: Curve di trazione di provini in acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per DMLS, una per ciascuna delle 4 serie [72].

Tabella 3.3: Valori delle tensioni di snervamento e rottura così come della deformazione a rottura e del modulo di Young ottenute a seguito delle prove statiche di trazione su campioni di acciaio maraging 18 Ni 300 ottenuti per DMLS [72].

Nome provino	E [MPa]	$\sigma_{p\,0.2}$ [MPa]	σ_R [MPa]	ε_R [%]
E_AD_0°_NT_7	169050	1120	1213	33.6
E_AD_0°_NT_8	168790	1130	1220	36.2
E_AD_0°_T_2	187010	1950	2029	10.3
E_AD_0°_T_11	189020	1970	2038	9.3
E_AD_90°_NT_1	170620	1030	1215	29.1
E_AD_90°_NT_4	169980	1035	1190	29.7
E_AD_90°_T_4	187460	1950	2055	14.3

Si può notare come il trattamento termico di invecchiamento migliori il modulo elastico così come le tensioni di snervamento e rottura a scapito della duttilità, infatti la deformazione a rottura risulta sensibilmente inferiore nei provini trattati. Questo si spiega a causa della precipitazione dei composti di nickel e molibdeno così come di ferro e molibdeno nella matrice e la loro funzione di ostacolo alle dislocazioni, così come descritto nel paragrafo 2.1. Inoltre per i campioni non trattati, si evidenziano tensioni di snervamento e rottura maggiori del 8% nei campioni a 90° rispetto a quelli a 0° in accordo con quanto trovato da Brookes [65] per il maraging 14 Ni 200 così come per il AlSi10Mg realizzato per SLM [23] e per il Ti6Al4V realizzato per SMD [23], per SLM [22] o anche per DMLS [21]. Per i trattati invece si riscontra una sostanziale parità di prestazioni.

3.3 Risultati delle prove a fatica

I risultati delle prove di fatica assiale alternata (R = -1) in termini di ampiezza di tensione nominale σ_a sono riassunti in figura 3.6.

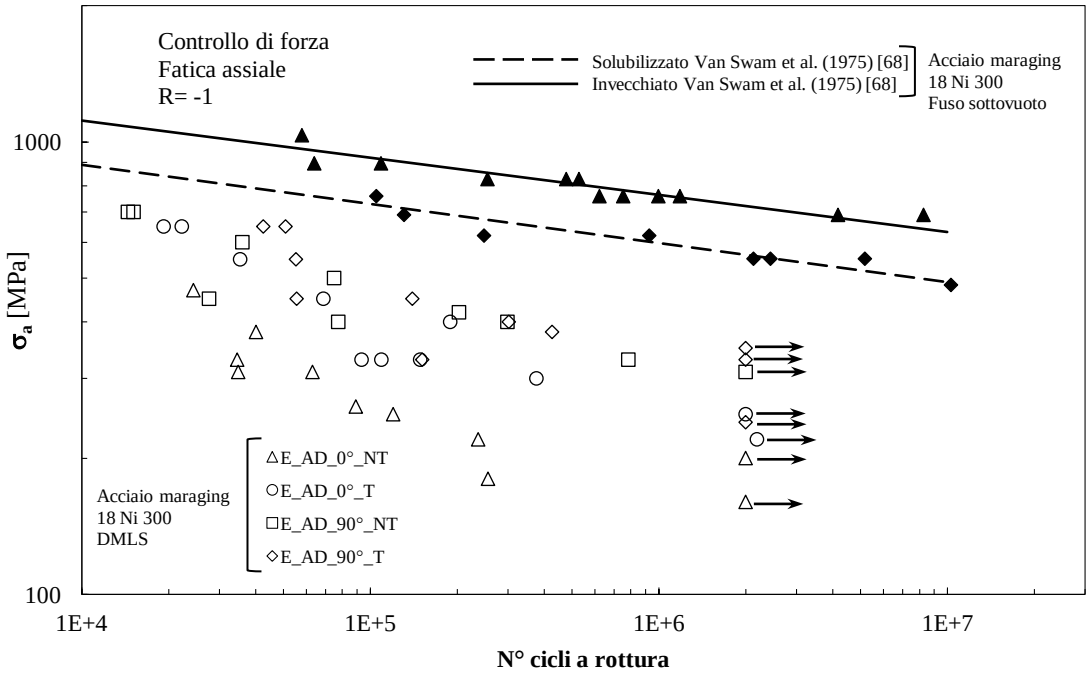


Figura 3.6: Curve di fatica assiale alternata (R= -1) in termini di ampiezza di tensione nominale, ottenute in controllo di forza su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati tramite DMLS con orientazioni a 0° e 90°, metà allo stato invecchiato (T) e metà lasciata come prodotta (NT) [72]. In aggiunta il confronto con i test di fatica assiale ottenuti su acciaio maraging 300 prodotto per fusione sottovuoto [68].

Per tenere in considerazione l'effetto della tensione media causata dalla distorsione dei provini, come illustrato precedentemente, è stato valutato il parametro di Smith-Watson-Topper (SWT) per ciascun provino testato. Tale parametro esprime i risultati delle prove in termini di $\sqrt{\sigma_a \cdot \sigma_{a_{max}}}$ invece di riferirsi all'ampiezza di tensione nominale, consentendo di uniformare tutte le prove sperimentali a prove di fatica assiale alternata equivalenti.
Il parametro SWT è stato inoltre corretto valutando la posizione dell'angolo di innesco θ rispetto alla generatrice all'intradosso per evitare di sovrastimare la tensione media agente durante le prove a fatica. Infatti la deformazione del campione e dunque la tensione a cui è soggetto a causa della flessione piana indotta dall'afferraggio, assumono i valori massimi in corrispondenza della generatrice all'intradosso (punto A figura 2.18 e 3.7). Perciò, in caso di un innesco di cricca in corrispondenza di tale generatrice (o entro un angolo θ di 20 gradi da essa), si è assunto per semplicità che la cricca fosse sollecitata dal valore massimo della tensione media (infatti $\sigma_{max} \cdot \cos 20 = \sigma_{max} \cdot 0.94 \approx \sigma_{max}$). In caso contrario, si è corretto il valore di tensione media riducendolo opportunamente di un fattore cosθ (per la trigonometria).

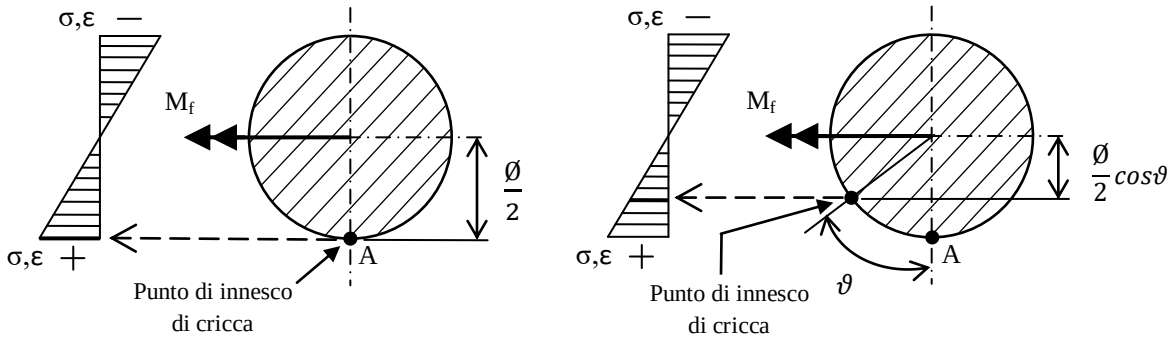


Figura 3.7: Vista in sezione di un provino soggetto al momento flettente dovuto all'afferraggio e relativa distribuzione delle tensioni e deformazioni. In evidenza la diversa tensione a cui è sollecitata la cricca al variare dell'angolo d'innesco rispetto alla posizione della generatrice all'intradosso (A).

Con ciò si sono ricavate le curve di figura 3.8 a seguire.

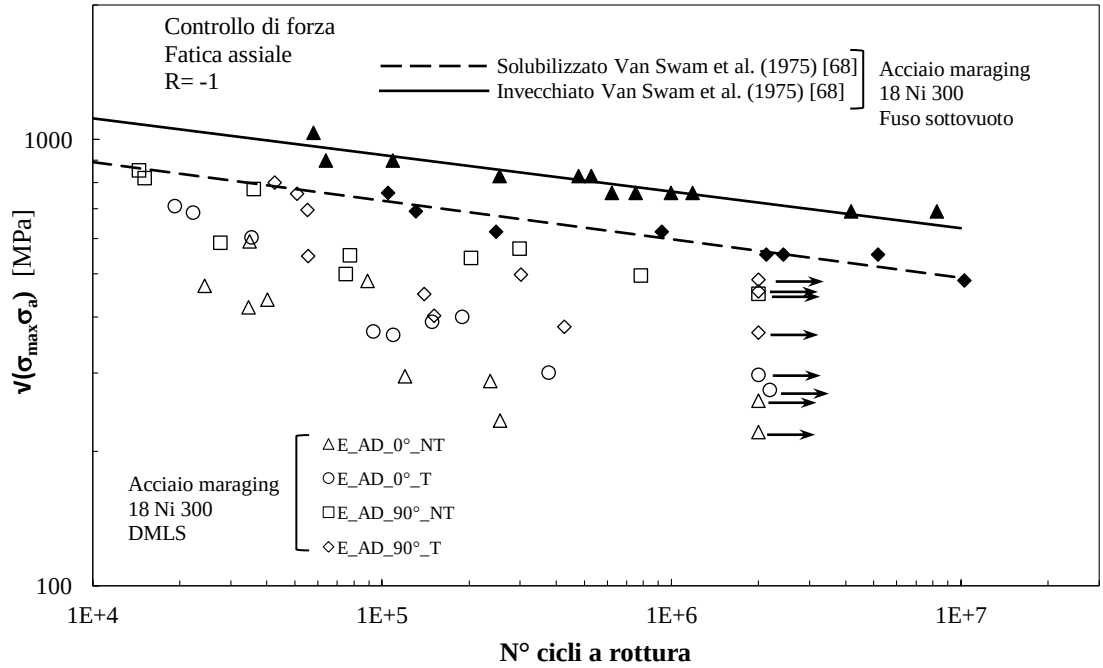


Figura 3.8: Curve di fatica assiale alternata (R= -1) in termini di parametro SWT corretto valutando l'angolo di innesco. Curve ottenute in controllo di forza su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati tramite DMLS con orientazioni a 0° e 90°, metà allo stato invecchiato (T) e metà lasciata come prodotta (NT) [72]. In aggiunta il confronto con i test di fatica assiale ottenuti su acciaio maraging 300 prodotto per fusione sottovuoto [68].

I valori sperimentali delle curve di fatica (figura 3.6 e 3.8) sono riportati nelle tabelle 3.4-3.7, ad eccezione dei provini E_AD_0°_T_6 e E_AD_0°_NT_3, per i quali è avvenuta la rottura, rispettivamente, a metà del raggio di raccordo e nel tratto lordo del provino e perciò ne invalida i risultati.

Tabella 3.4: Risultati sperimentali delle prove di fatica ottenuti su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante DMLS con orientazione a 0° senza alcun trattamento termico successivo.

Nome provino	**R**	$\sigma_{a,nom}$ [MPa]	f_L [Hz]	**N° cicli a rottura**	$\sqrt{\sigma_{a,nom} \cdot \sigma_{max}}$ **[MPa]**
E_AD_0°_NT_1	-1	310	2.3	6.31E+04	310
E_AD_0°_NT_2	-1	180	30	2.56E+05	234
E_AD_0°_NT_3	-1	260	6.7	1.51E+06	\
E_AD_0°_NT_4	-1	330	20	3.46E+04	420
E_AD_0°_NT_5	-1	260	30	8.92E+04	482
E_AD_0°_NT_6	-1	310	15	3.49E+04	591
E_AD_0°_NT_9	-1	250	28	1.20E+05	294
E_AD_0°_NT_10	-1	220	28	2.37E+05	287
E_AD_0°_NT_11	-1	200	28	Run Out	260
E_AD_0°_NT_11_RETEST	-1	470	28	2.44E+04	470
E_AD_0°_NT_12	-1	160	30	Run Out	221
E_AD_0°_NT_12_RETEST	-1	380	30	4.02E+04	437

Tabella 3.5: Risultati sperimentali delle prove di fatica ottenuti su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante DMLS con orientazione a 0°, aventi subito trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**R**	$\sigma_{a,nom}$ [MPa]	f_L **[Hz]**	**N° cicli a rottura**	$\sqrt{\sigma_{a,nom} \cdot \sigma_{max}}$ **[MPa]**
E_AD_0°_T_1	-1	330	20	1.09E+05	365
E_AD_0°_T_3	-1	300	20	3.77E+05	300
E_AD_0°_T_4	-1	220	30	Run Out	274
E_AD_0°_T_4_RETEST	-1	650	30	1.92E+04	708
E_AD_0°_T_5	-1	550	20	3.54E+04	603
E_AD_0°_T_6	-1	450	30	6.88E+04	\
E_AD_0°_T_7	-1	250	30	Run Out	297
E_AD_0°_T_7_RETEST	-1	650	10	2.22E+04	685
E_AD_0°_T_8	-1	400	20	1.89E+05	400
E_AD_0°_T_9	-1	330	30	9.33E+04	371
E_AD_0°_T_10	-1	330	22	1.49E+05	390

Tabella 3.6: Risultati sperimentali delle prove di fatica ottenuti su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante DMLS con orientazione a 90° senza alcun trattamento termico successivo.

Nome provino	**R**	$\sigma_{a,nom}$ [MPa]	f_L **[Hz]**	**N° cicli a rottura**	$\sqrt{\sigma_{a,nom} \cdot \sigma_{max}}$ **[MPa]**
E_AD_90°_NT_2	-1	400	20	7.75E+04	550
E_AD_90°_NT_3	-1	500	15	7.50E+04	499
E_AD_90°_NT_5	-1	450	20	2.76E+04	586
E_AD_90°_NT_6	-1	330	8,6	7.84E+05	495
E_AD_90°_NT_7	-1	310	20	Run Out	451
E_AD_90°_NT_7_RETEST	-1	700	10	1.51E+04	818
E_AD_90°_NT_8	-1	700	20	1.45E+04	852
E_AD_90°_NT_9	-1	600	20	3.61E+04	774
E_AD_90°_NT_11	-1	420	25	2.03E+05	542
E_AD_90°_NT_12	-1	400	20	2.99E+05	569

Tabella 3.7: Risultati sperimentali delle prove di fatica ottenuti su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante DMLS con orientazione a 90°, aventi subito trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**R**	$\sigma_{a,nom}$ [MPa]	**f_L [Hz]**	**N° cicli a rottura**	$\sqrt{\sigma_{a,nom} \cdot \sigma_{max}}$ **[MPa]**
E_AD_90°_T_1	-1	330	15	1.51E+05	402
E_AD_90°_T_2	-1	400	25	3.02E+05	497
E_AD_90°_T_3	-1	350	25	2.00E+06	485
E_AD_90°_T_5	-1	380	28	4.27E+05	380
E_AD_90°_T_6	-1	240	30	2.00E+06	369
E_AD_90°_T_7	-1	550	15	5.53E+04	694
E_AD_90°_T_8	-1	450	15	5.56E+04	547
E_AD_90°_T_9	-1	450	30	1.40E+05	450
E_AD_90°_T_10	-1	650	30	4.26E+04	800
E_AD_90°_T_12	-1	330	30	Run Out	456
E_AD_90°_T_12_RETEST	-1	750	30	2.02E+04	885

Si può osservare che le serie con direzione di costruzione pari a 0° mostrano una minore resistenza a fatica comparata con la serie a 90°, sia per quelli trattati che per quelli non trattati. Questo comportamento si ritrova anche in letteratura per il Ti6Al4V realizzato per DMLS [36] che mostra un limite a fatica per i campioni a 90° maggiore del 13% rispetto agli 0° oppure in Mower et al. [21] ed in Edwards e Ramulu [40] rispettivamente per l'acciaio 17-4 PH DMLS e per il Ti6Al4V SLM. Una spiegazione di ciò è legata all'orientamento dei difetti rispetto ai layer e alla loro azione di concentrazione delle tensioni in base alla direzione di carico come riportato alla fine del paragrafo 1.7.5, in figura 1.25. Inoltre vale la pena notare che il trattamento di invecchiamento migliora la resistenza a fatica delle serie a 0°, mentre si osserva il contrario per quelli con direzione di costruzione a 90° che può essere imputato dal fatto che i risultati di entrambe le serie presentano una dispersione elevata, in accordo con quanto rilevato in letteratura [18,23,35].

Oltre a ciò nelle figure 3.9 e 3.10 che seguono, si evidenzia che la resistenza a fatica di tutte le serie DMLS è più bassa di quella dell'acciaio maraging realizzato per fusione sottovuoto [68] sia solubilizzato (820 °C per 1 ora) sia in condizione solubilizzata e invecchiata (480 °C per 3ore).

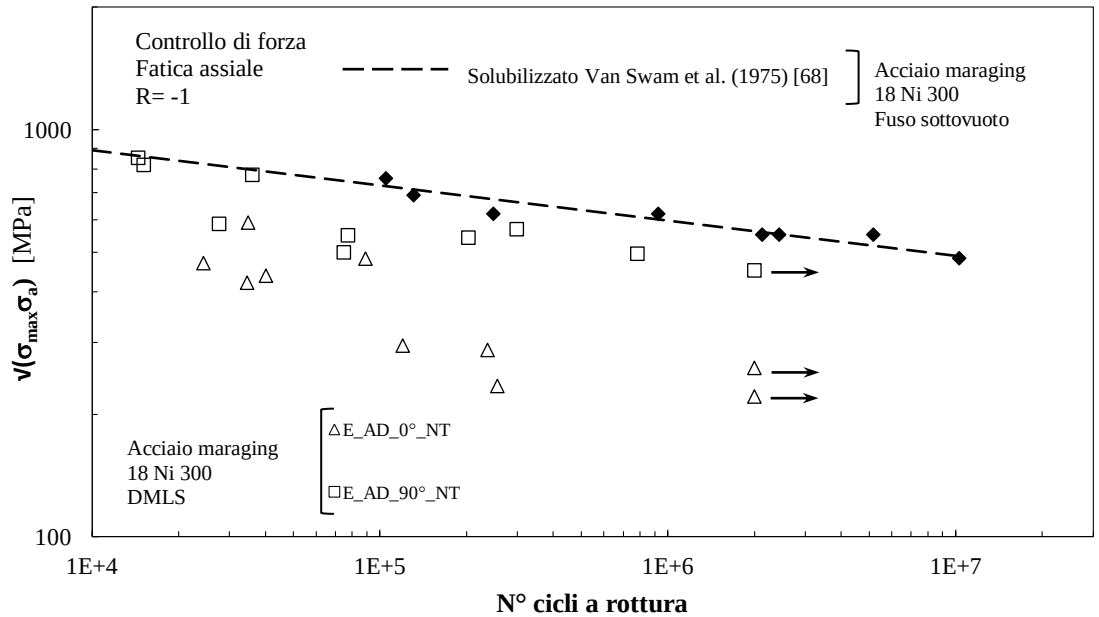


Figura 3.9: Confronto tra le curve di fatica assiale alternata (R= -1) delle serie a 0° e 90° non trattate (NT), realizzate tramite DMLS, con quelle ottenute su acciaio maraging 300 prodotto per fusione sottovuoto [68]. Curve ottenute in controllo di forza e rappresentate in termini di parametro SWT corretto valutando l'angolo di innesco.

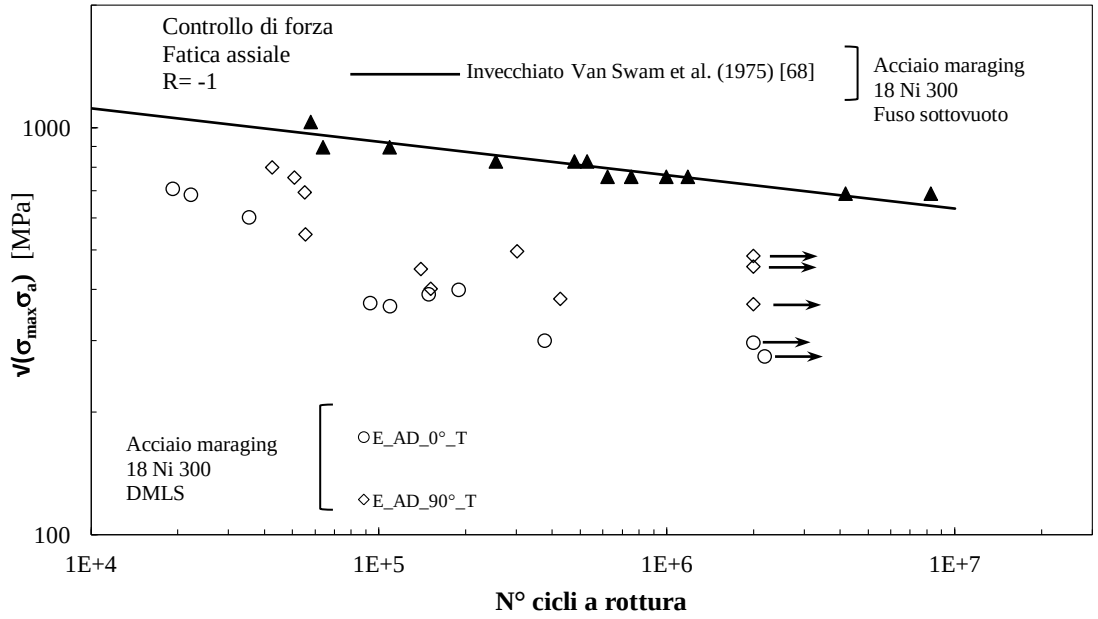


Figura 3.10: Confronto tra le curve di fatica assiale alternata (R= -1) delle serie a 0° e 90° trattate (T), realizzate tramite DMLS, con quelle ottenute su acciaio maraging 300 prodotto per fusione sottovuoto [68]. Curve ottenute in controllo di forza e rappresentate in termini di parametro SWT corretto valutando l'angolo di innesco.

In particolare, assumendo una resistenza a fatica a $5 \cdot 10^5$ cicli, in termini di parametro SWT, la serie a 90° trattata ha una resistenza inferiore del 61% rispetto al maraging solubilizzato e invecchiato ottenuto tramite processi tradizionali e quella a 0° del 69%. La serie a 90° non trattata riporta una resistenza inferiore del 33% e quella a 0° del 71% rispetto al maraging prodotto per fusione sottovuoto solubilizzato. Segue una tabella riassuntiva delle suddette differenze. Considerando invece l'ampiezza di tensione, la serie costruita a 90° trattata termicamente ha una resistenza inferiore del 65% rispetto all'acciaio maraging solubilizzato e invecchiato ottenuto per fusione sottovuoto e quella a 0° trattata del 72%. La serie a 90° non trattata presenta invece una riduzione del 50% rispetto al solubilizzato e infine quella a 0° non trattata del 77%.

Tabella 3.8: Rapporto tra la resistenza a fatica valutata a $5 \cdot 10^5$ cicli su campioni di acciaio maraging ottenuti tramite processi tradizionali ($\sigma_{A,\ 50\%\,TM}$) e campioni ottenuti per DMLS, sia in termini di ampiezza di tensione ($\sigma_{A,\ 50\%\,AD}$) sia di parametro SWT ($\sigma_{A,\ SWT\ 50\%\,AD}$).

	$\boldsymbol{\sigma_{A,\ 50\%\,AD}}$ a $5 \cdot 10^5$ cicli [MPa]	$\boldsymbol{\sigma_{A,\ SWT\ 50\%\,AD}}$ a $5 \cdot 10^5$ cicli [MPa]	$\boldsymbol{\sigma_{A,\ 50\%\,TM}}$ a $5 \cdot 10^5$ cicli [MPa]	$\left(1 - \frac{\sigma_{A,50\%\,AD}}{\sigma_{A,\ 50\%\,TM}}\right) \cdot 100$ [%]	$\left(1 - \frac{\sigma_{A,SWT\ 50\%\,AD}}{\sigma_{A,\ 50\%\,TM}}\right) \cdot 100$ [%]
E_AD_0°_NT	144.3	184	634.8*	77.3	71
E_AD_90°_NT	318.8	422.9		50	33.4
E_AD_0°_T	228.7	253.3	808.9°	71.7	68.7
E_AD_90°_T	280.2	317.9		65.4	60.7

* Acciaio maraging solubilizzato da metallurgia tradizionale TM [68]
° Acciaio maraging solubilizzato e invecchiato da metallurgia tradizionale TM [68]

Questa differenza tra i processi tradizionali e i campioni realizzati per additive manufacturing è stata rilevata anche in [19,21] e giustificata con la presenza di difetti quali pori, infusi ma anche a causa delle tensioni residue. Quindi si è proceduto con l'osservazioni delle superfici di frattura dei campioni al SEM (microscopio elettronico a scansione) e con il microscopio DINOLITE proprio per verificare se tali difetti risultino essere la causa scatenante della rottura.

3.4 Analisi del danneggiamento

Nelle immagini scattate al SEM si sono potute individuare particelle infuse e porosità presenti sulle superfici di frattura dei campioni rotti a fatica (figura 3.11).

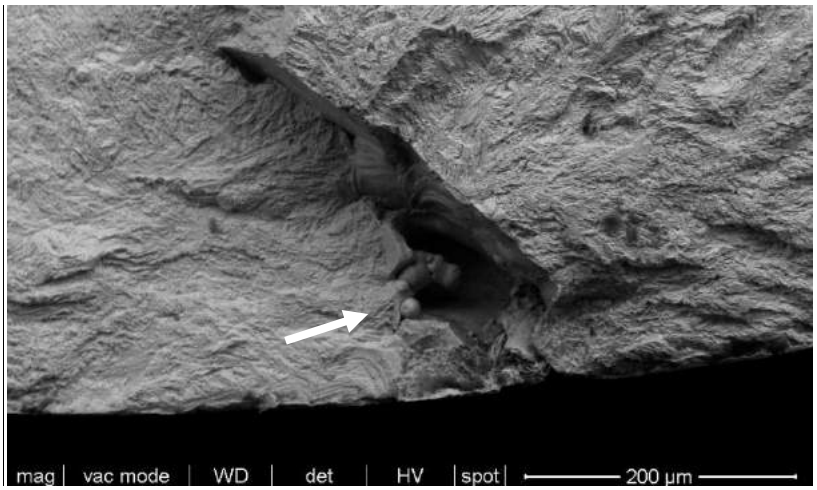


Figura 3.11: Porosità nel punto d'innesco di cricca del provino E_AD_90°_T_2 di acciaio maraging 18 Ni 300 ottenuto per DMLS. Campione rotto a fatica a 3.02E+05 cicli ad un'ampiezza di tensione di 400 MPa. Foto acquisita al SEM con ingrandimento 250x con in evidenza una particella di polvere rimasta infusa (freccia).

In particolare sono state osservate queste porosità in corrispondenza dei punti di innesco di cricca, avvenuti, nella totalità dei provini, in corrispondenza della superficie esterna degli stessi (figura 3.12), in taluni casi erano presenti anche molteplici punti d'innesco (figura 3.13).

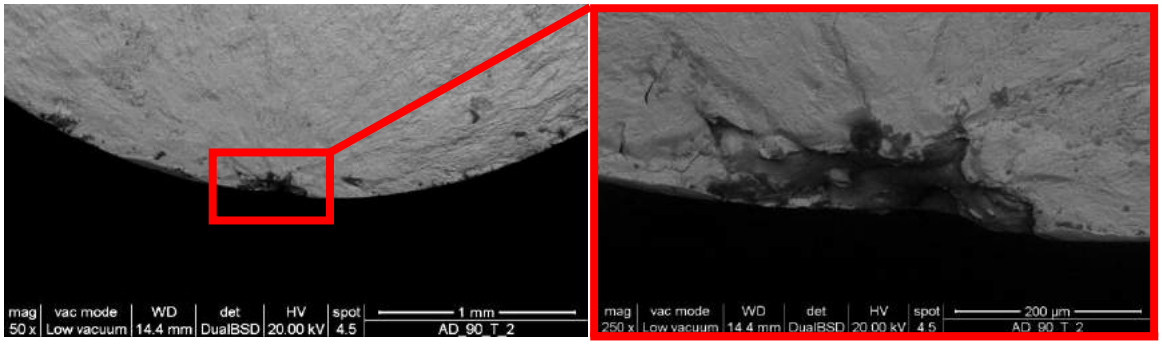


Figura 3.12: Punto d'innesco di cricca a partire dalla superficie del provino E_AD_90°_T_2 di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzato mediante DMLS. Campione rotto a fatica a 3.02E+05 cicli ad un'ampiezza di tensione di 400 MPa. Foto acquisita al SEM.

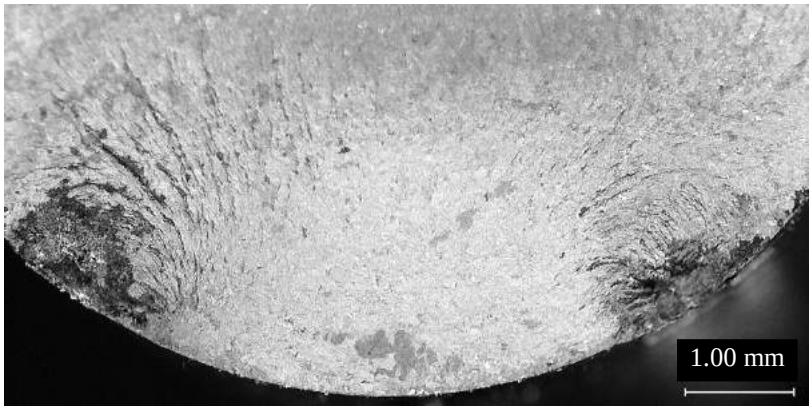


Figura 3.13: Punti di innesco di cricca multipli nel campione E_AD_0°_NT_3 di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzato per DMLS. Provino rotto a fatica nel tratto lordo a 1.51E+06 cicli ad un'ampiezza di tensione di 260 MPa. Foto acquisita al microscopio DINOLITE con ingrandimento a 50x.

A conferma di quanto detto finora, si riportano ulteriori esempi di difetti superficiali (uno per ciascuna serie), da cui ha avuto inizio il danneggiamento del provino, colti grazie alle immagini SEM. Nel dettaglio si possono apprezzare in figura 3.14a le linee di propagazione di cricca, in figura 3.14c una zona di scorrimento tra le superfici di frattura e in 3.14a, 3.14b e 3.14d i punti di innesco di cricca.

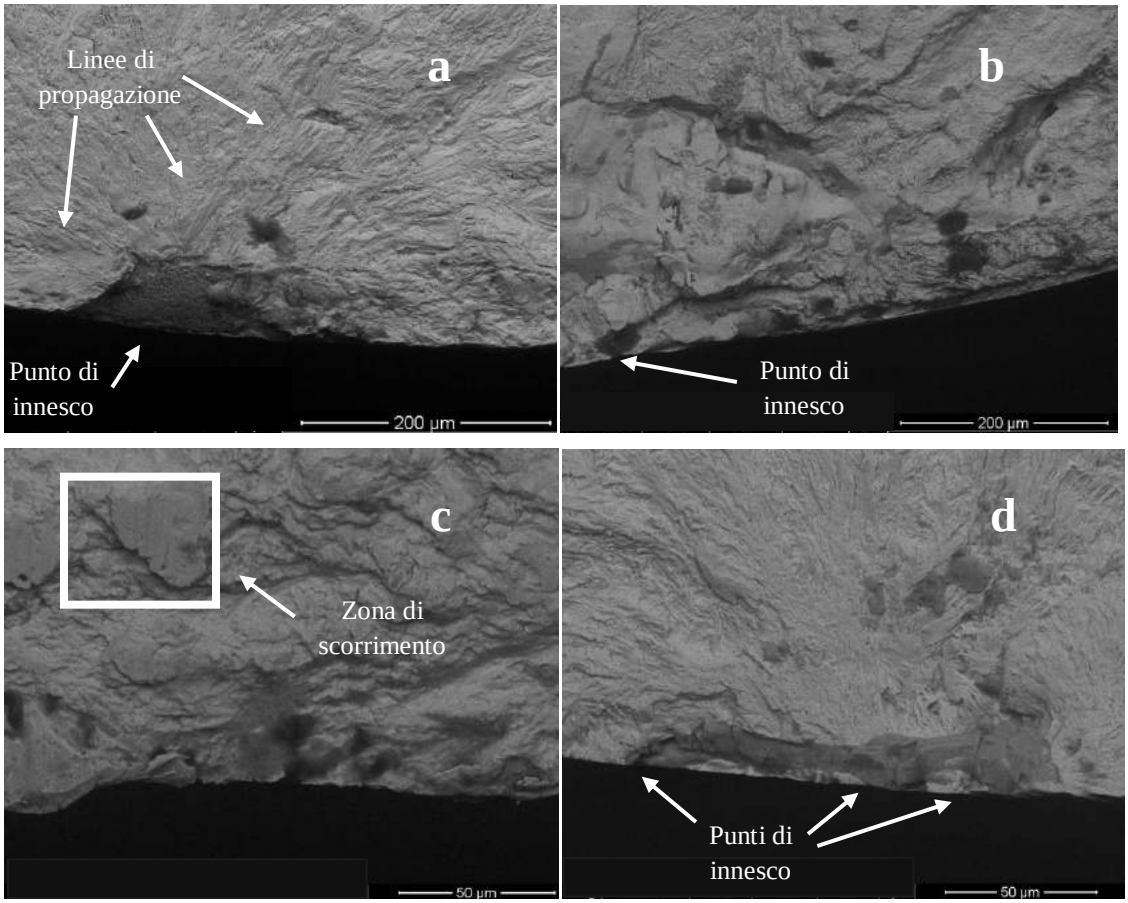


Figura 3.14: Campioni E_AD_0°_T_9 (a) e E_AD_0°_NT_4 (b) rotti a fatica rispettivamente a 9.33E+04 cicli e 3.46E+04, sollecitati ad un'ampiezza di tensione di 330 MPa, immagini SEM con ingrandimento a 250x. Campioni E_AD_90°_NT_12 (c) e E_AD_90°_T_7 (d) rotti a fatica rispettivamente a 2.99E+05 cicli con un'ampiezza di tensione di 400 MPa e a 5.53E+04 cicli con carico a 550 MPa, immagini SEM con ingrandimento a 800x.

In conclusione, alcuni campioni a parità di carico applicato e con circa lo stesso valore di distorsione Δf (perciò con la stessa tensione media), hanno mostrato una rottura a fatica prematura rispetto ad altri provini appartenenti alla stessa serie. E' il caso ad esempio dei campioni E_AD_90°_NT_2 e E_AD_90°_NT_12. In queste particolari situazioni sono state osservate le superfici di frattura utilizzando un microscopio stereoscopico DINOLITE in modo da poter identificare la causa del cedimento precoce. In particolare l' E_AD_90°_NT_2 (con resistenza a fatica minore) ha evidenziato un difetto superficiale con dimensioni maggiori rispetto all'altro (figura3.11) [72].

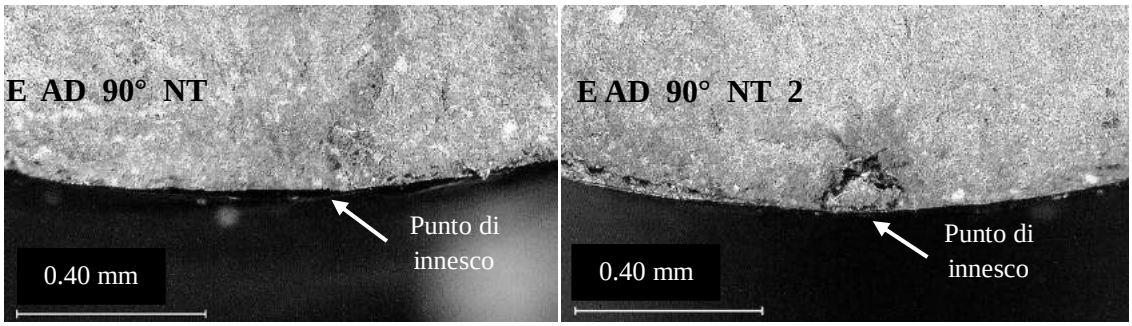


Figura 3.11: Confronto fra la grandezza dei difetti di campioni di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per DMLS. Campioni rotti a fatica a parità di carico (400 MPa), ma con cicli a rottura pari a 7.75E+04 per l' E_AD_90°_NT_2 contro i 2.99E+05 dell' E_AD_90_NT_12; immagini con ingrandimento a 220x scattate con microscopio DINOLITE.

3.5 Tensioni residue: procedura e risultati

3.5.1 Procedura di misurazione

Le misure di tensioni residue sono state svolte mediante diffrattometria a raggi x su 2 campioni per ciascuna serie del lotto A prima delle prove a fatica e successivamente ad esse, tali provini analizzati sono elencati in tabella 3.9:

Tabella 3.9: Campioni sottoposti alla misurazione delle tensioni residue.

E_AD_0°_ NT_3	E_AD_90°_NT_2
E_AD_0°_ NT_9	E_AD_90°_NT_11
E_AD_0°_ T_3	E_AD_90°_T_8
E_AD_0°_T_5	E_AD_90°_T_9

Per ciò che riguarda le misure antecedenti alle prove di fatica, l'analisi è stata svolta sul punto medio della generatrice all'intradosso (segnata in rosso sui tratti lordi, figura 3.1), su tale punto si è misurata solamente la tensione residua longitudinale ($\sigma_{longitudinale}$) e cioè la tensione nella stessa direzione dell'asse del provino (evidenziata con le frecce nere in figura 3.1).

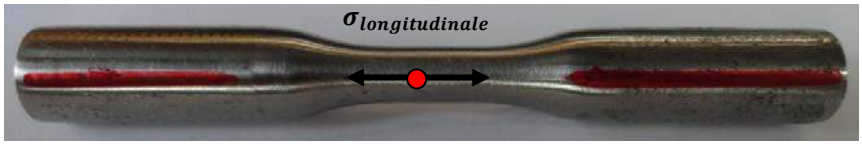


Figura 3.1: Punto e direzione di misura delle tensioni residue su campioni di acciaio maraging integri.

Nel caso dei provini rotti a fatica invece, si sono dovute accostare le superfici di frattura prima di effettuare le medesime analisi (figura 3.13)



Figura 3.13: Accostamento delle superfici di frattura per consentire lo svolgimento delle analisi di tensioni residue.

La misurazione è stata svolta (analogamente ai provini pre-test di fatica) sul punto medio della generatrice all'intradosso (segnata in rosso sui tratti lordi, figura 3.14), su tale punto si è misurata solamente la tensione residua longitudinale ($\sigma_{longitudinale}$) e cioè la tensione nella stessa direzione dell'asse del provino (evidenziata con le frecce nere in figura 3.14).

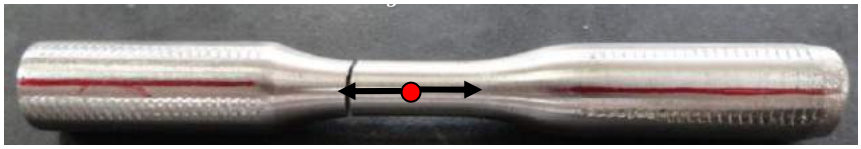


Figura 3.14: Punto e direzione di misura delle tensioni residue su campioni di acciaio maraging rotti per fatica.

Nel caso in cui il punto medio (cioè il punto di misura) sia in corrispondenza della superficie di frattura come nell'esempio di Figura 3.15, la misurazione della tensione longitudinale è stata effettuata sempre nella stessa direzione indicata precedentemente (direzione dell'asse del provino indicata dalle frecce nere) ma traslando il punto di misura lungo la generatrice, a 2-3 mm dalla frattura come illustrato in figura 3.16.

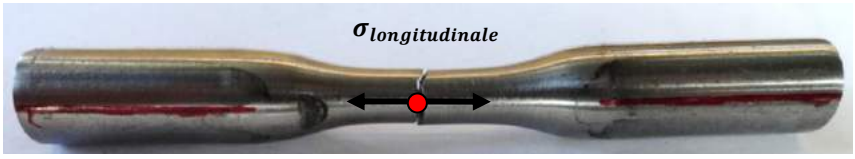


Figura 3.15: Posizione del punto di misura sulla superficie di frattura.

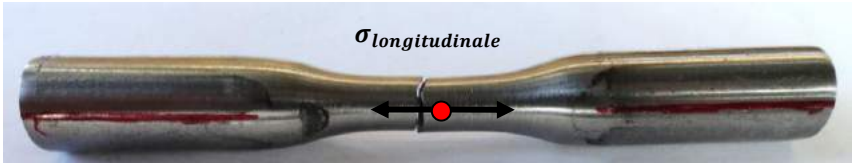


Figura 3.16: Posizione e direzione di misura delle tensioni residue traslata lungo la generatrice all'intradosso; posizione adottata quando il punto di misura è presente sulla superficie di frattura.

3.5.2 Risultati

Tabella 3.10: Risultati delle analisi delle tensioni residue prima e dopo le prove di fatica.

Nome provino	**Tensione residua PRE-TEST di fatica** [MPa]	**Tensione residua POST-TEST di fatica** [MPa]
E_AD_0°_NT_3	-393	-358
E_AD_0°_NT_4	-469	-89
E_AD_0°_T_3	-152	-136
E_AD_0°_T_5	-207	-331
E_AD_90°_NT_2	-428	-432
E_AD_90°_NT_3	-499	-412
E_AD_90°_T_2	-290	-238
E_AD_90°_T_5	-455	-261

Si può far notare come le tensioni residue rilevate siano di compressione. Tale compressione potrebbe essere stata indotta in parte dall'operazione di lucidatura effettuata su tali provini (vedi sottoparagrafo 2.2.5) così come avrebbe giustificazione dalla trasformazione martensitica avvenuta durante il processo di solidificazioni dei layer (paragrafo 1.7.8). La serie a 90° non trattata presenta le maggiori tensioni residue ed in relazione a quanto esposto nella figura 3.1, tali tensioni determinano le più elevate distorsioni che proprio questa serie presenta. Si nota inoltre un generale abbassamento delle tensioni residue a seguito delle prove.

CAPITOLO 4

RISULTATI PROVE A FATICA PROVINI ACCIAIO MARAGING MLS FARSOON 18 NI 300

LOTTO B

Il capitolo 3 riporta i risultati sperimentali relativi alle prove statiche e a fatica inerenti al lotto di provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per MLS, denominato lotto B. Inoltre sono illustrate le misure di distorsione e rugosità e le osservazioni svolte sulle superfici di frattura mediante il microscopio DINOLITE.

4.1 Risultati delle misurazioni di distorsione e rugosità

Le misure di distorsione svolte su tutte le serie sono riportate in figura 4.1, a seguire la tabella 4.1 che contiene i relativi valori numerici:

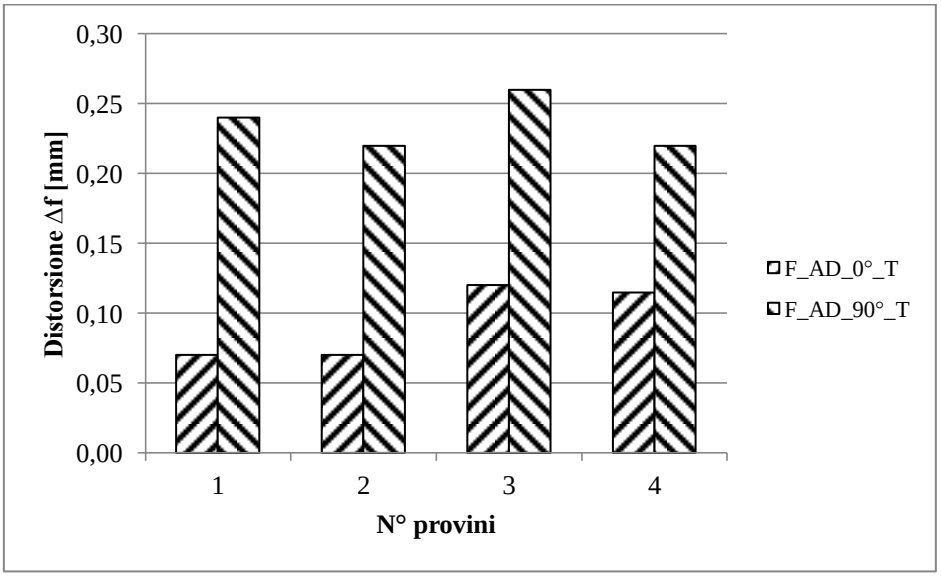


Figura 4.1: Valori di distorsione Δf (media di 5 misure) ricavati su tutti gli 8 provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante MLS (lotto B).

Tabella 4.1: Valori di distorsione (media di 7 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM con orientazione a 0° e 90°, e aventi subito trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**Δf** [mm]	**Nome provino**	**Δf** [mm]
F_AD_0°_T_1	0.07	F_AD_90°_T_1	0.24
F_AD_0°_T_2	0.07	F_AD_90°_T_2	0.22
F_AD_0°_T_3	0.12	F_AD_90°_T_3	0.26
F_AD_0°_T_4	0.12	F_AD_90°_T_4	0.22

Si può notare come i provini costruiti a 90° risultino avere distorsioni maggiori rispetto a quelli a 0° ed inoltre il loro valore è inferiore a 0.3 mm. Tale valore è stato scelto arbitrariamente come soglia (alla luce dei risultati di distorsione del lotto A, paragrafo 3.1) al di sotto del quale la distorsione dei provini è stata considerata

trascurabile, evitando perciò di applicare la procedura descritta nel medesimo paragrafo per la misurazione delle tensioni medie.

Le misure di rugosità svolte su tutte le serie sono riportate in figura 4.2, a seguire la tabella 4.2 che contiene i relativi valori numerici:

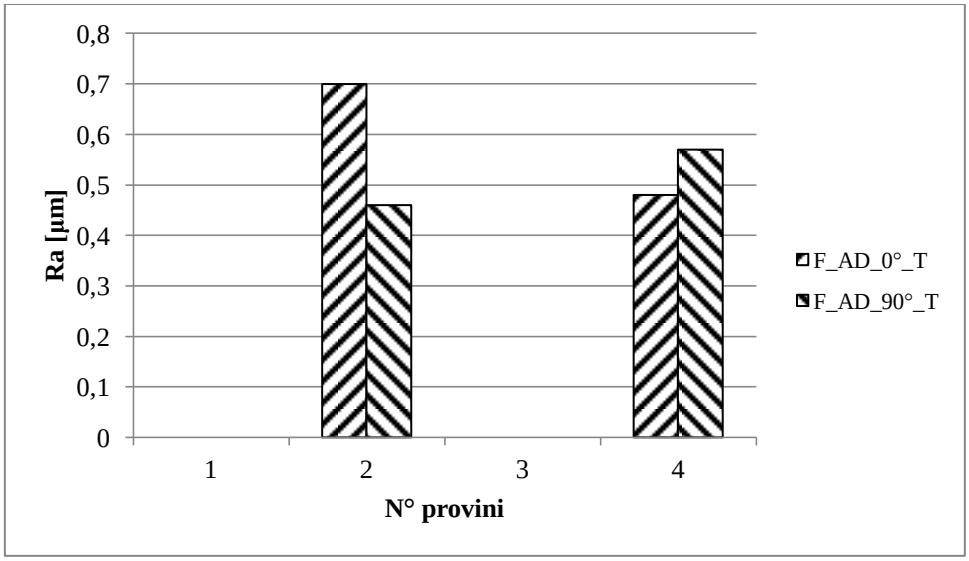


Figura 4.2: Valori di rugosità Ra misurati sul tratto utile del provino facendo la media tra i 5 valori misurati sulla generatrice all'intradosso e i 5 misurati all'estradosso.

Tabella 4.2: Valori di rugosità Ra (media di 5 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM con orientazione a 0° e 90°, aventi subito trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**Ra (media)** [µm]	**Nome provino**	**Ra (media)** [µm]
F_AD_0°_T_2	0.70	F_AD_90°_T_2	0.46
F_AD_0°_T_4	0.48	F_AD_90°_T_4	0.57

4.2 Risultati delle prove a fatica

I risultati delle prove di fatica assiale alternata (R = -1) in termini di ampiezza di tensione nominale σ_a sono riassunti in figura 4.3. I rispettivi valori numerici sono riportati nella tabella 4.3.

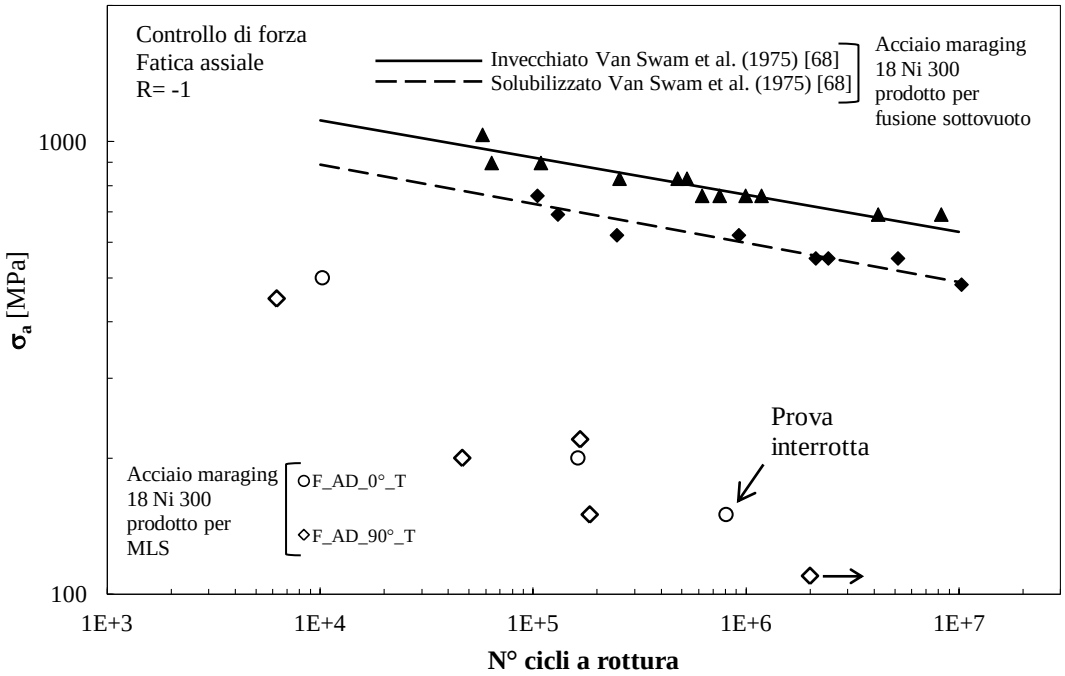


Figura 4.3: Curve di fatica assiale alternata (R= -1) in termini di ampiezza di tensione nominale, ottenute in controllo di forza su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati tramite MLS con orientazioni a 0° e 90°, allo stato invecchiato (T). In aggiunta il confronto con i test di fatica assiale ottenuti su acciaio maraging 300 prodotto per fusione sottovuoto [68].

Tabella 4.3: Valori delle prove di fatica ottenuti su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM con orientazione a 0° e 90°, aventi subito trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**R**	$\sigma_{a,nom}$ [MPa]	f_L [Hz]	**N° cicli a rottura**
F_AD_0°_T_1	-1	500	20	1.03E+04
F_AD_0°_T_2	-1	200	25	1.63E+05
F_AD_0°_T_3	-1	150	30	8.06E+05 (interrotto)
F_AD_90°_T_1	-1	450	20	6.25E+03
F_AD_90°_T_2	-1	200	20	4.64E+04
F_AD_90°_T_3	-1	110	25	RUN OUT
F_AD_90°_T_3_RETEST	-1	220	9	1.66E+05
F_AD_90°_T_4	-1	150	25	1.84E+05

Si può osservare che la serie con direzione di costruzione pari a 0° mostra un comportamento a fatica migliore rispetto alla serie a 90°. Oltre a ciò, nella figura 4.4 seguente, si evidenzia che la resistenza a fatica di tutte le serie MLS è più bassa di quella dell'acciaio maraging realizzato per fusione sottovuoto [68] in condizione solubilizzata e invecchiata (480 °C per 3ore).

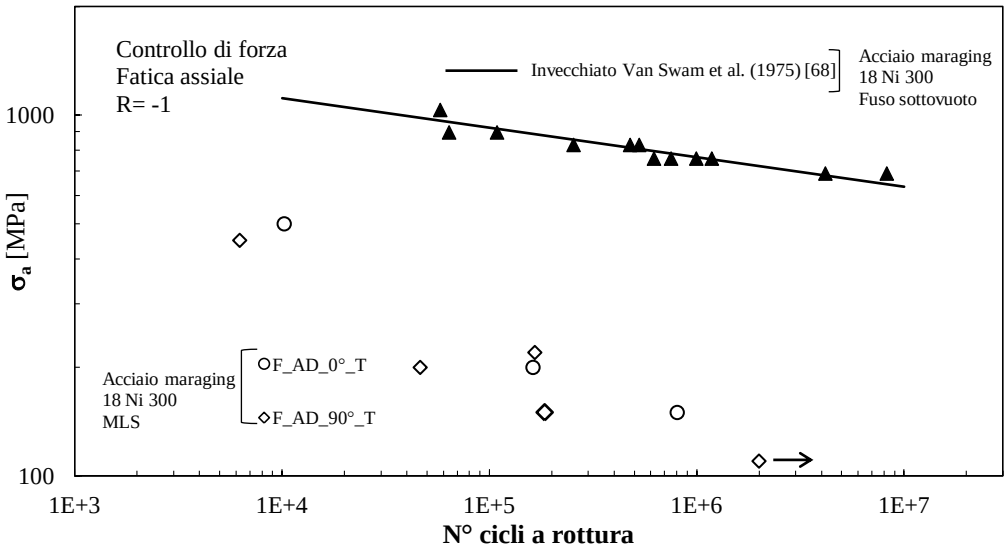


Figura 4.4: Confronto tra le curve di fatica assiale alternata (R= -1) delle serie a 0° e 90° trattate (T), realizzate tramite DMLS, con quelle ottenute su acciaio maraging 300 prodotto per fusione sottovuoto [68]. Curve ottenute in controllo di forza e rappresentate in termini di ampiezza di tensione.

In particolare, assumendo una resistenza a fatica a $5 \cdot 10^5$ cicli, in termini di l'ampiezza di tensione, la serie a 90° trattata ha una resistenza inferiore del 86% rispetto al maraging solubilizzato e invecchiato ottenuto tramite processi tradizionali e quella a 0° del 80%.

Tabella 4.4: Rapporto tra la resistenza a fatica valutata a $5 \cdot 10^5$ cicli su campioni di acciaio maraging ottenuti tramite processi tradizionali ($\sigma_{A,\ 50\%\ TM}$) e campioni ottenuti per MLS ($\sigma_{A,\ 50\%\ AD}$), in termini di ampiezza di tensione.

	$\boldsymbol{\sigma_{A,\ 50\%\ AD}}$ a $5 \cdot 10^5$ cicli [MPa]	$\boldsymbol{\sigma_{A,\ 50\%\ TM}}$ a $5 \cdot 10^5$ cicli [MPa]	$\left(1 - \frac{\sigma_{A,50\%\ AD}}{\sigma_{A,\ 50\%\ TM}}\right) \cdot 100$ [%]
F_AD_0°_T	159.7	808.9°	80.3
F_AD_90°_T	113.2		86

° Acciaio maraging solubilizzato e invecchiato da metallurgia tradizionale TM [68]

Una spiegazione di ciò è probabilmente legata al numero ed alla grandezza di difetti quali ad esempio porosità, formatisi a causa dei parametri di processo utilizzati nella realizzazione dei provini, in particolare in merito ad una potenza del laser insufficiente. Infatti la potenza utilizzata è stata di 190 W (tabella 2.6) con una potenza massima consentita dalla macchina FS121M di 200 W [73]. Però nella scheda tecnica fornita del costruttore di tale macchina non compare come processabile l'acciaio maraging, che invece è presente nella scheda tecnica relativa alla FARSOON FS271M che possiede una potenza massima del laser di 500 W [74]. Di conseguenza è ragionevole pensare che avendo utilizzato una macchina con potenza inferiore a metà di quella consigliata per fondere l'acciaio maraging si sia prodotto il risultato in mostrato nelle immagini precedenti.
Per evidenziare quanto detto si è proceduto con l'osservazioni delle superfici di frattura dei campioni con il microscopio DINOLITE.

4.3 Analisi del danneggiamento

Le indagini delle superfici di frattura dei campioni rotti a fatica hanno evidenziato una presenza di difetti sensibile nei campioni orientati a 90° rispetto a quelli a 0° (figura 4.5 e 4.6) che conferma quanto detto precedentemente.

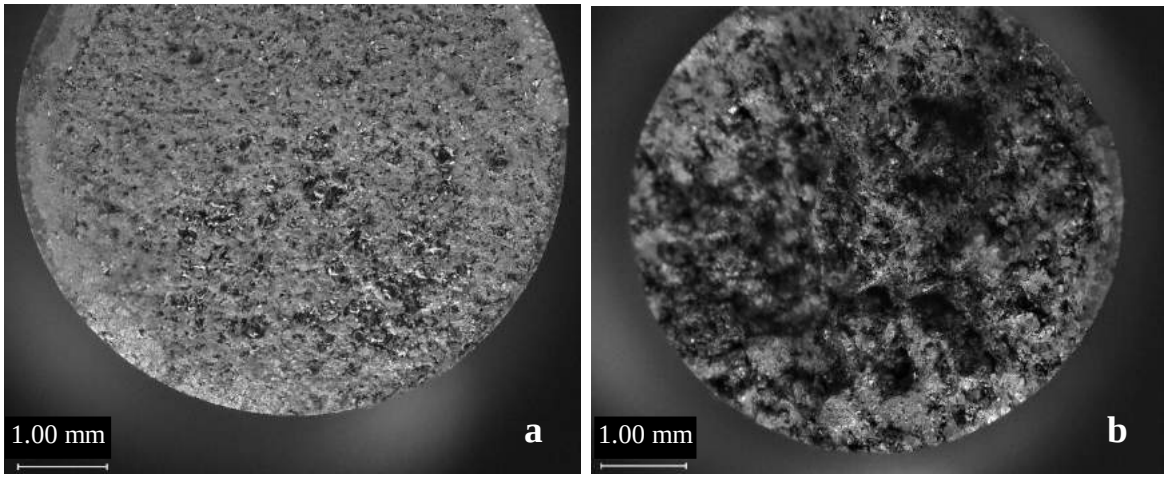


Figura 4.5: Superfici di frattura di provini di acciaio maraging realizzati mediante MLS a confronto. Campioni rotti a fatica con ampiezza di tensione applicata prossima, nello specifico 500 MPa per F_AD_0°_T_1 (a) e 450 MPa per F_AD_90°_T_1 (b) ma con cicli a rottura di diverso ordine di grandezza e pari rispettivamente a 1.03E+04 (a) e a 6.25E+03 cicli (b). Immagini con ingrandimento a 50x scattate con il microscopio DINOLITE.

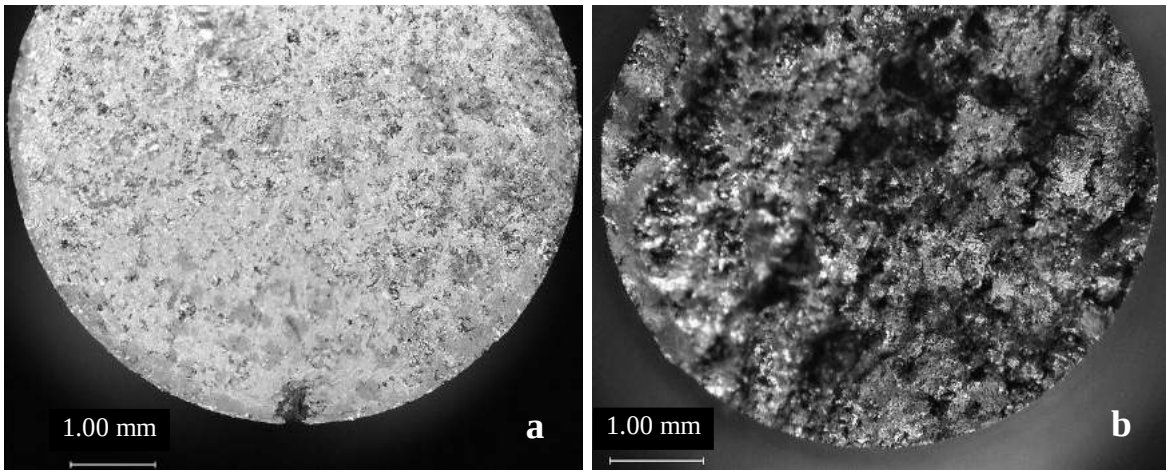


Figura 4.6: Superfici di frattura di provini di acciaio maraging realizzati mediante MLS a confronto. Campioni rotti a fatica a parità di carico applicato (200MPa), ma con cicli a rottura pari a 1.63E+05 per il campione F_AD_0°_T_2 (a) contro i 4.64E+04 del F_AD_90°_T_2 (b); immagini con ingrandimento a 50x scattate con il microscopio DINOLITE.

CAPITOLO 5

RISULTATI PROVE STATICHE E A FATICA PROVINI ACCIAIO MARAGING SLM 18 NI 300 SISMA

LOTTO C

Il capitolo 3 riporta i risultati sperimentali relativi alle prove statiche e a fatica inerenti al lotto di provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per SLM, denominato lotto C. Inoltre sono illustrate le misure di distorsione, di rugosità e le osservazioni svolte sulle superfici di frattura mediante il SEM e il microscopio DINOLITE oltre a quelle con il microscopio ottico per le indagini metallografiche.

5.1 Risultati delle misurazioni di distorsione e rugosità

Le misure di distorsione svolte su tutte le serie sono riportate in figura 5.1.

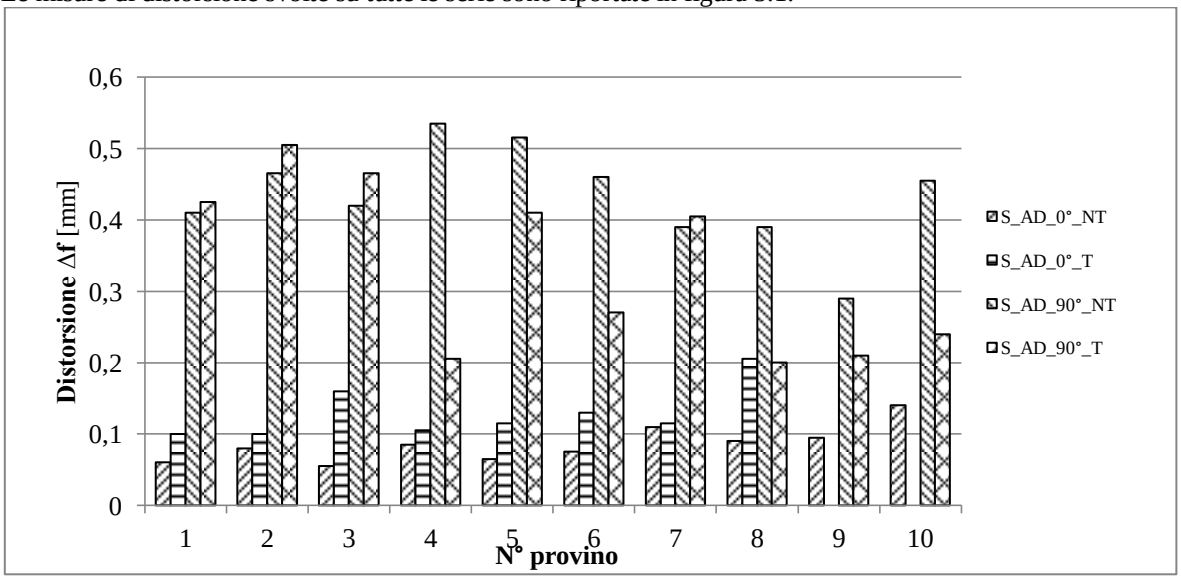


Figura 5.1: Valori di distorsione Δf (media di 7 misure) ricavati sui 38 provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati con SLM dall'azienda SISMA (lotto C).

Tabella 5.1: Valori di distorsione (media di 7 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 0° con e senza trattamento termico successivo.

Nome provino	**Δf** [mm]	**Nome provino**	**Δf** [mm]	**Nome provino**	**Δf** [mm]	**Nome provino**	**Δf** [mm]
S_AD_0°_NT_1	0,6	S_AD_0°_T_1	0.1	S_AD_90°_NT_1	0.41	S_AD_90°_T_1	0.44
S_AD_0°_NT_2	0.08	S_AD_0°_T_2	0.1	S_AD_90°_NT_2	0.47	S_AD_90°_T_2	0.51
S_AD_0°_NT_3	0.06	S_AD_0°_T_3	0.16	S_AD_90°_NT_3	0.42	S_AD_90°_T_3	0.47
S_AD_0°_NT_4	0.09	S_AD_0°_T_4	0.11	S_AD_90°_NT_4	0.54	S_AD_90°_T_4	0.21
S_AD_0°_NT_5	0.07	S_AD_0°_T_5	0.12	S_AD_90°_NT_5	0.52	S_AD_90°_T_5	0.41
S_AD_0°_NT_6	0.08	S_AD_0°_T_6	0.13	S_AD_90°_NT_6	0.46	S_AD_90°_T_6	0.27
S_AD_0°_NT_7	0.11	S_AD_0°_T_7	0.12	S_AD_90°_NT_7	0.39	S_AD_90°_T_7	0.41
S_AD_0°_NT_8	0.09	S_AD_0°_T_8	0.21	S_AD_90°_NT_8	0.39	S_AD_90°_T_8	0.2
S_AD_0°_NT_9	0.10	\	\	S_AD_90°_NT_9	0.29	S_AD_90°_T_9	0.21
S_AD_0°_NT_10	0.14	\	\	S_AD_90°_NT_10	0.46	S_AD_90°_T_10	0.24

Si può osservare che i provini costruiti a 90° risultano avere in generale distorsioni maggiori (indipendentemente dal tipo di trattamento) rispetto a quelli a 0°, una spiegazione plausibile è dovuta alla ridotta entità delle tensioni residue presenti nei campioni a 0°.
Inoltre si può notare che, ad eccezione delle serie a 0° (sia trattate che non trattate), aventi distorsioni inferiori al valore soglia di 0.3 mm (paragrafo 4.1), le distorsioni delle serie a 90° risultano mediamente maggiori del 30% rispetto a tale valore. Però risultano anche inferiori a metà di quelle presentate nel paragrafo 3.1 per il lotto A, dunque non è stata adottata la procedura descritta nel medesimo paragrafo ma si è deciso di tornire i tratti lordi dei provini per eliminare il loro disallineamento, che è un effetto della distorsione indotta dalle tensioni residue a seguito della separazione dalla piattaforma di costruzione. Così facendo si è impedito che l'afferraggio del provino provocasse la flessione secondaria suddetta, annullando di fatto qualunque tensione media agente durante le prove di fatica.
Dopo la tornitura si è potuto procedere con la lucidatura (vedi sottoparagrafo 2.2.5) e con la misurazione della distorsione dei provini rimanente (Δf) (figura 5.2) ripetendo le misurazioni 7 volte (figura 5.3). Tale distorsione geometrica (Δf) permane al centro del provino, in quanto la tornitura consente di porre rimedio solamente alla distorsione dei tratti lordi.

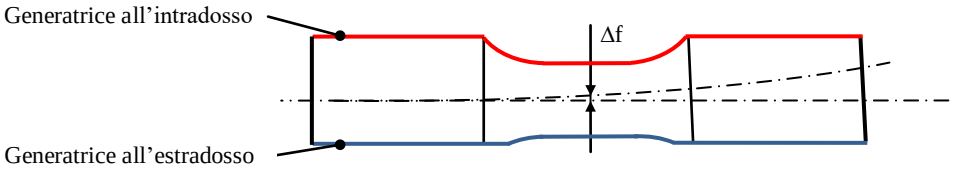


Figura 5.2: Campione tornito (lotto C). In evidenza l'allineamento tra i tratti lordi del provino a seguito della tornitura.



Figura 5.3: Procedura di misurazione della distorsione Δf dei provini del lotto C mediante un comparatore digitale.

Le misure di distorsione svolte secondo il metodo illustrato nelle figure 5.2 e 5.3 sono riportate nella figura seguente.

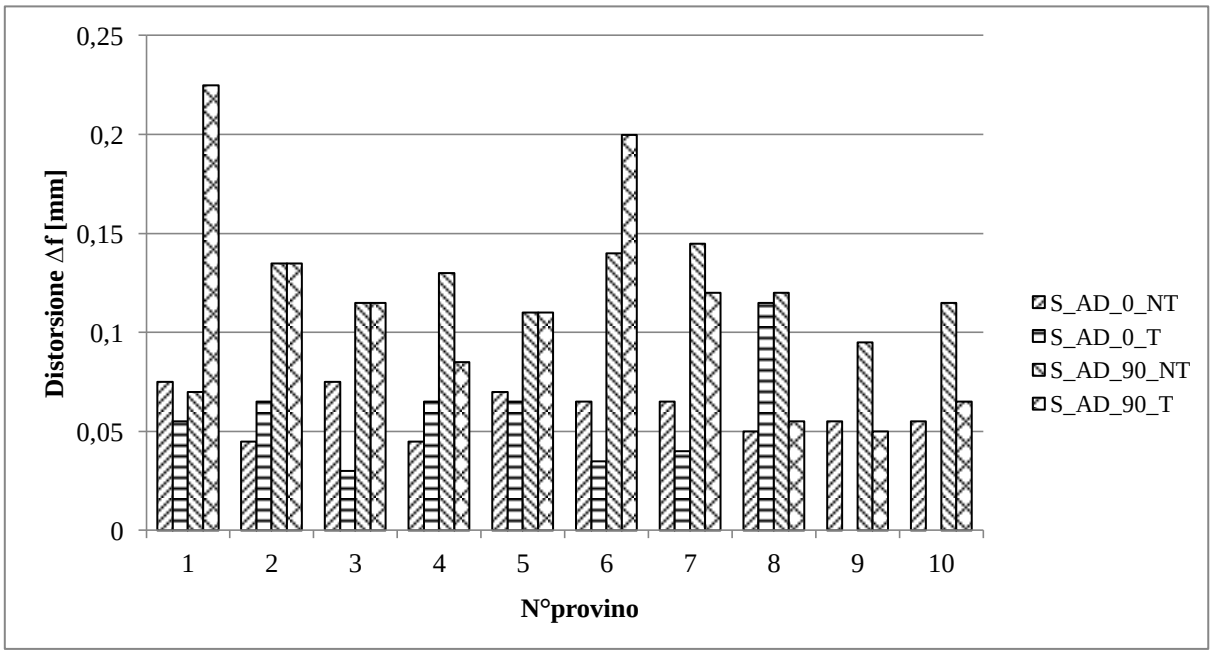


Figura 5.4: Valori di distorsione Δf (media di 7 misure) ricavati sui 38 provini di acciaio maraging 18 Ni 300, torniti sui tratti lordi, realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA (lotto C).

Seguono le tabelle 5.2 e 5.3 che contengono i valori numerici relativi alle misure di distorsione di figura 5.4.

Tabella 5.2: Valori di distorsione (media di 7 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300, torniti sui tratti lordi, realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 0° con e senza trattamento termico successivo.

Nome provino	**Δf** [mm]	**Deviazione standard** [mm]	**Nome provino**	**Δf** [mm]	**Deviazione standard** [mm]
S_AD_0°_NT_1	0.08	0.05	S_AD_0°_T_1	0.06	0.06
S_AD_0°_NT_2	0.05	0.05	S_AD_0°_T_2	0.07	0.04
S_AD_0°_NT_3	0.08	0.04	S_AD_0°_T_3	0.03	0.03
S_AD_0°_NT_4	0.05	0.02	S_AD_0°_T_4	0.07	0.04
S_AD_0°_NT_5	0.07	0.04	S_AD_0°_T_5	0.07	0.01
S_AD_0°_NT_6	0.07	0.02	S_AD_0°_T_6	0.04	0.04
S_AD_0°_NT_7	0.07	0.03	S_AD_0°_T_7	0.04	0.04
S_AD_0°_NT_8	0.05	0.03	S_AD_0°_T_8	0.12	0.03
S_AD_0°_NT_9	0.06	0.02	\	\	\
S_AD_0°_NT_10	0.06	0.02	\	\	\

Tabella 5.3: Valori di distorsione (media di 7 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300, torniti sui tratti lordi, realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 90° con e senza trattamento termico successivo.

Nome provino	**Δf** [mm]	**Deviazione standard** [mm]	**Nome provino**	**Δf** [mm]	**Deviazione standard** [mm]
S_AD_90°_NT_1	0.07	0.01	S_AD_90°_T_1	0.23	0.07
S_AD_90°_NT_2	0.14	0.02	S_AD_90°_T_2	0.14	0.05
S_AD_90°_NT_3	0.12	0.07	S_AD_90°_T_3	0.12	0.05
S_AD_90°_NT_4	0.13	0.07	S_AD_90°_T_4	0.09	0.03
S_AD_90°_NT_5	0.11	0.03	S_AD_90°_T_5	0.11	0.07
S_AD_90°_NT_6	0.14	0.07	S_AD_90°_T_6	0.20	0.07
S_AD_90°_NT_7	0.15	0.06	S_AD_90°_T_7	0.12	0.07
S_AD_90°_NT_8	0.12	0.07	S_AD_90°_T_8	0.06	0.04
S_AD_90°_NT_9	0.10	0.07	S_AD_90°_T_9	0.05	0.02
S_AD_90°_NT_10	0.12	0.06	S_AD_90°_T_10	0.07	0.02

Le misure di rugosità svolte su tutte le serie all'intradosso, all'estradosso e la loro media con le relative deviazioni standard sono riportate nelle figure 5.5-5.7, seguite dalle tabelle da 5.4 a 5.7 che contengono i relativi valori numerici.

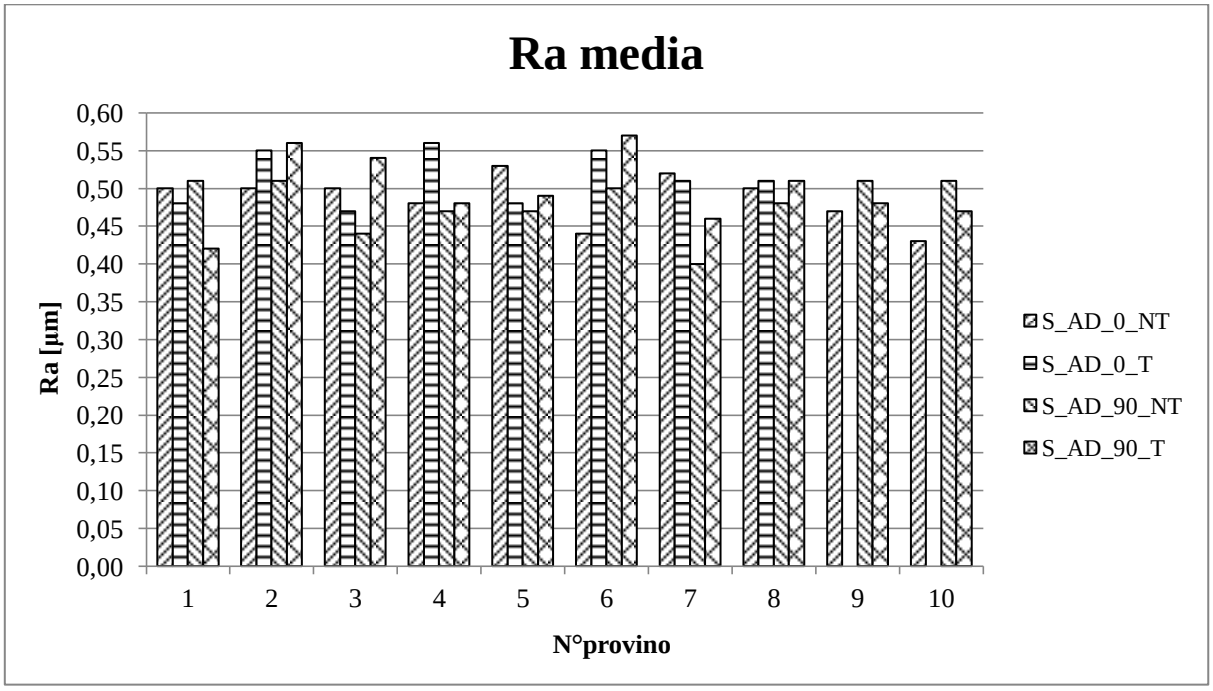


Figura 5.5: Valori di rugosità Ra misurati sul tratto utile del provino facendo la media tra i 5 valori misurati sulla generatrice all'intradosso e i 5 misurati all'estradosso.

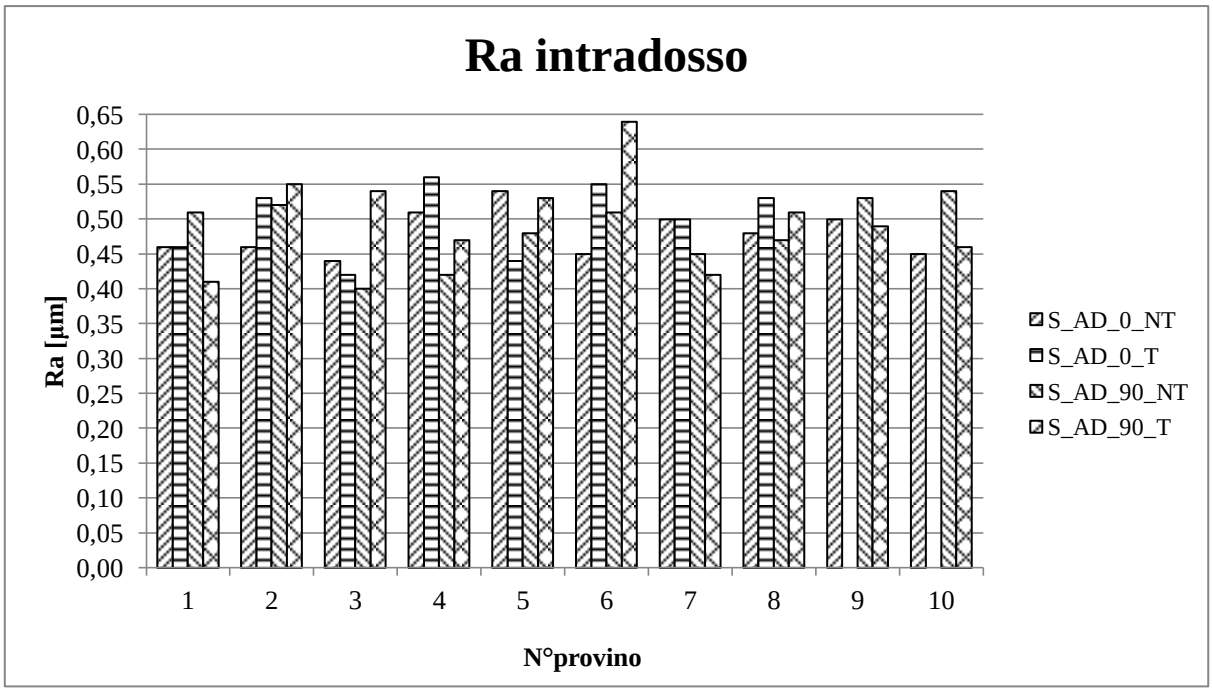


Figura 5.6: Valori di rugosità Ra misurati sul tratto utile del provino facendo la media tra i 5 valori misurati sulla generatrice all'intradosso.

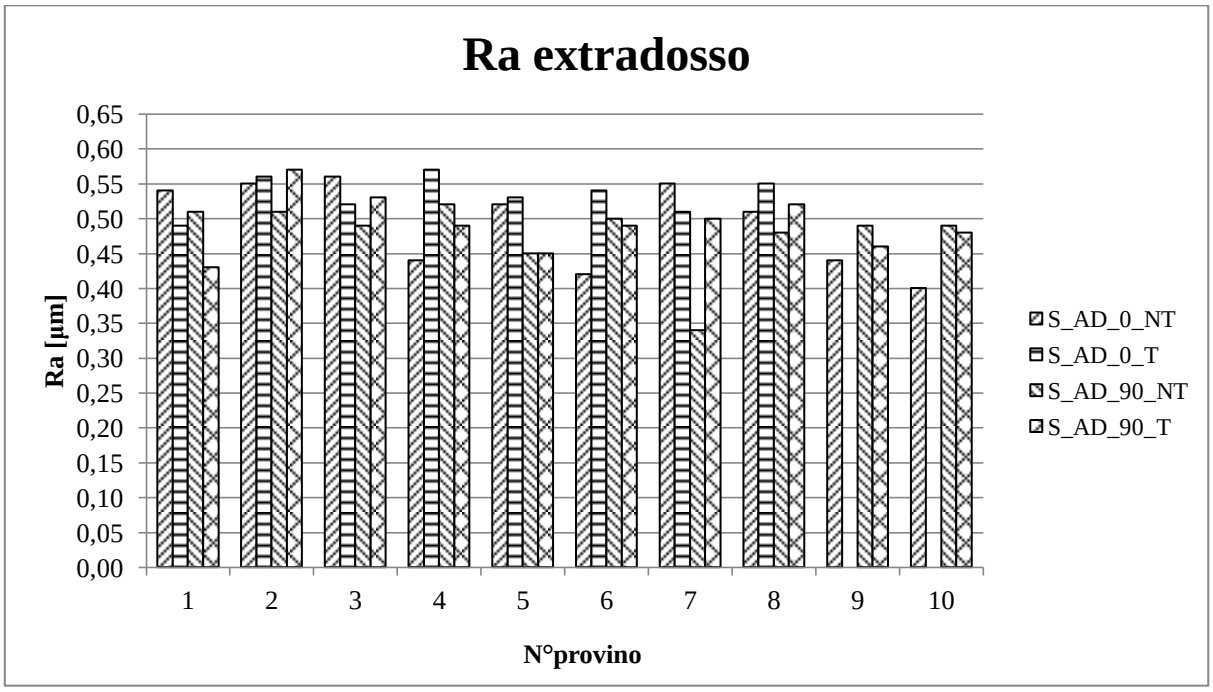


Figura 5.7: Valori di rugosità Ra misurati sul tratto utile del provino facendo la media tra i 5 valori misurati sulla generatrice all'estradosso.

Tabella 5.4: Valori di rugosità Ra (media di 5 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 0° senza alcun trattamento termico successivo.

Nome provino	**Ra (intradosso)** [μm]	**Ra (estradosso)** [μm]	**Ra (media)** [μm]
S_AD_0°_NT_1	0.46	0.54	0.50
S_AD_0°_NT_2	0.46	0.55	0.50
S_AD_0°_NT_3	0.44	0.56	0.50
S_AD_0°_NT_4	0.51	0.44	0.48
S_AD_0°_NT_5	0.54	0.52	0.53
S_AD_0°_NT_6	0.45	0.42	0.44
S_AD_0°_NT_7	0.50	0.55	0.52
S_AD_0°_NT_8	0.48	0.51	0.52
S_AD_0°_NT_9	0.50	0.44	0.47
S_AD_0°_NT_10	0.45	0.40	0.43

Tabella 5.5: Valori di rugosità Ra (media di 5 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 0° e aventi subito trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**Ra (intradosso)** [μm]	**Ra (estradosso)** [μm]	**Ra (media)** [μm]
S_AD_0°_T_1	0.46	0.49	0.48
S_AD_0°_T_2	0.53	0.56	0.55
S_AD_0°_T_3	0.42	0.52	0.47
S_AD_0°_T_4	0.56	0.57	0.56
S_AD_0°_T_5	0.44	0.53	0.48
S_AD_0°_T_6	0.55	0.54	0.55
S_AD_0°_T_7	0.50	0.51	0.51
S_AD_0°_T_8	0.53	0.55	0.51

Tabella 5.6: Valori di rugosità Ra (media di 5 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 90° senza alcun trattamento termico successivo.

Nome provino	**Ra (intradosso)** [μm]	**Ra (estradosso)** [μm]	**Ra (media)** [μm]
S_AD_90°_NT_1	0.51	0.51	0.51
S_AD_90°_NT_2	0.52	0.51	0.51
S_AD_90°_NT_3	0.40	0.49	0.44
S_AD_90°_NT_4	0.42	0.52	0.47
S_AD_90°_NT_5	0.48	0.45	0.47
S_AD_90°_NT_6	0.51	0.50	0.50
S_AD_90°_NT_7	0.45	0.34	0.40
S_AD_90°_NT_8	0.47	0.48	0.48
S_AD_90°_NT_9	0.53	0.49	0.51
S_AD_90°_NT_10	0.54	0.49	0.51

Tabella 5.7: Valori di rugosità Ra (media di 5 misure) rilevati su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 90° e aventi subito trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**Ra (intradosso)** [μm]	**Ra (estradosso)** [μm]	**Ra (media)** [μm]
S_AD_90°_T_1	0.41	0.43	0.42
S_AD_90°_T_2	0.55	0.57	0.56
S_AD_90°_T_3	0.54	0.53	0.54
S_AD_90°_T_4	0.47	0.49	0.48
S_AD_90°_T_5	0.53	0.45	0.49
S_AD_90°_T_6	0.53	0.49	0.57
S_AD_90°_T_7	0.42	0.50	0.46
S_AD_90°_T_8	0.51	0.52	0.51
S_AD_90°_T_9	0.49	0.46	0.48
S_AD_90°_T_10	0.41	0.48	0.47

5.2 Risultati delle prove a fatica

I risultati delle prove di fatica assiale alternata (R = -1) in termini di ampiezza di tensione nominale σ_a sono riassunti in figura 5.8.

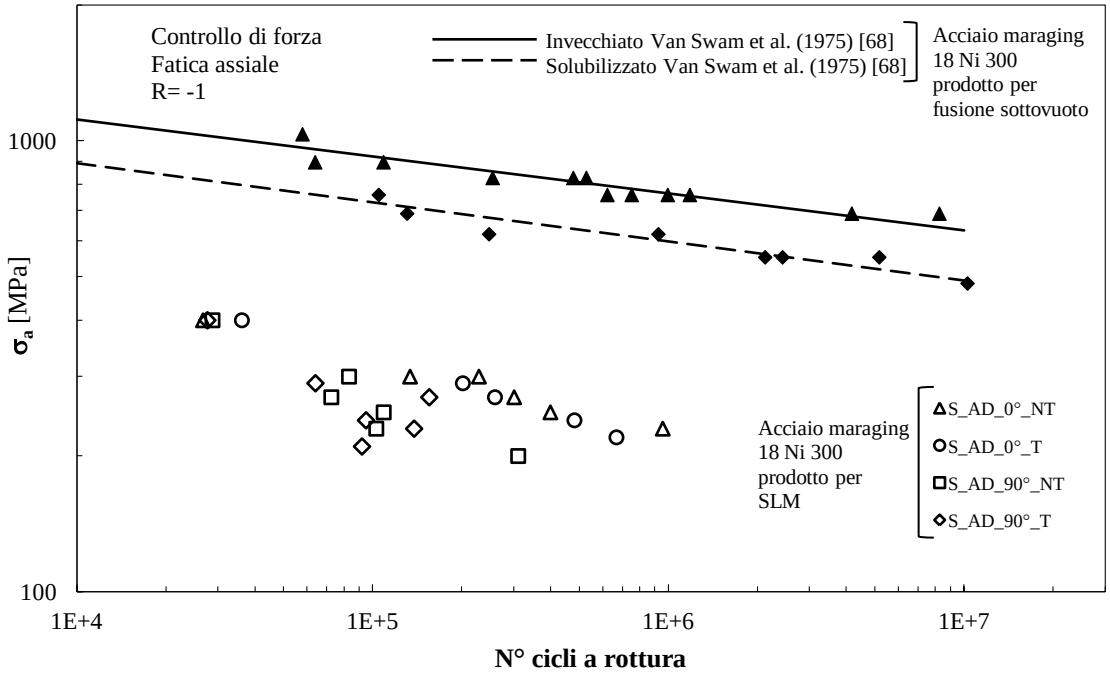


Figura 5.8: Curve di fatica assiale alternata (R = -1) in termini di ampiezza di tensione nominale, ottenute in controllo di forza su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati tramite SLM dalla ditta SISMA con orientazioni a 0° e 90°, circa la metà allo stato invecchiato (T) e la restante metà lasciata come prodotta (NT). In aggiunta il confronto con i test di fatica assiale ottenuti su acciaio maraging 300 prodotto per fusione sottovuoto [68].

Osservando la figura 5.8 si nota una resistenza a fatica di tutte le serie SLM inferiore rispetto a quella dell'acciaio maraging realizzato per fusione sottovuoto [68] sia solubilizzato (820 °C per 1 ora) sia in condizione solubilizzata e invecchiata (480 °C per 3ore). Una motivazione proveniente dalla letteratura, riguarda la presenza di difetti concentrati sulla superficie o al di sotto di essa, che costituiscono dei punti privilegiati per l'innesco di

cricca [3,21,33]. In merito a ciò, trattamenti meccanici quali la tornitura risultano utili ad incrementare la vita a fatica dei componenti [19,37] perché consentono di asportare proprio questi difetti.

Alla luce di queste osservazioni si è proceduto con il tornire 2 provini per ciascuna delle serie non trattate anche sul tratto utile, riducendone il diametro di 1 mm rispetto alle dimensioni nominali (figura 2.10).

La figura 5.9 seguente riporta i risultati delle prove di fatica assiale alternata (R = -1) in termini di ampiezza di tensione nominale σ_a, considerando anche i risultati inerenti ai provini torniti sul tratto utile (tratteggiati).

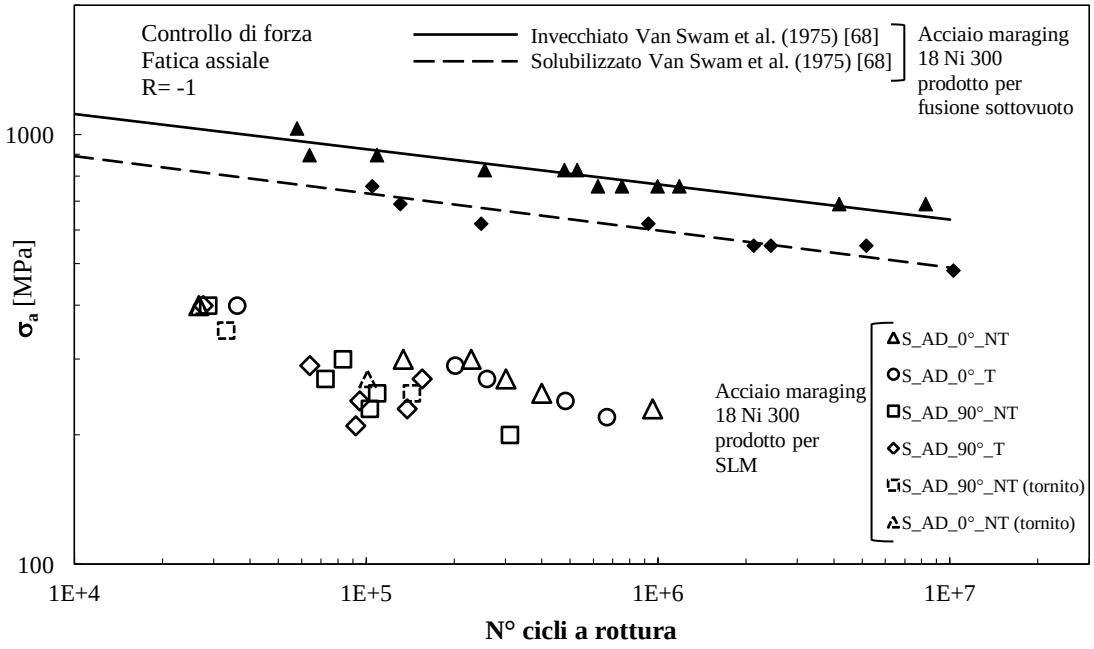


Figura 5.9: Curve di fatica assiale alternata (R = -1) in termini di ampiezza di tensione nominale, ottenute in controllo di forza su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati tramite SLM dalla ditta SISMA con orientazioni a 0° e 90°, circa metà allo stato invecchiato (T) e la restante metà lasciata come prodotta (NT). In aggiunta il confronto con i test di fatica assiale ottenuti su acciaio maraging 300 prodotto per fusione sottovuoto [68]. Risultati tratteggiati inerenti ai provini torniti sul tratto utile.

A seguire le tabelle 5.8-5.11 con i valori sperimentali delle prove a fatica (rappresentate nelle figure 5.8 e 5.9). Accanto al nome del provino sono indicati i campioni torniti sul tratto utile.

Tabella 5.8: Valori delle prove di fatica ottenuti su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 0° senza alcun trattamento termico successivo.

Nome provino	**R**	$\sigma_{a,nom}$ [MPa]	**f_L [Hz]**	**N° cicli a rottura**
S_AD_0°_NT_1	-1	400	27	2.67E+04
S_AD_0°_NT_2	-1	300	16	1.34E+05
S_AD_0°_NT_3	-1	300	25	2.29E+05
S_AD_0°_NT_4	-1	270	30	3.01E+05
S_AD_0°_NT_5	-1	250	32	4.00E+05
S_AD_0°_NT_6	-1	230	30	9.59E+05
S_AD_0°_NT_7 (Tornito)	-1	400	15	2.68E+04
S_AD_0°_NT_8 (Tornito)	-1	270	15	1.01E+05

Tabella 5.9: Valori delle prove di fatica ottenuti su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 0° e aventi subito trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**R**	$\sigma_{a,nom}$ [MPa]	**f_L [Hz]**	**N° cicli a rottura**
S_AD_0°_T_1	-1	400	25	3.62E+04
S_AD_0°_T_2	-1	290	27	2.02E+05
S_AD_0°_T_3	-1	270	30	2.60E+05
S_AD_0°_T_4	-1	240	30	4.82E+05
S_AD_0°_T_5	-1	220	32	6.69E+05

Tabella 5.10: Valori delle prove di fatica ottenuti su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 90° senza alcun trattamento termico successivo.

Nome provino	**R**	$\sigma_{a,nom}$ [MPa]	**f_L [Hz]**	**N° cicli a rottura**
S_AD_90°_NT_1	-1	400	28	2.88E+04
S_AD_90°_NT_2	-1	300	25	8.33E+04
S_AD_90°_NT_3	-1	270	28	7.26E+04
S_AD_90°_NT_4	-1	250	35	1.09E+05
S_AD_90°_NT_5	-1	230	30	1.03E+05
S_AD_90°_NT_6	-1	200	30	3.11E+05
S_AD_90°_NT_7 (Tornito)	-1	350	30	3.31E+04
S_AD_90°_NT_8 (Tornito)	-1	250	15	1.44E+05

Tabella 5.11: Valori delle prove di fatica ottenuti su provini di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati mediante SLM dall'azienda SISMA con orientazione a 90° e aventi subito trattamento termico di invecchiamento.

Nome provino	**R**	$\sigma_{a,nom}$ [MPa]	**f_L [Hz]**	**N° cicli a rottura**
S_AD_90°_T_1	-1	400	25	2.77E+04
S_AD_90°_T_2	-1	290	28	6.41E+04
S_AD_90°_T_3	-1	270	29	1.56E+05
S_AD_90°_T_4	-1	240	30	9.51E+04
S_AD_90°_T_5	-1	230	30	1.38E+05
S_AD_90°_T_6	-1	210	30	9.22E+04

Si può notare che non vi è alcuna differenza sostanziale in termini di comportamento a fatica tra i provini torniti sul tratto utile e i rimanenti. La spiegazione di questo è che la rimozione dei difetti sub-superficiali avvenuta tramite tornitura, abbia portato in superficie i difetti che precedentemente erano situati all'interno del componente ripristinando la situazione iniziale (come accennato nel paragrafo 1.7.5).

Nelle figure 5.10 e 5.11 che seguono, si evidenzia il confronto tra la resistenza a fatica di tutte le serie SLM rispetto a quella dell'acciaio maraging realizzato per fusione sottovuoto [68] sia solubilizzato (820 °C per 1 ora) sia in condizione solubilizzata e invecchiata (480 °C per 3ore).

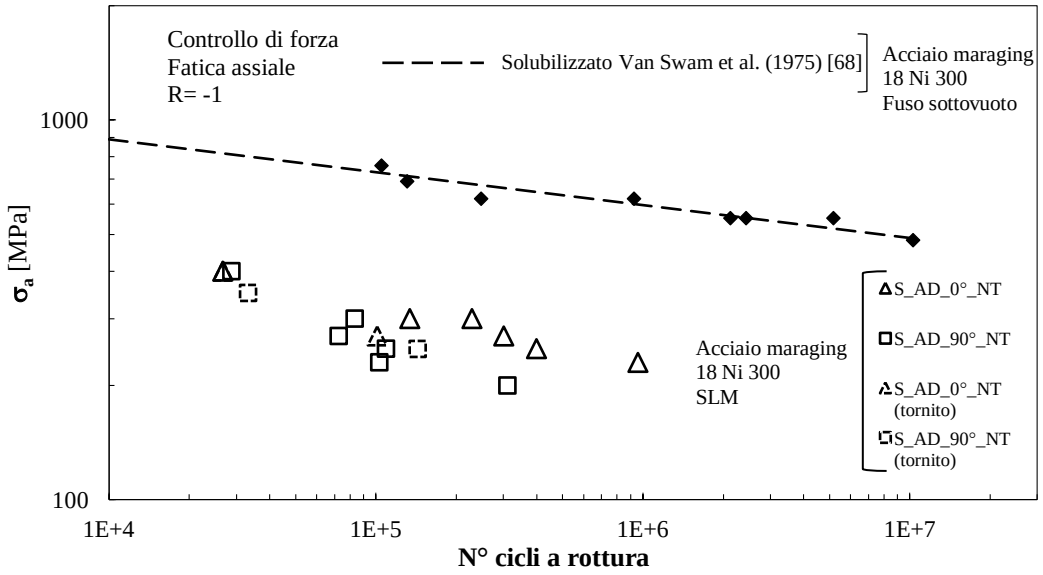


Figura 5.10: Confronto tra le curve di fatica assiale alternata (R= -1) delle serie a 0° e 90° non trattate (NT), realizzate tramite DMLS, con quelle ottenute su acciaio maraging 300 prodotto per fusione sottovuoto [68]. Curve ottenute in controllo di forza e rappresentate in termini di ampiezza di tensione. Risultati tratteggiati riferiti ai campioni torniti anche sul tratto utile.

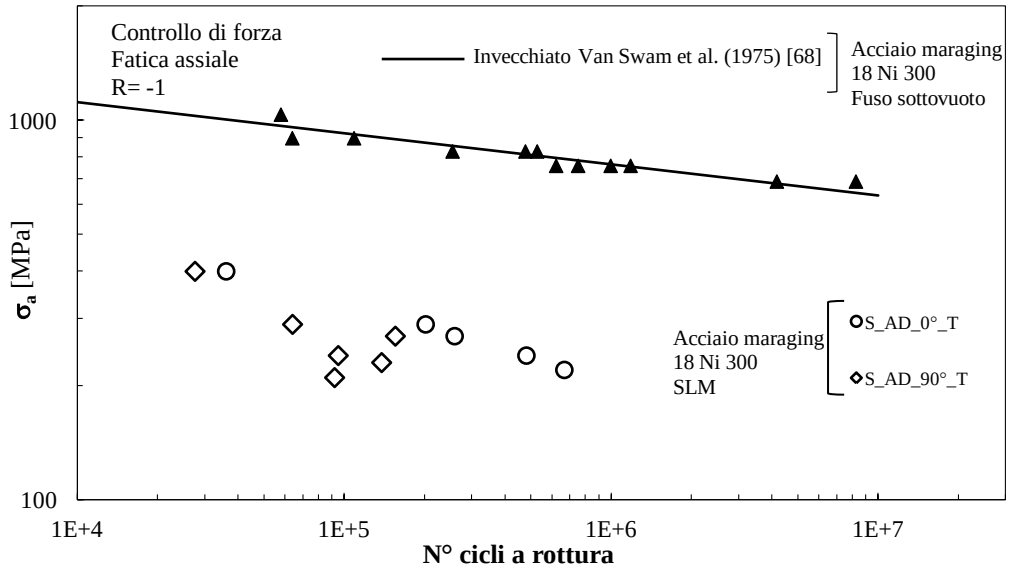


Figura 5.11: Confronto tra le curve di fatica assiale alternata (R= -1) delle serie a 0° e 90° trattate (T), realizzate tramite DMLS, con quelle ottenute su acciaio maraging 300 prodotto per fusione sottovuoto [68]. Curve ottenute in controllo di forza e rappresentate in termini di ampiezza di tensione.

In particolare, assumendo una resistenza a fatica a $5 \cdot 10^5$ cicli, in termini di ampiezza di tensione, la serie a 90° trattata ha una resistenza inferiore del 85% rispetto al maraging solubilizzato e invecchiato ottenuto tramite processi tradizionali e quella a 0° del 71%. La serie a 90° non trattata riporta una resistenza inferiore del 75% e quella a 0° del 62% rispetto al maraging prodotto per fusione sottovuoto solubilizzato. Segue una tabella riassuntiva delle suddette differenze.

Tabella 5.12: Rapporto tra la resistenza a fatica valutata a $5 \cdot 10^5$ cicli su campioni di acciaio maraging ottenuti tramite processi tradizionali ($\sigma_{A,\ 50\%\,TM}$) e campioni ottenuti per SLM ($\sigma_{A,\ 50\%\,AD}$), in termini di ampiezza di tensione.

	$\boldsymbol{\sigma_{A,\ 50\%\,AD}}$ a $5 \cdot 10^5$ cicli [MPa]	$\boldsymbol{\sigma_{A,\ 50\%\,TM}}$ a $5 \cdot 10^5$ cicli [MPa]	$\left(1 - \frac{\sigma_{A,50\%\,AD}}{\sigma_{A,\ 50\%\,TM}}\right) \cdot 100$ [%]
S_AD_0°_NT	241.5	634.8*	62
S_AD_90°_NT	159		75
S_AD_0°_T	236.8	808.9°	70.7
S_AD_90°_T	118.1		85.4

* Acciaio maraging solubilizzato da metallurgia tradizionale TM [68]
° Acciaio maraging solubilizzato e invecchiato da metallurgia tradizionale TM [68]

Questa differenza tra i processi tradizionali e i campioni realizzati per additive manufacturing è stata successivamente indagata mediante osservazioni delle superfici di frattura dei campioni al SEM e con il microscopio DINOLITE proprio per verificare se i difetti suddetti risultino essere la causa scatenante della rottura.

5.3 Analisi del danneggiamento

A seguito delle prove a fatica presentate in figura 5.8, sono state osservate al SEM le superfici di frattura dei provini e si è notata la presenza, nella quasi la totalità dei campioni, di porosità concentrate entro 150-300 μm a partire dalla superficie esterna dei provini. Molteplici esempi sono presentati nelle figure 5.12a, 5.12b, 5.12c.

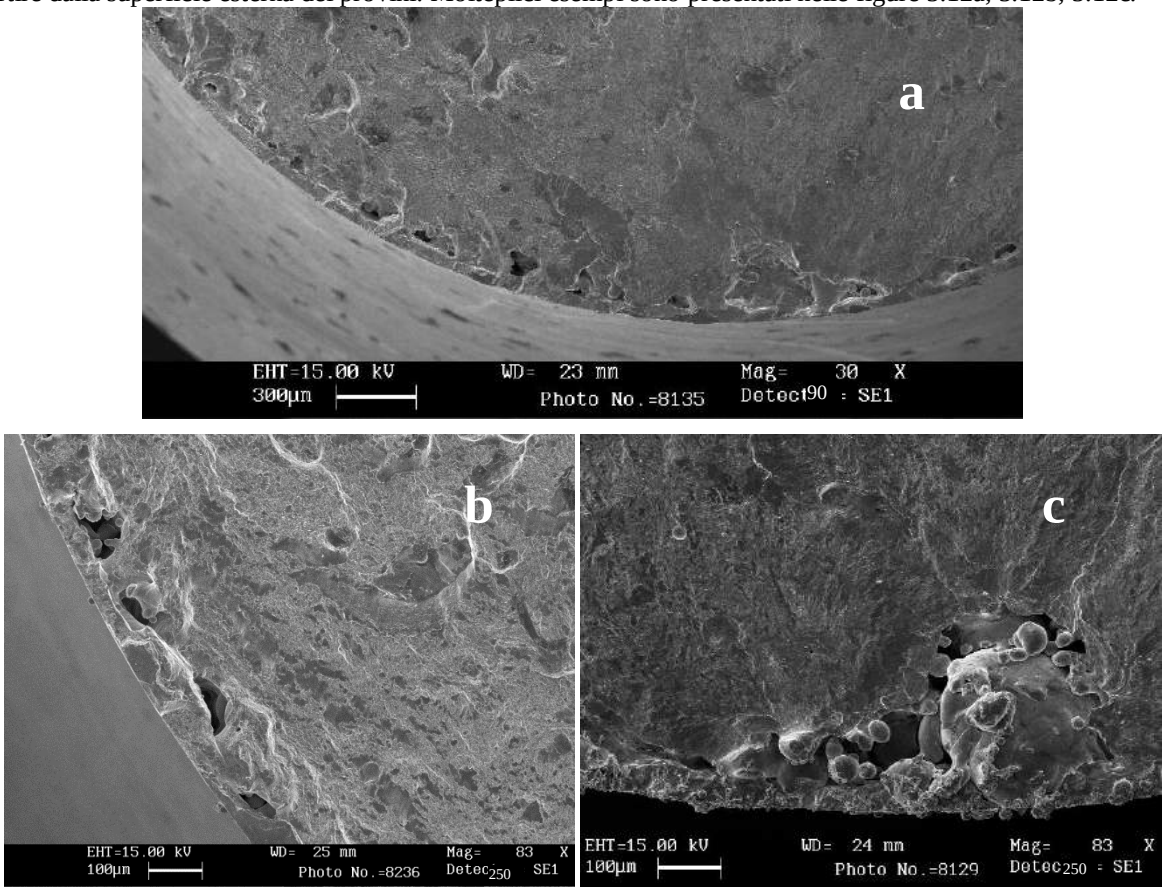


Figura 5.12: Porosità concentrate entro 150-300 μm al di sotto della superficie esterna dei campioni di acciaio maraging realizzati per SLM dall'azienda SISMA. Campione S_AD_0°_T_3 (a e c) e S_AD_0°_T_5 (b) rotti a fatica rispettivamente a 2.60E+05 e 6.69E+05 cicli ad un'ampiezza di tensione di 270MPa (a e c) e 220 MPa (b), immagini scattate al SEM con ingrandimento 90x (a) e 250x (b e c).

La motivazione di questa distribuzione dei difetti è legata alla strategia di scansione del laser che prevede la rifusione dello strato esterno del layer, una volta completato, allo scopo di ridurne la rugosità (evitando o riducendo trattamenti superficiali successivi nell'ottica della produzione net-shape). Questo perché fonde le particelle di polvere del layer che circondano il componente durante la sua realizzazione (non sottoposte all'azione di fusione del laser), le quali aderiscono alla superficie dello stesso per l'elevata temperatura presente [58] (figura 1.28). La rifusione però, durante il raffreddamento, può formare pori lungo il confine tra la superficie esterna e l'interno del campione a causa della discontinuità della pozza fusa [44].

A conferma di ciò nelle immagini SEM scattate sulle superfici di frattura, sono stati osservati difetti superficiali che hanno costituito dei punti privilegiati per l'innesco di cricca (figura 5.13b e 5.13d) portando alla rottura dei campioni.

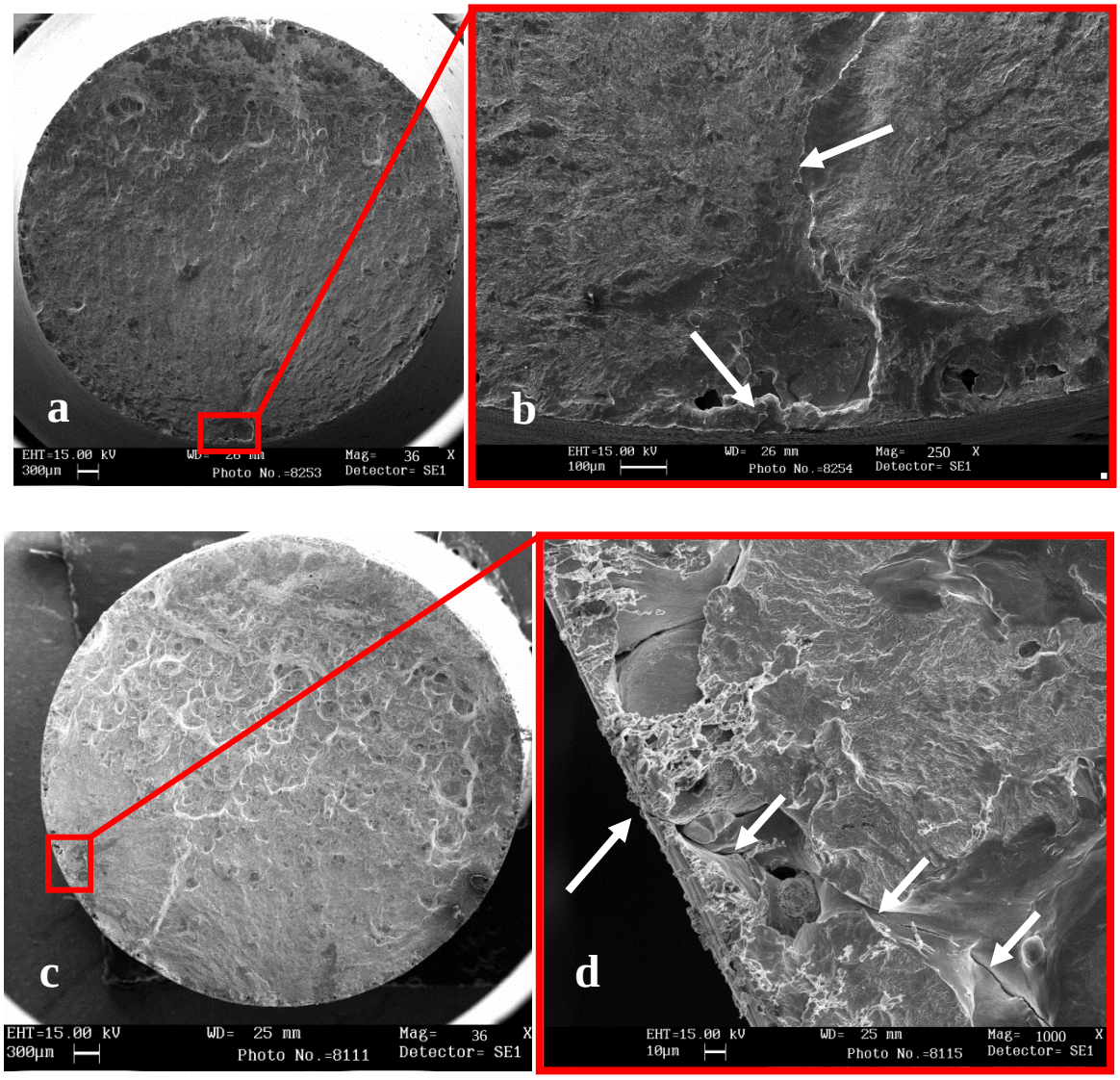


Figura 5.13: Superfici di frattura di campioni di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per SLM con difetti presenti sulla superficie, in evidenza il punto di innesco e la propagazione di cricca (5.12b, 5.12d). In a e b è raffigurato il campione S_AD_0°_NT_6 rotto a 9.59E+05 cicli sollecitato ad un'ampiezza di tensione di 230 MPa. In c e d è raffigurato il campione S_AD_0°_NT_4 rotto a 3.01E+05 cicli sollecitato ad un'ampiezza di tensione di 270 MPa. Immagini scattate al SEM con ingrandimenti a 36x (a e c), 250x (b) e 1000x (d).

Ulteriori esempi di punti di innesco di cricca in corrispondenza a difetti affioranti in superficie (figura 5.14a) o a partire da difetti sub-superficiali (5.14b) sono riportati di seguito.

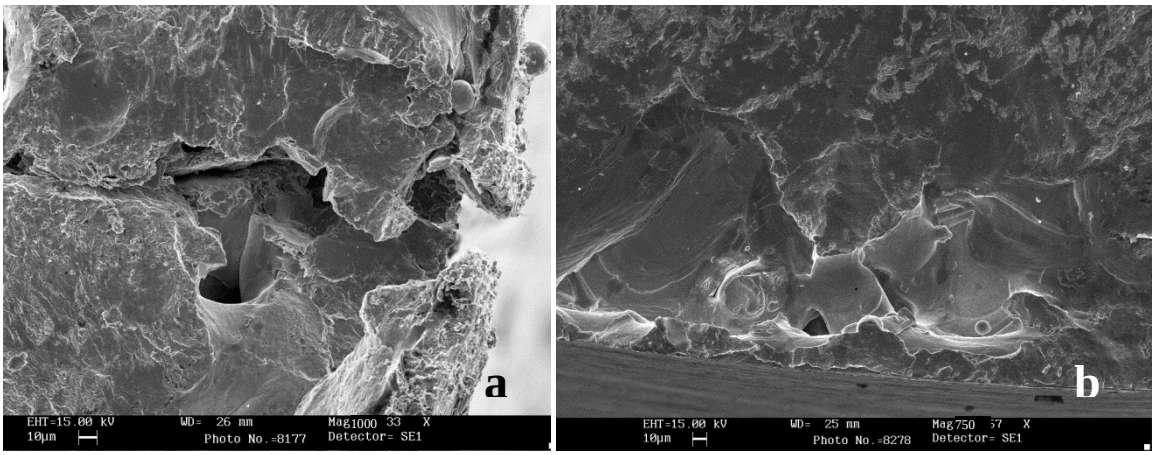


Figura 5.14: Punto d'innesco di cricca in campioni di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per SLM a partire da difetti superficiali (a) e sub-superficiali (b). In a è raffigurato il campione S_AD_0°_T_1 rotto a 3.62E+04 cicli sollecitato ad un'ampiezza di tensione di 400 MPa. In b è raffigurato il campione S_AD_0°_NT_5 rotto a 4.00E+05 cicli sollecitato ad un'ampiezza di tensione di 250 MPa. Immagini scattate al SEM con ingrandimenti a 100x (a) e 750x (b).

Inoltre si è potuto notare delaminazione tra layer successivi nei provini costruiti a 90° (aventi la forma caratteristica della pozza fusa). Questa è stata causata probabilmente da parametri di processo non bastevoli a garantire una densità di energia tale da rifondere lo strato immediatamente sottostante all'ultimo depositato e a garantire perciò la continuità strutturale del manufatto.

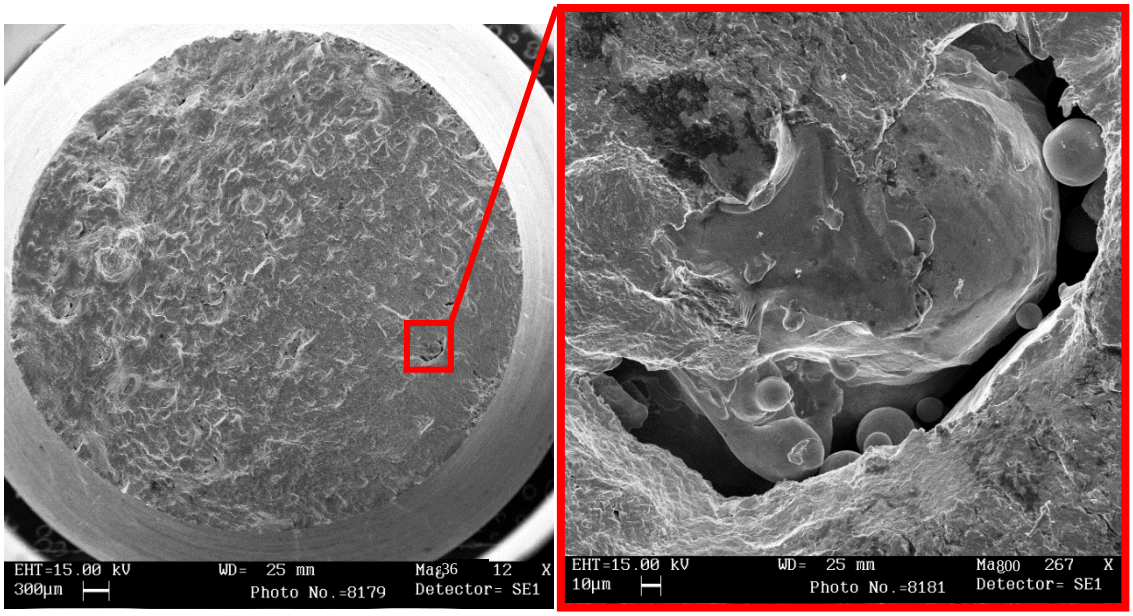


Figura 5.15: Delaminazione tra layer successivi in un campione di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzato per SLM con orientamento a 90°. Il campione osservato è S_AD_90°_NT_1 rotto a 2.88E+04 cicli sollecitato ad un'ampiezza di tensione di 400 MPa.

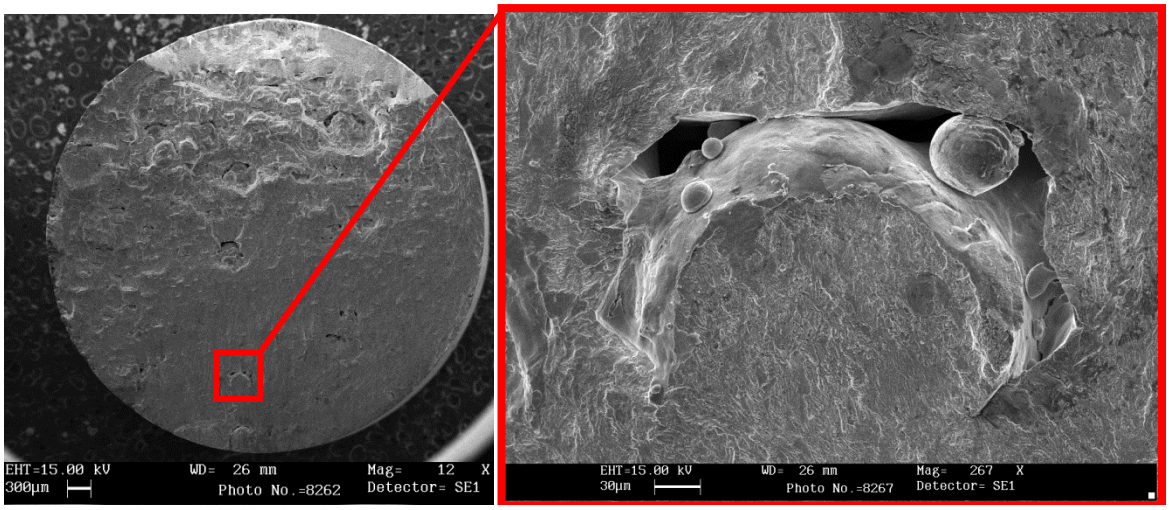


Figura 5.16: Delaminazione tra layer successivi in un campione di acciaio maraging 18 Ni 300 realizzato per SLM con orientamento a 90°. Il campione osservato è S_AD_90°_T_5 rotto a 1.38E+05 cicli sollecitato ad un'ampiezza di tensione di 230 MPa.

5.4 Risultati delle micrografie

La figura 5.17 riporta i risultati delle micrografie sul campione S_AD_0°_T_5, dove sono evidenziate le passate del laser secondo 2 direzioni ortogonali (figura 5.16a), tipiche della strategia di scansione ad isole (immagine 1.20d e 1.20e) e difetti collocati parallelamente ai layer (5.17b) riscontrati anche in letteratura [31] e pori intrappolati al loro interno (5.17c).

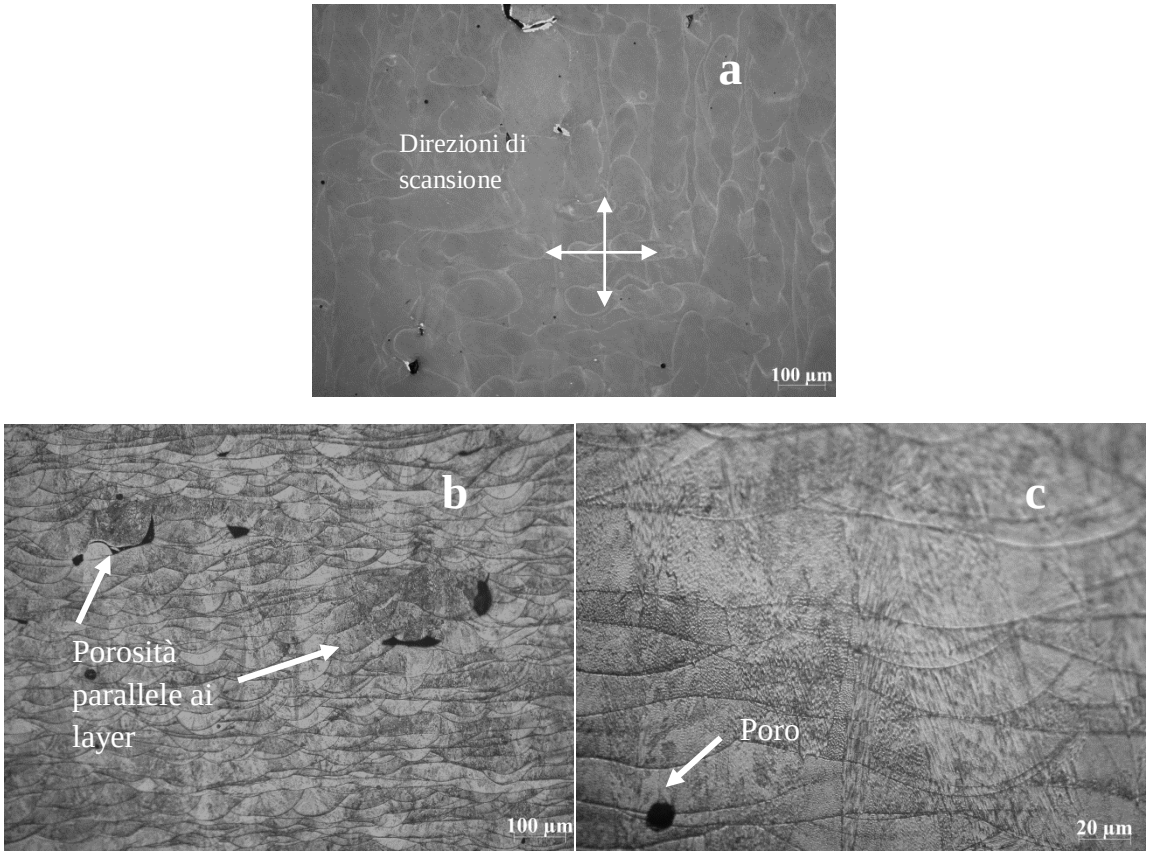


Figura 5.17: Micrografia del campione S_AD_0°_T_5 osservata nel piano XY con ingrandimento 100x (a), nel piano ZX con ingrandimento 100x (b) e nel piano ZY con ingrandimento 500x (c). Foto scattate al microscopio ottico.

Anche nel campione S_AD_90°_NT_6 era visibile la strategia di scansione nelle 2 direzioni (5.18a) e inoltre ha consentito di apprezzare la direzione di crescita della microstruttura ortogonale alla deposizione dei layer, cioè lungo la direzione dei gradienti di solidificazione (figura 1.21).

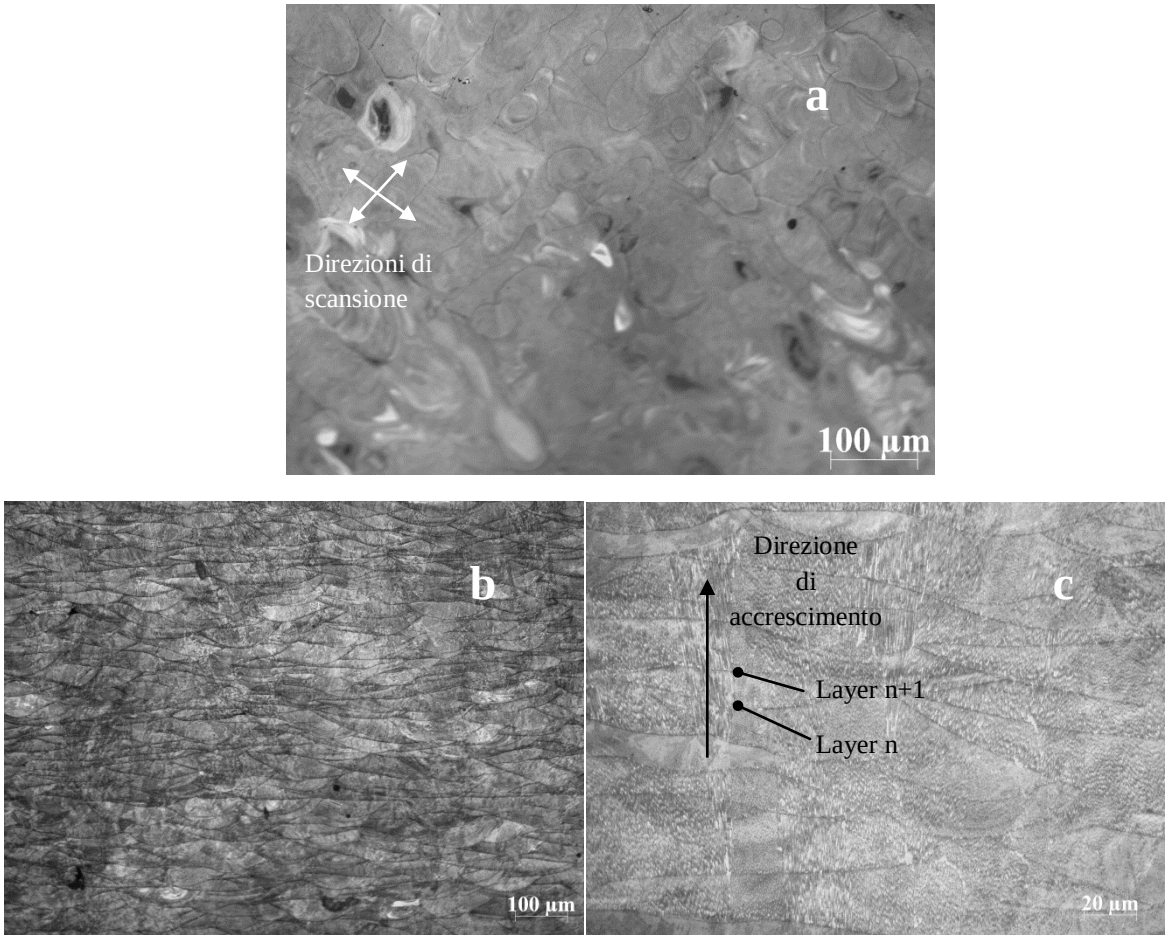


Figura 5.18: Micrografia del campione S_AD_90°_NT_6 osservata nel piano XY con ingrandimento 100x (a), nel piano ZX con ingrandimento 100x (b) e nel piano ZY con ingrandimento 500x (c). Foto scattate al microscopio ottico.

Analogamente osservazioni anche nelle figure 5.19 e 5.20.

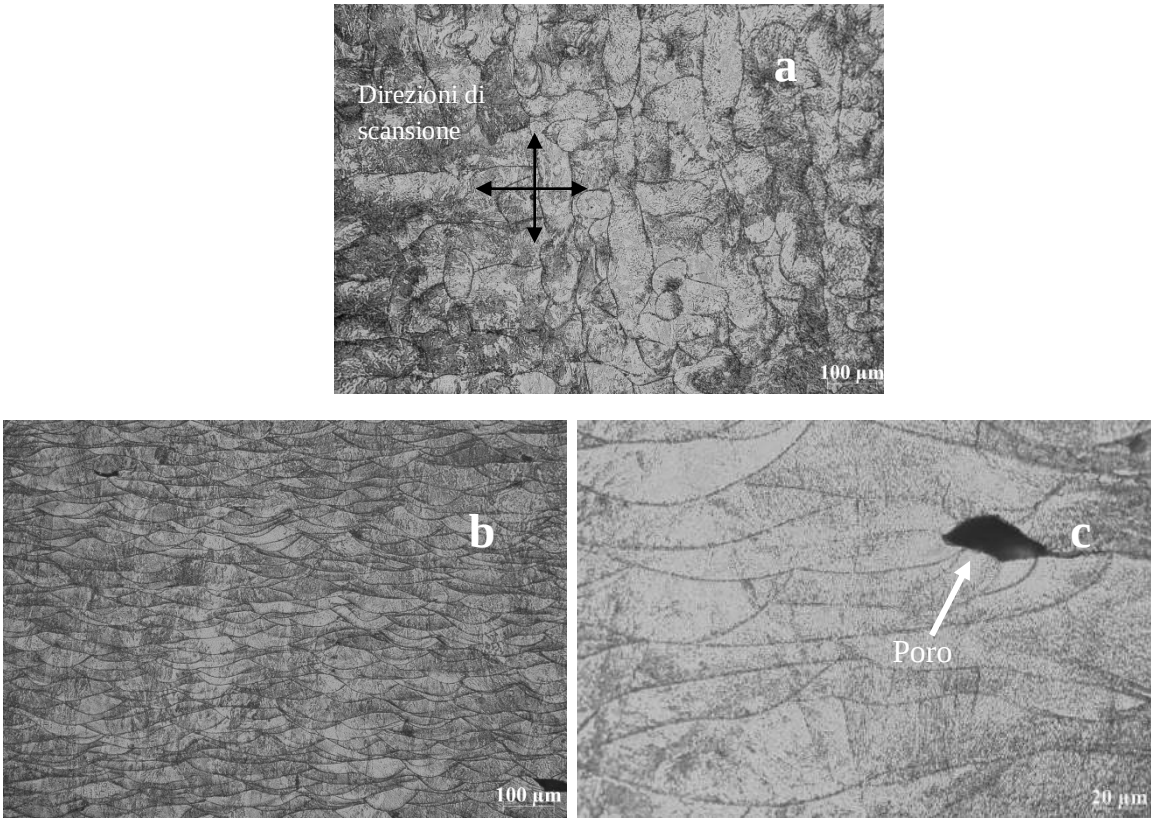


Figura 5.19: Micrografia del campione S_AD_0°_NT_5 osservata nel piano XY con ingrandimento x (a), nel piano ZX con ingrandimento 50x (b) e nel piano ZY con ingrandimento 500x (c). Foto scattate al microscopio ottico.

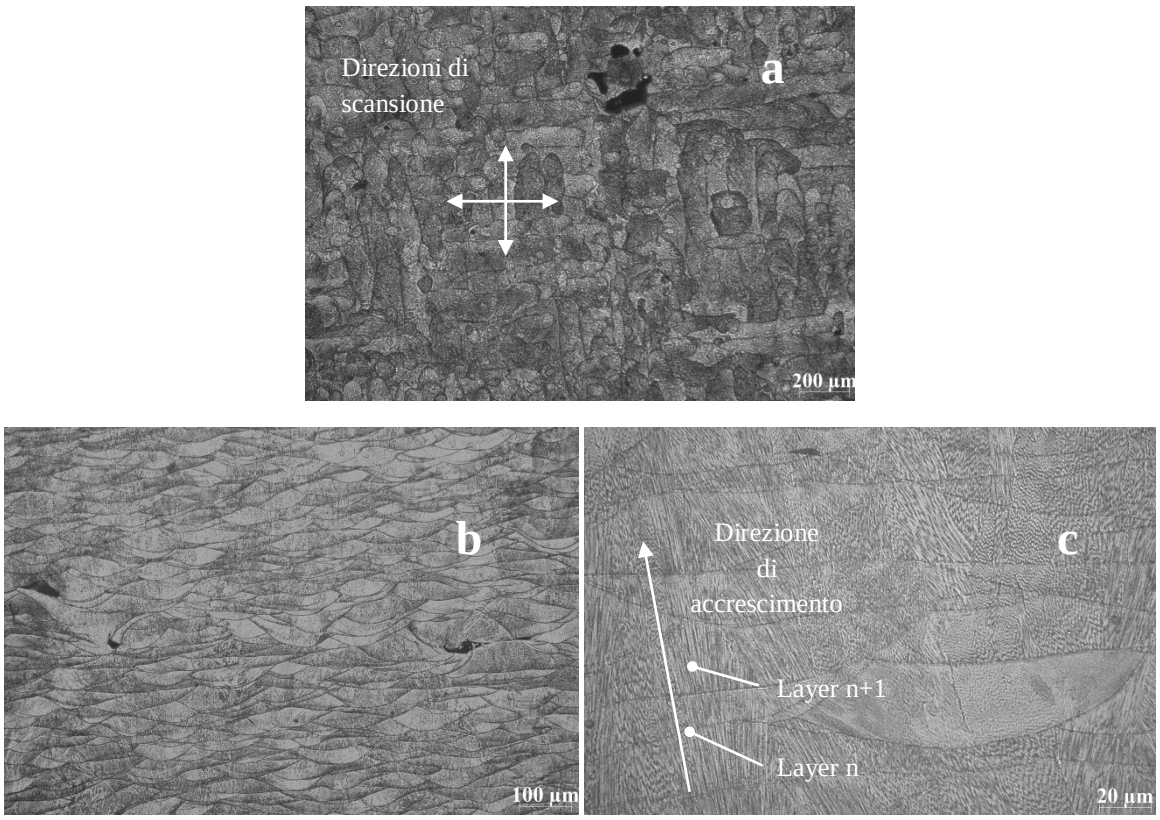


Figura 5.20: Micrografia del campione S_AD_90°_T_5 osservata nel piano XY con ingrandimento 0x (a), nel piano ZX con ingrandimento 100x (b) e nel piano ZY con ingrandimento 500x (c). Foto scattate al microscopio ottico.

CONCLUSIONI

Il presente lavoro ha analizzato il comportamento statico e a fatica di provini in acciaio maraging 18 Ni 300 realizzati per fabbricazione additiva in 3 lotti differenti, caratterizzati da diversi parametri di processo e tipologia di macchine utilizzate. Tale comportamento è stato valutato considerando sia l'influenza dell'orientazione rispetto a cui sono stati costruiti i campioni (0° e 90°) sia la loro condizione (così come prodotta o trattata termicamente) ed è stato confrontato con provini d'acciaio maraging 300 prodotti attraverso processi tradizionali di fusione sottovuoto. Per valutare il comportamento a fatica si è inoltre considerata la rugosità superficiale e la distorsione dei campioni causata dalle tensioni residue (a seguito del processo produttivo), fissando un valore soglia di 0.3 mm al di sotto del quale è stata ritenuta trascurabile e con essa anche la tensione media causata dalla flessione secondaria originata dall'afferraggio dei campioni. Per individuare la causa del cedimento sono state fotografate le superfici di frattura mediante l'uso del SEM (microscopio elettronico a scansione) e il microscopio stereoscopico.

Le misure di distorsione si sono rivelate maggiori nei provini orientati a 90° rispetto ai campioni a 0° in tutti e 3 i lotti (figure 3.1, 4.1, 5.1) esprimendo differenze trascurabili tra le serie trattate termicamente e quelle non. Tali distorsioni sono state mediamente di 0.5 mm (tabella 3.1) per le serie del lotto A contro i 0.35 mm (tabella 5.1) di quelle del lotto C. Il lotto B invece ha presentato distorsioni medie di 0.15 mm (tabella 4.1) per l'uso di una potenza del laser insufficiente rispetto a quella consigliata [73] che ha ridotto l'entità delle tensioni residue durante il processo e dunque delle distorsioni. Le tensioni residue misurate (tabella 3.10) sono risultate di compressione in accordo con Vrancken [62]. A partire dalle misure di distorsione si è stabilita la correlazione lineare (ipotesi di lineare elasticità) tra esse e la tensione media agente durante le prove a fatica sul lotto A grazie all'uso di estensimetri (figura 3.3). Con questi ultimi infatti si è misurata la deformazione indotta dall'afferraggio che moltiplicata per il modulo di Young ha fornito tale tensione (equazione 3.1). Avendo il lotto C una distorsione inferiore al 40% rispetto al lotto A si è scelto di ridurre tempi e costi tornendone i tratti lordi. Questa tornitura ha consentito un abbassamento delle distorsioni medie a 0.15 mm (tabelle 5.2 e 5.3) annullando di fatto la flessione indotta dall'afferraggio e dunque la tensione media.

La rugosità superficiale (Ra) per le serie del lotto A e B (tabelle 3.2 e 4.2) è stata mediamente di 0.55 μm mentre per il lotto C di 0.45 μm (tabella 5.4) senza differenze apprezzabili tra i provini trattati e non trattati.

La statica ha mostrato per i campioni trattati prestazioni superiori rispetto ai non trattati ovvero tensioni di snervamento di 1950 MPa, modulo di Young di 188 GPa e allungamenti a rottura del 10% (tabella 3.3) rispetto ai non trattati caratterizzati da 1080 MPa in snervamento, modulo di Young 170 GPa e allungamenti a rottura del 31%. L'orientamento ha dimostrato un'influenza trascurabile nella statica. I risultati delle prove statiche sono compatibili con quanto trovato in letteratura [34,66,69,70] ad eccezione dell'allungamento a rottura che risulta maggiore di un fattore 2÷5.

I risultati in termini di resistenza a fatica assiale (rapporto di ciclo R=-1) calcolata a $5 \cdot 10^5$ cicli per il lotto A, in termini di ampiezza di tensione, è risultata compresa tra 319 MPa (serie a 90° trattata) e 144 MPa (serie 0° non trattata) mostrando perciò un miglior comportamento per le serie a 90° rispetto a quelle a 0°. Infatti le restanti 2 serie, 90° non trattata e 0° trattata, hanno evidenziato una resistenza a fatica rispettivamente di 280 MPa e 229 MPa da cui è emersa una migliore prestazione per i provini trattati rispetto ai non trattati (tabella 3.8). La stessa resistenza è stata valutata in termini di parametro di Smith-Watson-Topper (SWT) che considera l'effetto della tensione media ed è risultata di 184 MPa (0° non trattata), 423 MPa (90° non trattata), 253 MPa (0° trattata), 318 MPa (90° trattata) (tabella 3.8).

Per il lotto B invece la resistenza a fatica in termini di ampiezza di tensione è risultata di 160 MPa (0° trattata) e 113 MPa (90° trattata) (tabella 4.4). La resistenza a fatica in termini di ampiezza di tensione per il lotto C è risultata di 242 MPa (0° non trattata), 159 MPa (90° non trattata), 237 MPa (0° trattata), 118 MPa (90° trattata), tabella 5.12, evidenziando una migliore prestazione per le serie a 0° e per quelle non trattate (l'opposto del lotto A). Di conseguenza il lotto A ha presentato un comportamento a fatica migliore rispetto agli altri lotti, nonostante una rugosità maggiore del 20% rispetto al lotto C, perciò si può concludere che non abbia avuto impatto sulla resistenza a fatica.

Le resistenze a fatica suddette sono state rapportate infine a quelle di provini di acciaio maraging 300 in condizione solamente solubilizzata e solubilizzata e invecchiata [68], mostrando nella loro totalità, una riduzione (in termini di ampiezza di tensione) tra il 50% (90° non trattata) e il 77% (0° non trattata) per il lotto A, 80 e 86% (0° e 90° trattata) per il lotto B e infine tra il 65% e 82% (0° non trattata e 90° trattata) per il lotto C (tabelle 3.8, 4.4, 5.12). L'analisi del danneggiamento, tramite l'analisi delle superfici di frattura, ha constatato il cedimento a partire da difetti quali porosità in corrispondenza della superficie dei campioni o al di sotto della stessa giustificando le ridotte prestazioni in termini di fatica dei provini in additive manufacturing rispetto a quelli ottenuti per processi tradizionali in accordo con [19,21].

APPENDICE

Schede provini del lotto A

Nome Provino: E_AD_0°_NT_1

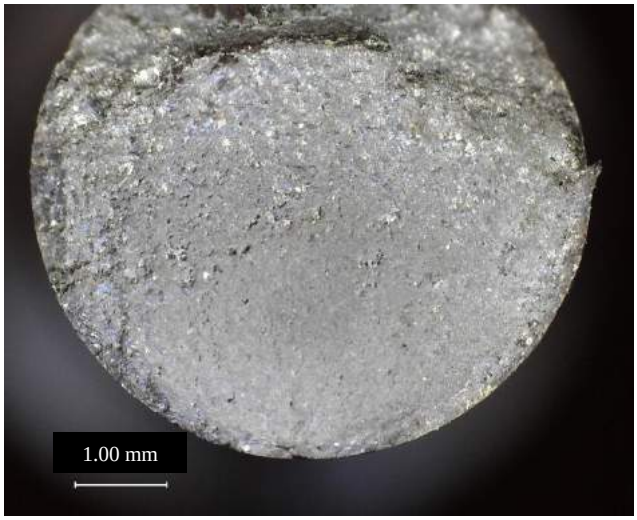
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	26/05/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

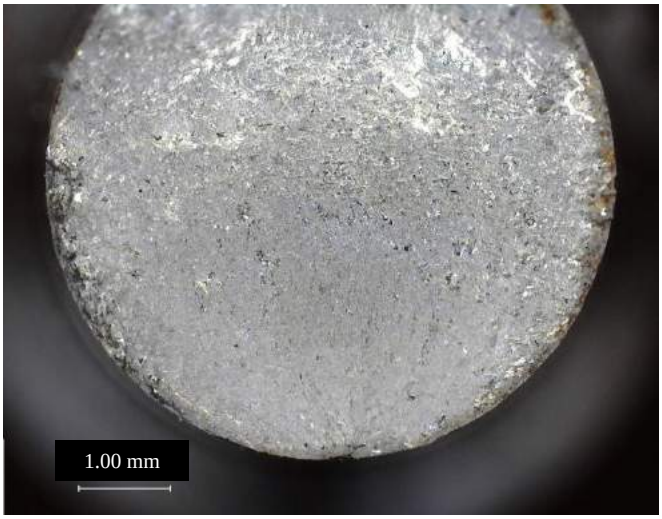
Dati prove di fatica

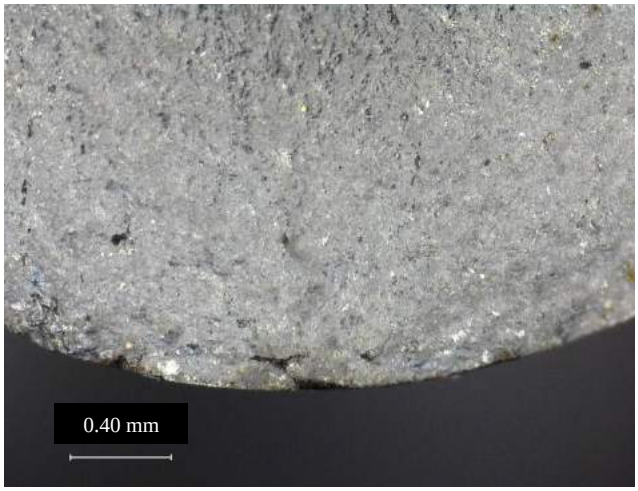
Diametro d_n [mm] =	5.90	Frequenza f_L [Hz] =	2.3
F_{max} [N] =	8475	σ_{max} [MPa] =	310
F_{min} [N] =	-8475	σ_{min} [MPa] =	-310
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	310	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	6.31e+04	NOTE	

Danneggiamento

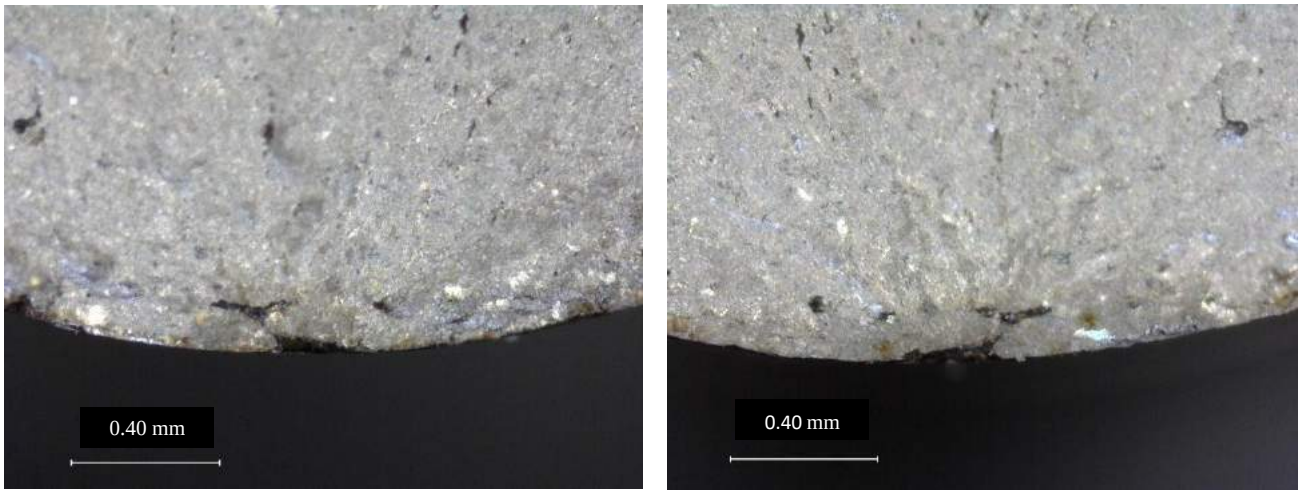



1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_NT_2

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	14/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Ricotta M.

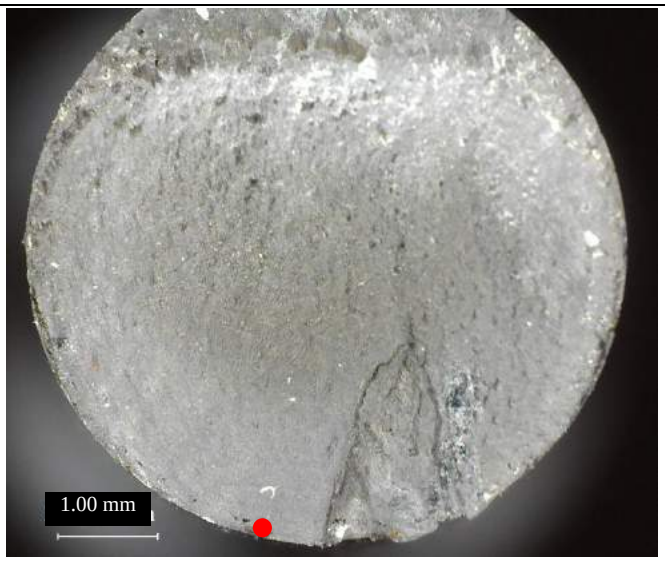
Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.87	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	4870	σ_{max} [MPa] =	180
F_{min} [N] =	-4870	σ_{min} [MPa] =	-180
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	180	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.56E+05	NOTE	SEM

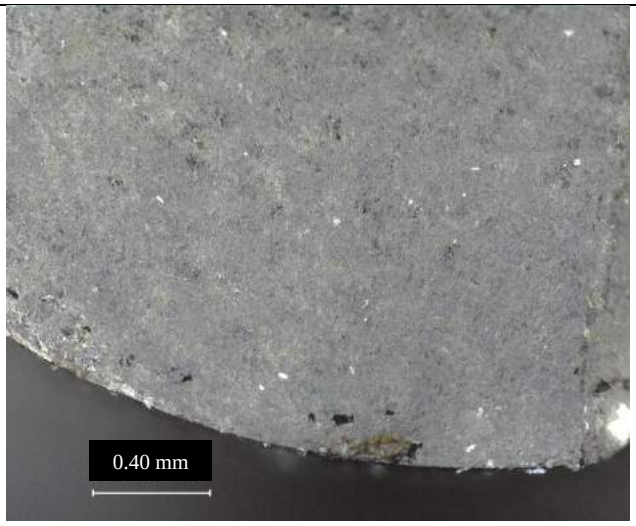
Danneggiamento

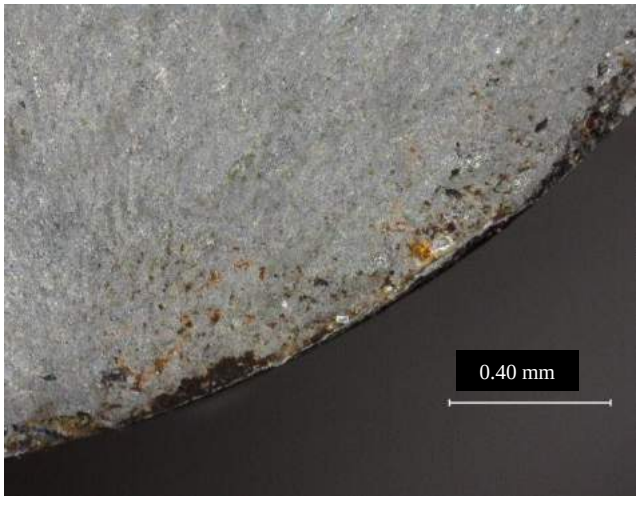


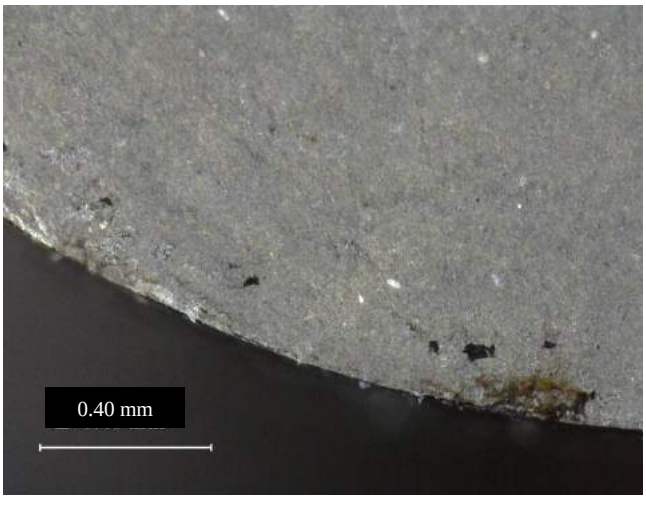

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_NT_3

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	23/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

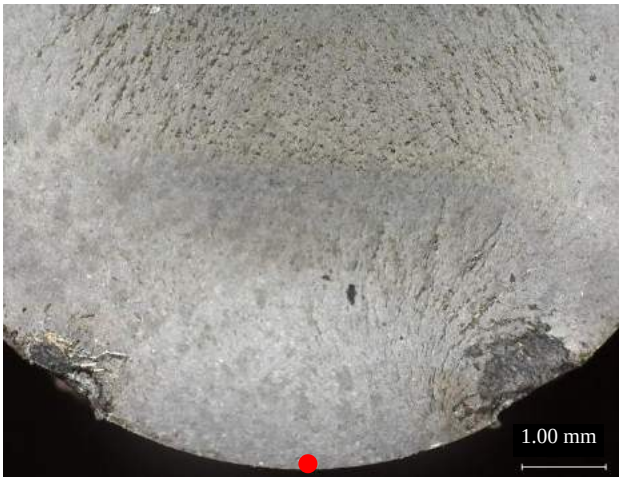
Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.84	Frequenza f_L [Hz] =	6.7
F_{max} [N] =	6964	σ_{max} [MPa] =	260
F_{min} [N] =	-6964	σ_{min} [MPa] =	-260
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	260	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.51e+06	NOTE Interrotto a 478155 poi ROTTO NEL TRATTO LORDO	

Danneggiamento



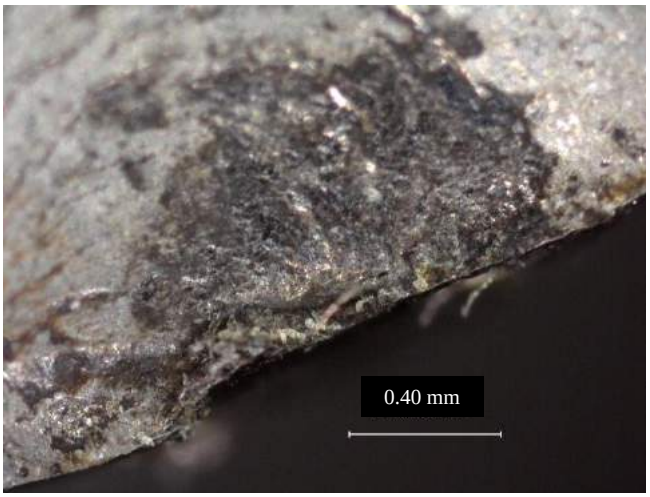

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

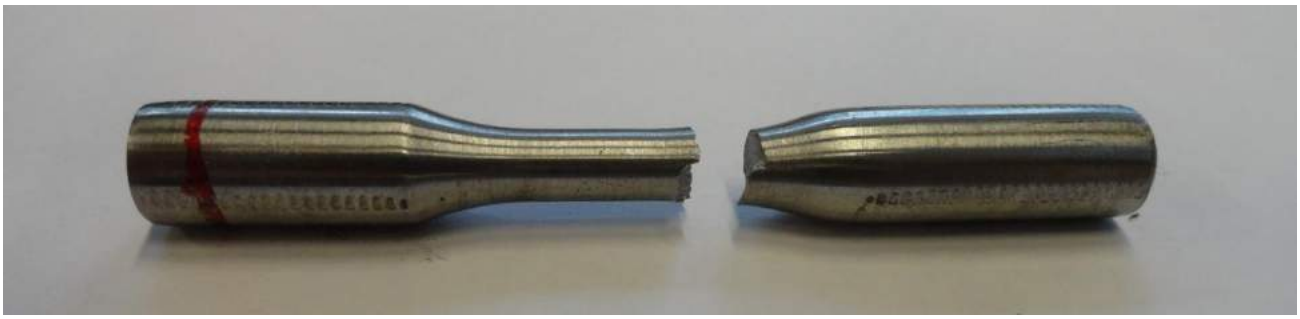
Nome Provino: E_AD_0°_NT_4

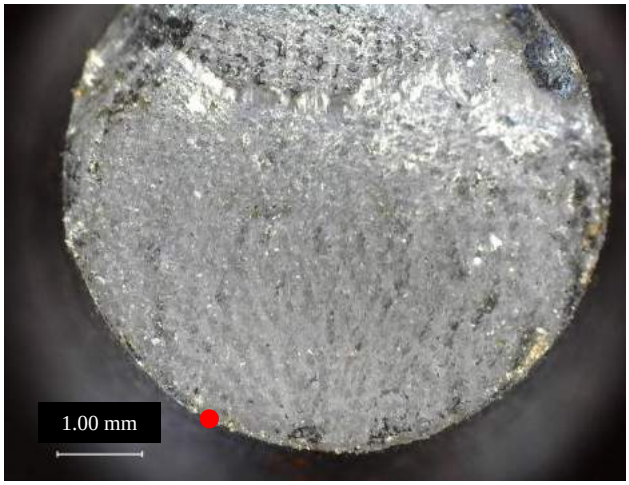
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	23/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

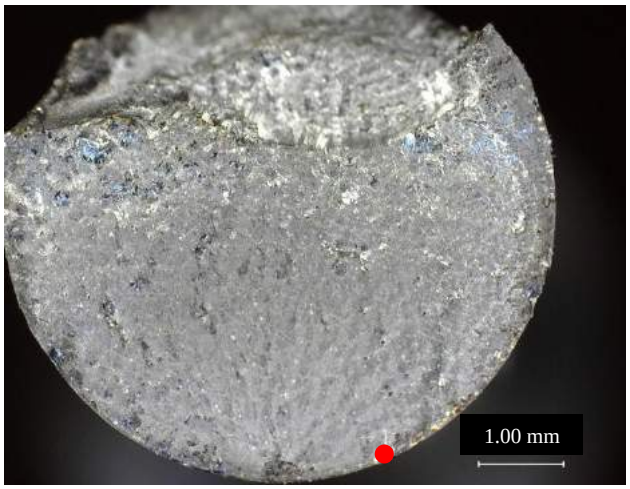
Dati prove di fatica

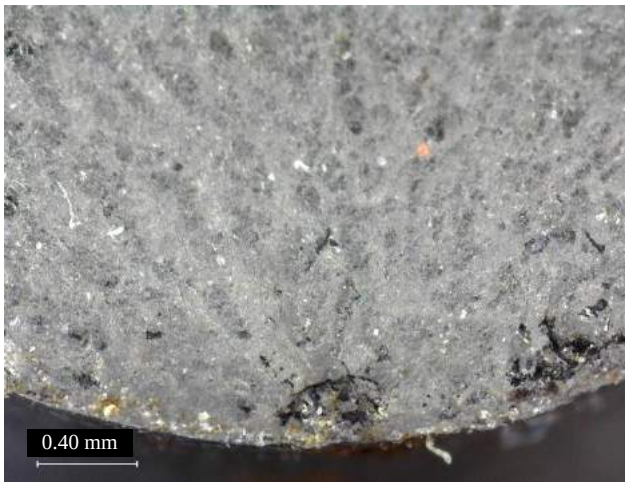
Diametro d_n [mm] =	5.85	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	8870	σ_{max} [MPa] =	330
F_{min} [N] =	-8870	σ_{min} [MPa] =	-330
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	330	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =		NOTE	

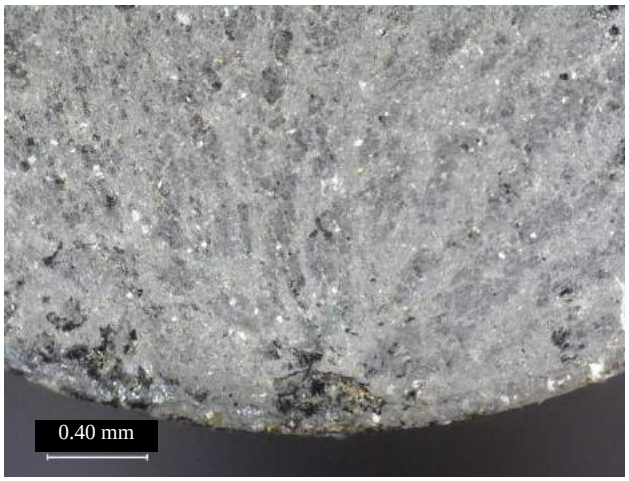
Danneggiamento



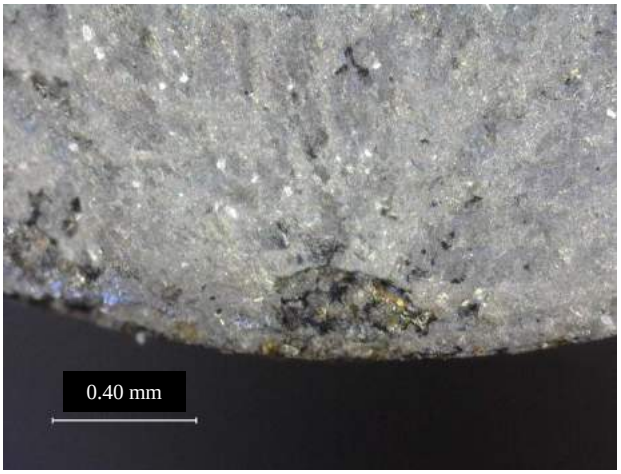

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

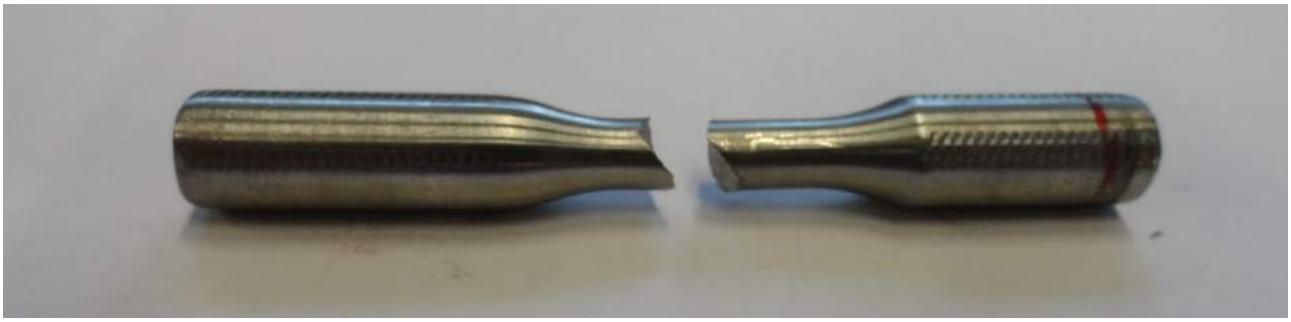
Nome Provino: E_AD_0°_NT_5

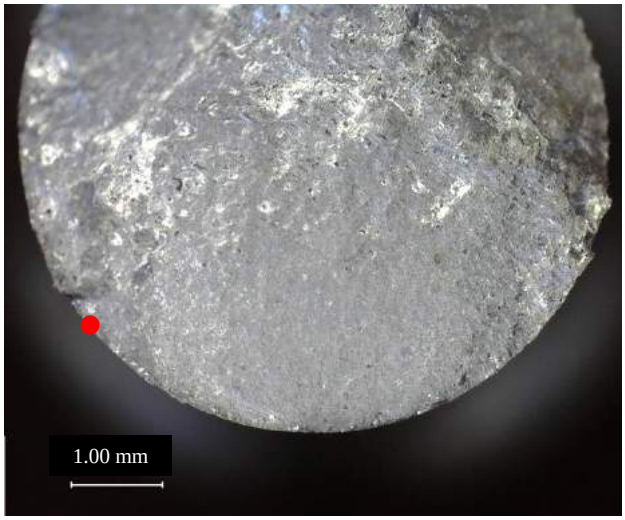
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	28/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

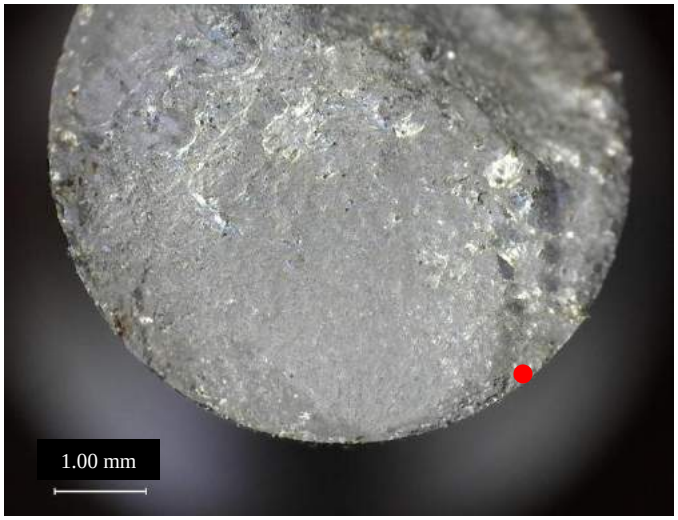
Dati prove di fatica

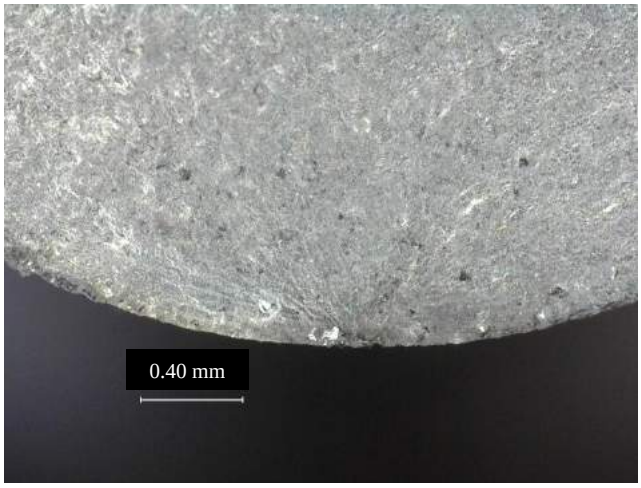
Diametro d_n [mm] =	5.81	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	6893	σ_{max} [MPa] =	260
F_{min} [N] =	-6893	σ_{min} [MPa] =	-260
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	260	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	8.92e+04	NOTE	

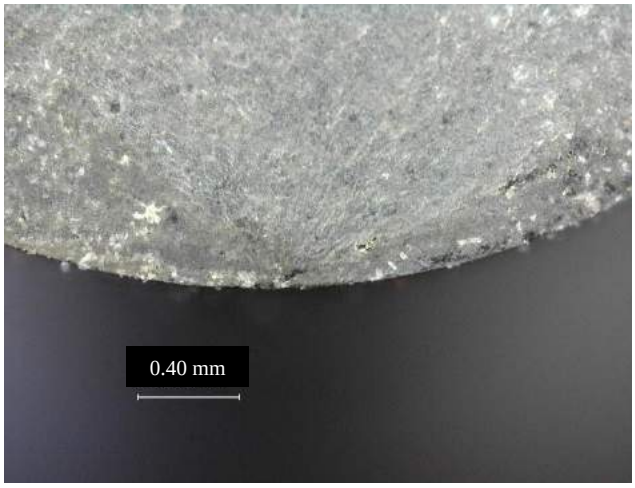
Danneggiamento

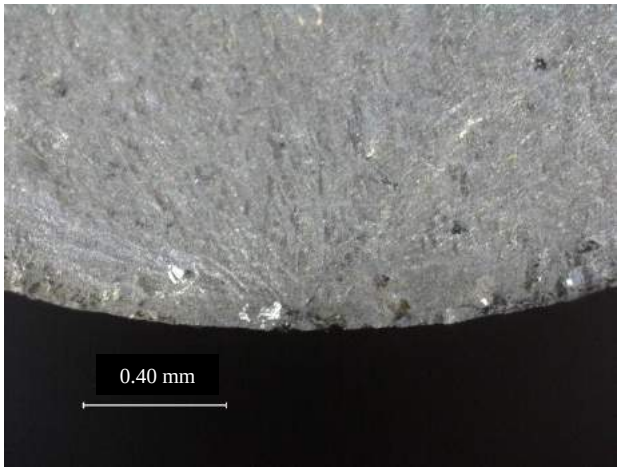


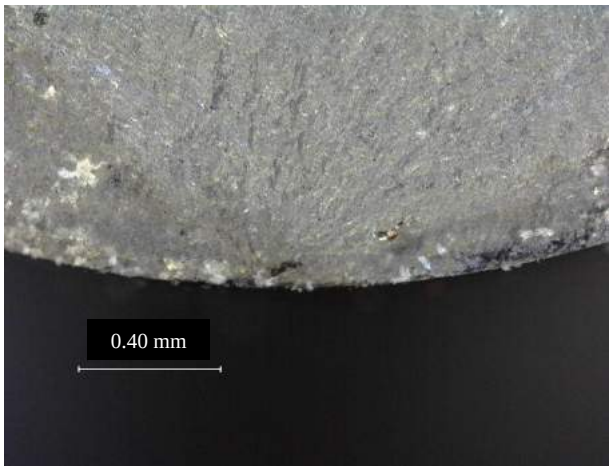

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_NT_6

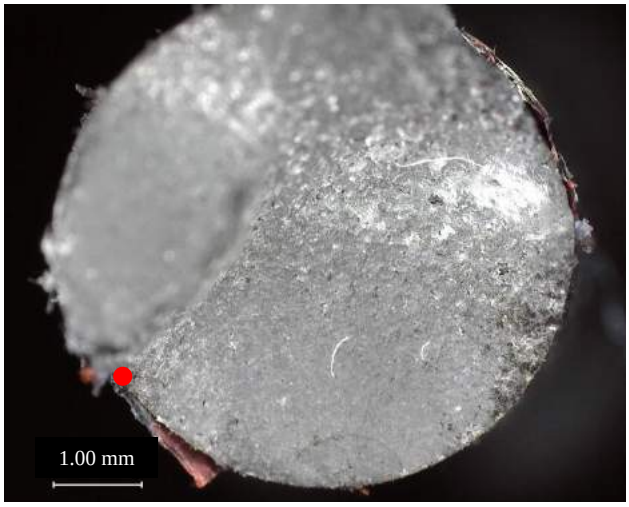
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.83	Frequenza f_L [Hz] =	15
F_{max} [N] =	8275	σ_{max} [MPa] =	310
F_{min} [N] =	-8275	σ_{min} [MPa] =	-310
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	310	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	3.49e+04	NOTE Estensimetrato	

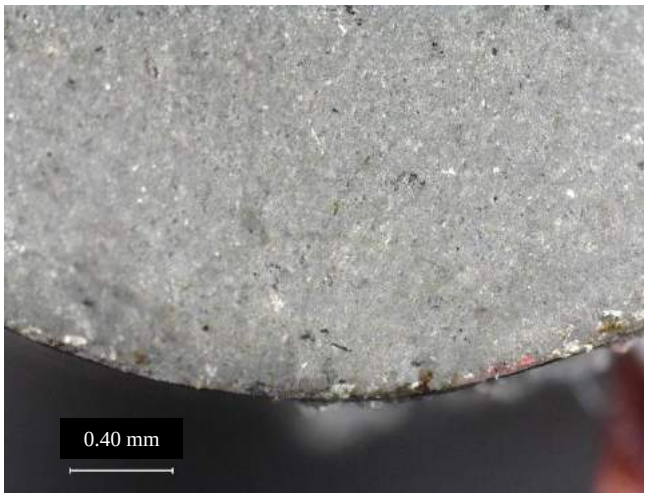
Danneggiamento



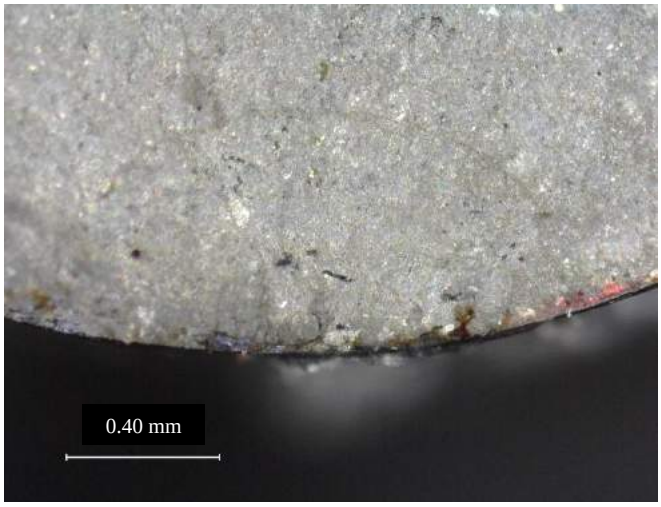

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_NT_7

Tipo di prova:	Statica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	06/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

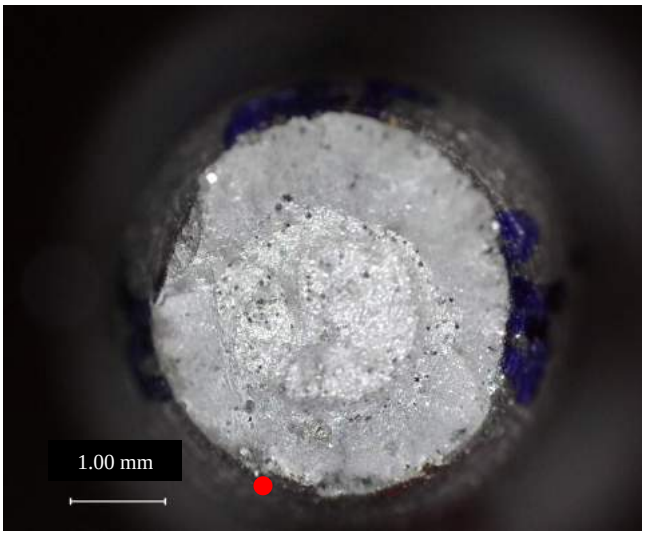
Dati prove di fatica

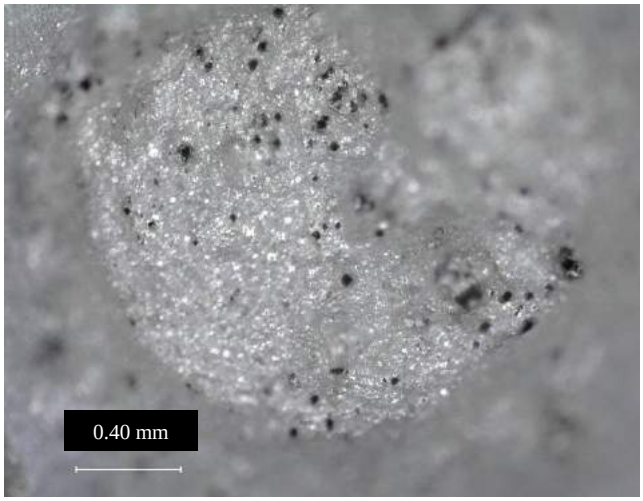
Diametro d_n [mm] =	5.88	Frequenza f_L [Hz] =	
F_{max} [N] =		σ_{max} [MPa] =	
F_{min} [N] =		σ_{min} [MPa] =	
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =		Rapporto di ciclo =	
N° cicli a rottura =		NOTE PROVA STATICA	

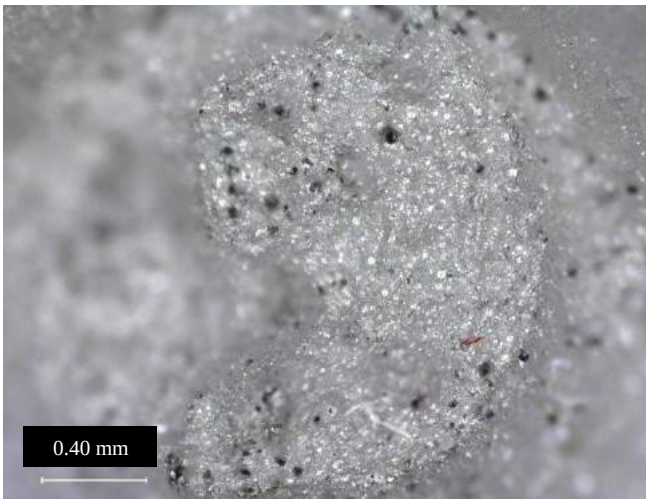
Danneggiamento

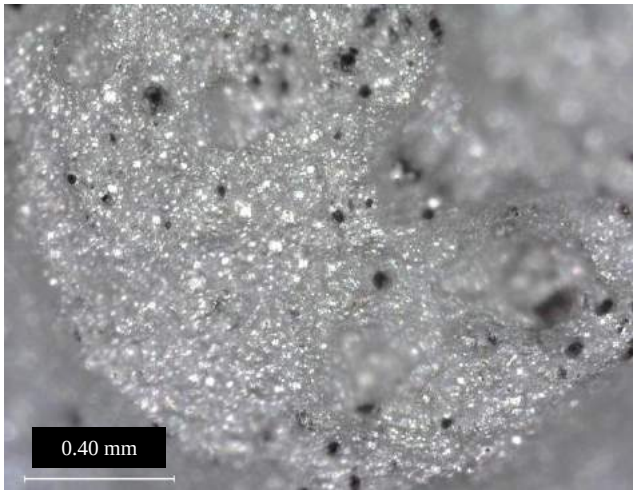


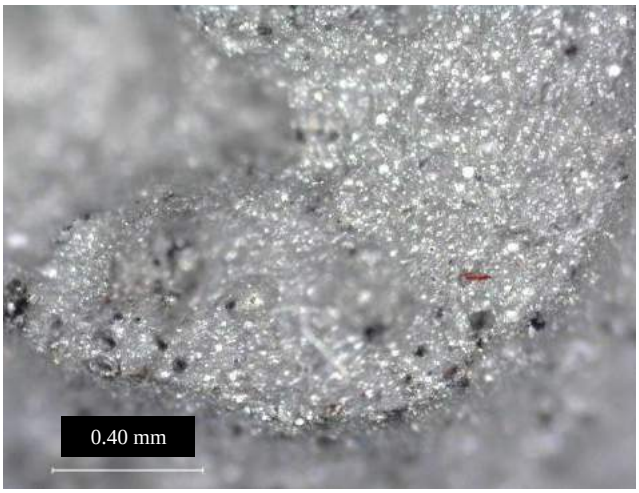

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

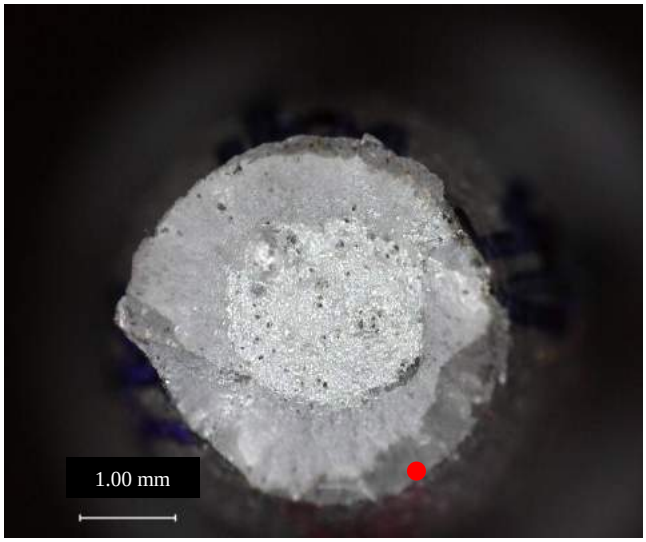
Nome Provino:	E_AD_0°_NT_8		
Tipo di prova:	Statica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	06/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

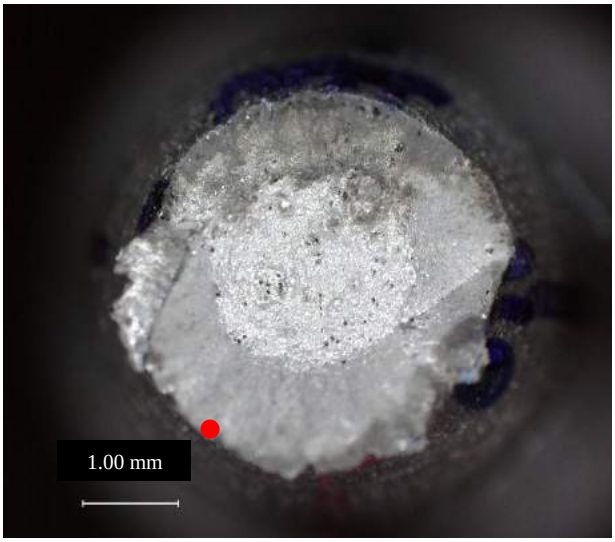
Dati prove di fatica

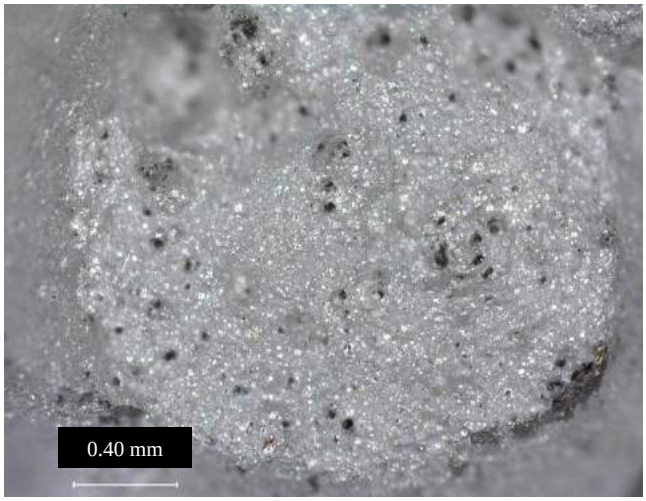
Diametro d_n [mm] =	5.88	Frequenza f_L [Hz] =	
F_{max} [N] =		σ_{max} [MPa] =	
F_{min} [N] =		σ_{min} [MPa] =	
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =		Rapporto di ciclo =	
N° cicli a rottura =		NOTE PROVA STATICA	

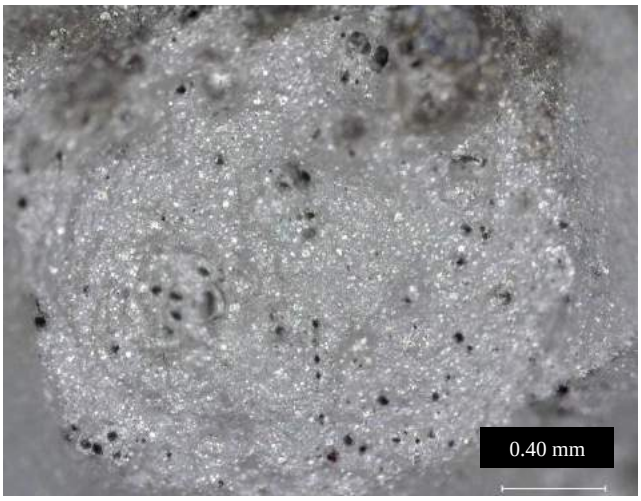
Danneggiamento

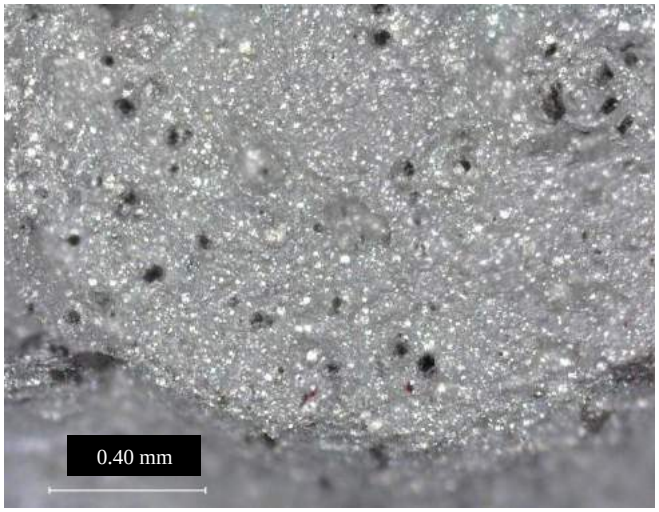


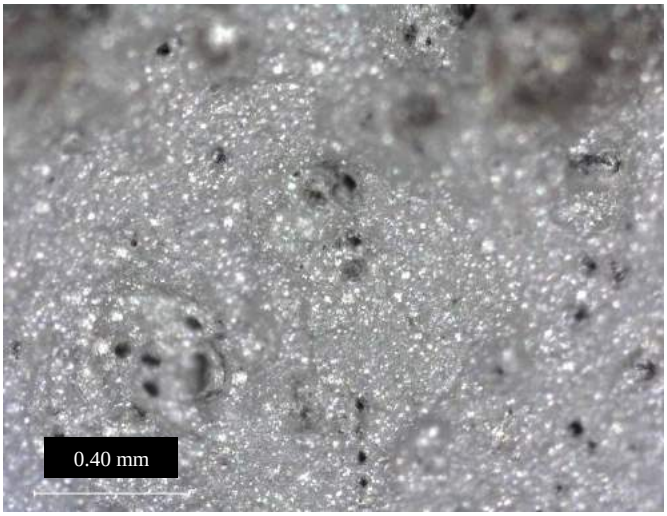

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

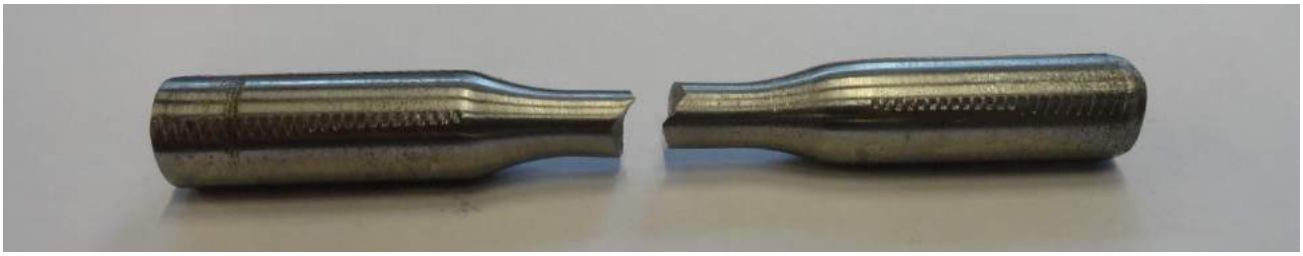
Nome Provino: E_AD_0°_NT_9

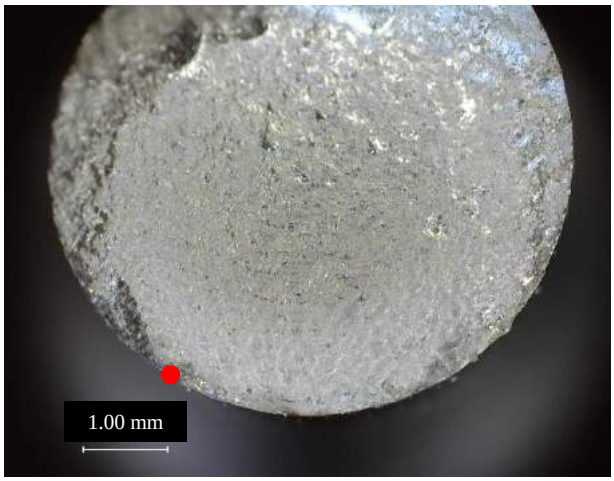
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	30/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

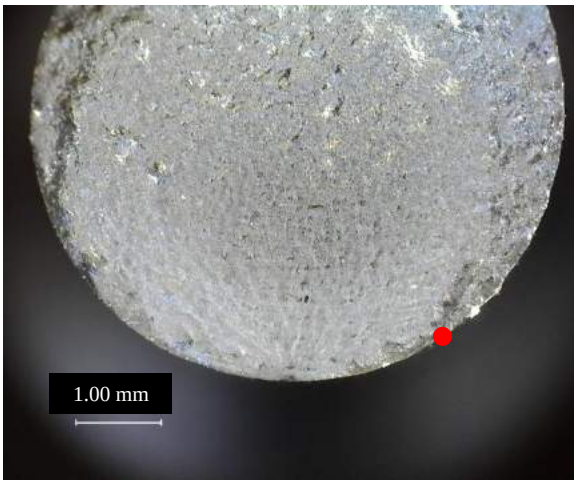
Dati prove di fatica

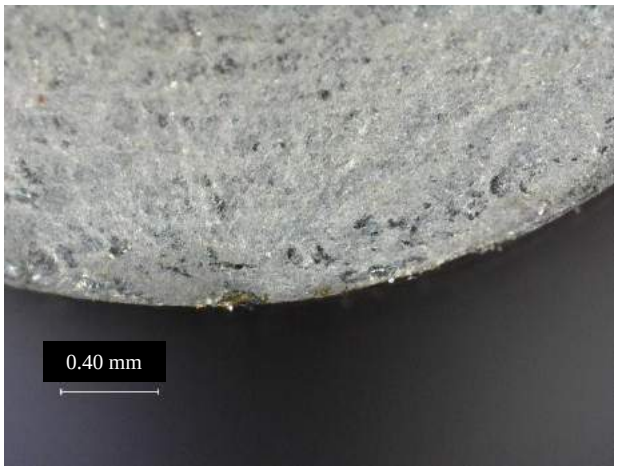
Diametro d_n [mm] =	5.87	Frequenza f_L [Hz] =	28
F_{max} [N] =	6766	σ_{max} [MPa] =	220
F_{min} [N] =	-6766	σ_{min} [MPa] =	-220
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	220	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.20e+05	NOTE	

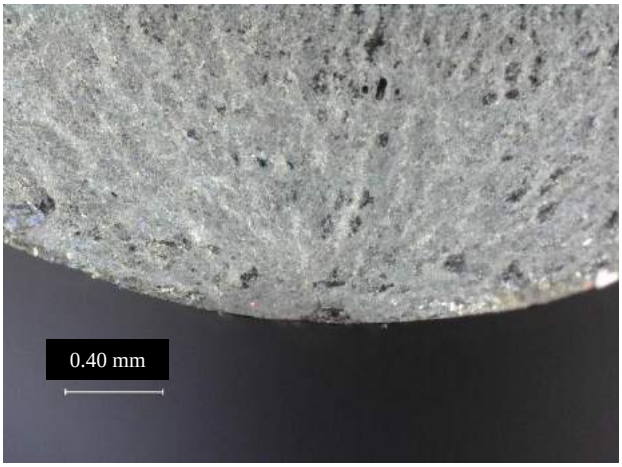
Danneggiamento

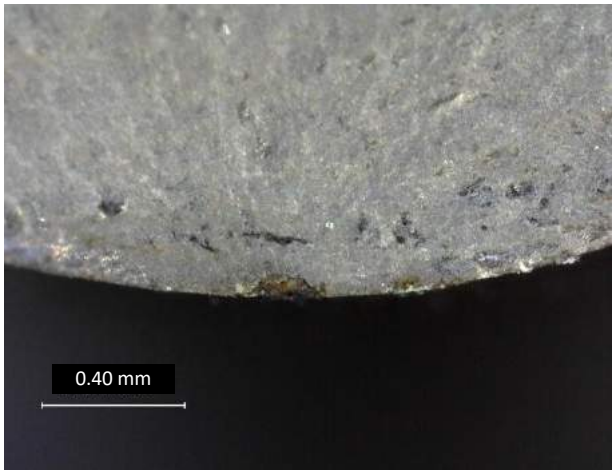


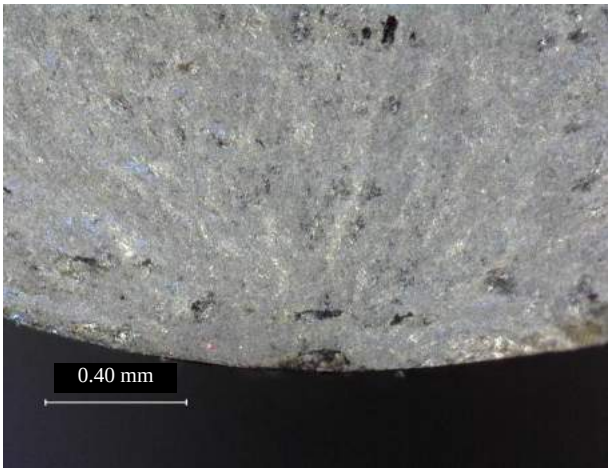

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

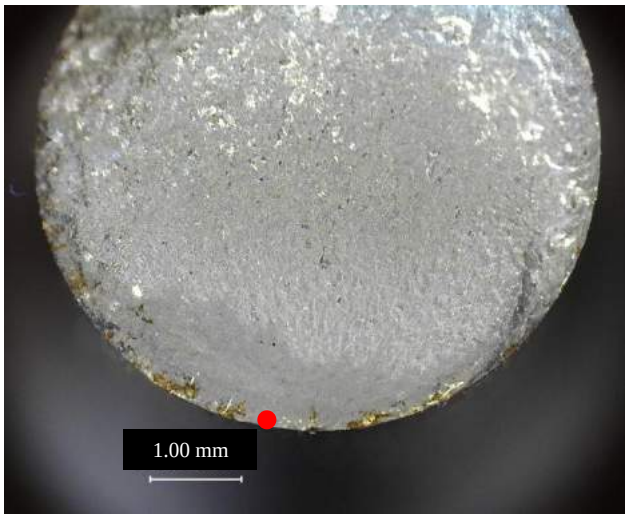
Nome Provino:	E_AD_0°_NT_10		
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	30/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

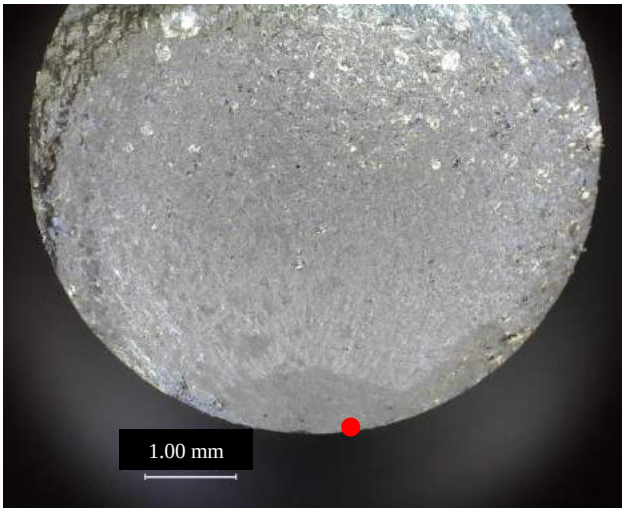
Dati prove di fatica

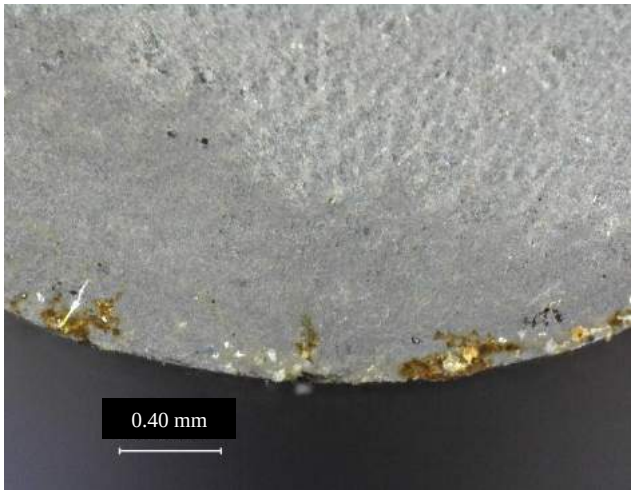
Diametro d_n [mm] =	5.87	Frequenza f_L [Hz] =	28
F_{max} [N] =	5954	σ_{max} [MPa] =	220
F_{min} [N] =	-5954	σ_{min} [MPa] =	-220
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	220	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.37e+05	NOTE	

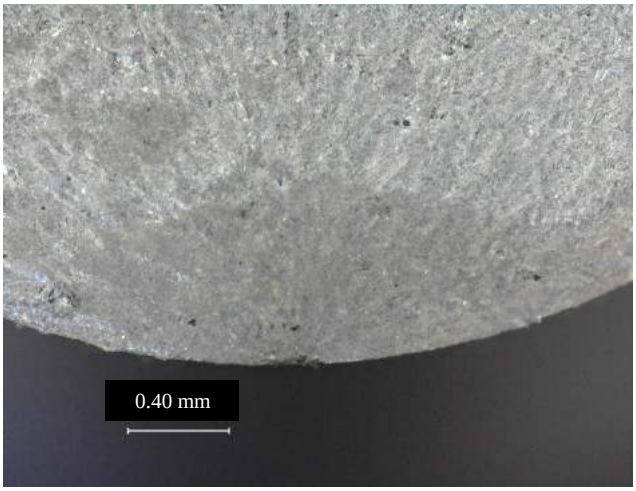
Danneggiamento

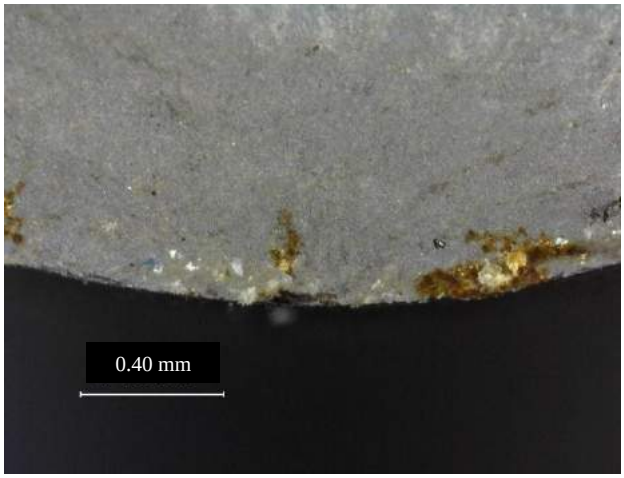


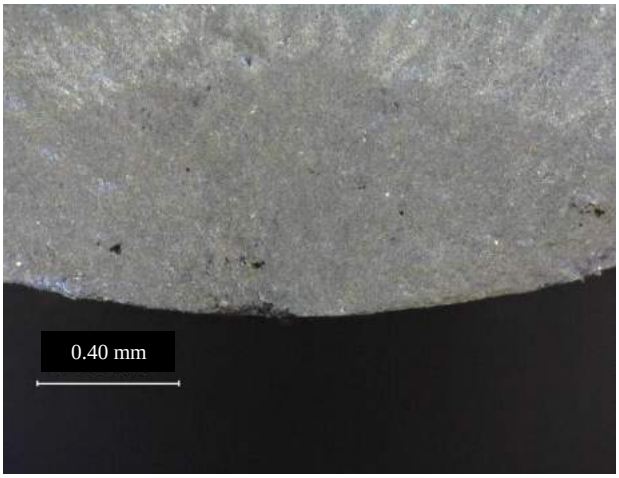

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_NT_11

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.85	Frequenza f_L [Hz] =	28
F_{max} [N] =	5376	σ_{max} [MPa] =	200
F_{min} [N] =	-5376	σ_{min} [MPa] =	-200
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	200	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	RUN OUT	NOTE	

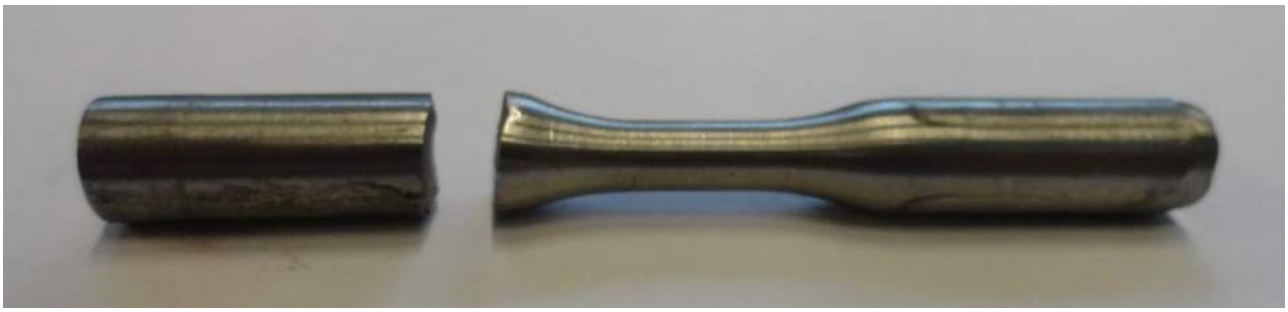
Nome Provino: E_AD_0°_NT_11_RETEST

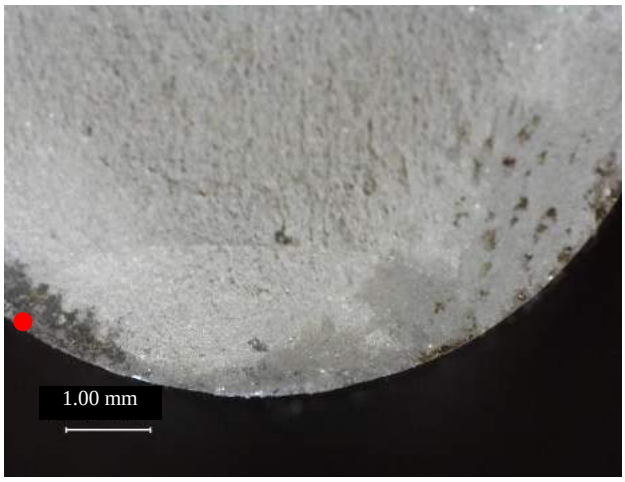
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

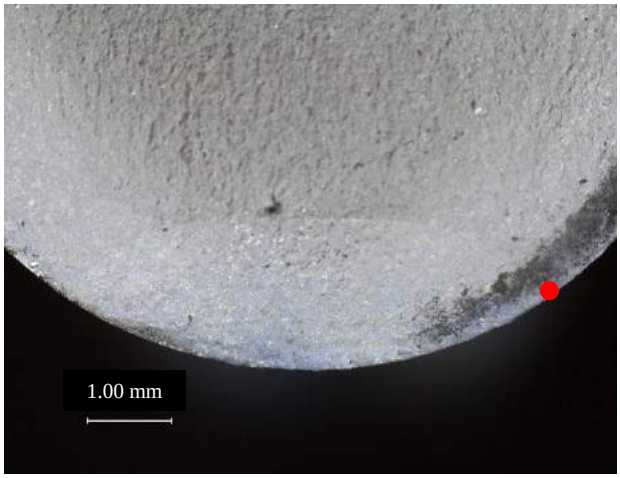
Dati prove di fatica

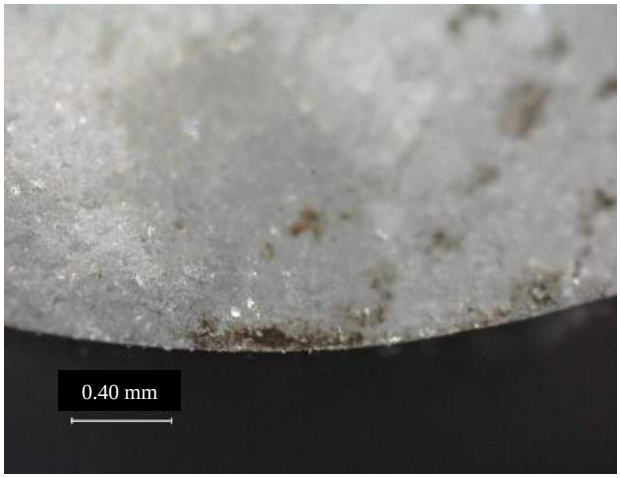
Diametro d_n [mm] =	5.85	Frequenza f_L [Hz] =	28
F_{max} [N] =	12632	σ_{max} [MPa] =	470
F_{min} [N] =	-12632	σ_{min} [MPa] =	-470
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	470	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.44e+04	NOTE	

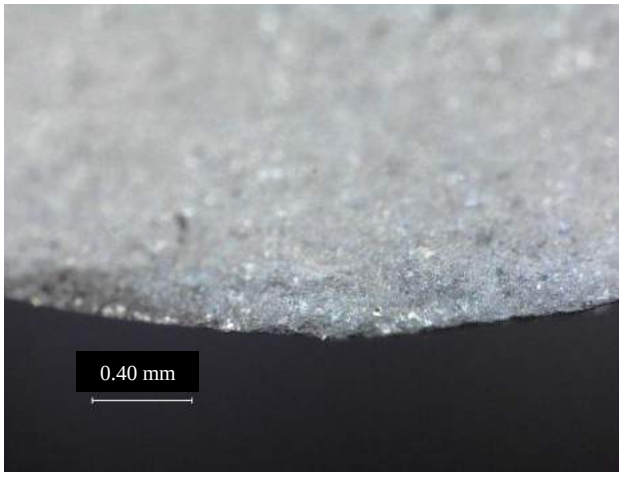
Danneggiamento

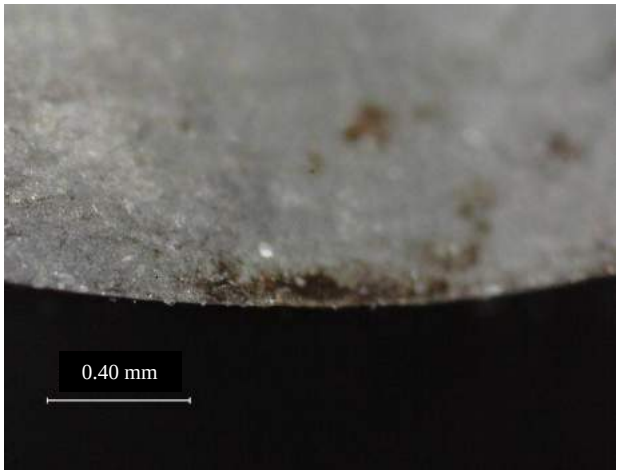


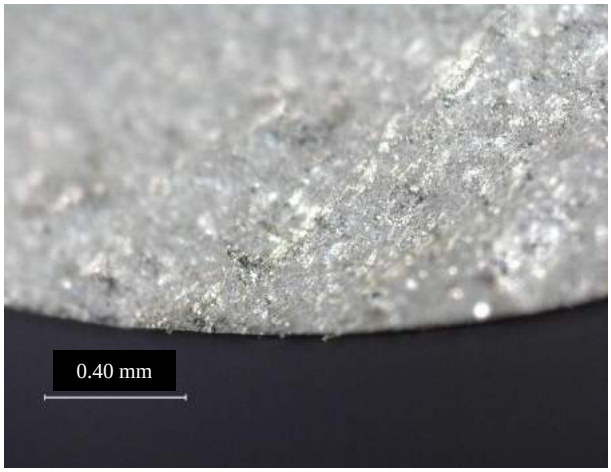

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_NT_12

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	20/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.86	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	4315	σ_{max} [MPa] =	160
F_{min} [N] =	-4315	σ_{min} [MPa] =	-160
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	160	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	RUN OUT	NOTE Interrotto a 1946195 poi RUN OUT	

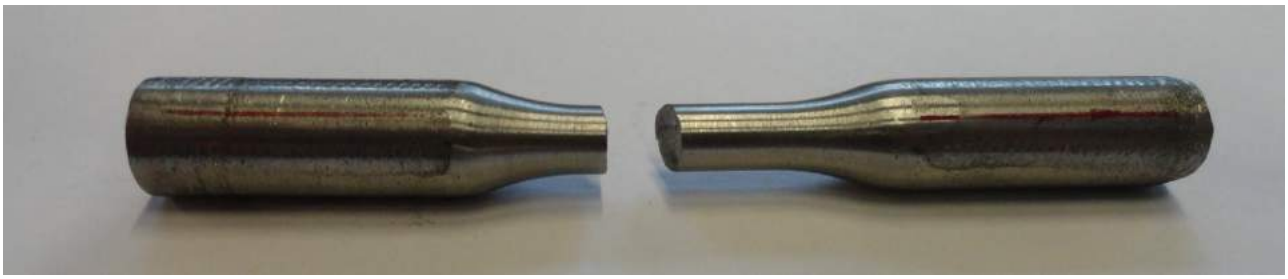
Nome Provino: AD_0°_NT_12_RETEST

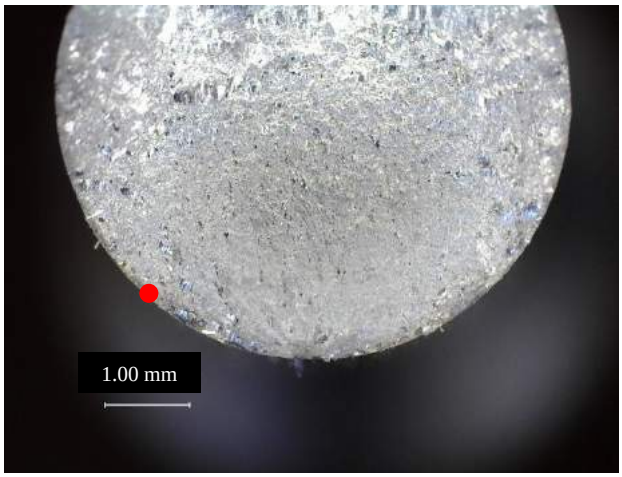
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	20/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

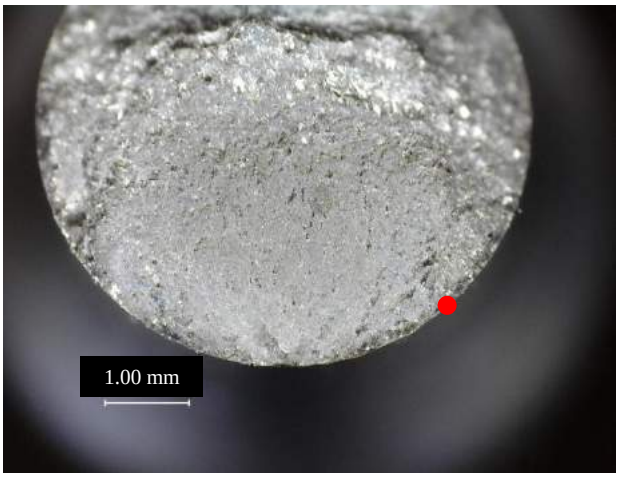
Dati prove di fatica

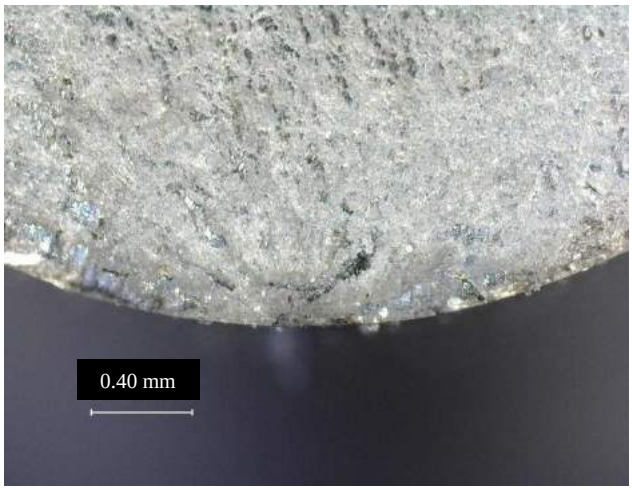
Diametro d_n [mm] =	5.86	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	10249	σ_{max} [MPa] =	380
F_{min} [N] =	-10249	σ_{min} [MPa] =	-380
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	380	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	4.02e+04	NOTE	

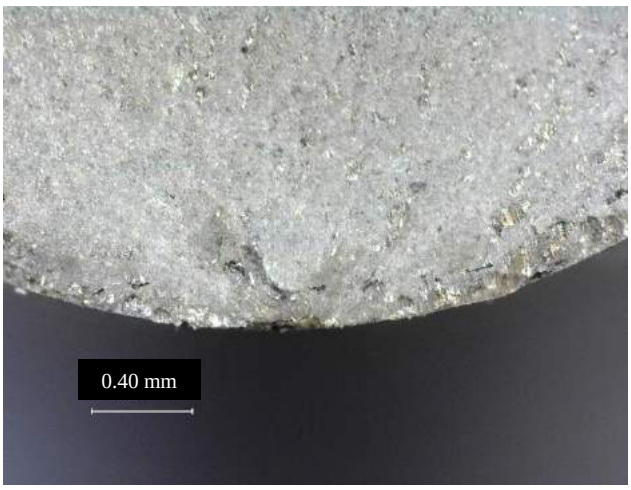
Danneggiamento

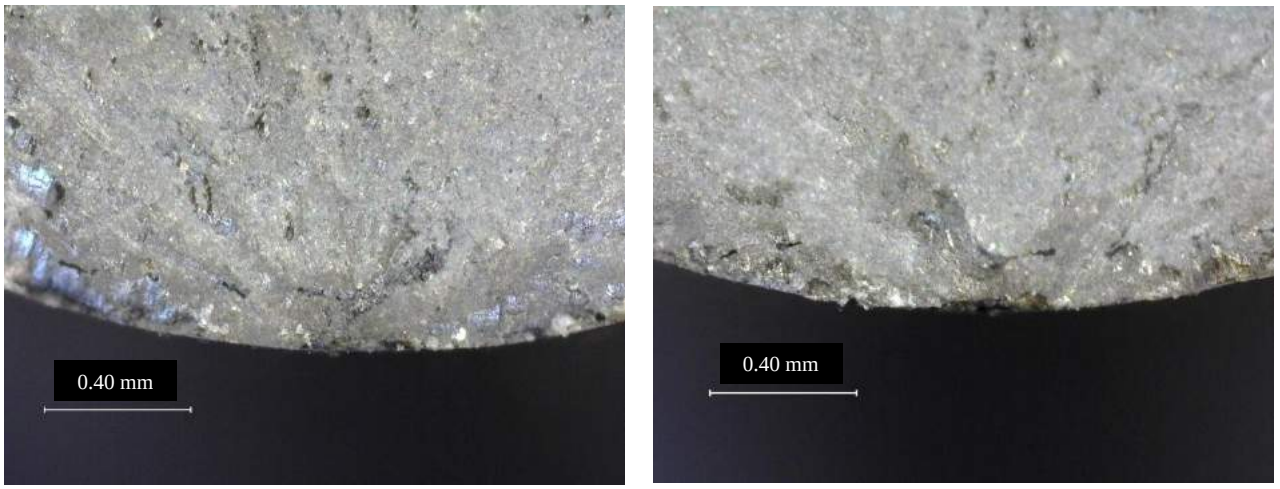



1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_T_1

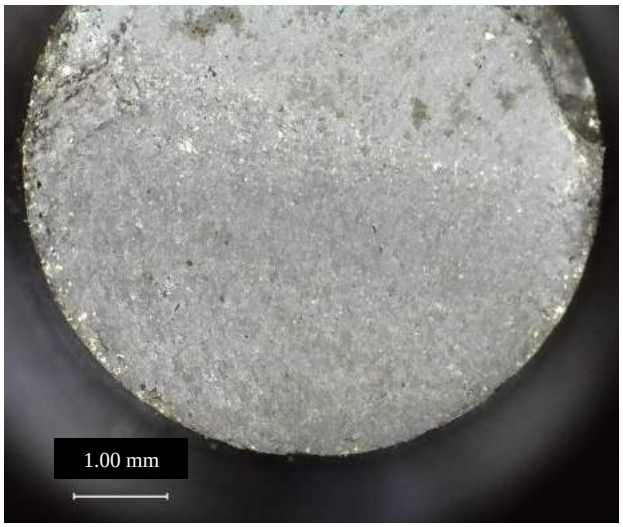
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	30/05/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

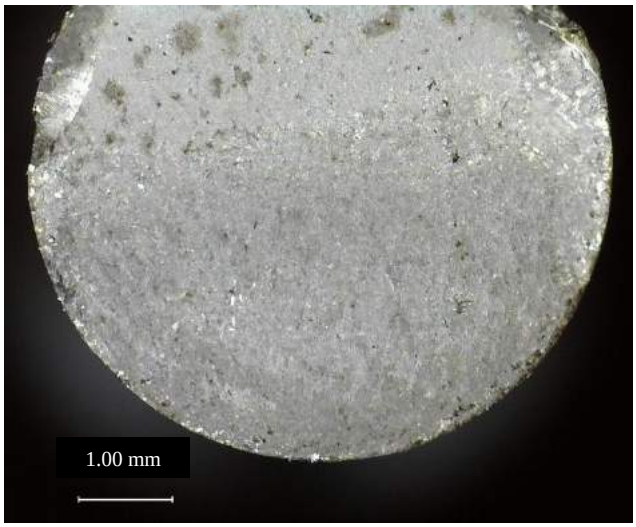
Dati prove di fatica

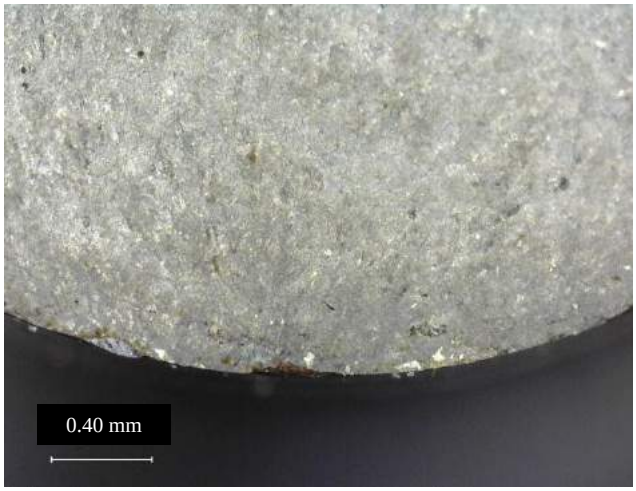
Diametro d_n [mm] =	5.81	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	8749	σ_{max} [MPa] =	330
F_{min} [N] =	-8749	σ_{min} [MPa] =	-330
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	330	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.09e+05	NOTE	

Danneggiamento

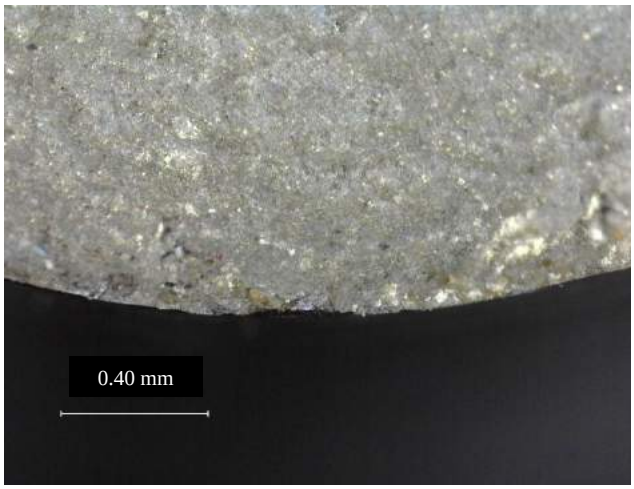


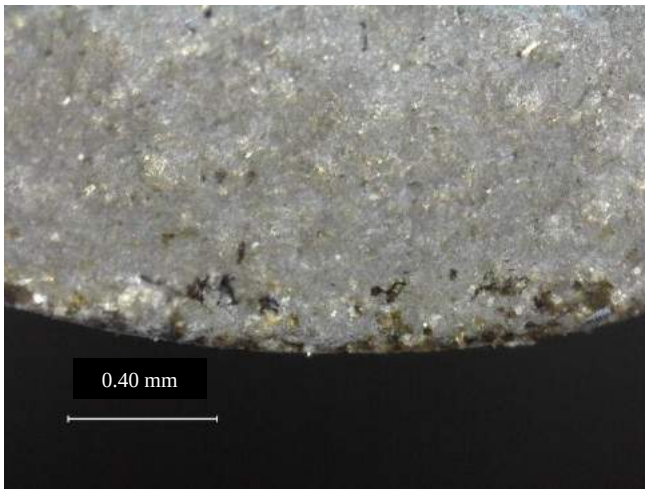

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_T_2

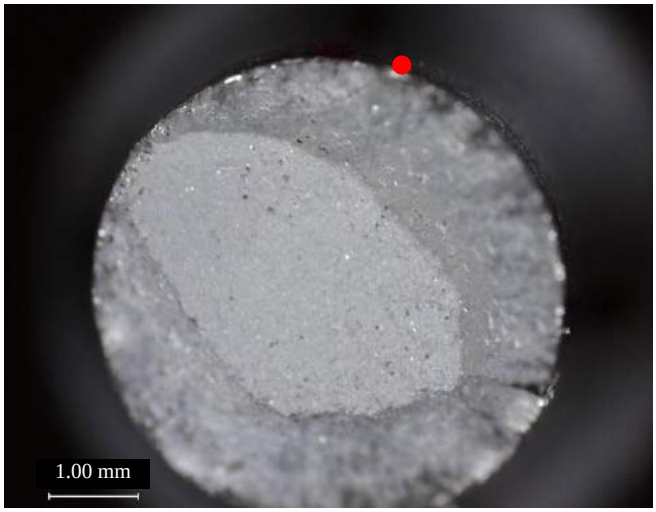
Tipo di prova:	Statica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	06/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

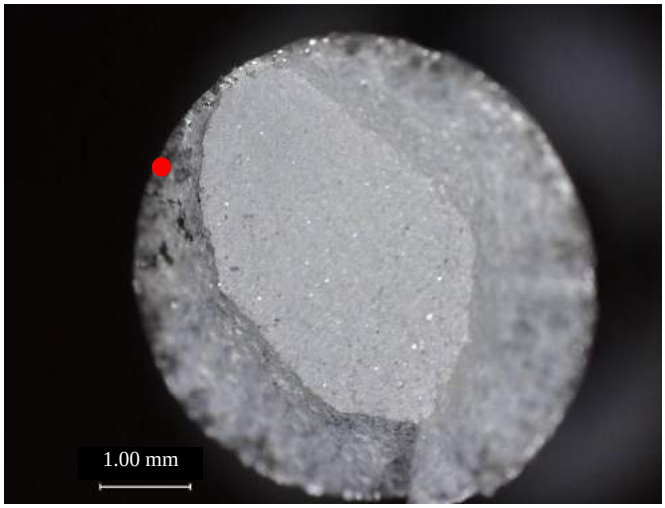
Dati prove di fatica

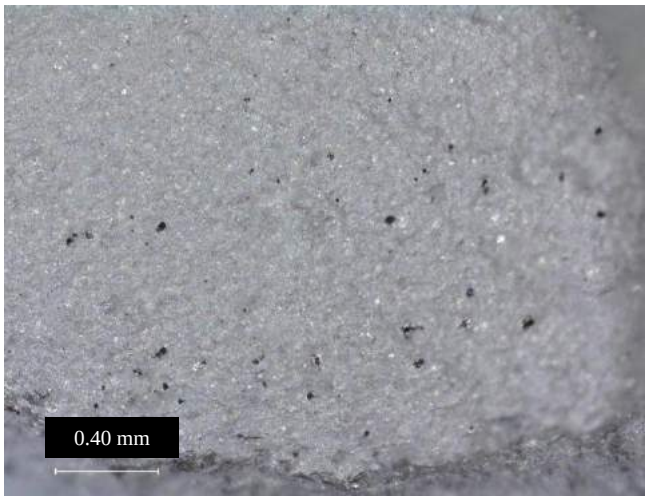
Diametro d_n [mm] =	5.88	Frequenza f_L [Hz] =	
F_{max} [N] =		σ_{max} [MPa] =	
F_{min} [N] =		σ_{min} [MPa] =	
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =		Rapporto di ciclo =	
N° cicli a rottura =		NOTE PROVA STATICA	

Danneggiamento

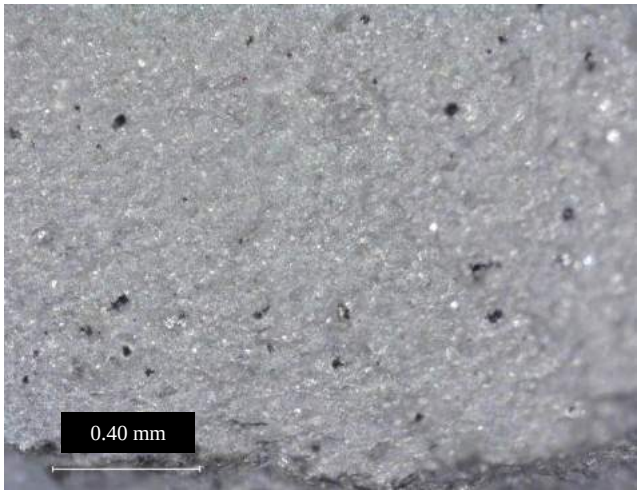


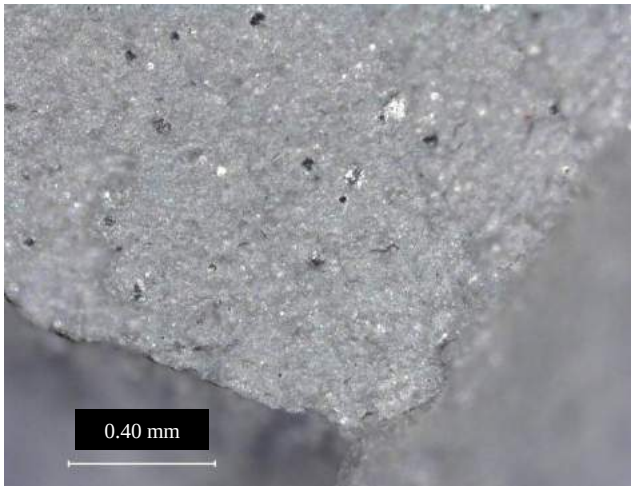

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_T_3

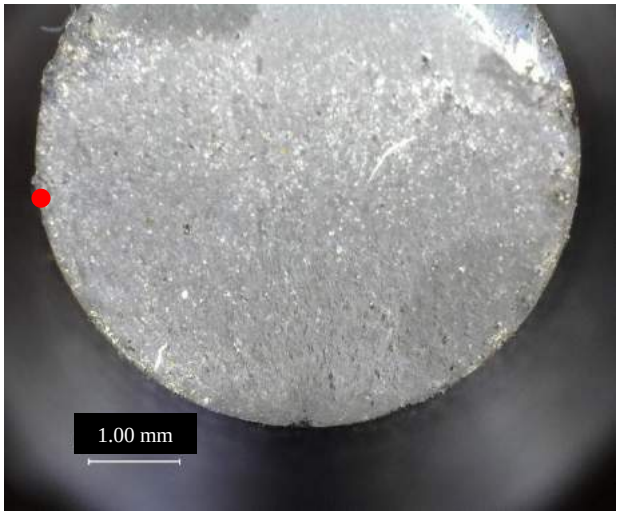
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	28/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

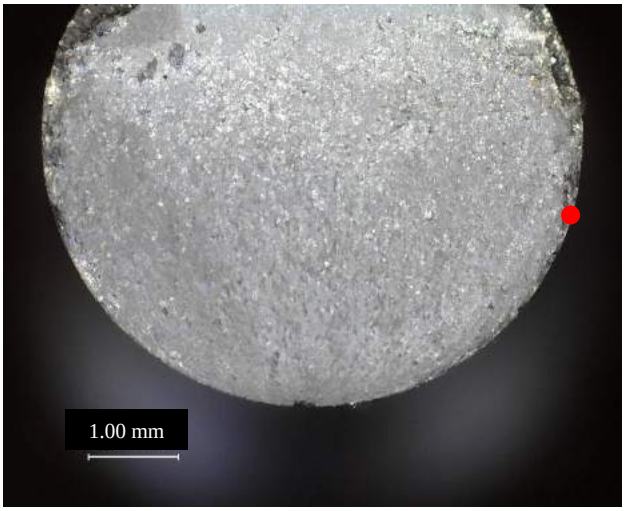
Dati prove di fatica

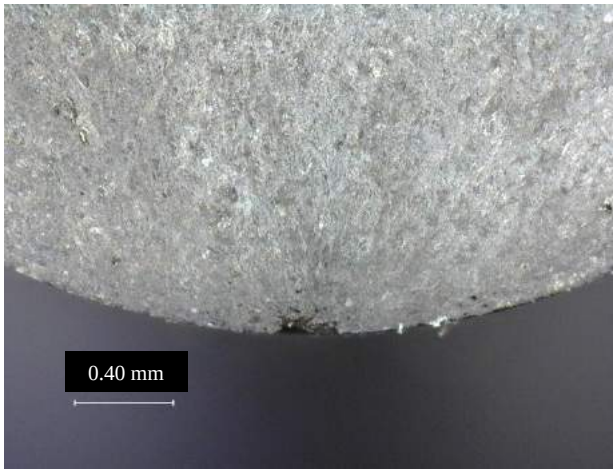
Diametro d_n [mm] =	5.83	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	8008	σ_{max} [MPa] =	300
F_{min} [N] =	-8008	σ_{min} [MPa] =	-300
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	300	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	3.77e+05	NOTE	

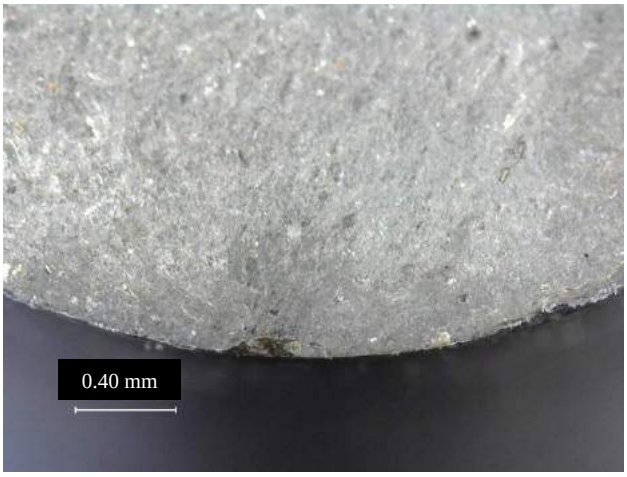
Danneggiamento

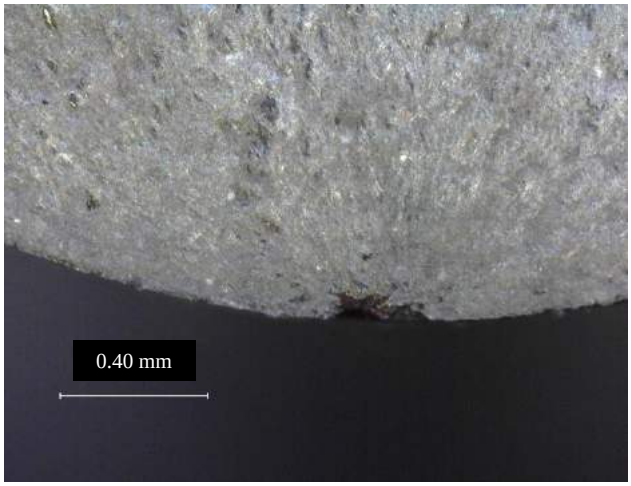


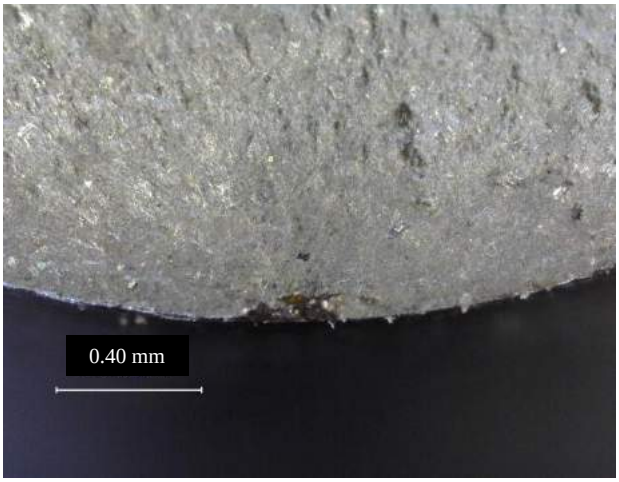

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_T_4

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	15/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Ricotta M.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.85	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	5913	σ_{max} [MPa] =	220
F_{min} [N] =	-5913	σ_{min} [MPa] =	-220
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	220	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	RUN OUT	NOTE	

Danneggiamento



Nome Provino: E_AD_0°_T_4_RETEST

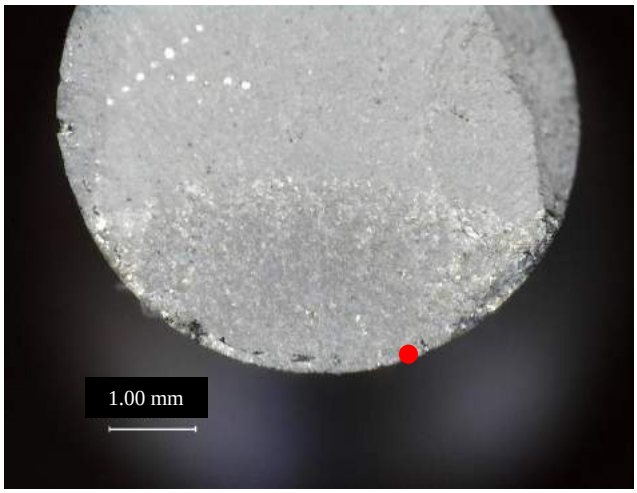
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	15/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

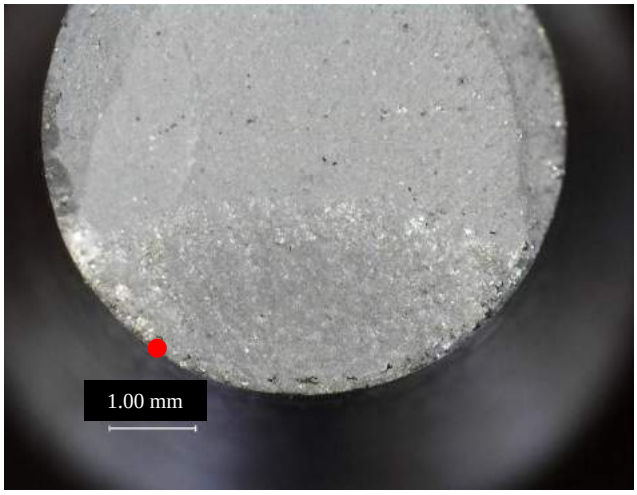
Dati prove di fatica

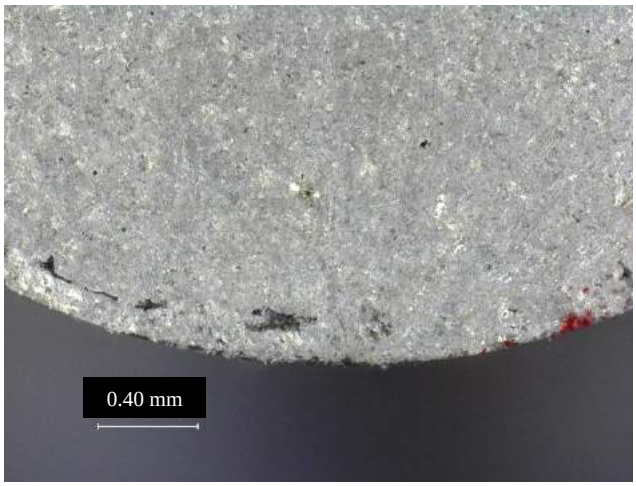
Diametro d_n [mm] =	5.85	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	117471	σ_{max} [MPa] =	650
F_{min} [N] =	-17471	σ_{min} [MPa] =	-650
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	650	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.92e+04	NOTE	

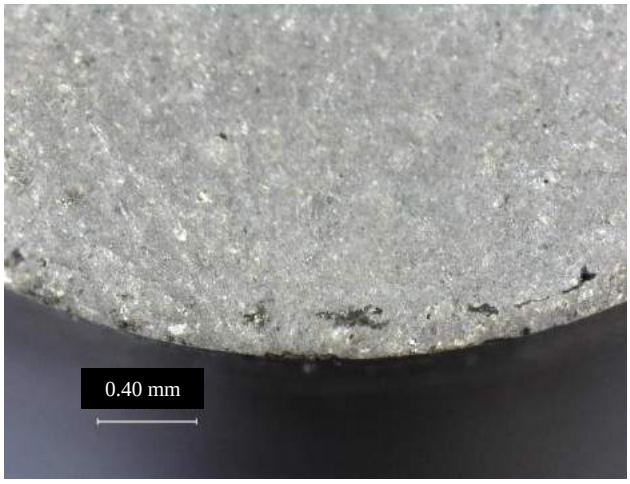
Danneggiamento

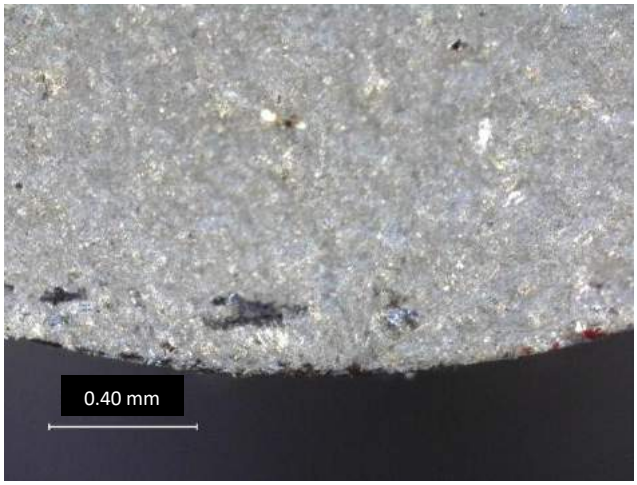


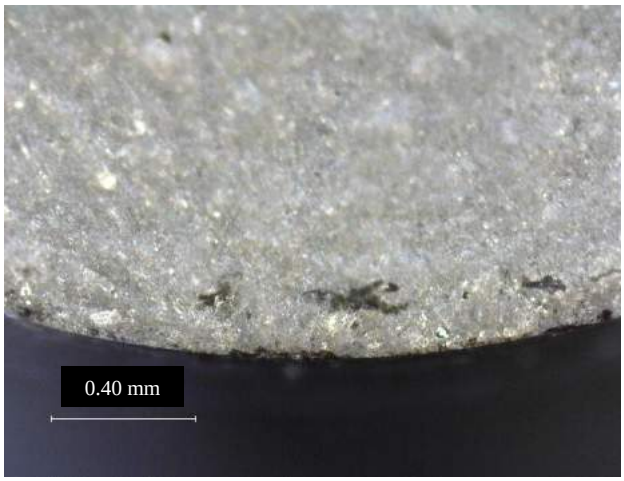

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

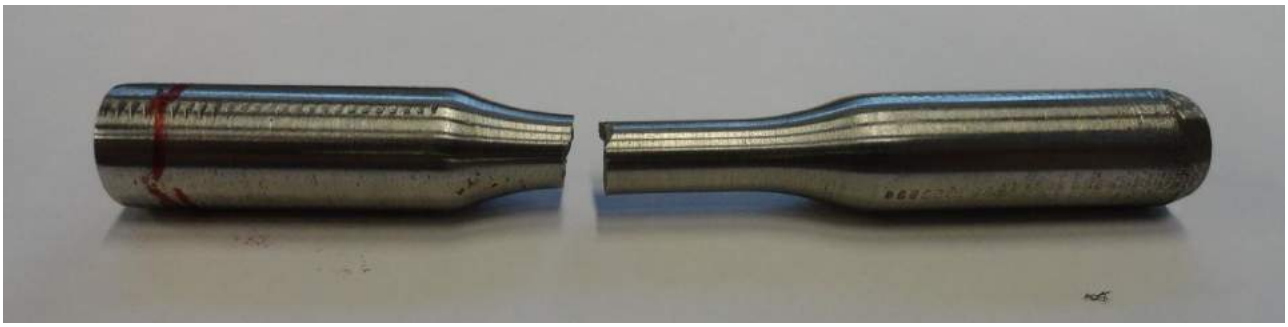
Nome Provino: E_AD_0°_T_5

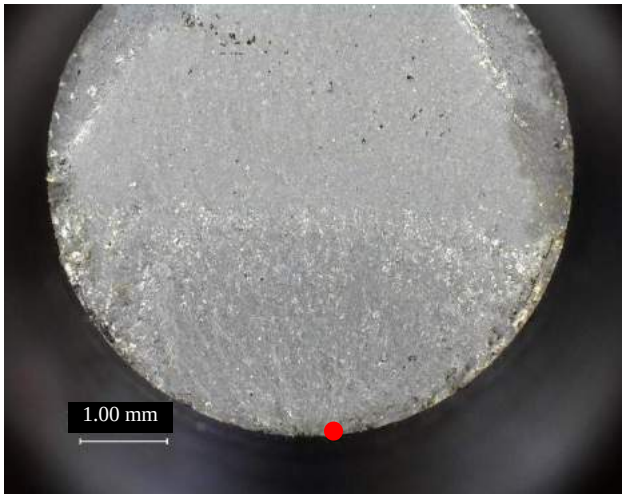
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	29/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

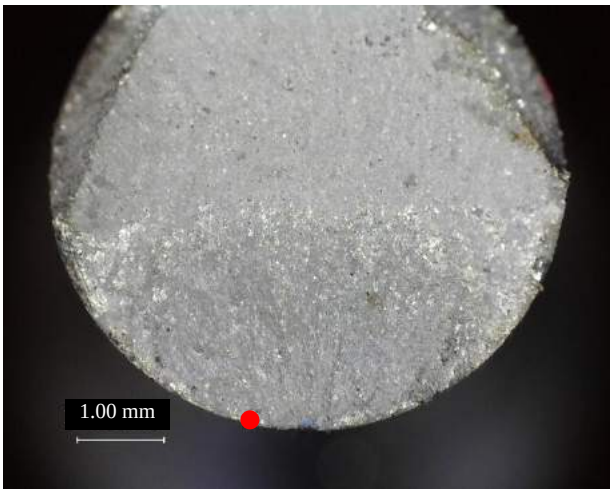
Dati prove di fatica

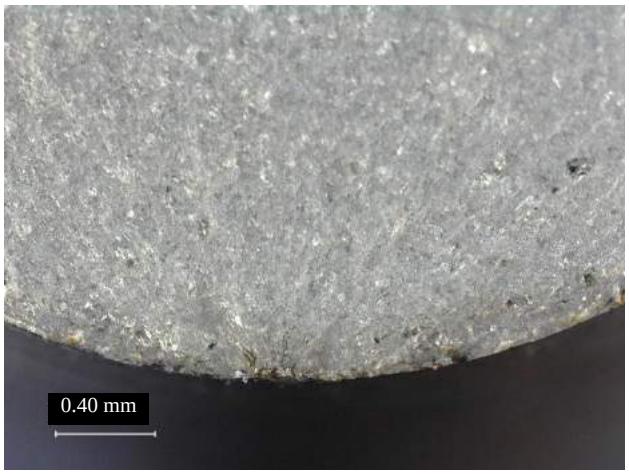
Diametro d_n [mm] =	5.85	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	14783	σ_{max} [MPa] =	550
F_{min} [N] =	-14783	σ_{min} [MPa] =	-550
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	550	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	3.54e+04	NOTE	

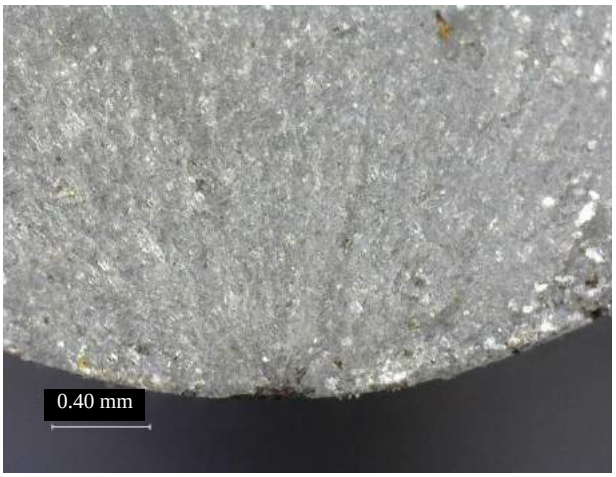
Danneggiamento

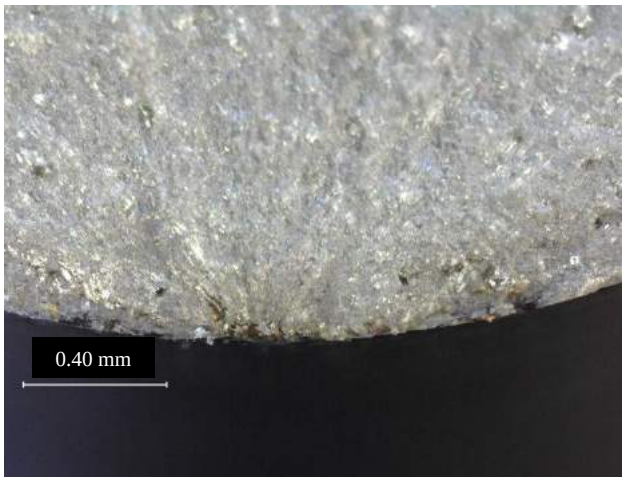


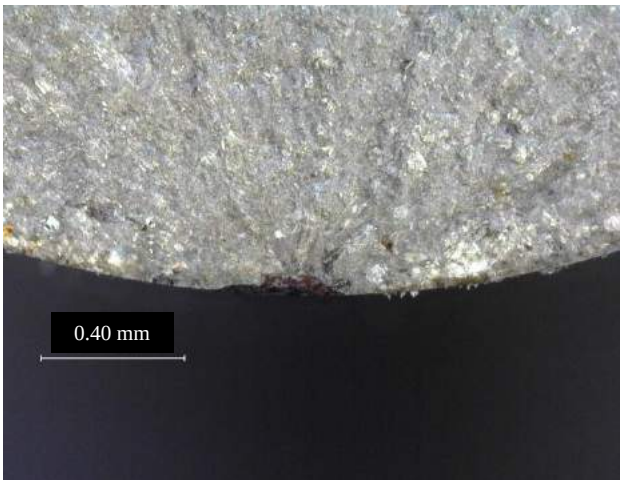

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_T_6

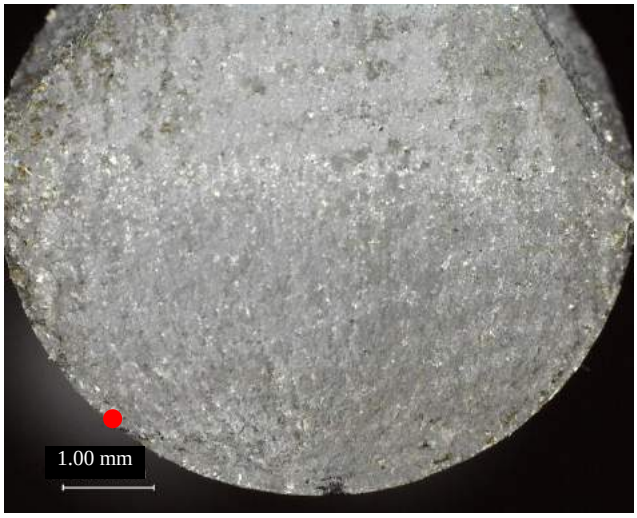
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	21/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

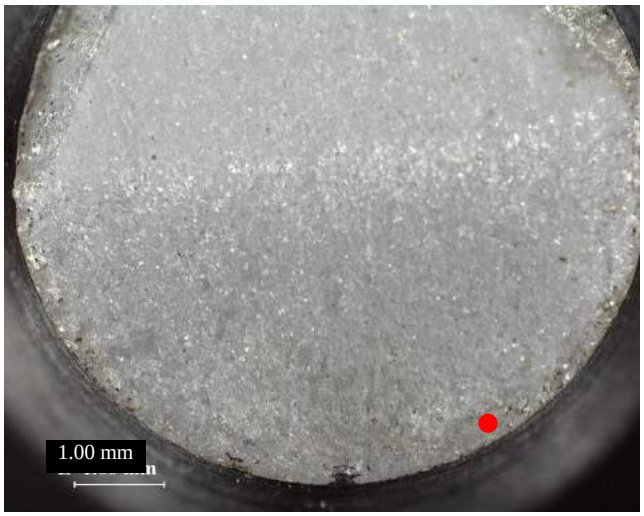
Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.85	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	12100	σ_{max} [MPa] =	450
F_{min} [N] =	-12100	σ_{min} [MPa] =	-450
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	450	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	6.88E+04	NOTE	rotto sul raccordo (SEM)

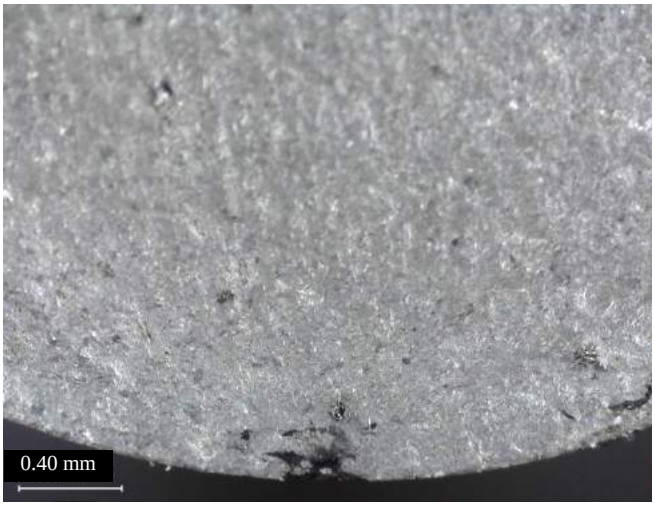
Danneggiamento

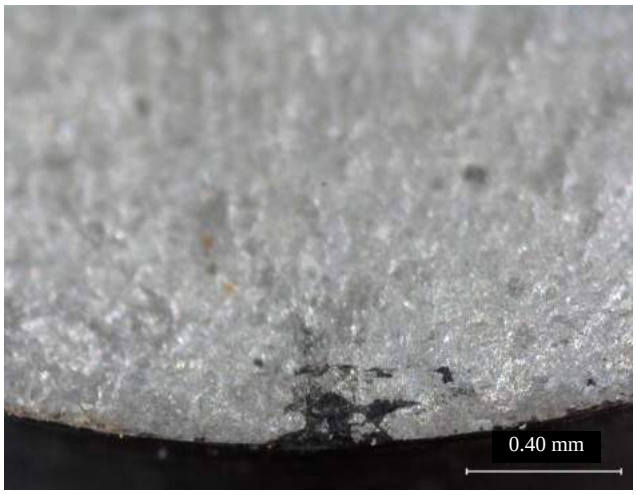



1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_T_7

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	21/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.87	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	6766	σ_{max} [MPa] =	250
F_{min} [N] =	-6766	σ_{min} [MPa] =	-250
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	250	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	RUN OUT	NOTE	

Danneggiamento



Nome Provino: E_AD_0°_T_7_RETEST

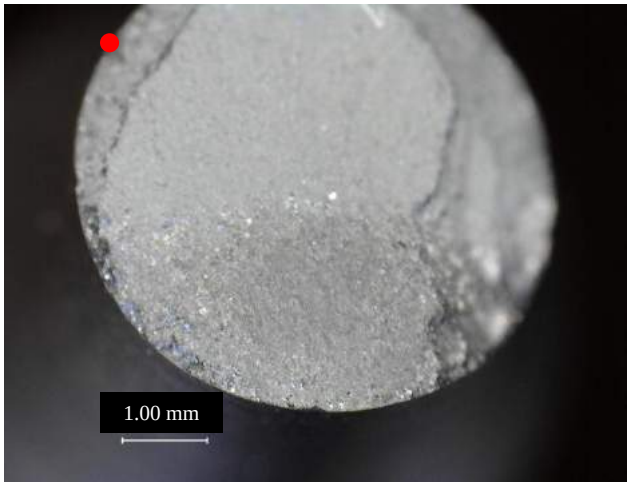
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	21/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

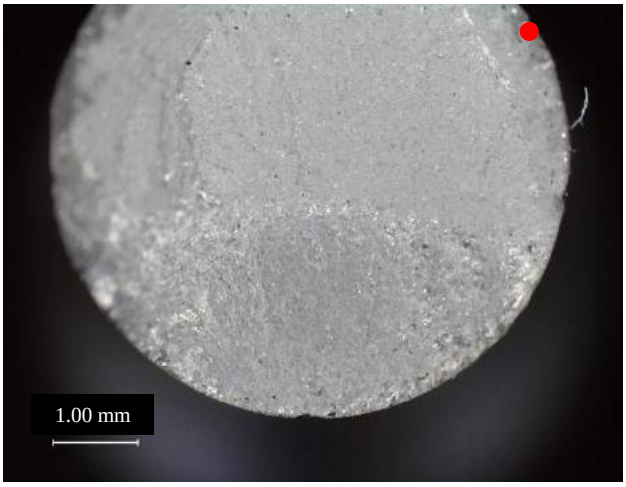
Dati prove di fatica

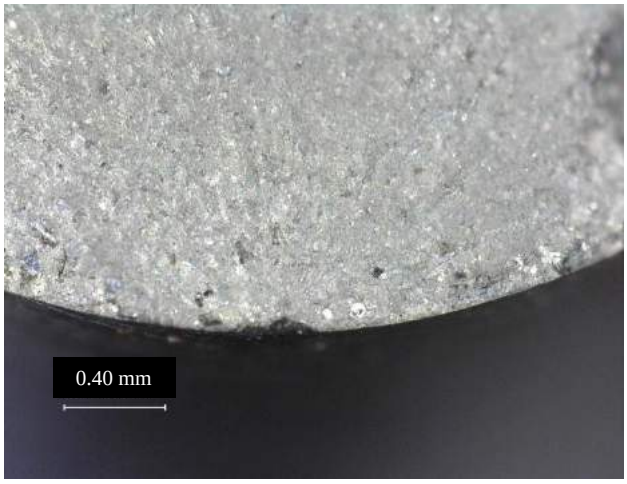
Diametro d_n [mm] =	5.87	Frequenza f_L [Hz] =	10
F_{max} [N] =	17591	σ_{max} [MPa] =	650
F_{min} [N] =	-17591	σ_{min} [MPa] =	-650
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	650	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.22e+04	NOTE	

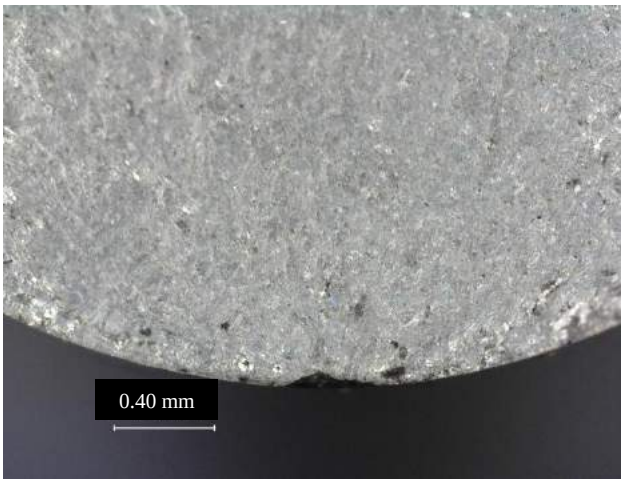
Danneggiamento

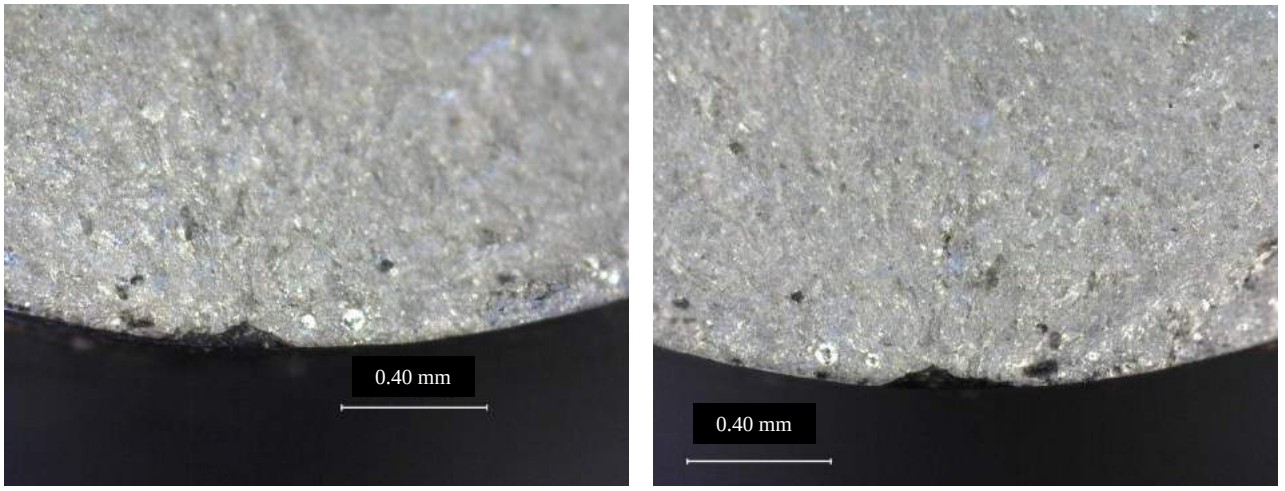



1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_T_8

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	10/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

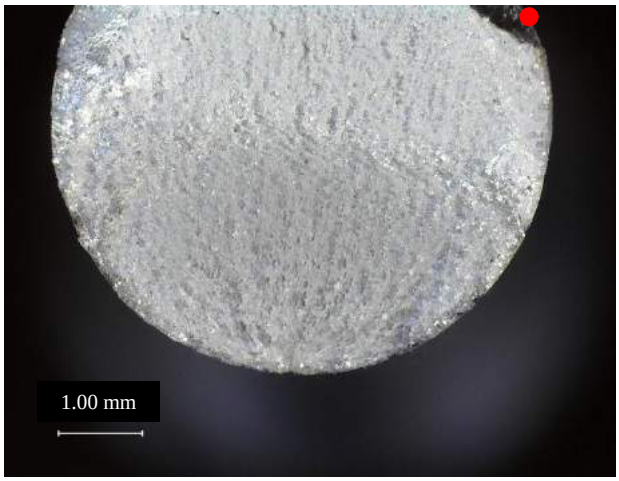
Dati prove di fatica

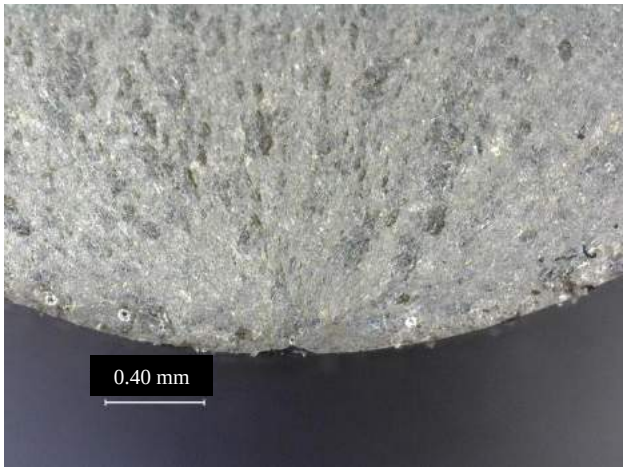
Diametro d_n [mm] =	5.86	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	10788	σ_{max} [MPa] =	400
F_{min} [N] =	-10788	σ_{min} [MPa] =	-400
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	400	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.89e+05	NOTE	

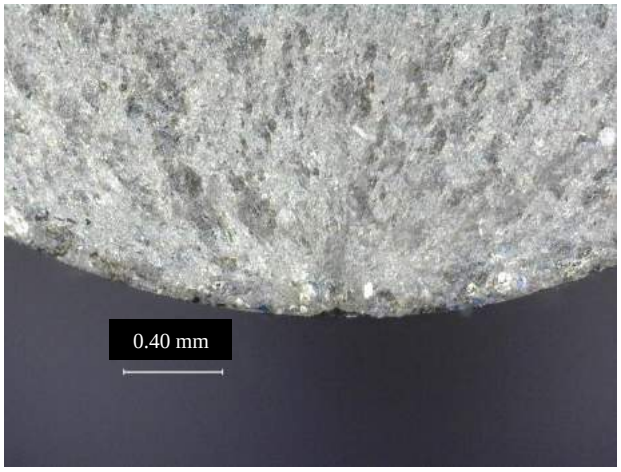
Danneggiamento

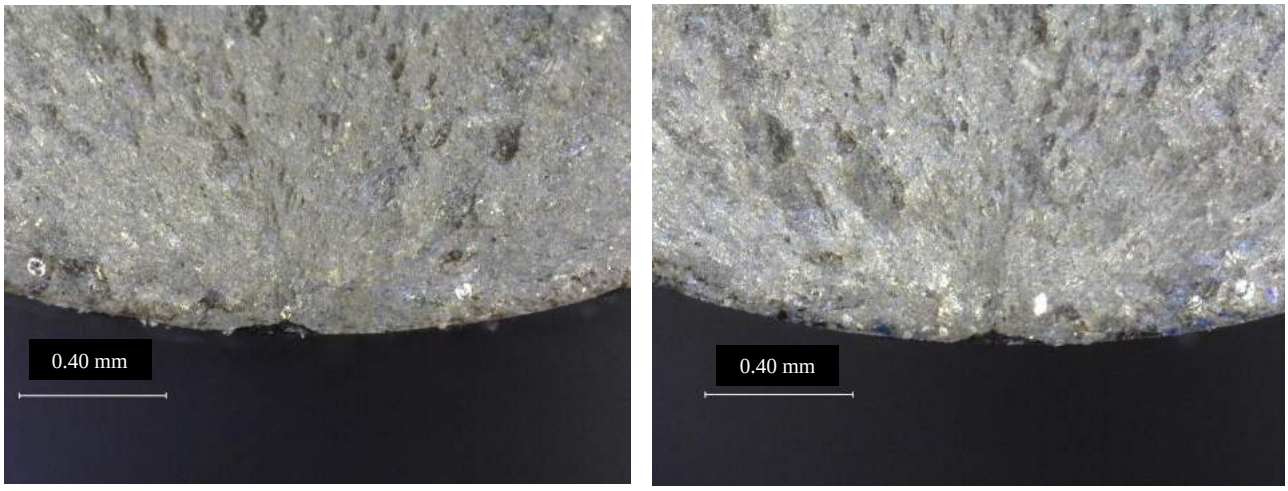



1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_T_9

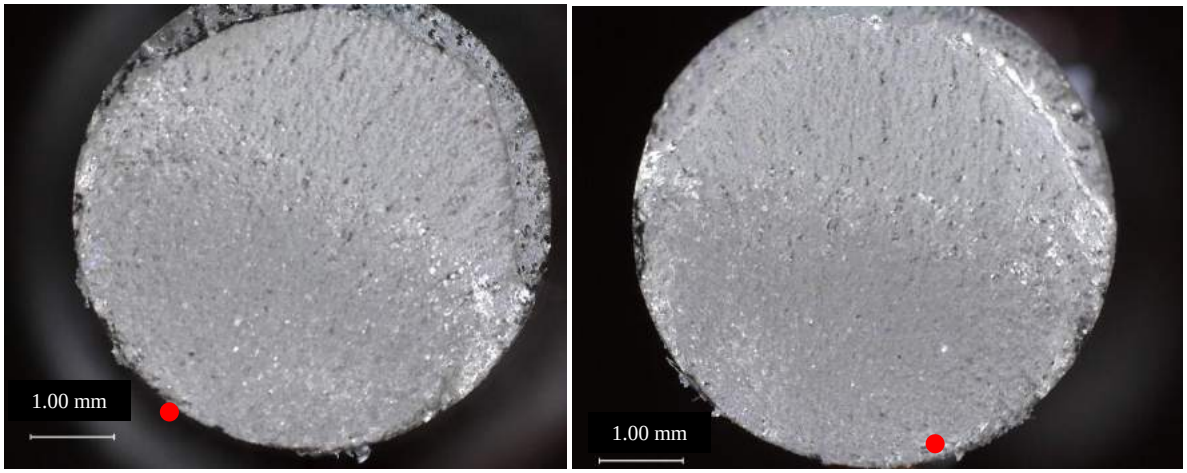
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

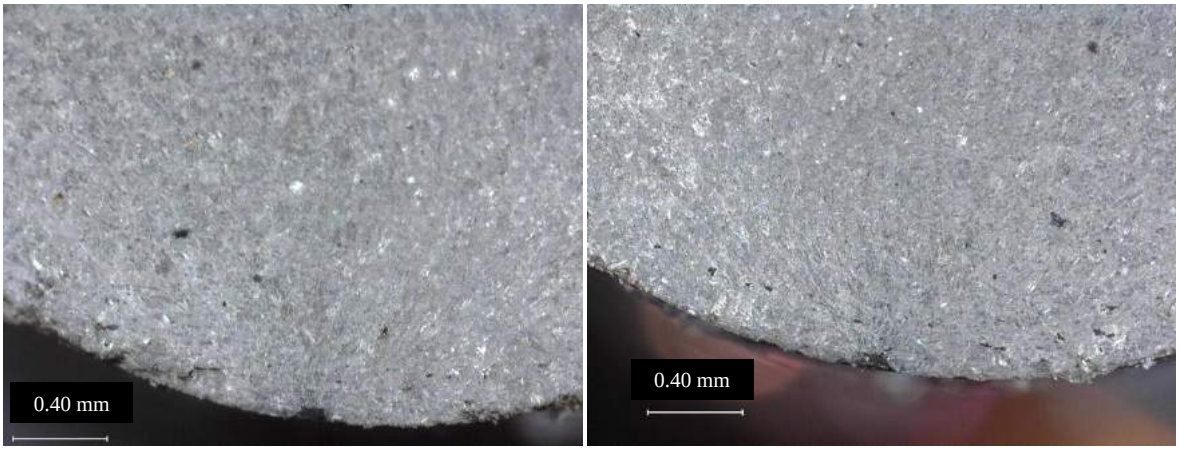
Dati prove di fatica

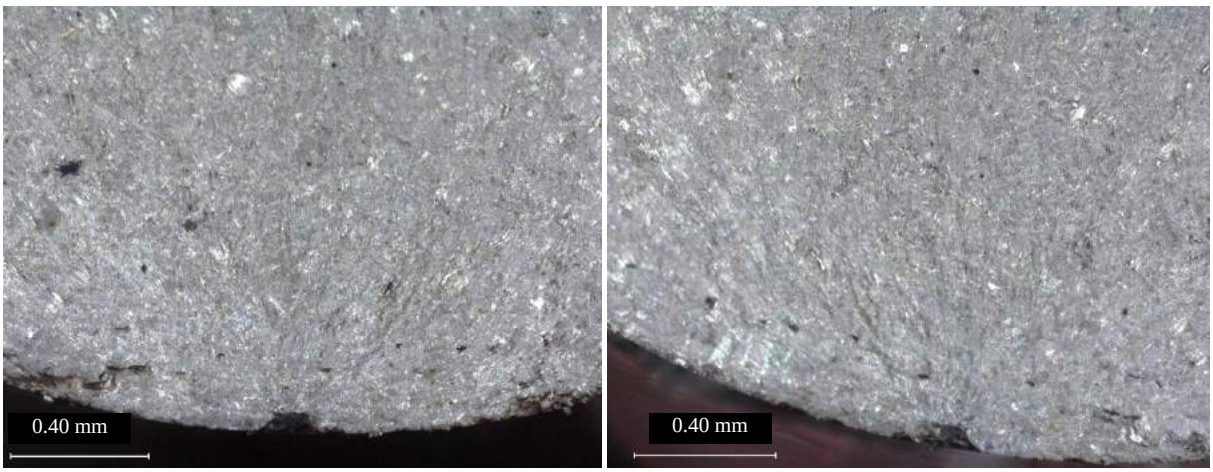
Diametro d_n [mm] =	5.88	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	8961	σ_{max} [MPa] =	330
F_{min} [N] =	-8961	σ_{min} [MPa] =	-330
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	330	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	9.33e+04	NOTE Estensimetrato	

Danneggiamento




1.00 mm
1.00 mm


0.40 mm
0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

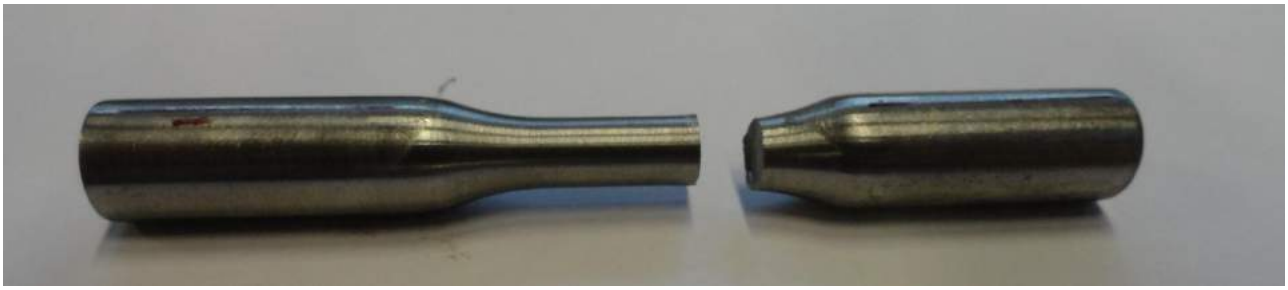
Nome Provino: E_AD_0°_T_10

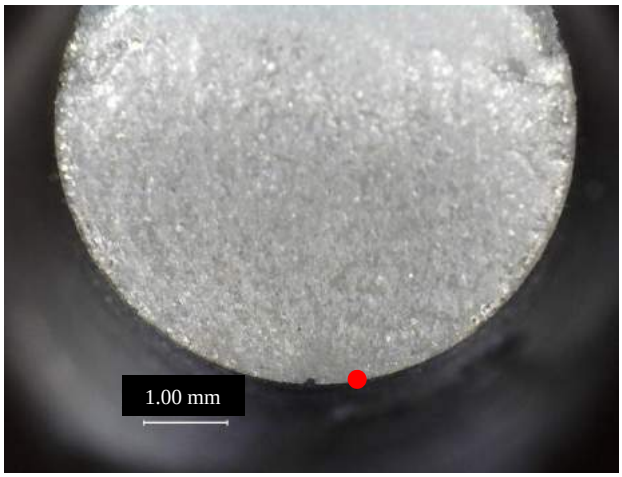
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	10/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

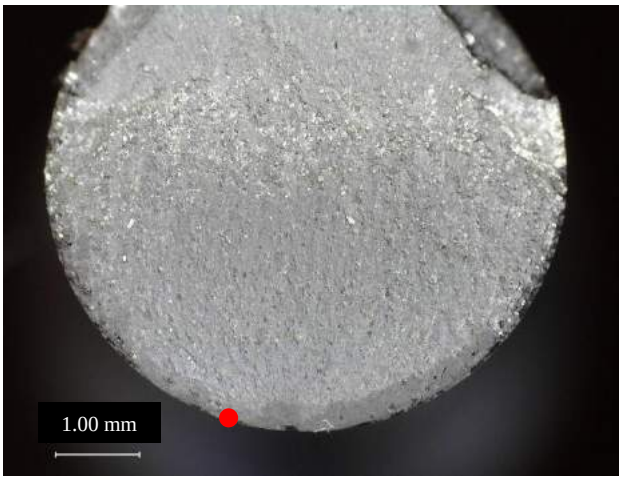
Dati prove di fatica

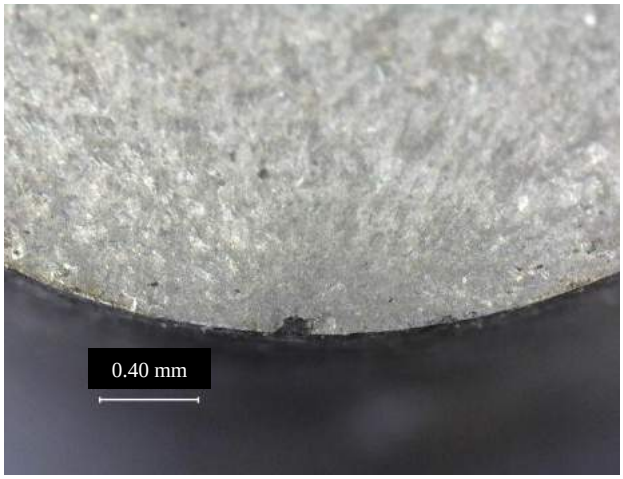
Diametro d_n [mm] =	5.87	Frequenza f_L [Hz] =	22
F_{max} [N] =	8931	σ_{max} [MPa] =	330
F_{min} [N] =	-8931	σ_{min} [MPa] =	-330
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	330	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.49e+05	NOTE	

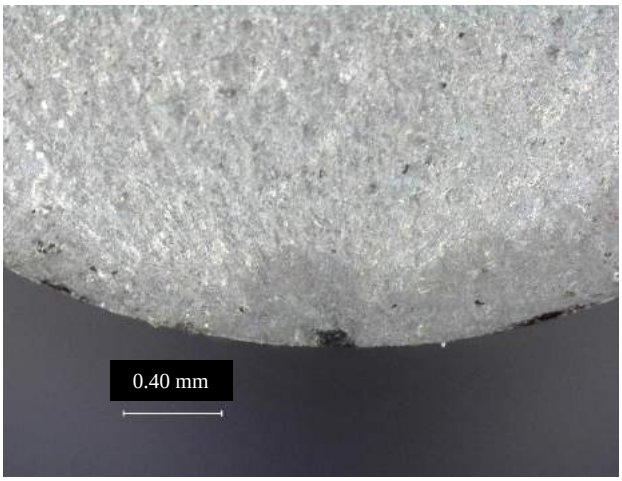
Danneggiamento

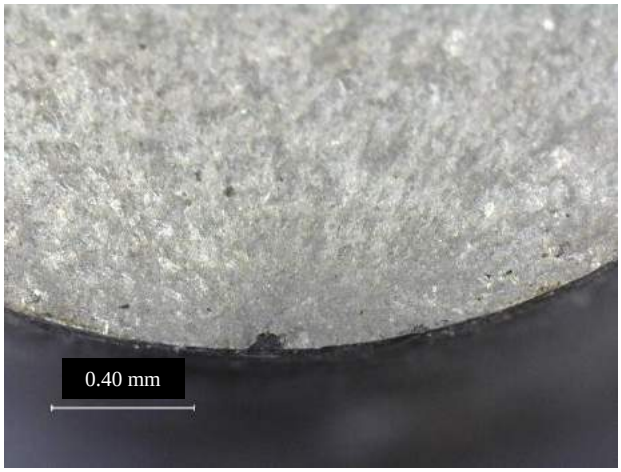


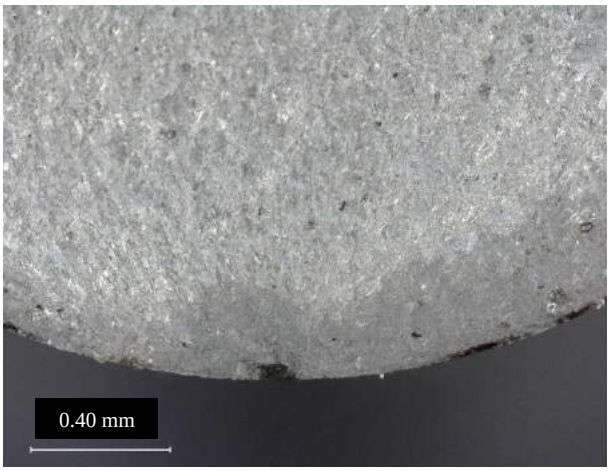

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_0°_T_11

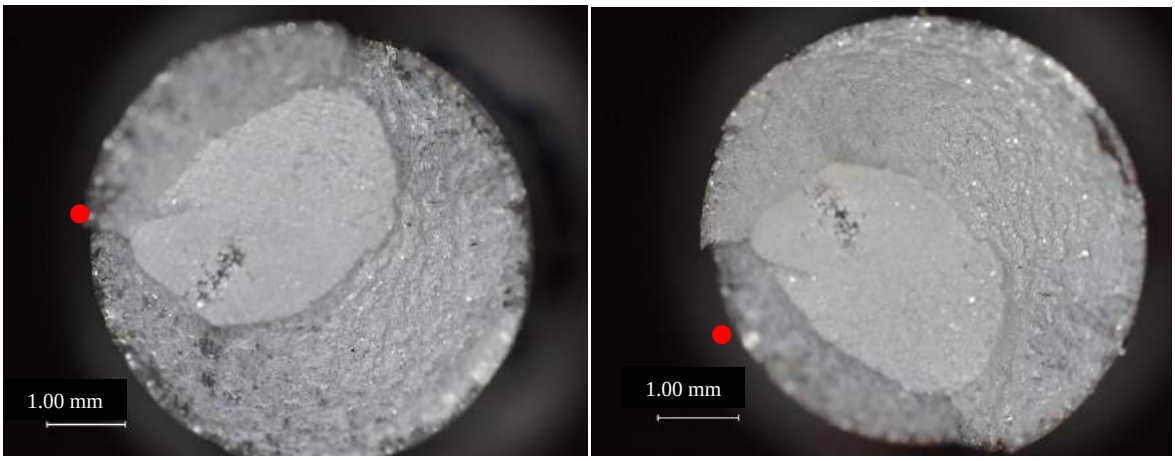
Tipo di prova:	Statica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	06/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

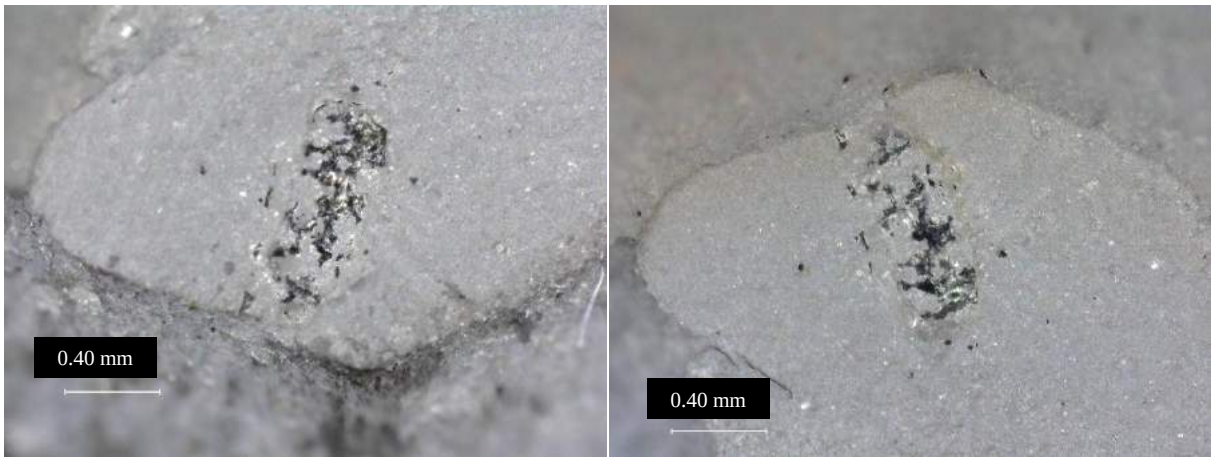
Dati prove di fatica

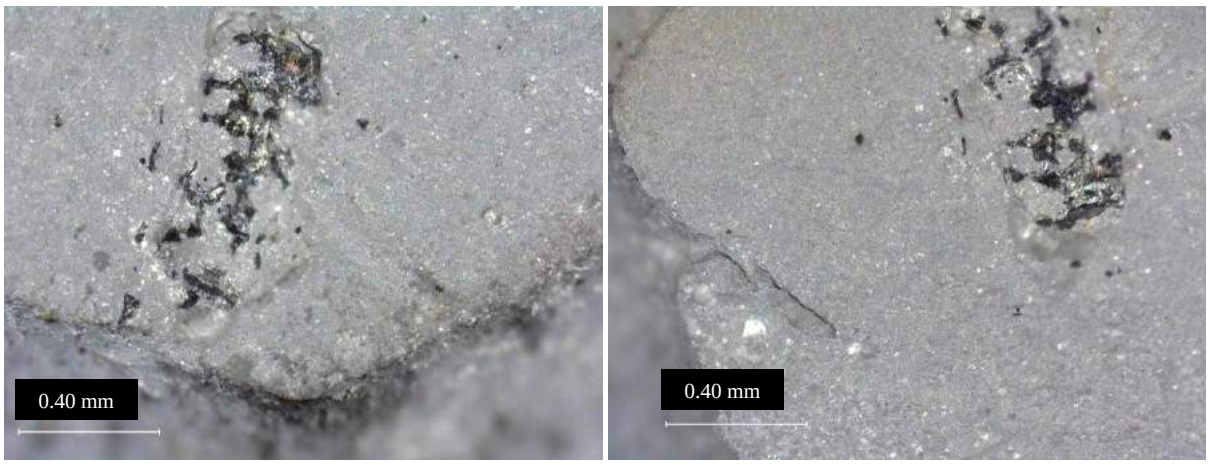
Diametro d_n [mm] =	5.88	Frequenza f_L [Hz] =	
F_{max} [N] =		σ_{max} [MPa] =	
F_{min} [N] =		σ_{min} [MPa] =	
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =		Rapporto di ciclo =	
N° cicli a rottura =		NOTE PROVA STATICA	

Danneggiamento




1.00 mm
1.00 mm


0.40 mm
0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

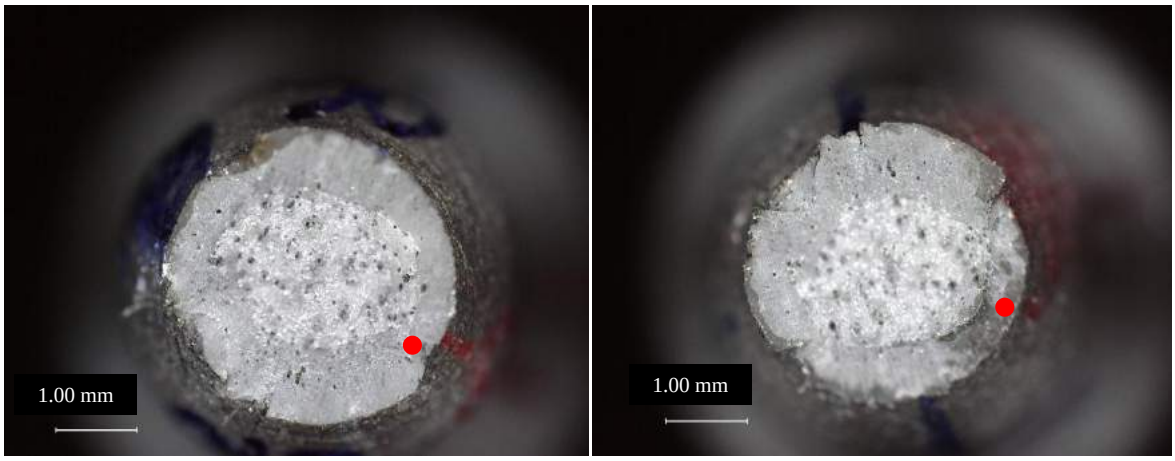
Nome Provino:	E_AD_90°_NT_1		
Tipo di prova:	Statica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

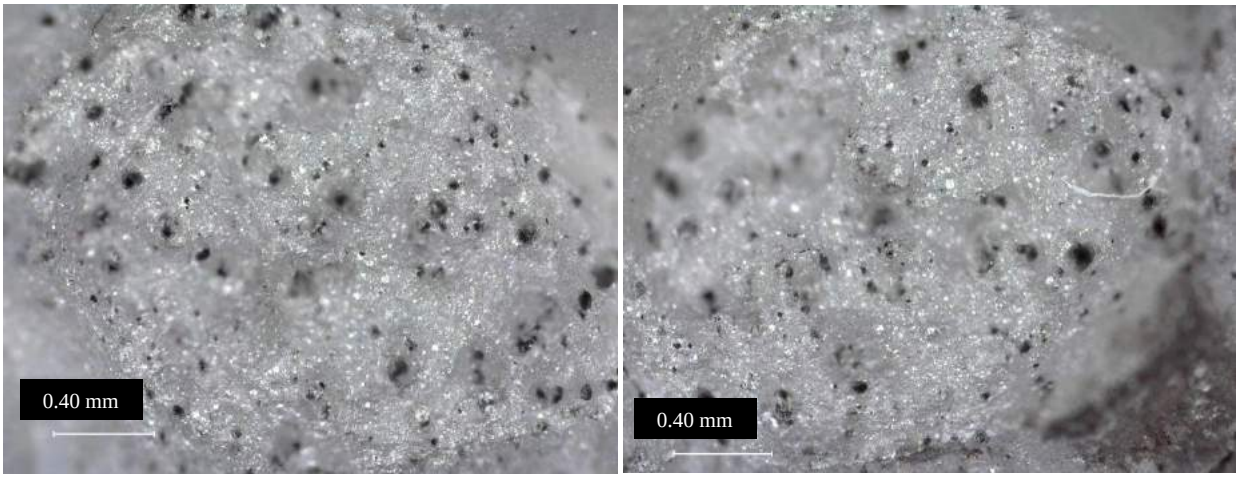
Dati prove di fatica

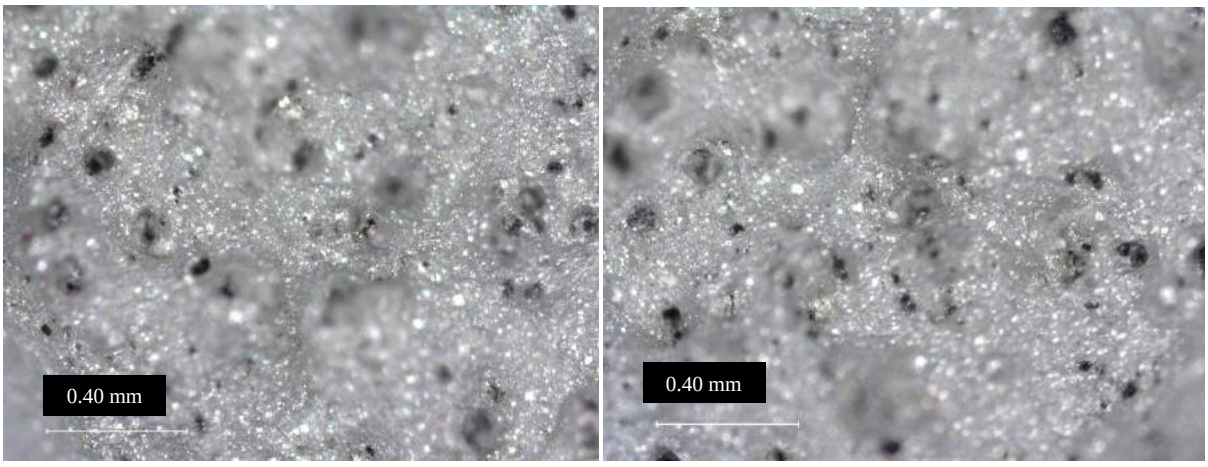
Diametro d_n [mm] =	5.62	Frequenza f_L [Hz] =	
F_{max} [N] =		σ_{max} [MPa] =	
F_{min} [N] =		σ_{min} [MPa] =	
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =		Rapporto di ciclo =	
N° cicli a rottura =		NOTE PROVA STATICA	

Danneggiamento




1.00 mm
1.00 mm


0.40 mm
0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

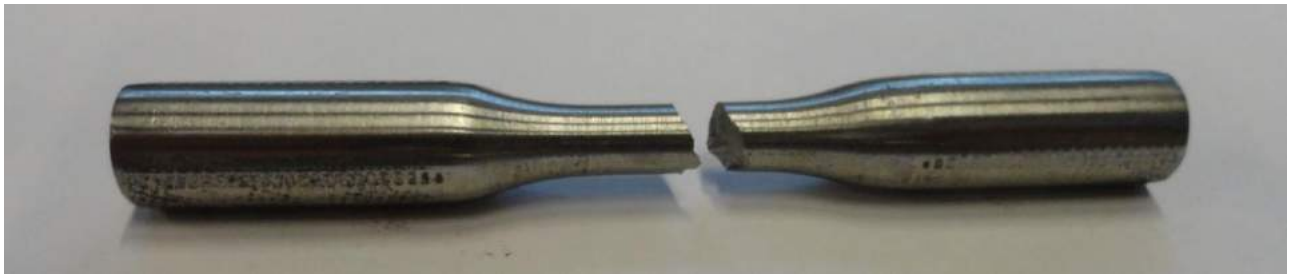
Nome Provino: E_AD_90°_NT_2

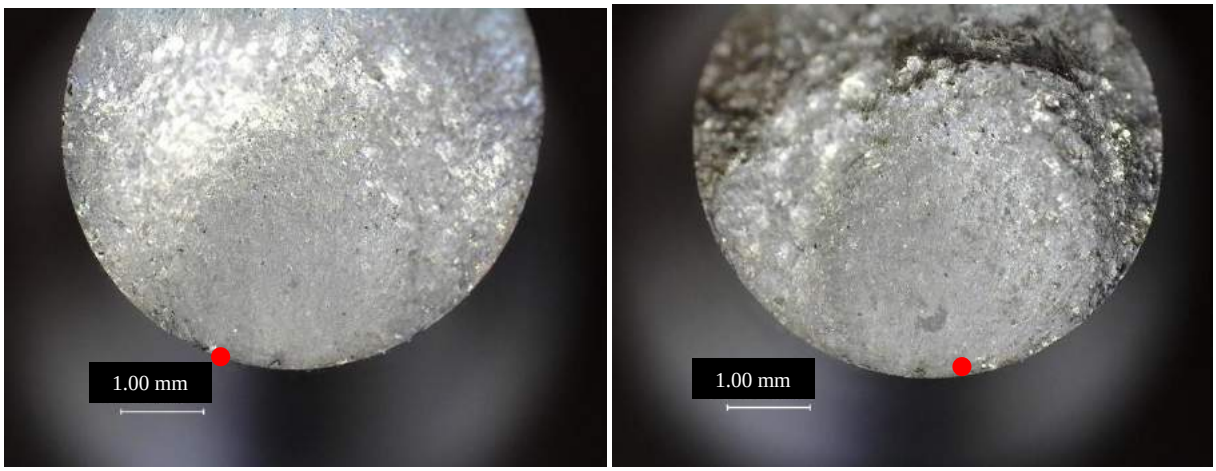
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	22/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

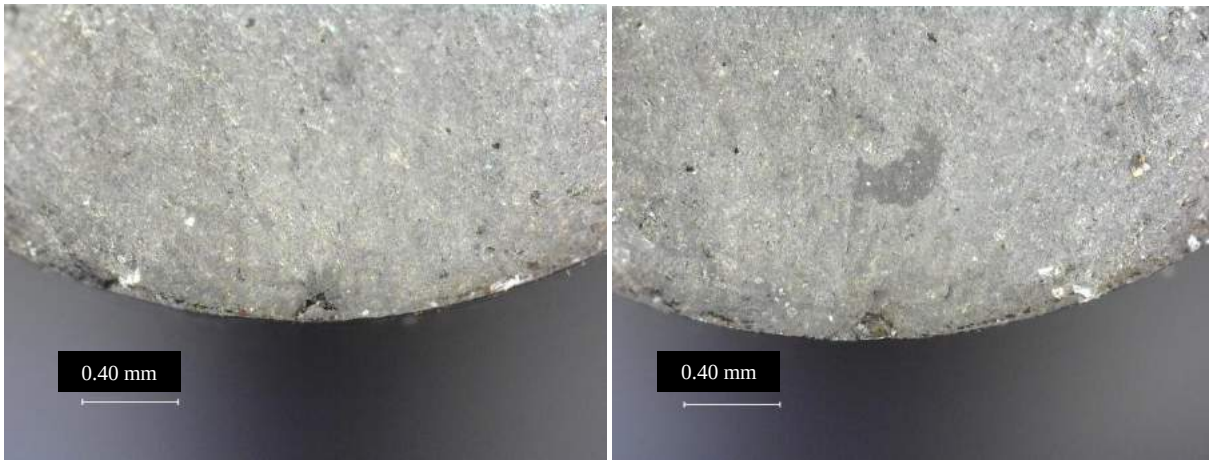
Dati prove di fatica

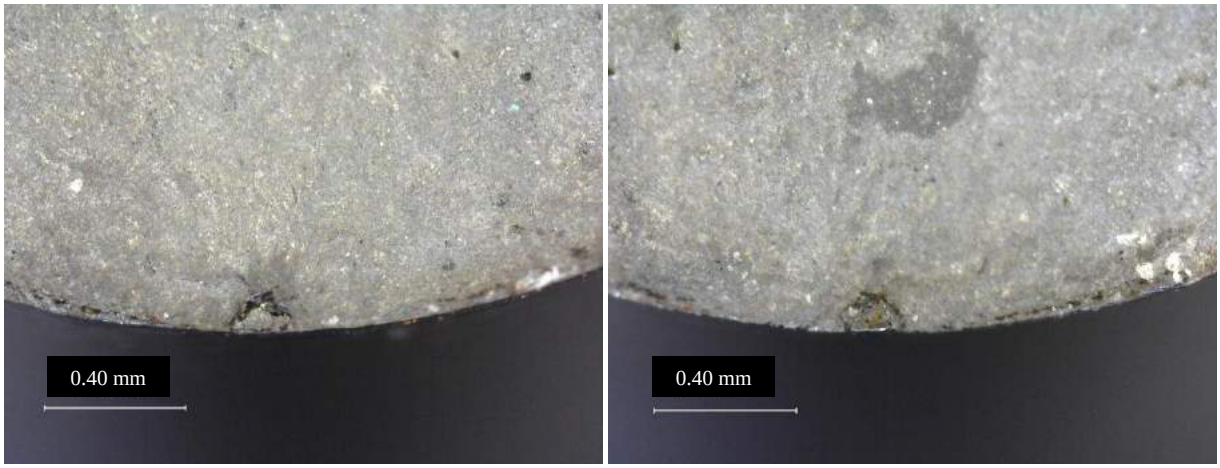
Diametro d_n [mm] =	5.72	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	10279	σ_{max} [MPa] =	400
F_{min} [N] =	-10279	σ_{min} [MPa] =	-400
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	400	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	7.75e+04	NOTE	

Danneggiamento




1.00 mm
1.00 mm


0.40 mm
0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

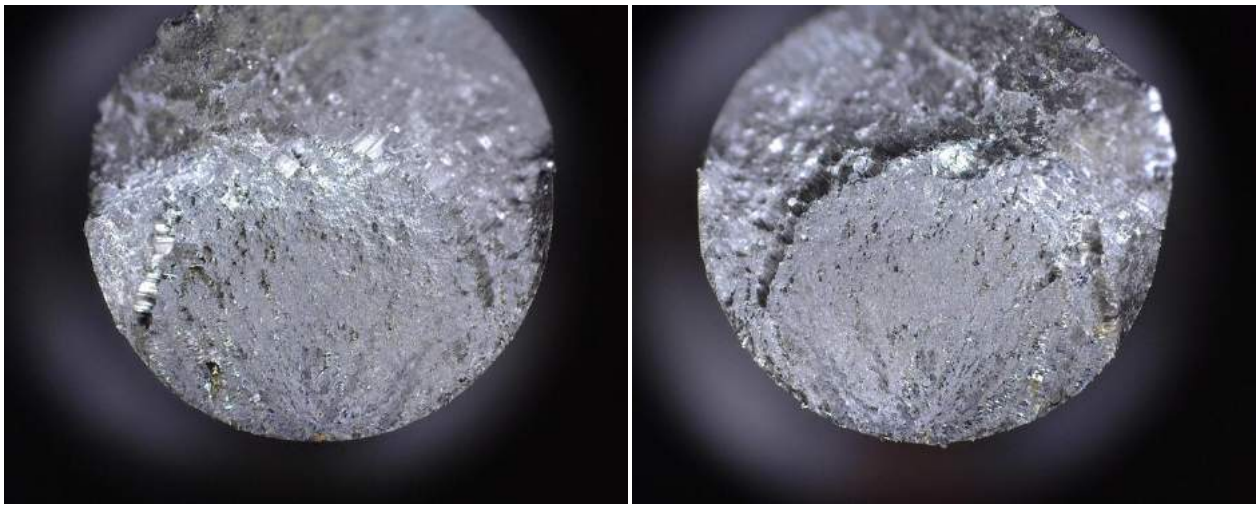
Nome Provino: E_AD_90°_NT_3

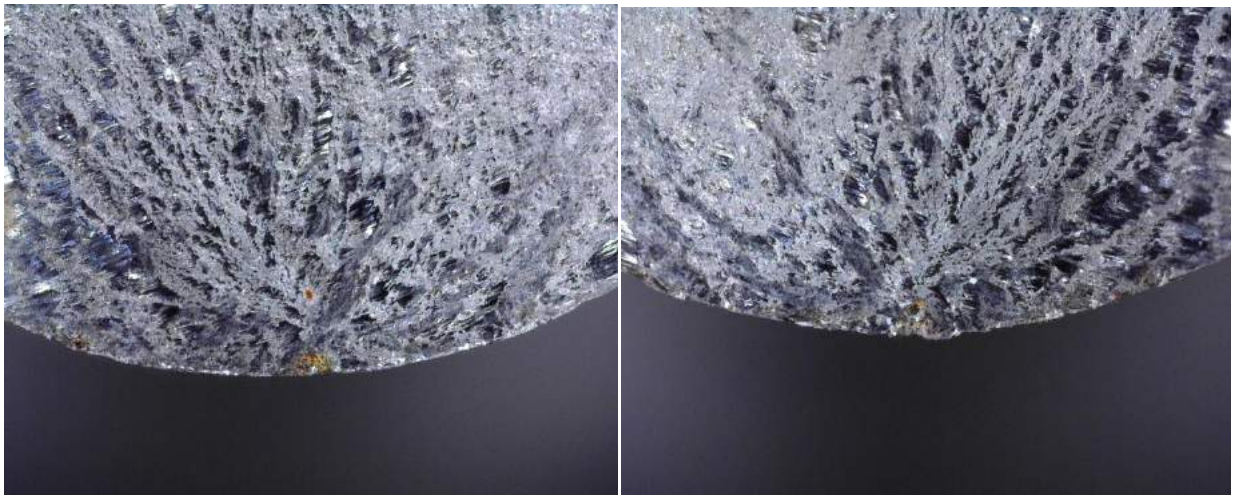
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	29/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

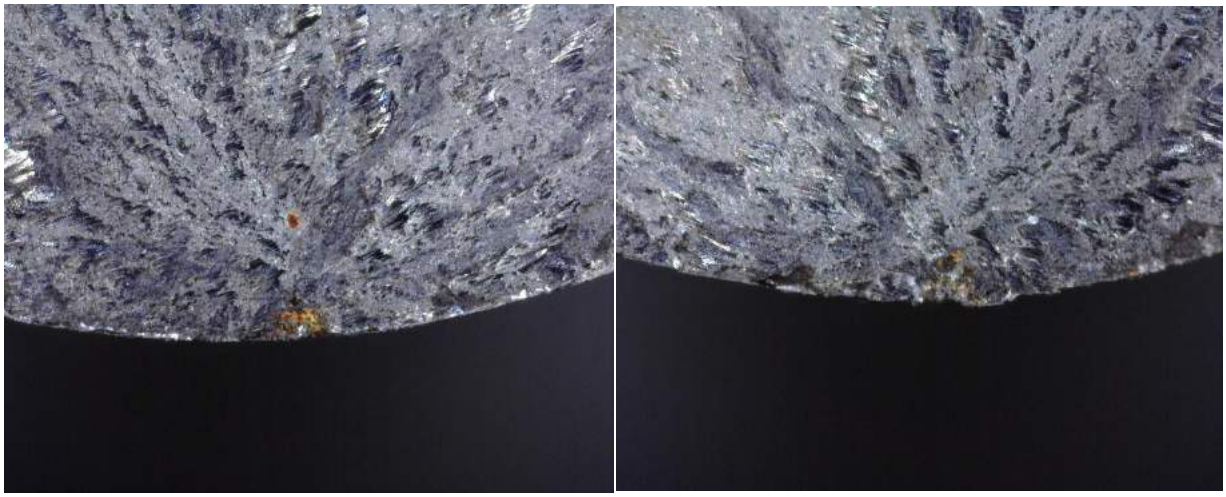
Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.78	Frequenza f_L [Hz] =	15
F_{max} [N] =	13119	σ_{max} [MPa] =	500
F_{min} [N] =	-13119	σ_{min} [MPa] =	-500
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	500	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	7.50e+04	NOTE	

Danneggiamento







Nome Provino: E_AD_90°_NT_4

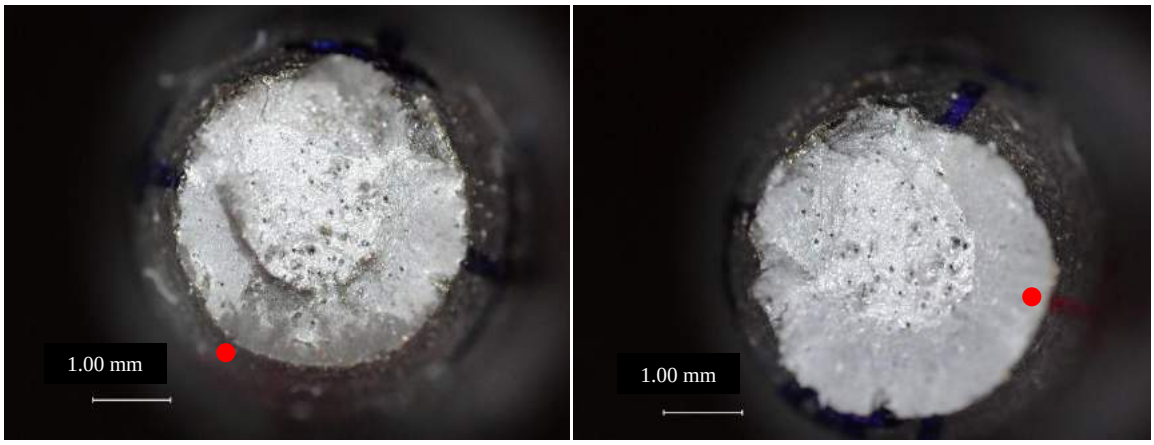
Tipo di prova:	Statica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

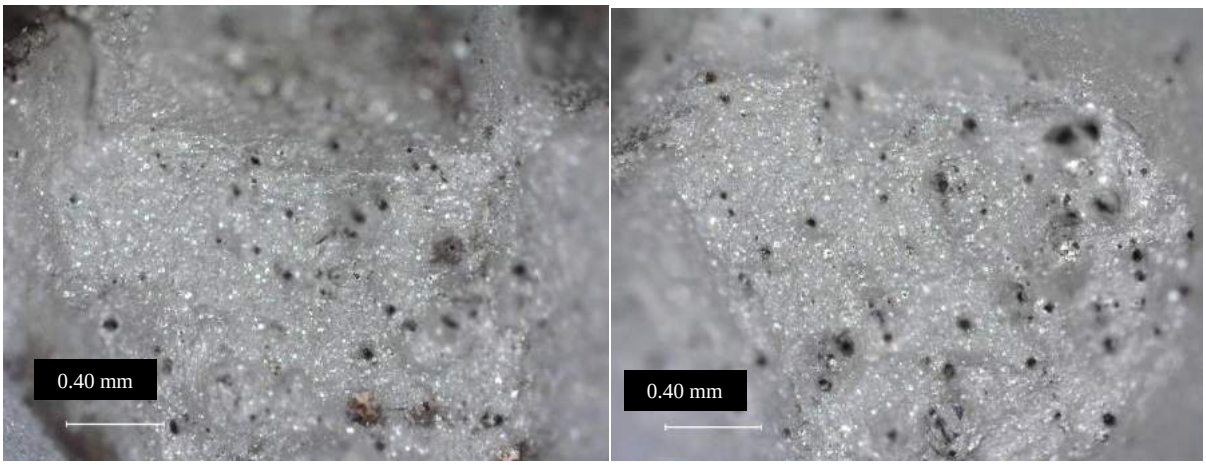
Dati prove di fatica

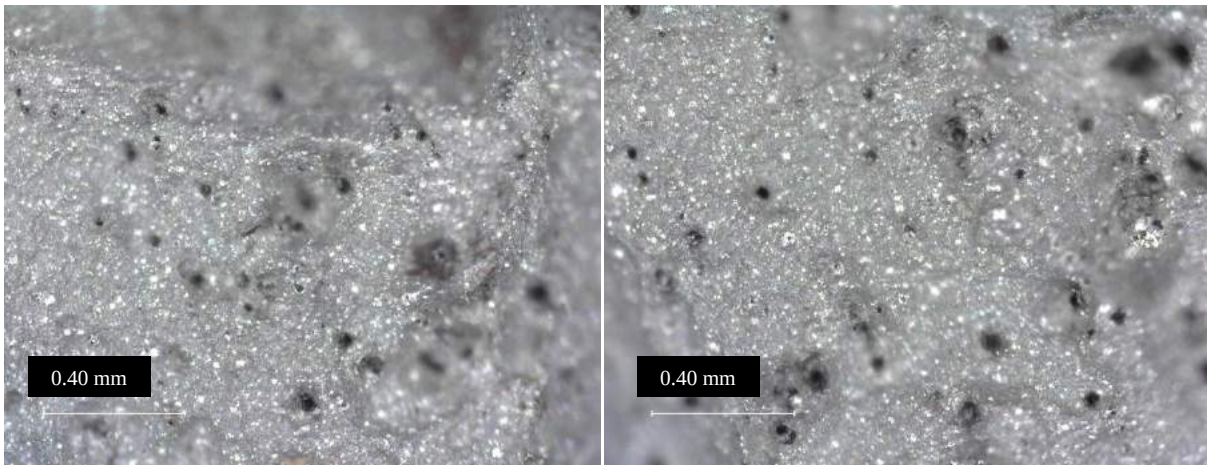
Diametro d_n [mm] =	5.62	Frequenza f_L [Hz] =	
F_{max} [N] =		σ_{max} [MPa] =	
F_{min} [N] =		σ_{min} [MPa] =	
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =		Rapporto di ciclo =	
N° cicli a rottura =		NOTE PROVA STATICA	

Danneggiamento




1.00 mm
1.00 mm


0.40 mm
0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

Nome Provino: E_AD_90°_NT_5

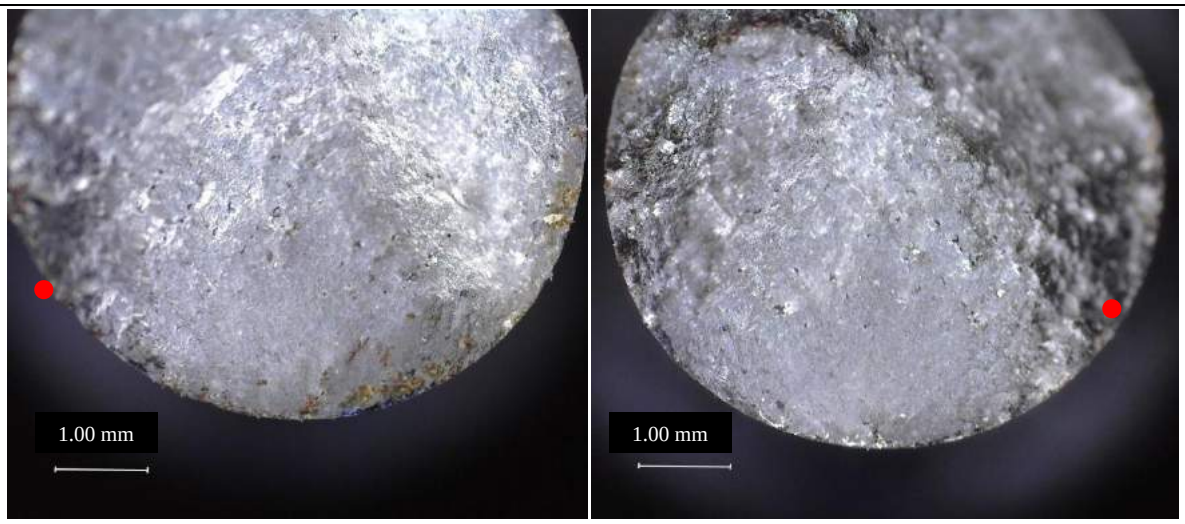
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	20/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

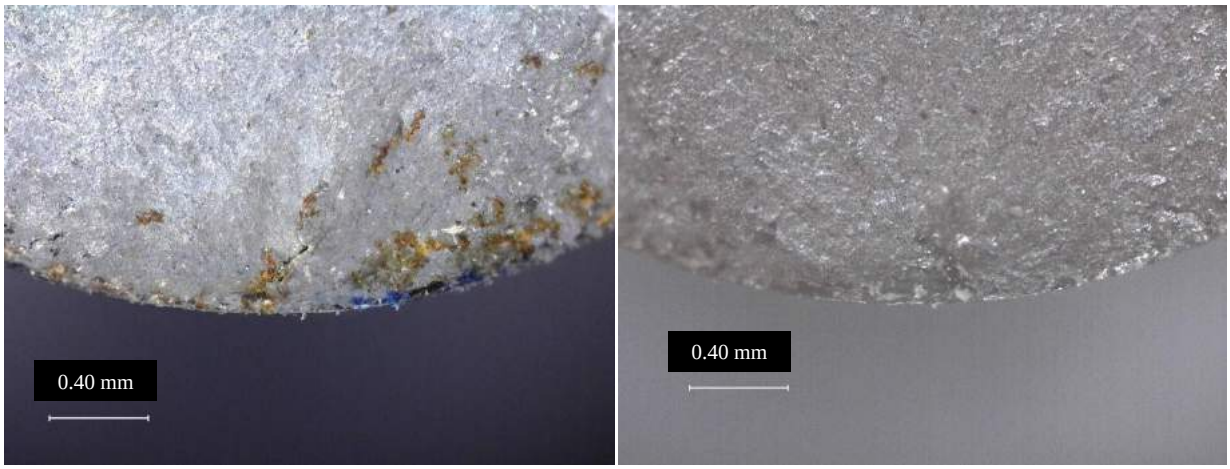
Dati prove di fatica

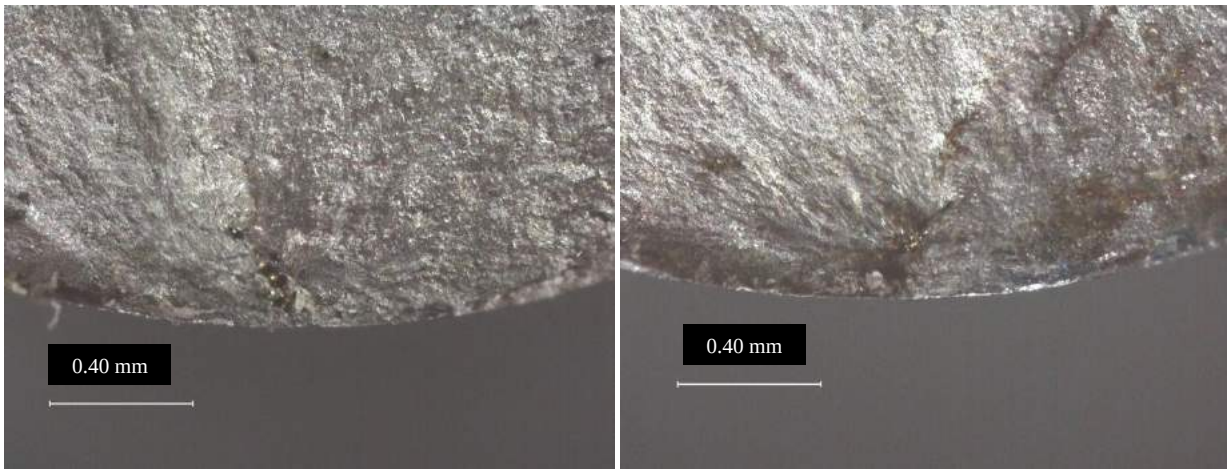
Diametro d_n [mm] =	5.83	Frequenza f_L [Hz] =	15
F_{max} [N] =	11970	σ_{max} [MPa] =	450
F_{min} [N] =	-11970	σ_{min} [MPa] =	-450
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	450	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.76e+04	NOTE	

Danneggiamento




1.00 mm
1.00 mm


0.40 mm
0.40 mm

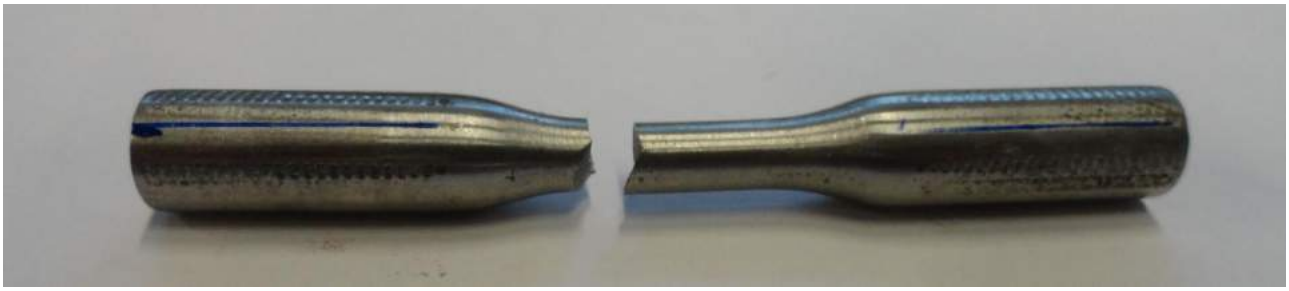

0.40 mm
0.40 mm

Nome Provino:	E_AD_90°_NT_6		
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	30/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

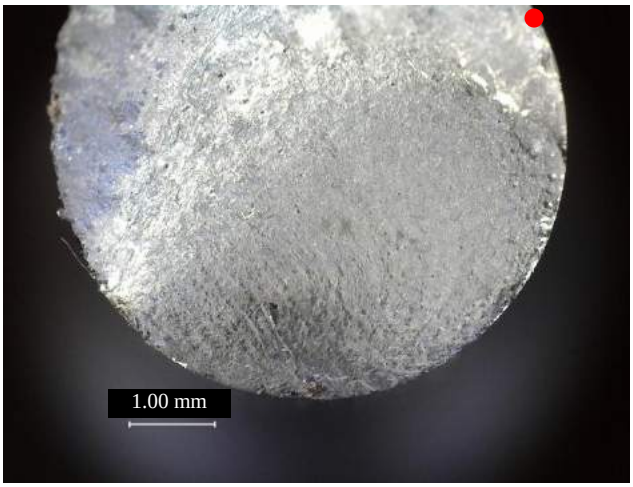
Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.83	Frequenza f_L [Hz] =	8.6
F_{max} [N] =	8809	σ_{max} [MPa] =	330
F_{min} [N] =	-8809	σ_{min} [MPa] =	-330
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	330	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	7.84e+05	NOTE	

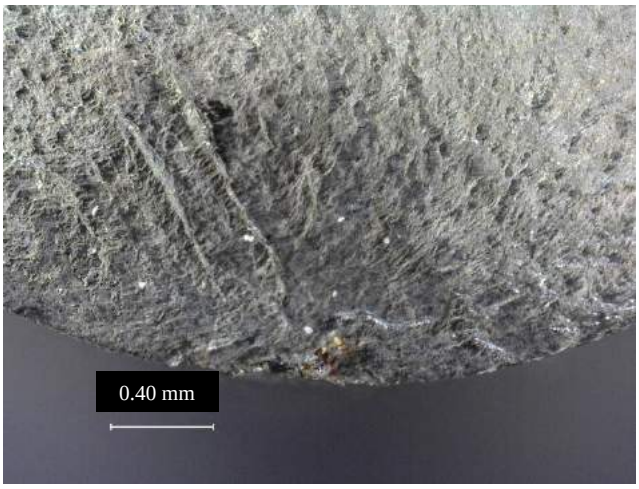
Danneggiamento

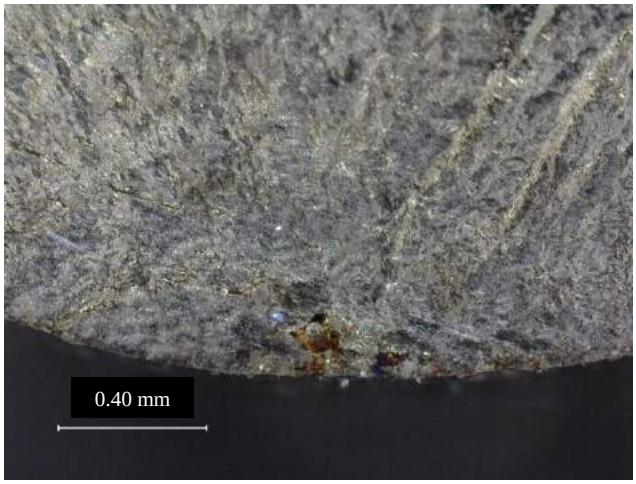



1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_90°_NT_7

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	08/06/2017 e 19/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D. e Biscaro E.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.83	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	8219	σ_{max} [MPa] =	310
F_{min} [N] =	-8219	σ_{min} [MPa] =	-310
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	310	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	RUN OUT	NOTE interrotto a 260000 cicli poi RUN OUT	

Danneggiamento



Nome Provino: E_AD_90°_NT_7_RETEST

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	12/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

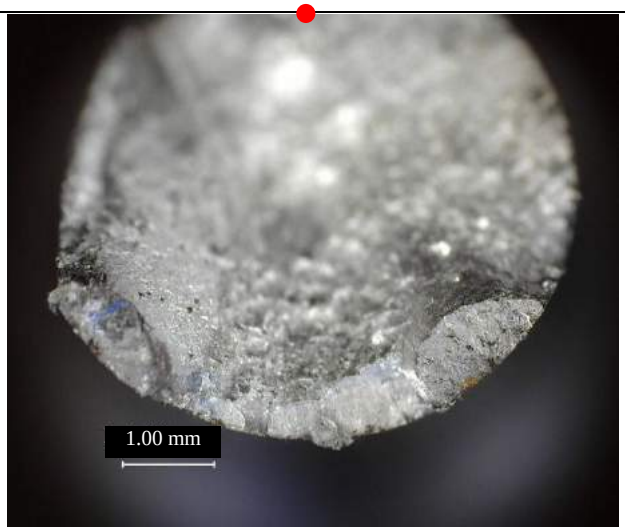
Dati prove di fatica

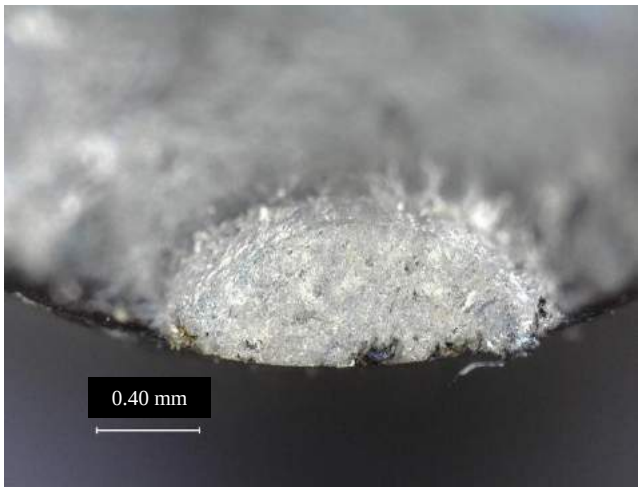
Diametro d_n [mm] =	5.81	Frequenza f_L [Hz] =	10
F_{max} [N] =	18558	σ_{max} [MPa] =	700
F_{min} [N] =	-18558	σ_{min} [MPa] =	-700
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	700	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.51e+04	NOTE	

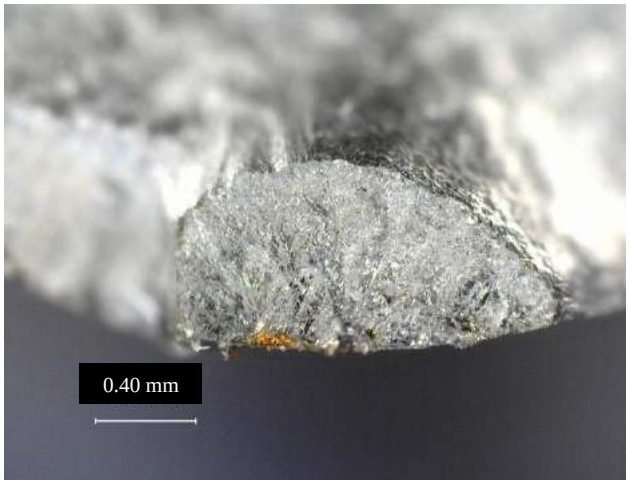
Danneggiamento

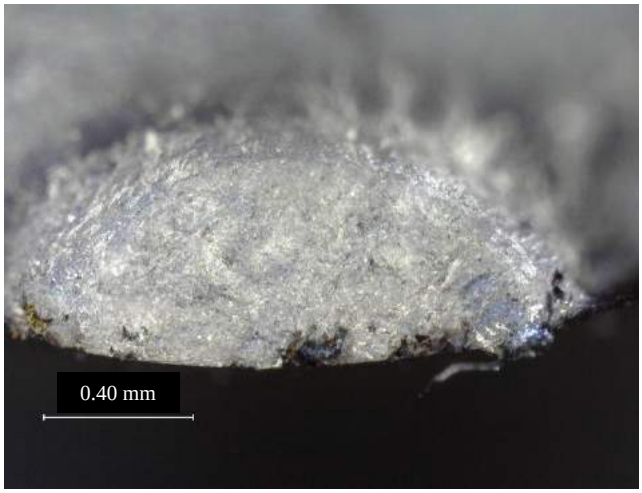



1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

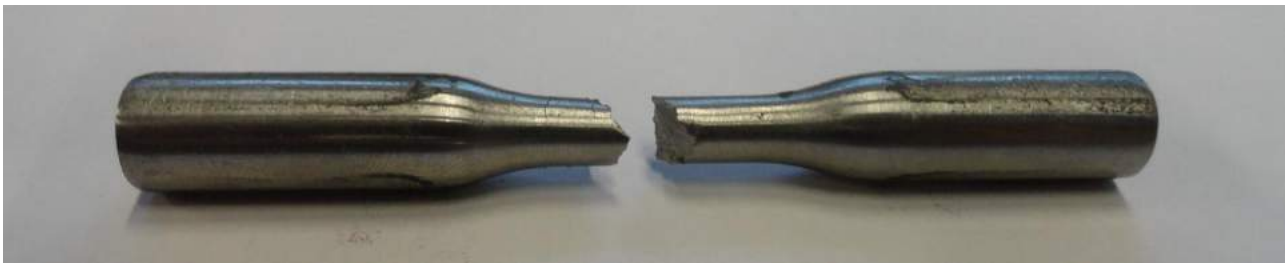

0.40 mm

Nome Provino:	E_AD_90°_NT_8		
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.84	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	18751	σ_{max} [MPa] =	700
F_{min} [N] =	-18751	σ_{min} [MPa] =	-700
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	700	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.45e+04	NOTE	

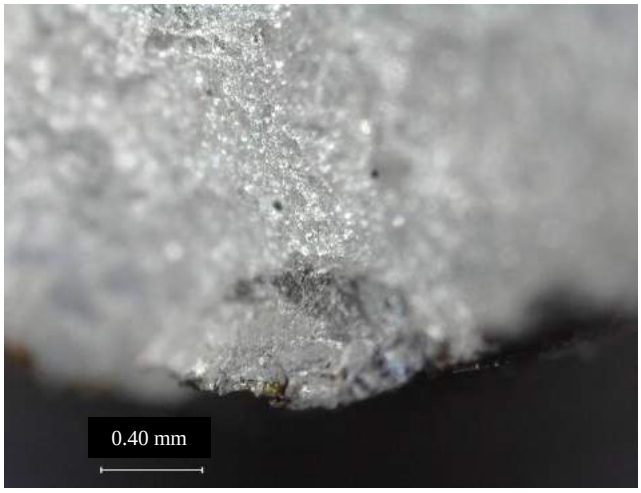
Danneggiamento




1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

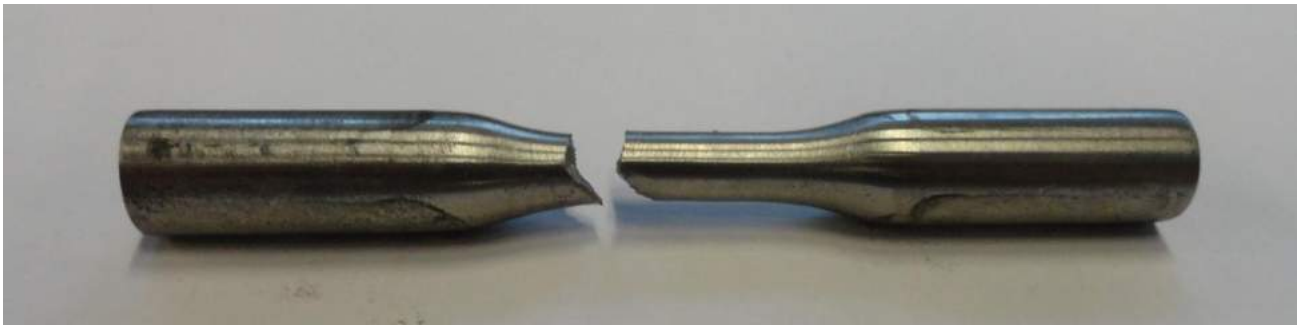

0.40 mm

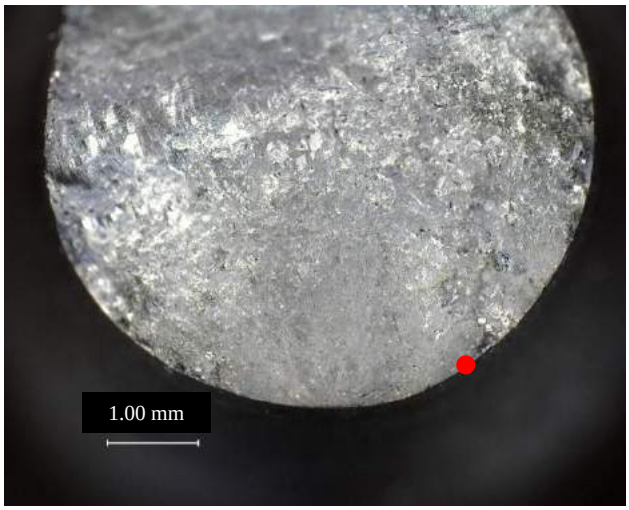
Nome Provino:	E_AD_90°_NT_9		
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

Dati prove di fatica

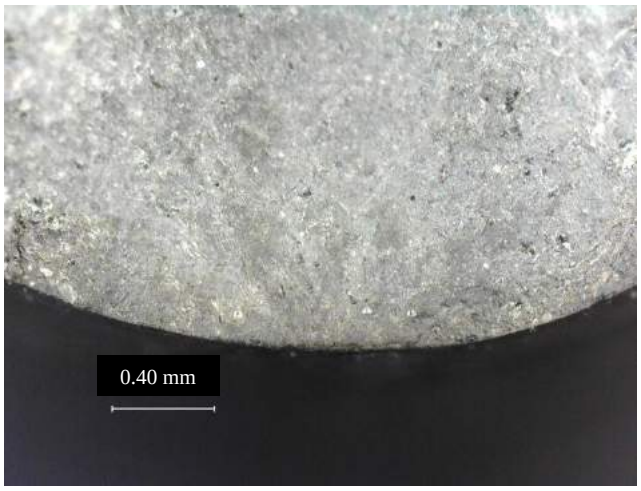
Diametro d_n [mm] =	5.78	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	15743	σ_{max} [MPa] =	600
F_{min} [N] =	-15743	σ_{min} [MPa] =	-600
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	600	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	3.61e+04	NOTE	

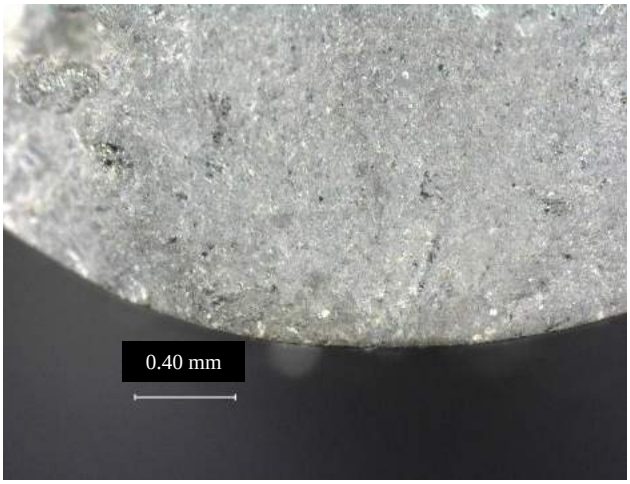
Danneggiamento



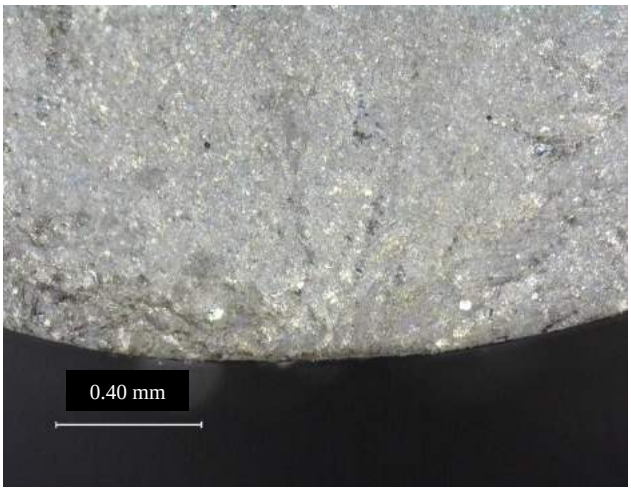

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

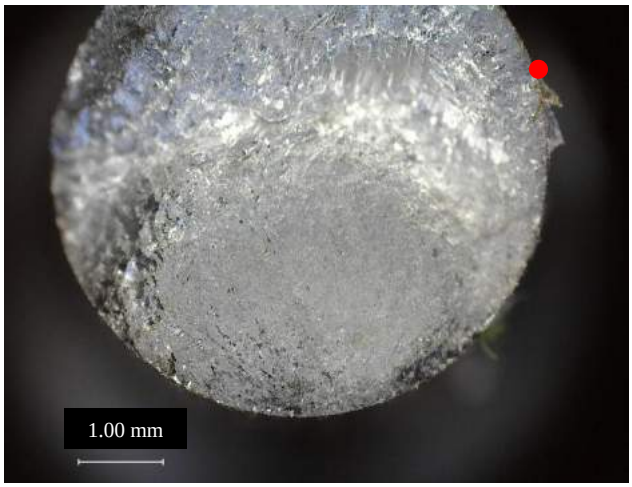
Nome Provino:	E_AD_90°_NT_11		
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	23/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

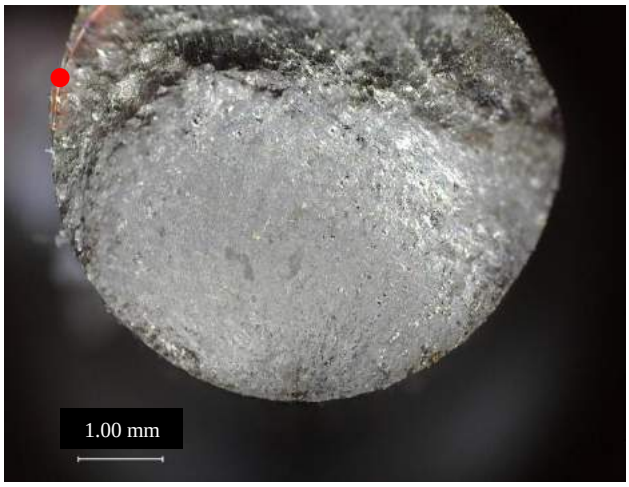
Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.87	Frequenza f_L [Hz] =	25
F_{max} [N] =	11366	σ_{max} [MPa] =	420
F_{min} [N] =	-11366	σ_{min} [MPa] =	-420
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	420	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.03e+05	NOTE Estensimetro non innescato nell'estensimetro	

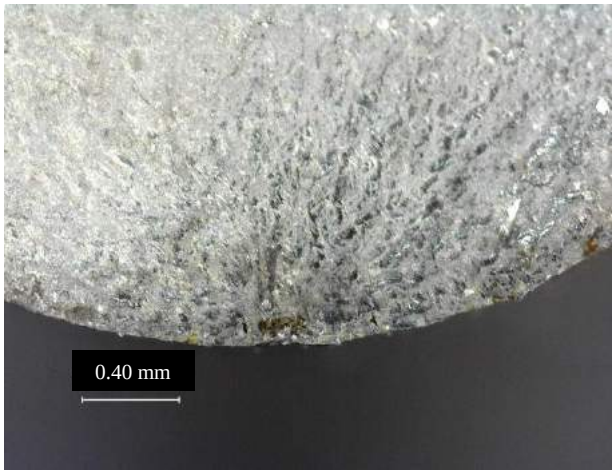
Danneggiamento

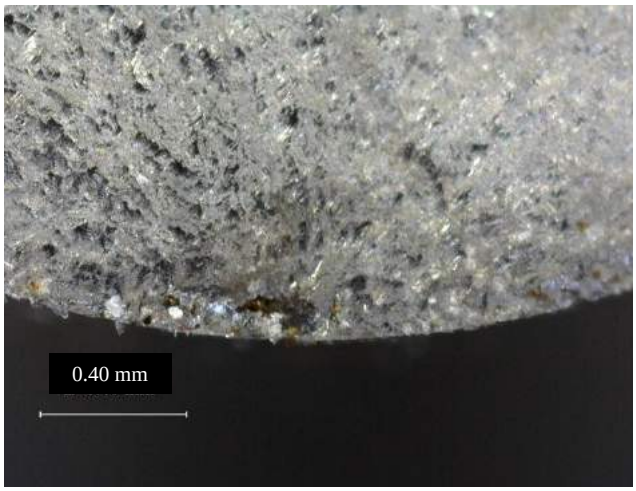


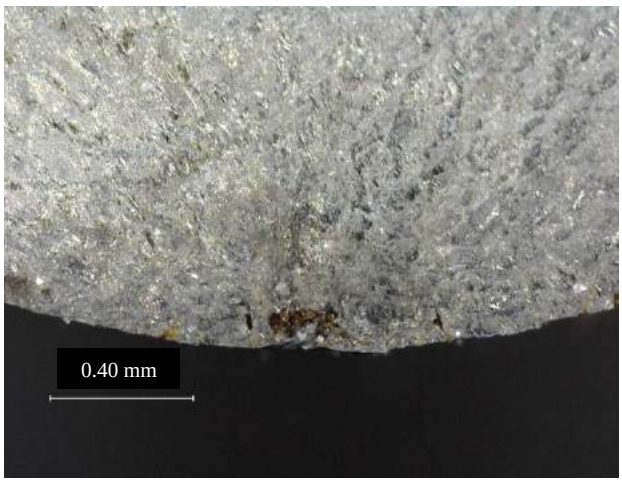

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_90°_NT_12

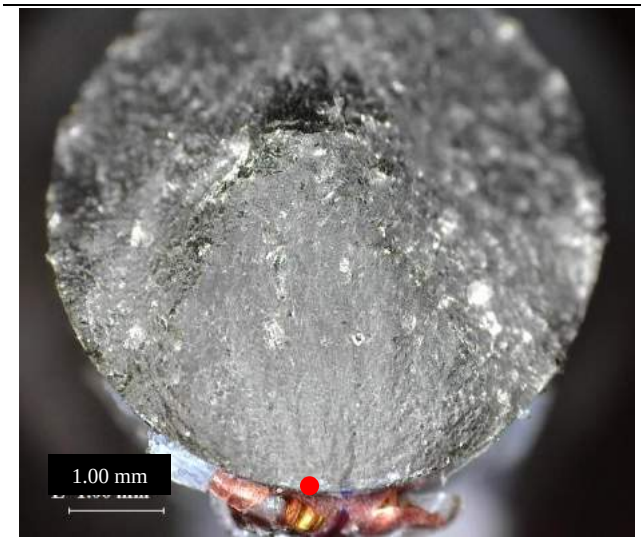
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	22/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

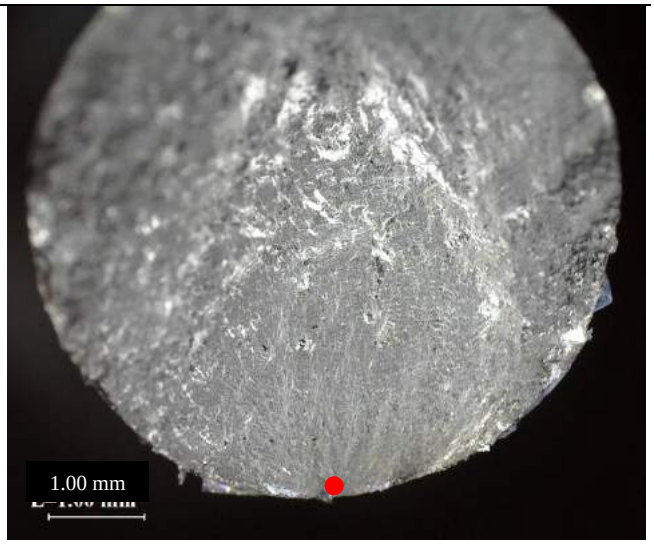
Dati prove di fatica

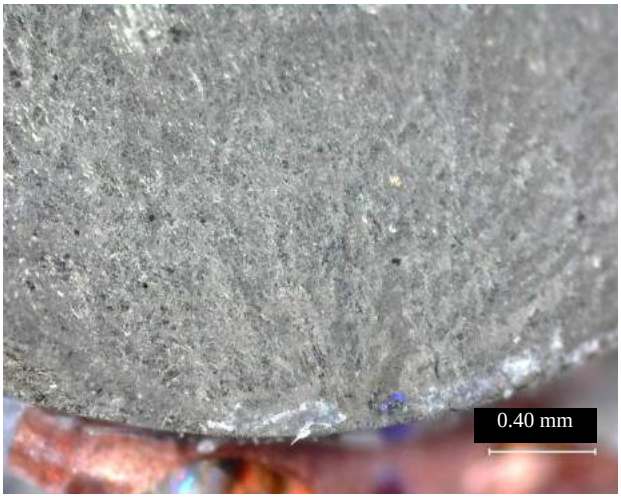
Diametro d_n [mm] =	5.83	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	10680	σ_{max} [MPa] =	400
F_{min} [N] =	-10680	σ_{min} [MPa] =	-400
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	400	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.99E+05	NOTE	ANALIZZATO SEM

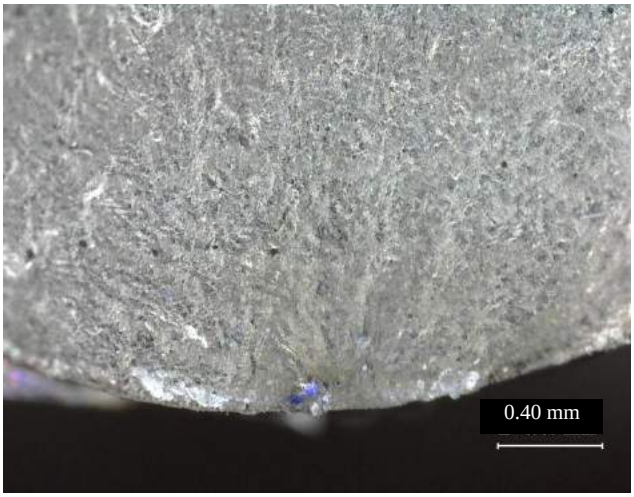
Danneggiamento

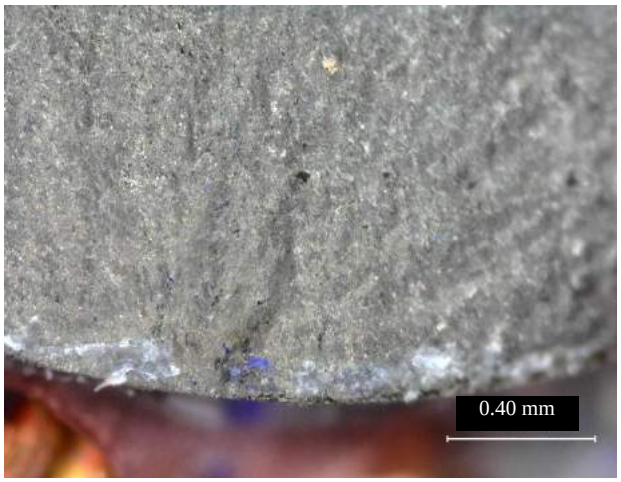


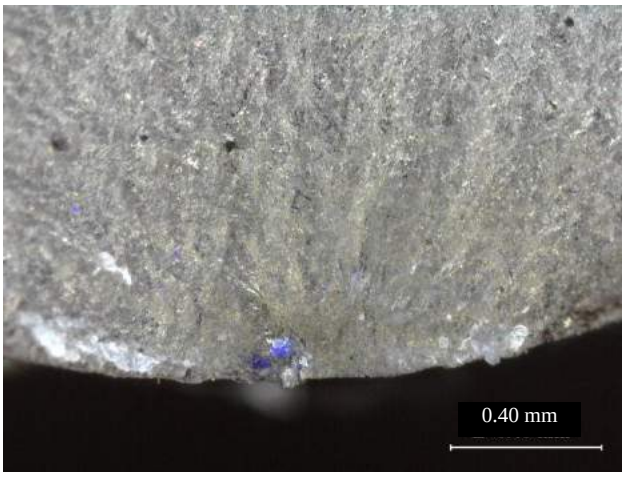

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_90°_T_1

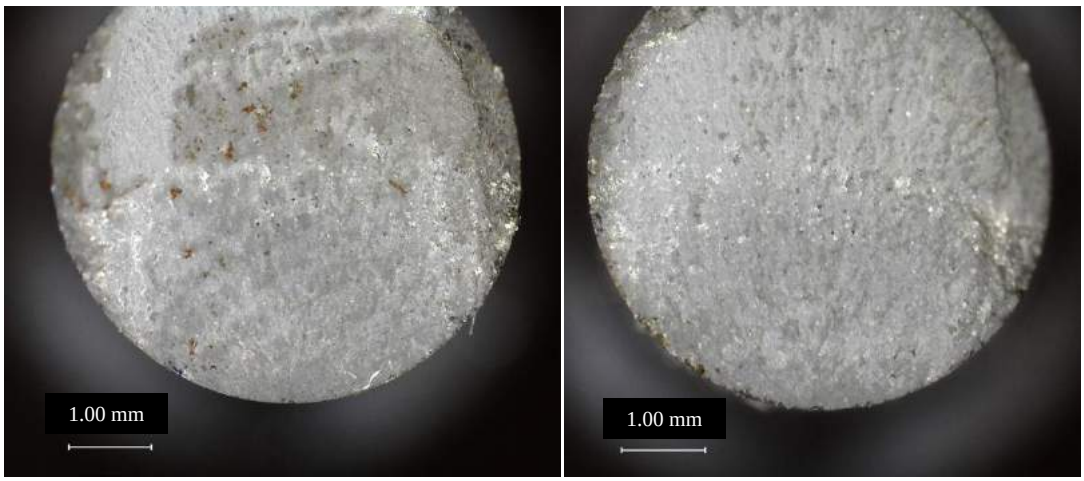
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	31/05/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

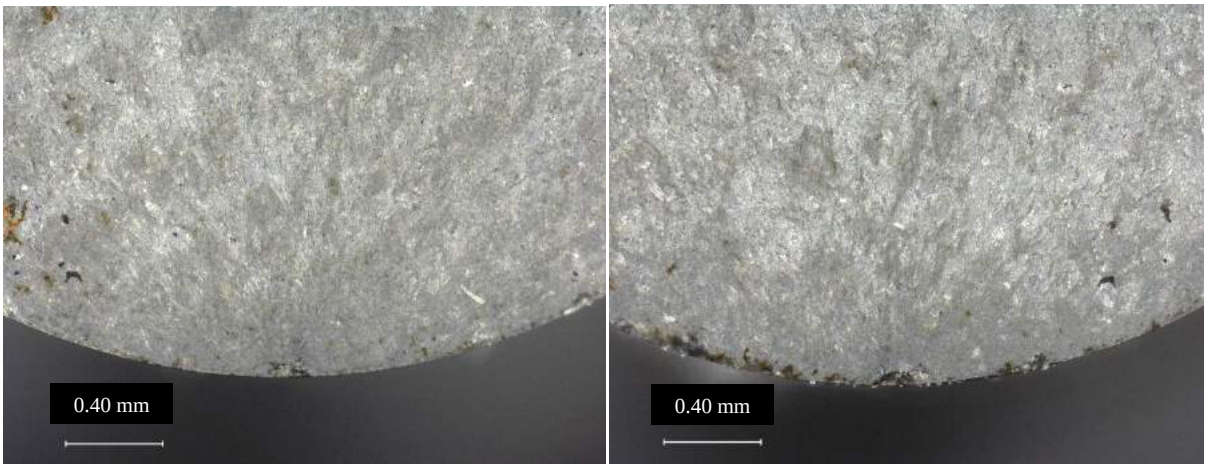
Dati prove di fatica

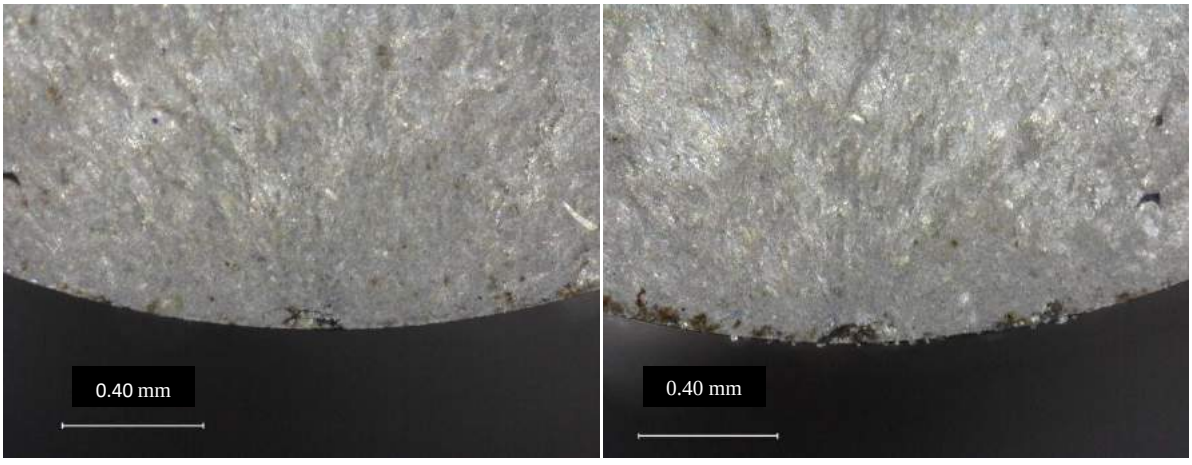
Diametro d_n [mm] =	5.43	Frequenza f_L [Hz] =	15
F_{max} [N] =	7642	σ_{max} [MPa] =	330
F_{min} [N] =	-7642	σ_{min} [MPa] =	-330
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	330	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.51e+05	NOTE	

Danneggiamento




1.00 mm
1.00 mm


0.40 mm
0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

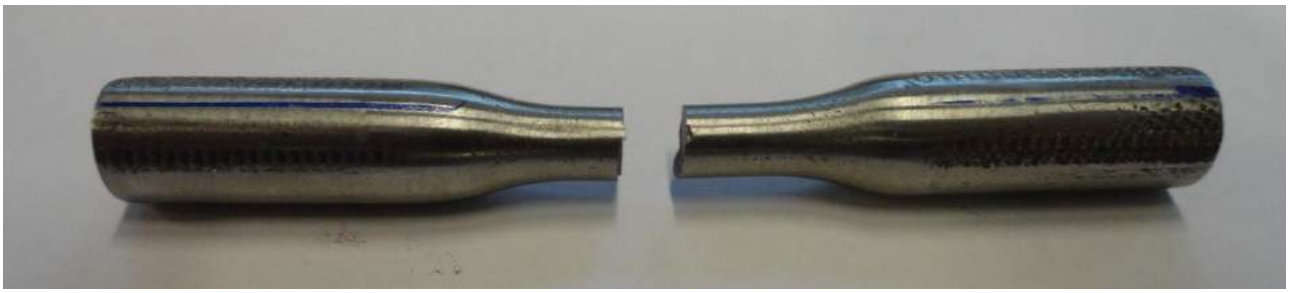
Nome Provino: E_AD_90°_T_2

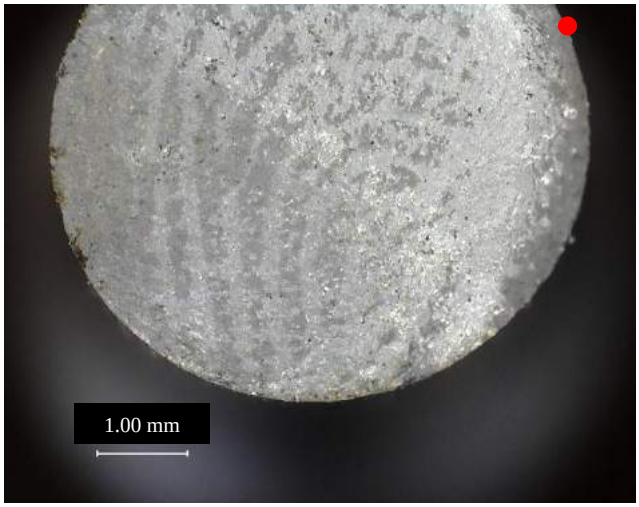
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	29/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

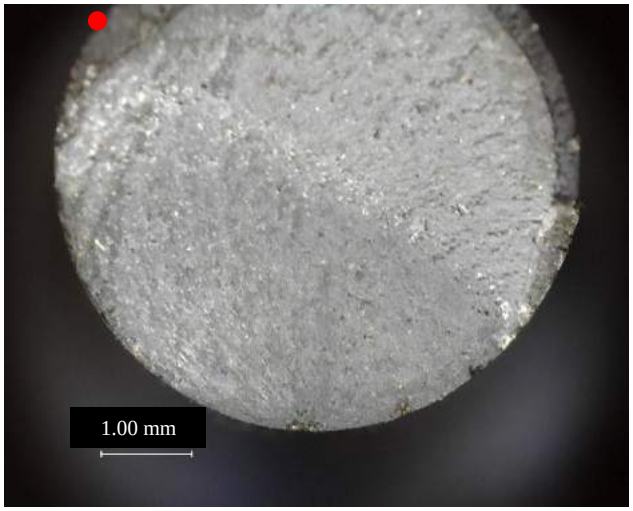
Dati prove di fatica

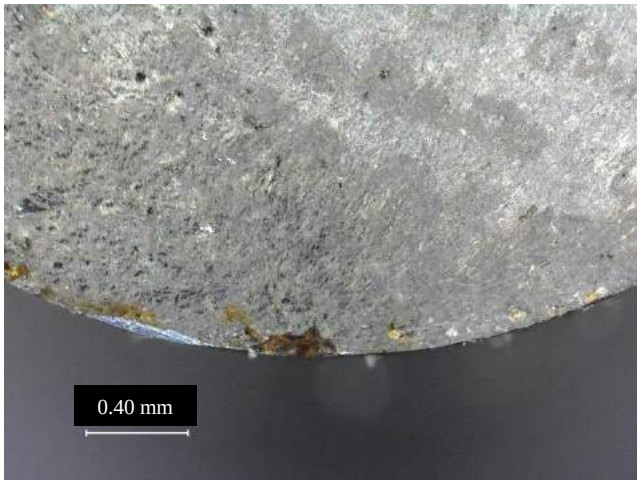
Diametro d_n [mm] =	5.83	Frequenza f_L [Hz] =	25
F_{max} [N] =	10678	σ_{max} [MPa] =	400
F_{min} [N] =	-10678	σ_{min} [MPa] =	-400
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	400	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	3.02e+05	NOTE	

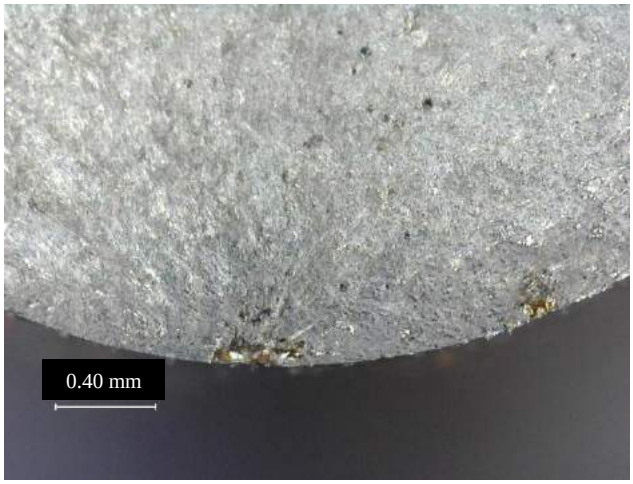
Danneggiamento

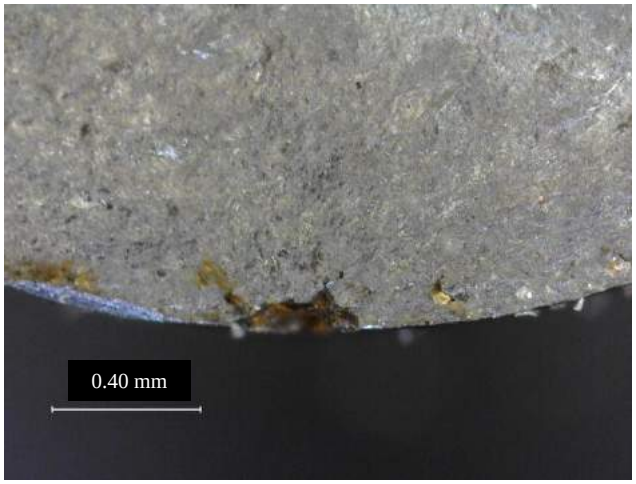


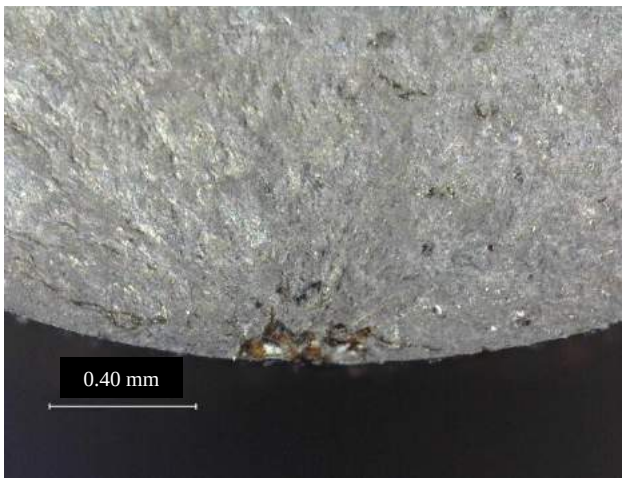

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_90°_T_3

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	04/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.73	Frequenza f_L [Hz] =	25
F_{max} [N] =	9025	σ_{max} [MPa] =	350
F_{min} [N] =	-9025	σ_{min} [MPa] =	-350
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	350	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	RUN OUT	NOTE	

Danneggiamento



Nome Provino: E_AD_90°_T_4

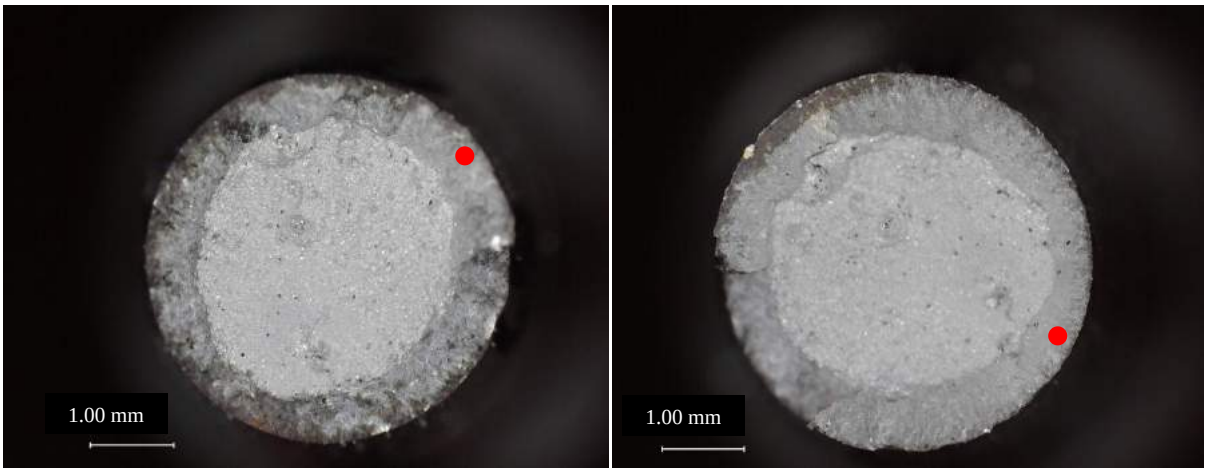
Tipo di prova:	Statica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

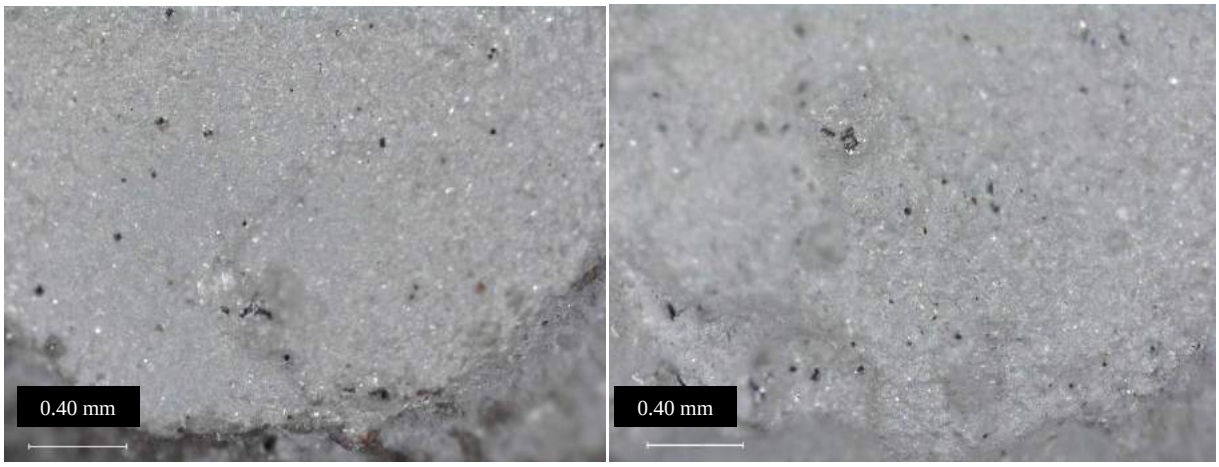
Dati prove di fatica

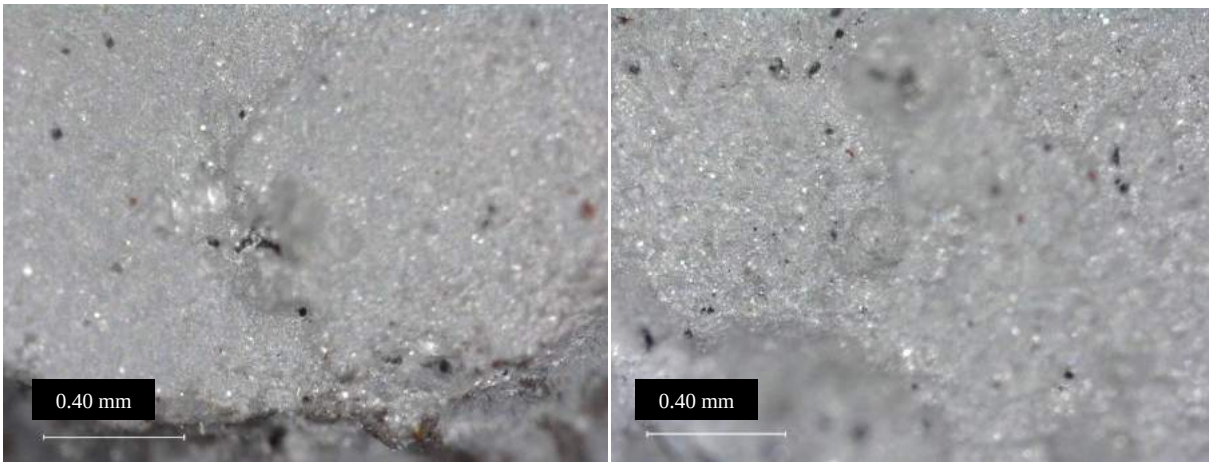
Diametro d_n [mm] =	5.50	Frequenza f_L [Hz] =	
F_{max} [N] =		σ_{max} [MPa] =	
F_{min} [N] =		σ_{min} [MPa] =	
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =		Rapporto di ciclo =	
N° cicli a rottura =		NOTE PROVA STATICA perso grip morsetti	

Danneggiamento




1.00 mm
1.00 mm


0.40 mm
0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

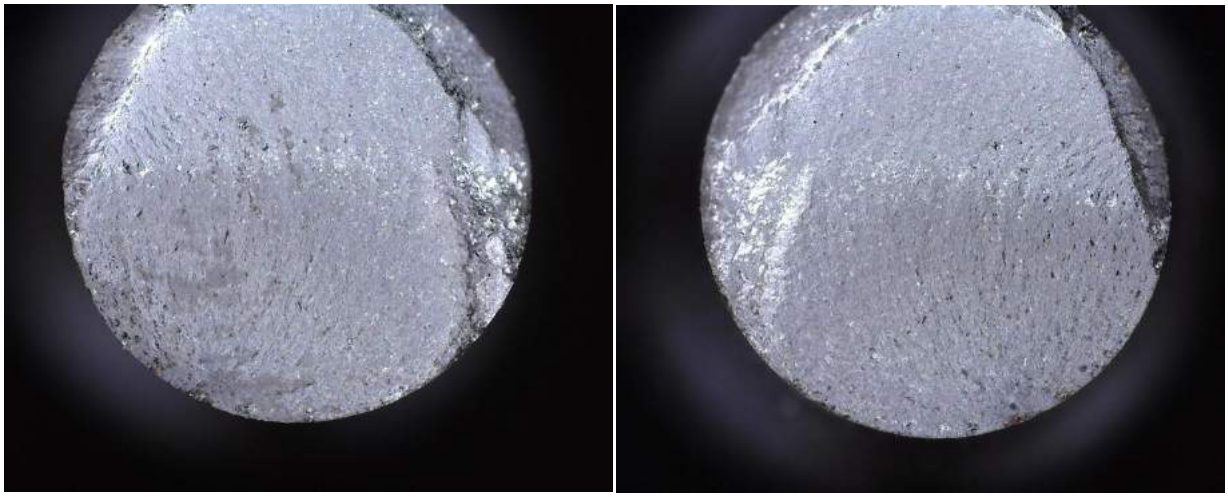
Nome Provino: E_AD_90°_T_5

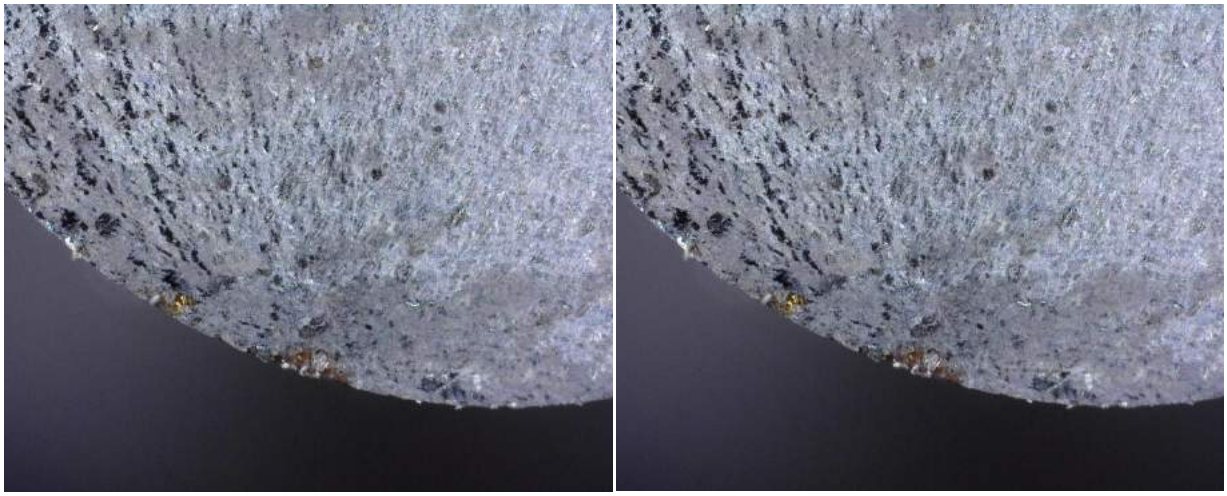
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	29/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

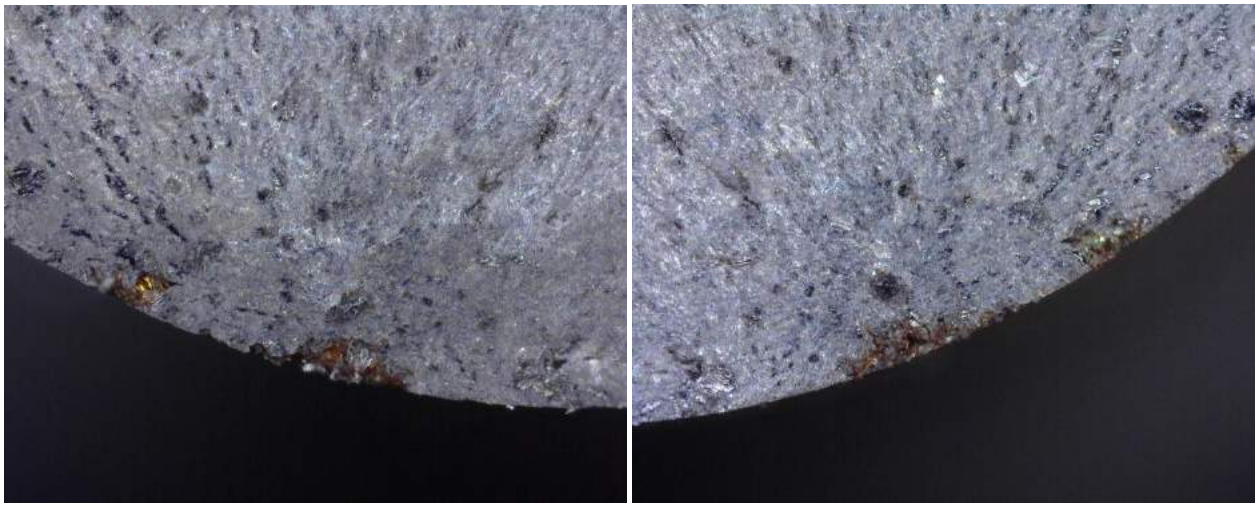
Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.77	Frequenza f_L [Hz] =	28
F_{max} [N] =	9937	σ_{max} [MPa] =	380
F_{min} [N] =	-9937	σ_{min} [MPa] =	-380
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	380	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	4.27e+05	NOTE	

Danneggiamento







Nome Provino: E_AD_90°_T_6

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	16/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Ricotta M.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.39	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	5476	σ_{max} [MPa] =	240
F_{min} [N] =	-5476	σ_{min} [MPa] =	-240
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	240	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	RUN OUT	NOTE	

Danneggiamento

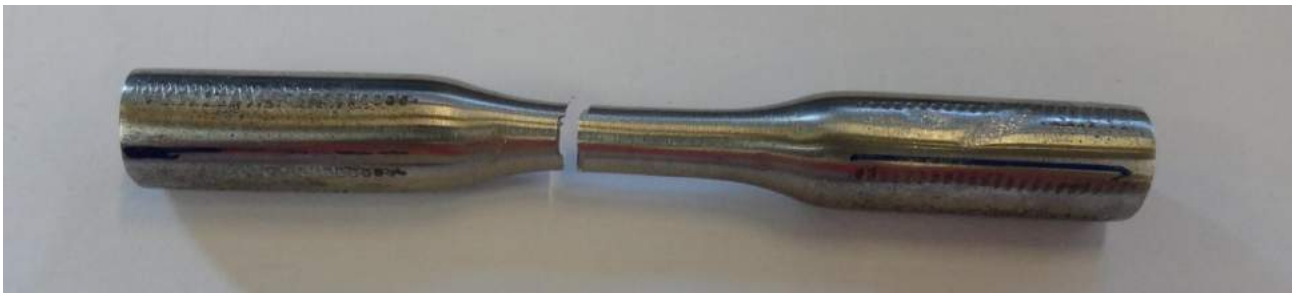


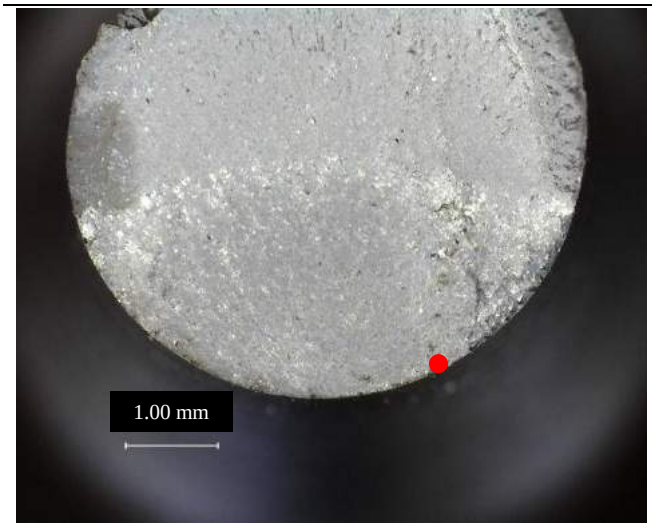
Nome Provino:	E_AD_90°_T_6_RETEST		
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	29/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

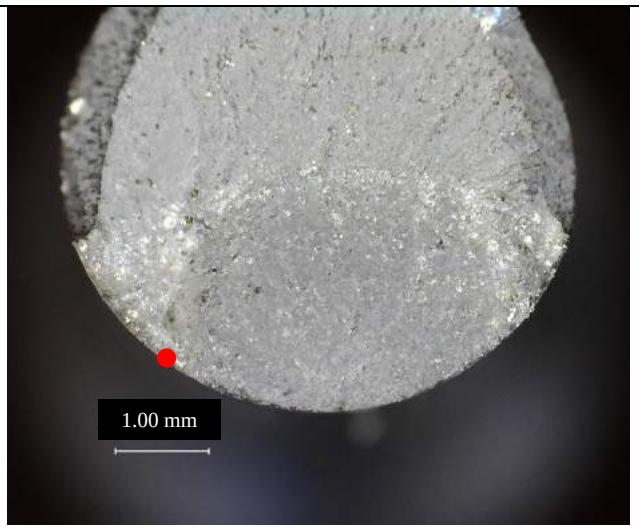
Dati prove di fatica

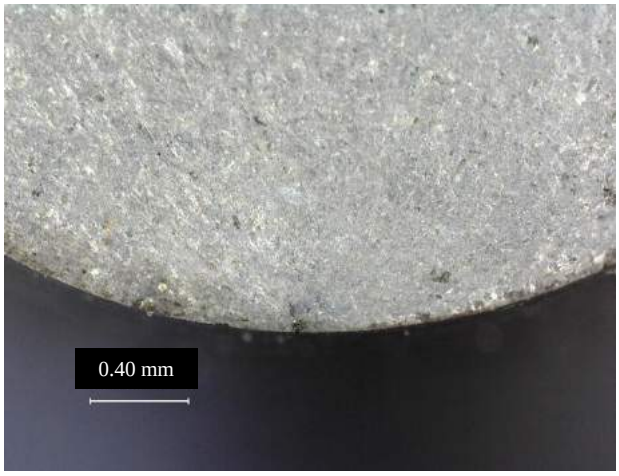
Diametro d_n [mm] =	5.39	Frequenza f_L [Hz] =	15
F_{max} [N] =	12550	σ_{max} [MPa] =	550
F_{min} [N] =	-12550	σ_{min} [MPa] =	-550
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	550	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	5.53e+04	NOTE	

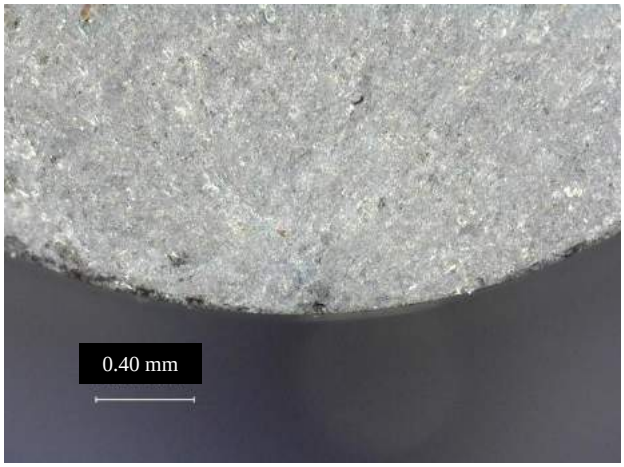
Danneggiamento

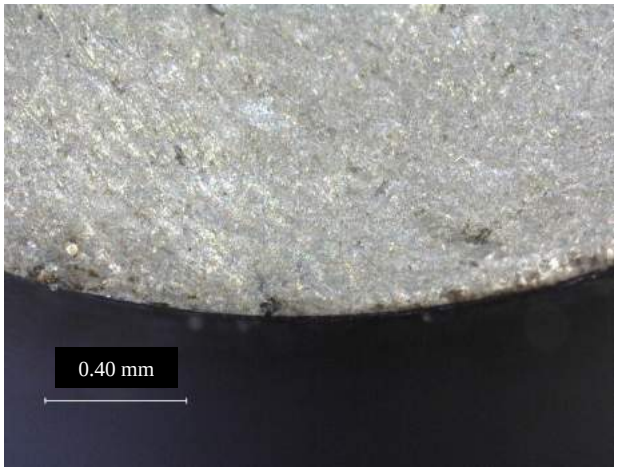


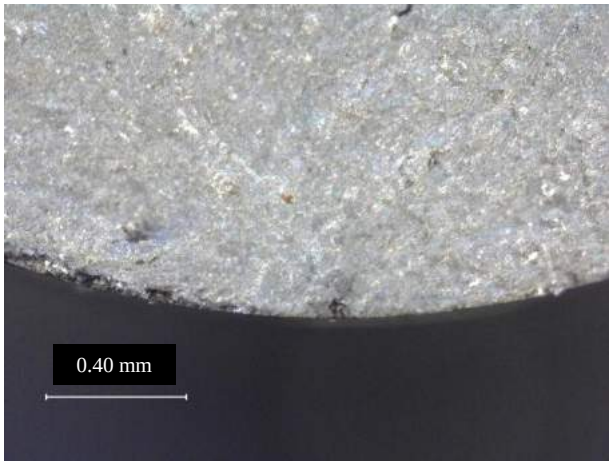

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_90°_T_7

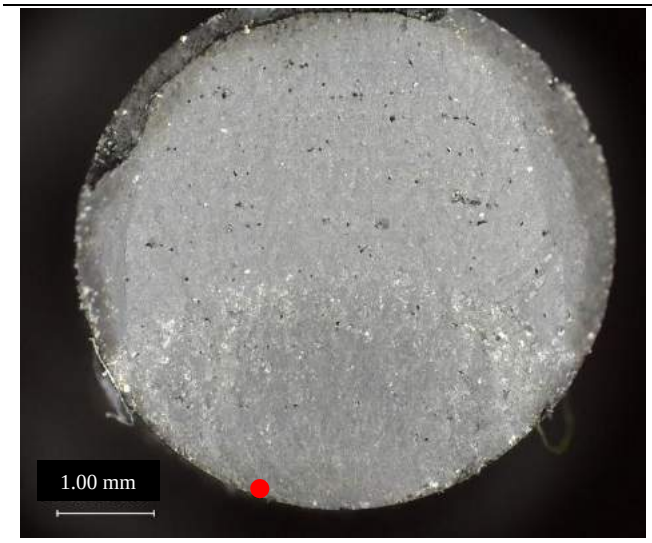
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	22/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

Dati prove di fatica

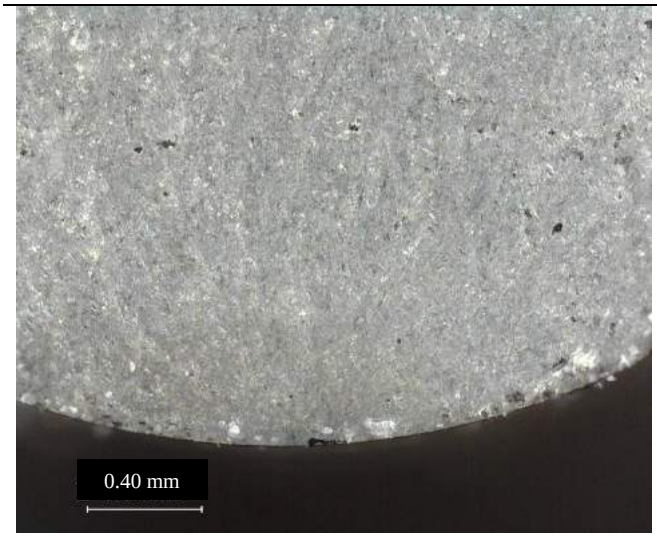
Diametro d_n [mm] =	5.55	Frequenza f_L [Hz] =	15
F_{max} [N] =	10890	σ_{max} [MPa] =	450
F_{min} [N] =	-10890	σ_{min} [MPa] =	-450
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	450	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	5.56E+04	NOTE	

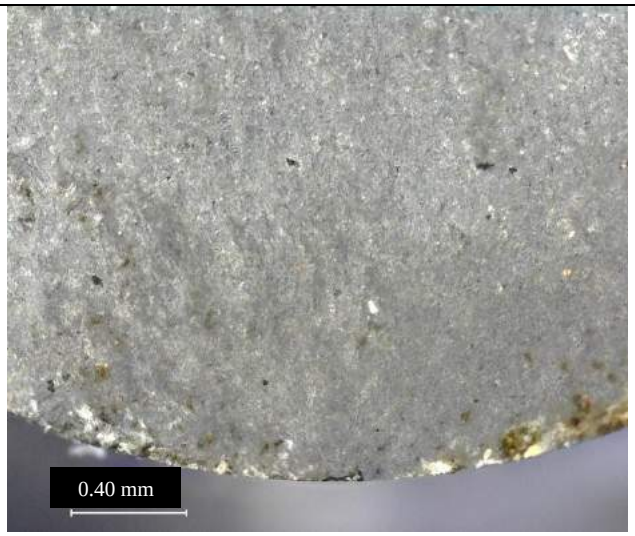
Danneggiamento

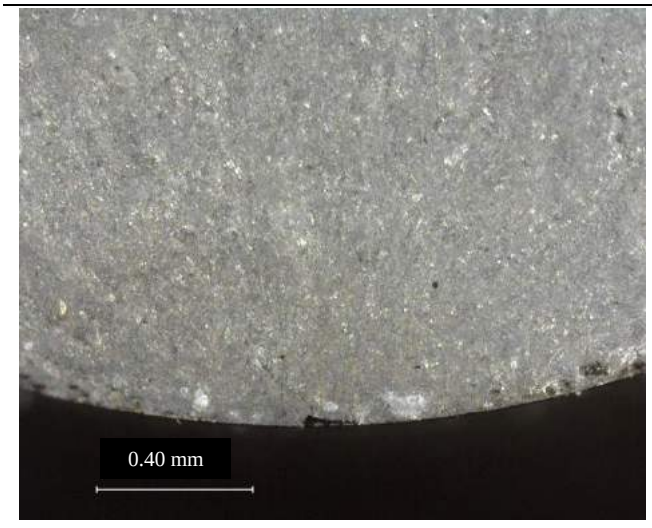


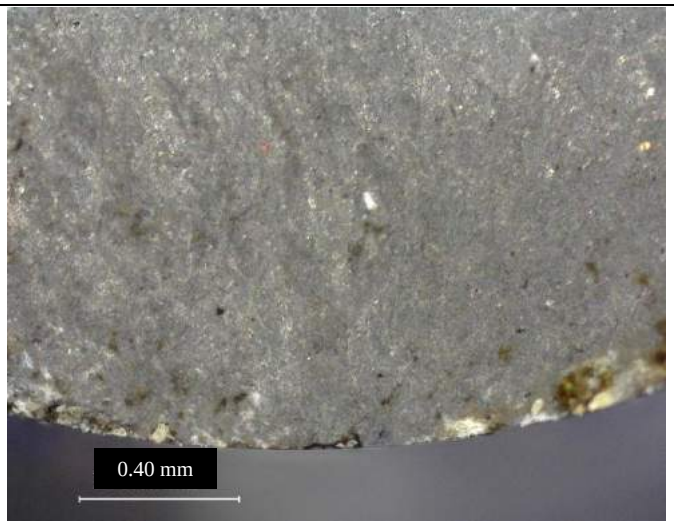

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_90°_T_8

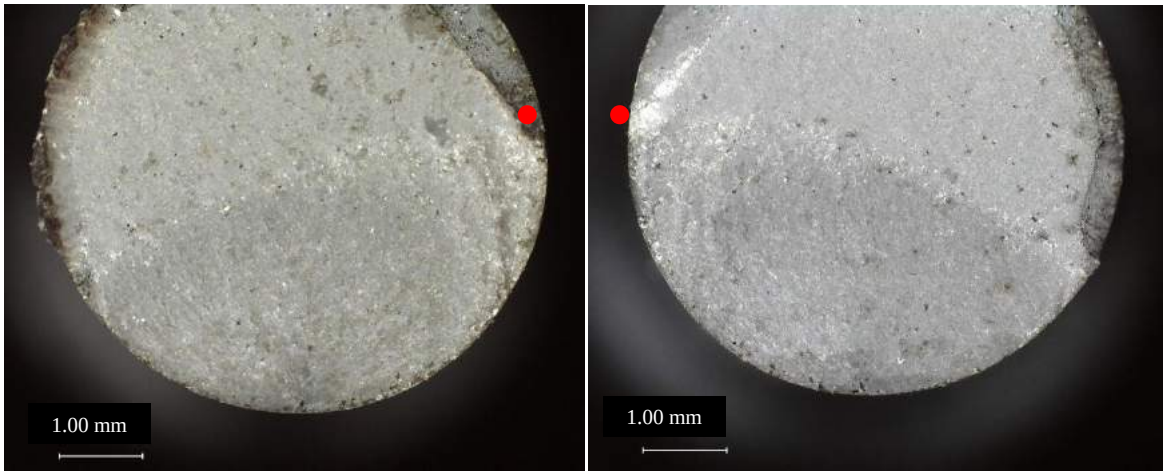
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	20/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

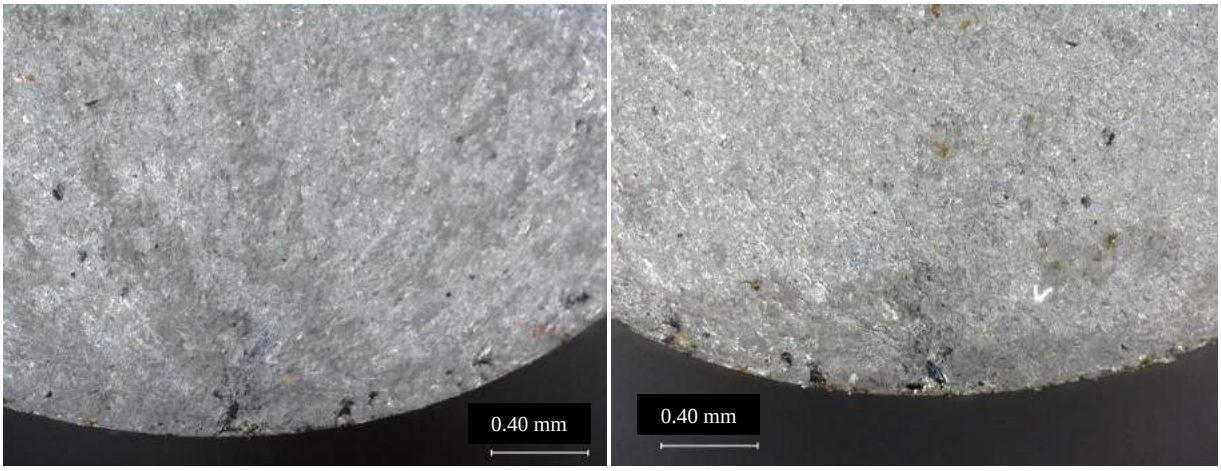
Dati prove di fatica

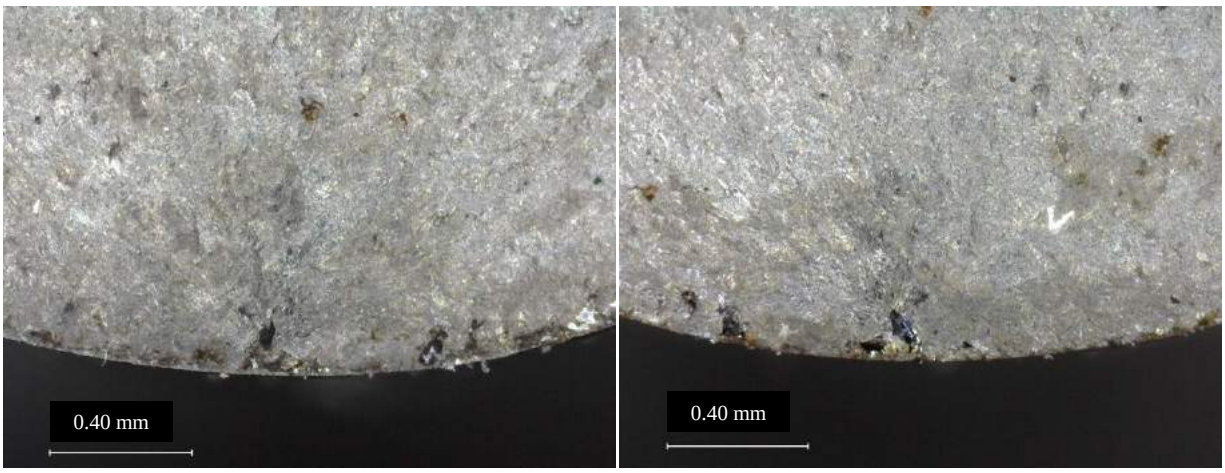
Diametro d_n [mm] =	5.78	Frequenza f_L [Hz] =	10
F_{max} [N] =	11810	σ_{max} [MPa] =	450
F_{min} [N] =	-11810	σ_{min} [MPa] =	-450
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	450	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.396e+05	NOTE	

Danneggiamento




1.00 mm
1.00 mm


0.40 mm
0.40 mm


0.40 mm
0.40 mm

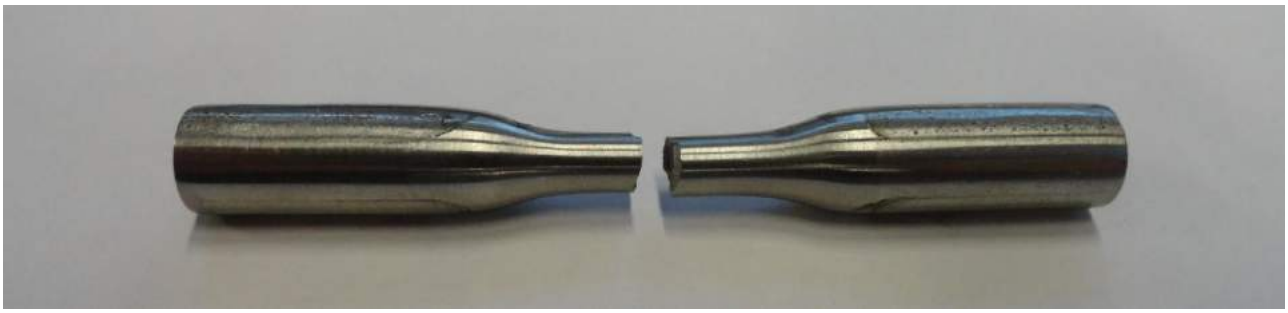
Nome Provino: E_AD_90°_T_9

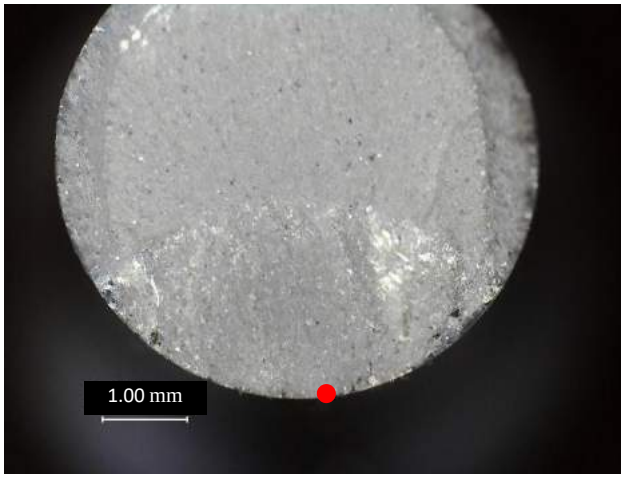
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

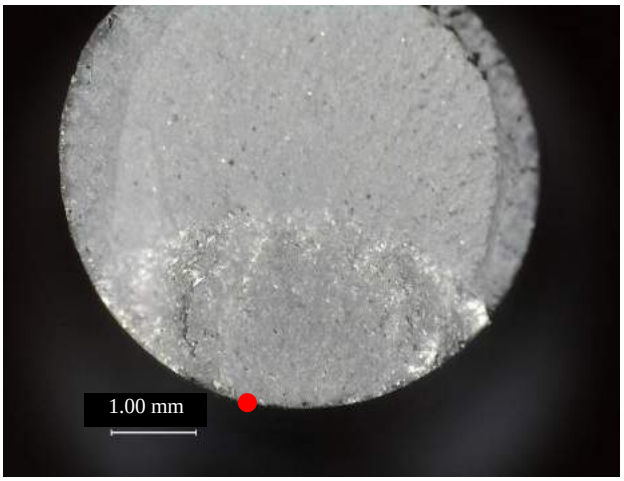
Dati prove di fatica

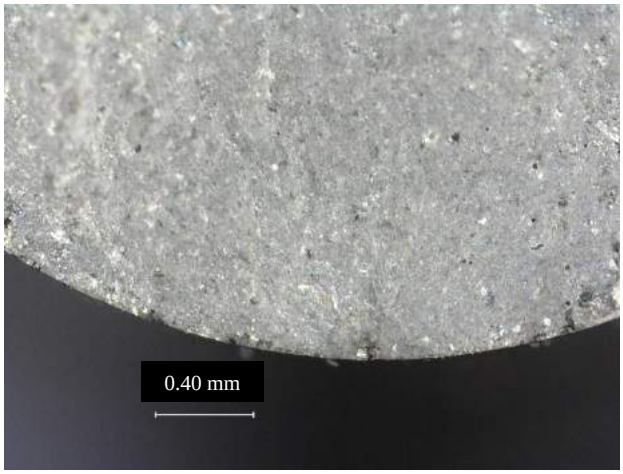
Diametro d_n [mm] =	5.59	Frequenza f_L [Hz] =	60
F_{max} [N] =	15952	σ_{max} [MPa] =	650
F_{min} [N] =	-15952	σ_{min} [MPa] =	-650
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	650	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	4.26e+04	NOTE	

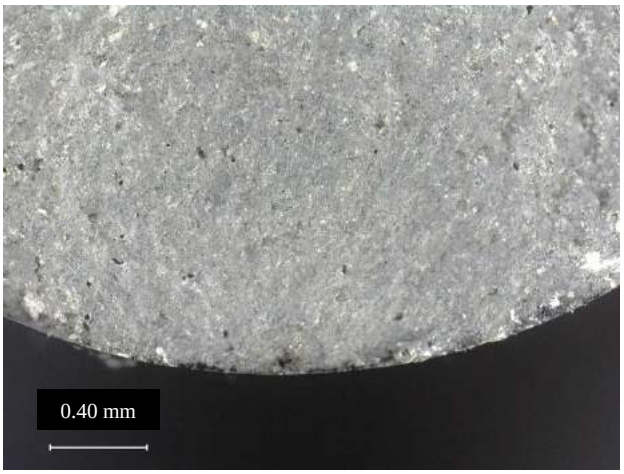
Danneggiamento

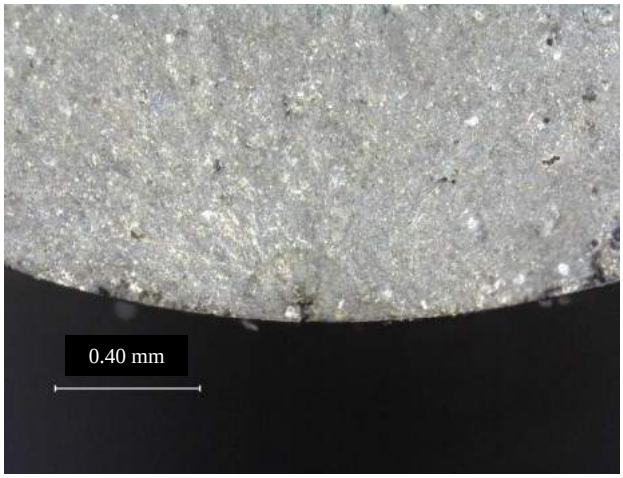


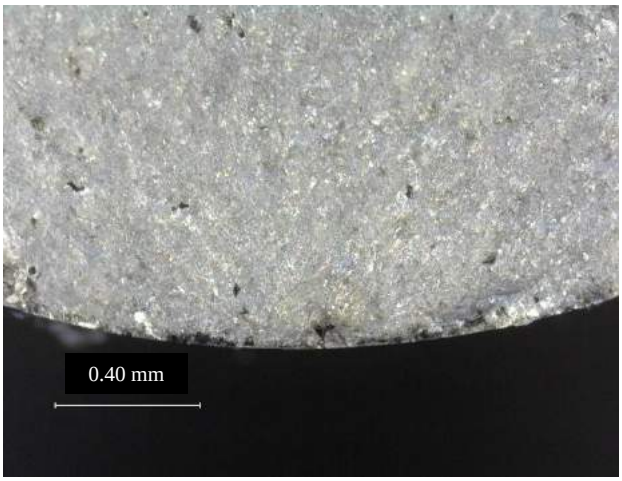

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_90°_T_10

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	07/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

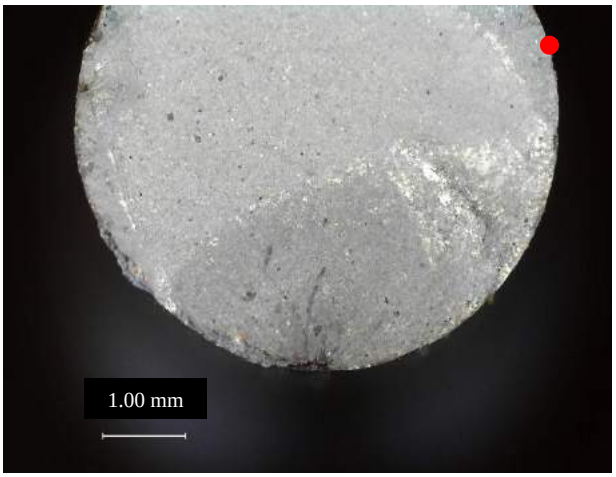
Dati prove di fatica

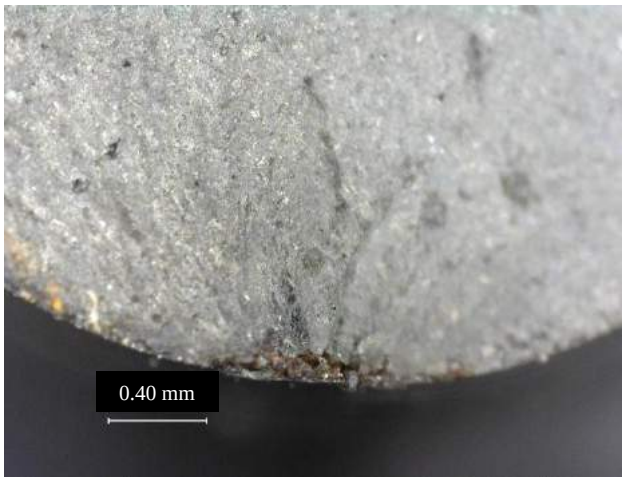
Diametro d_n [mm] =	5.74	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	16820	σ_{max} [MPa] =	650
F_{min} [N] =	-16820	σ_{min} [MPa] =	-650
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	650	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	5.09e+04	NOTE	

Danneggiamento



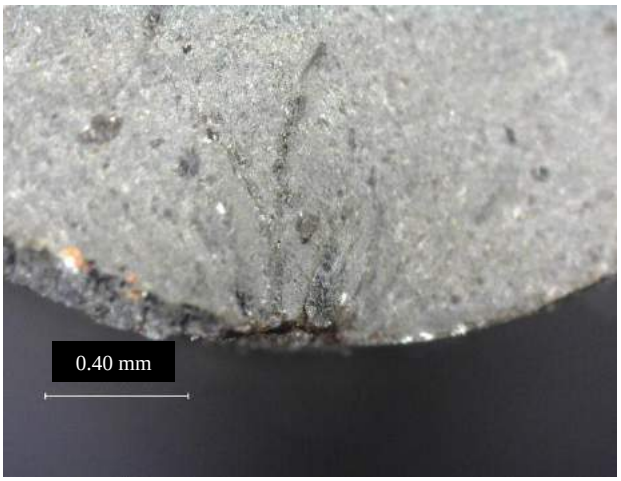

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: E_AD_90°_T_12

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	08/06/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.59	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	8099	σ_{max} [MPa] =	330
F_{min} [N] =	-8099	σ_{min} [MPa] =	-330
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	330	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	RUN OUT	NOTE Estensimetrato	

Danneggiamento



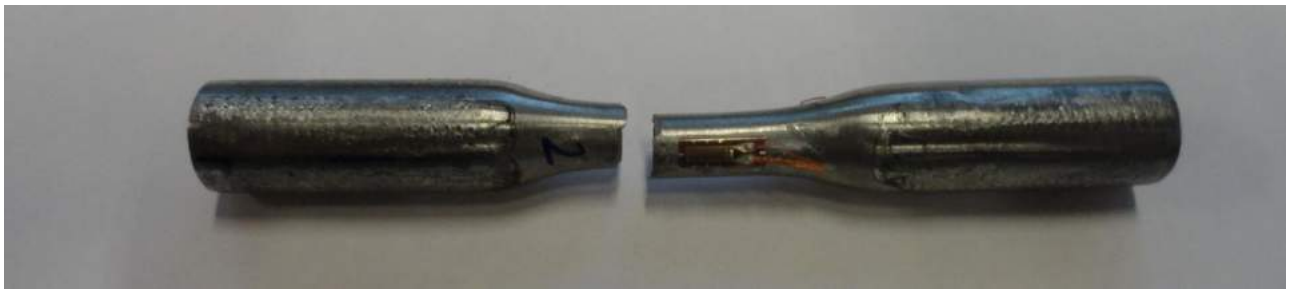
Nome Provino: E_AD_90°_T_12_RETEST

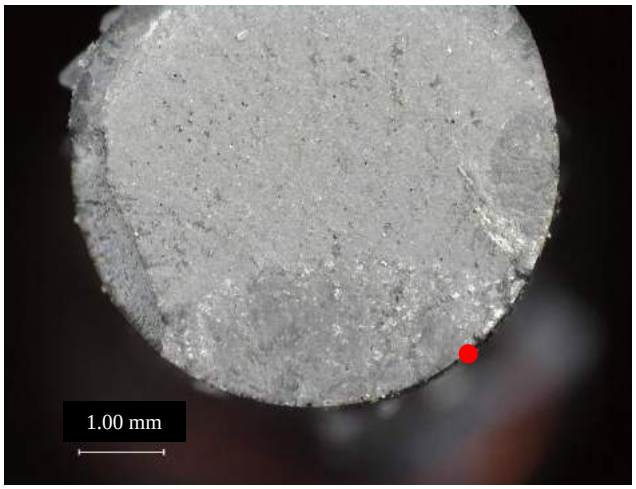
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	11/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

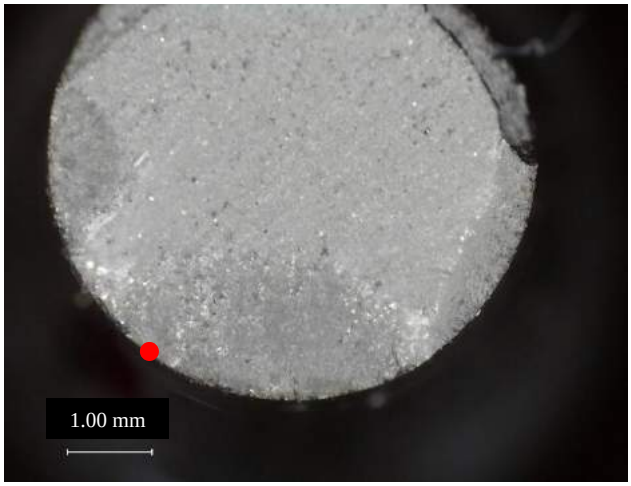
Dati prove di fatica

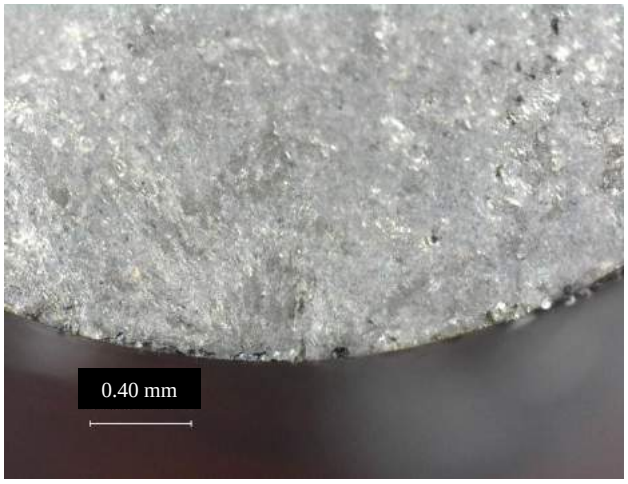
Diametro d_n [mm] =	5.59	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	18407	σ_{max} [MPa] =	750
F_{min} [N] =	-18407	σ_{min} [MPa] =	-750
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	750	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.02e+04	NOTE 2 inneschi	

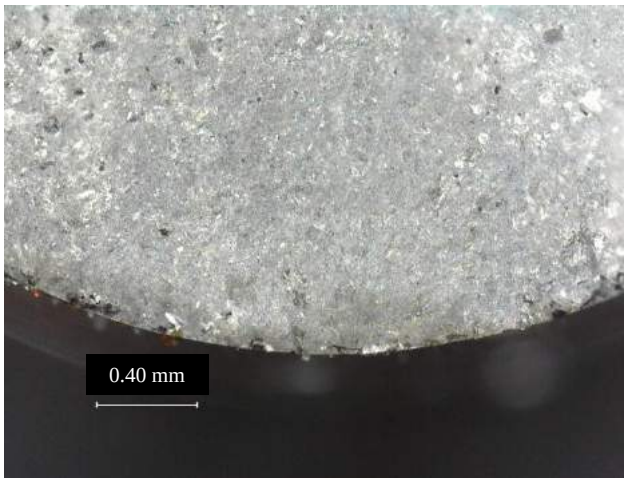
Danneggiamento

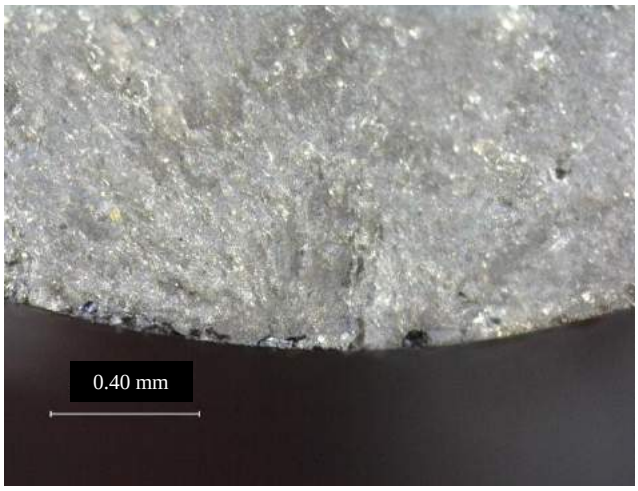


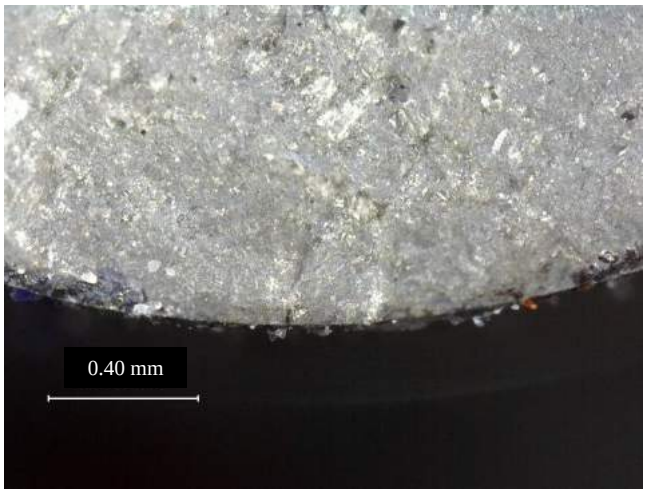

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Schede provini del lotto B

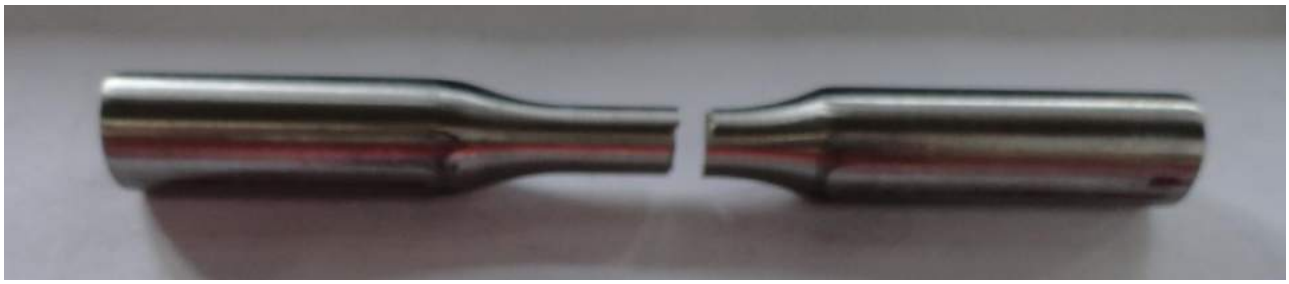
Nome Provino: F_AD_0°_T_1

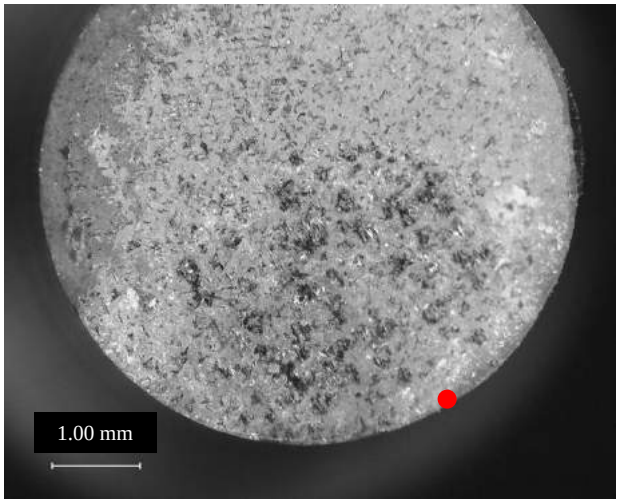
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	18/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

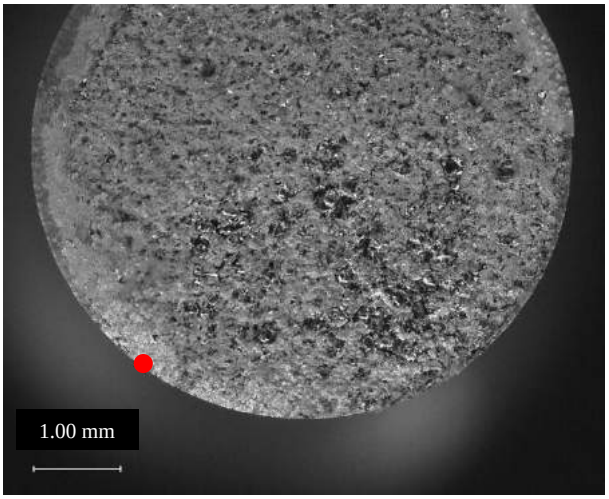
Dati prove di fatica

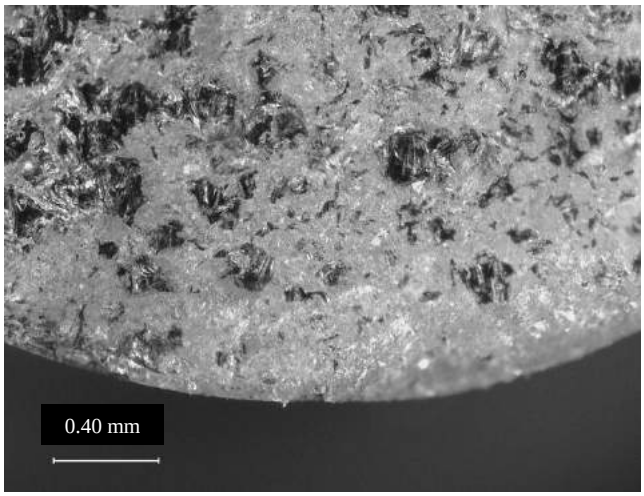
Diametro d_n [mm] =	5.93	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	13810	σ_{max} [MPa] =	500
F_{min} [N] =	-13810	σ_{min} [MPa] =	-500
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	500	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.03e+04	NOTE	

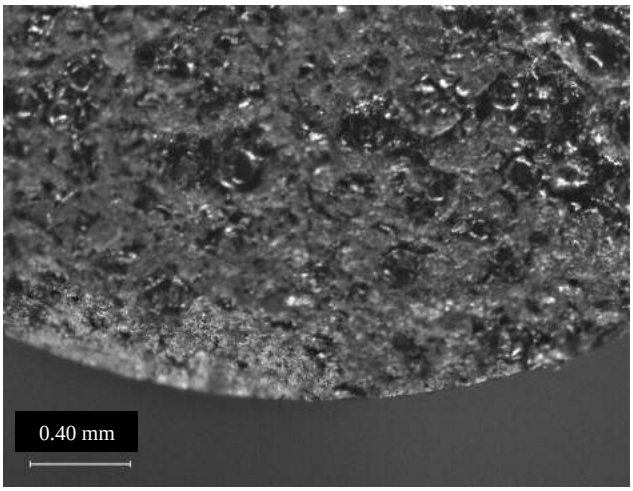
Danneggiamento

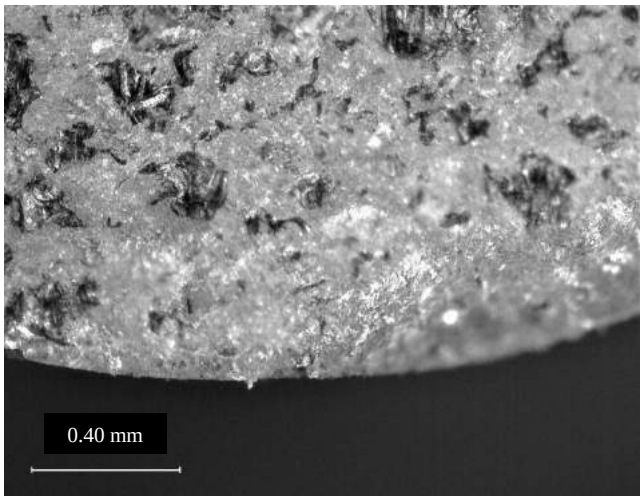


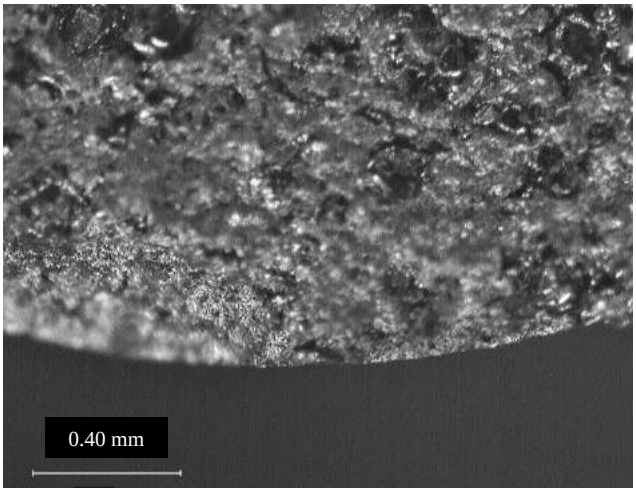

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

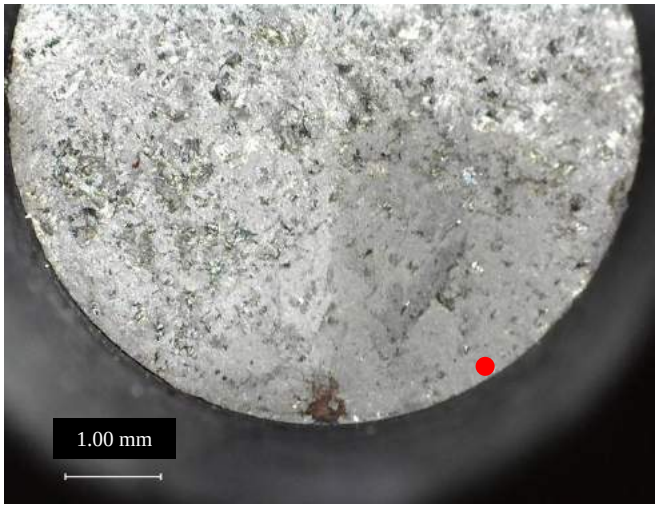
Nome Provino:	F_AD_0°_T_2		
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	19/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

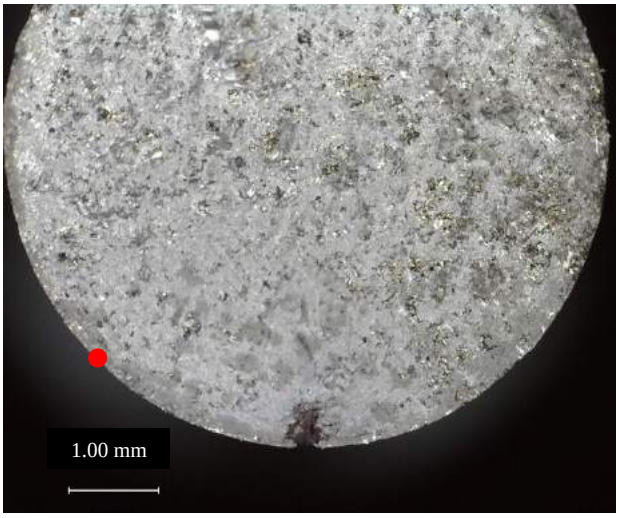
Dati prove di fatica

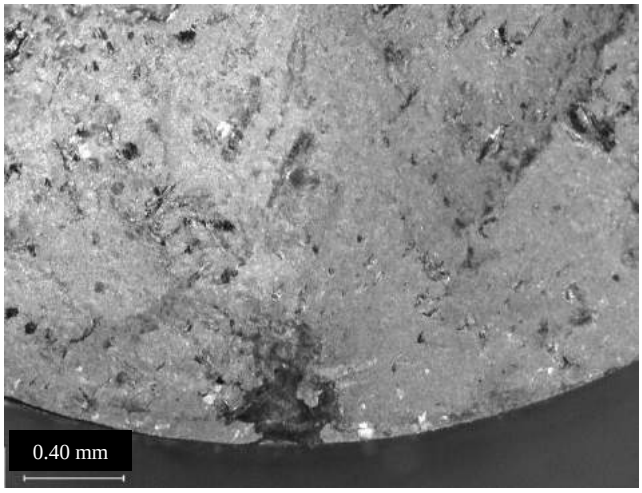
Diametro d_n [mm] =	5.92	Frequenza f_L [Hz] =	25
F_{max} [N] =	5510	σ_{max} [MPa] =	200
F_{min} [N] =	-5510	σ_{min} [MPa] =	-200
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	200	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.63e+05	NOTE	

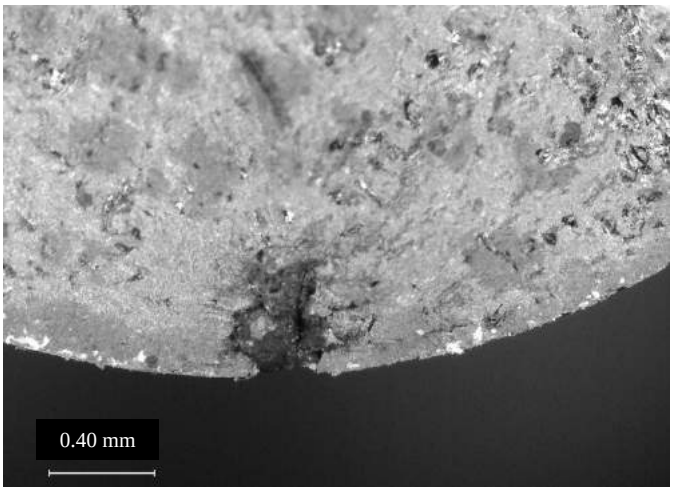
Danneggiamento

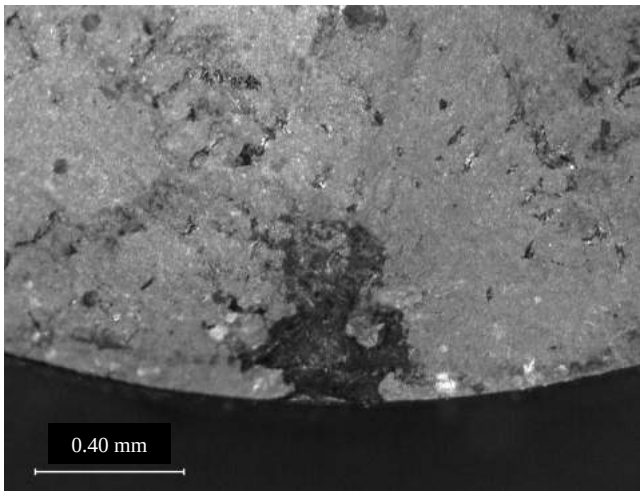


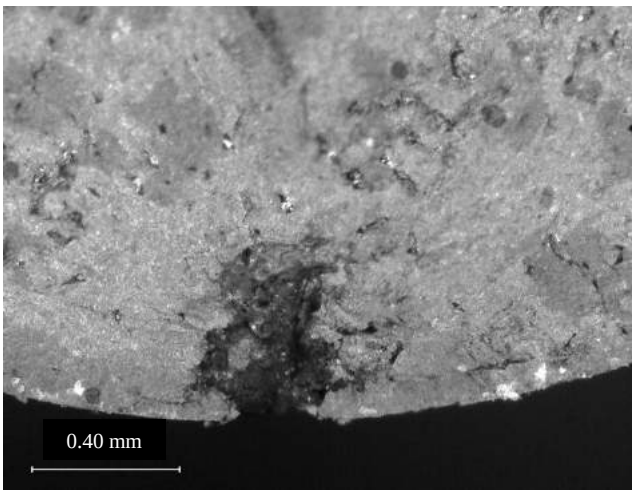

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

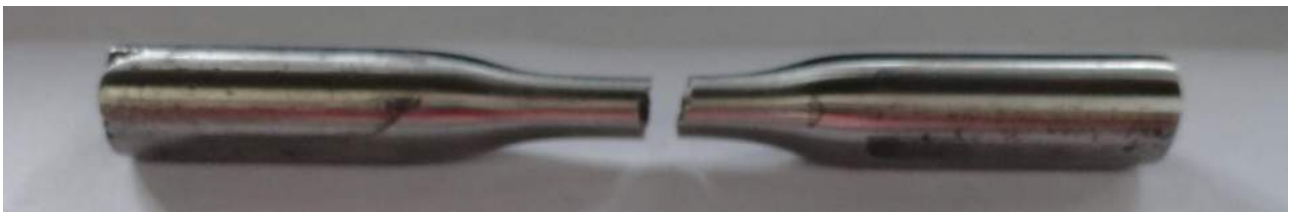
Nome Provino: F_AD_90°_T_1

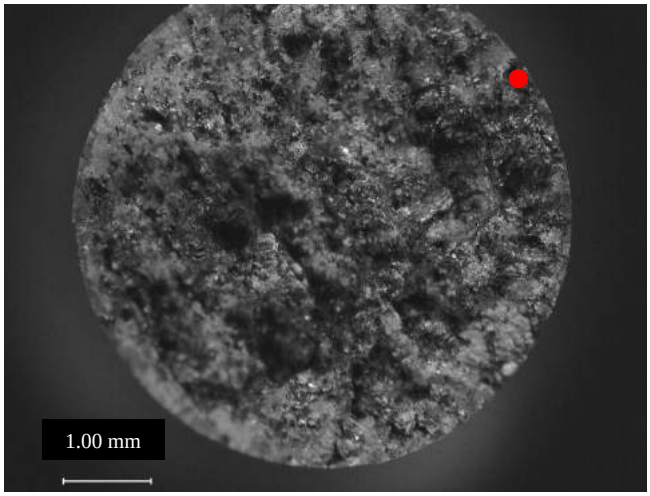
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	18/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

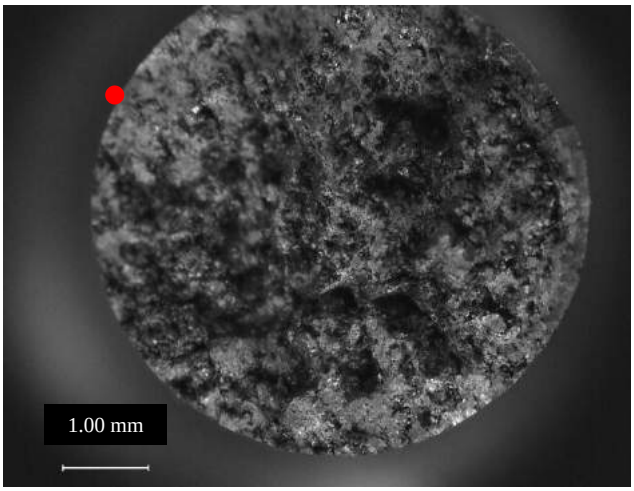
Dati prove di fatica

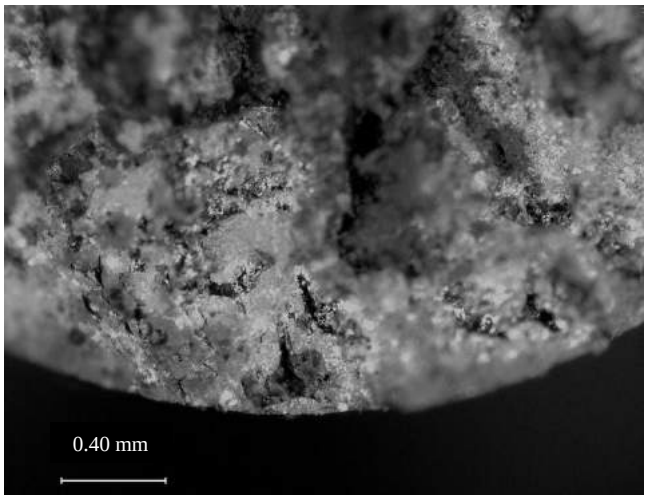
Diametro d_n [mm] =	5.57	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	10970	σ_{max} [MPa] =	450
F_{min} [N] =	-10970	σ_{min} [MPa] =	-450
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	450	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	6.25e+03	NOTE	

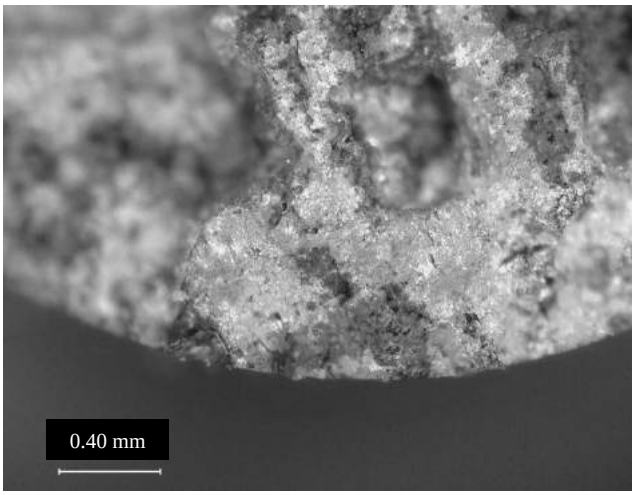
Danneggiamento

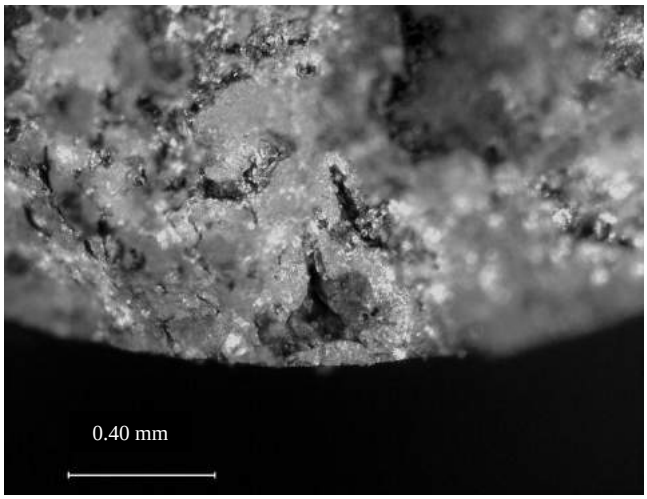


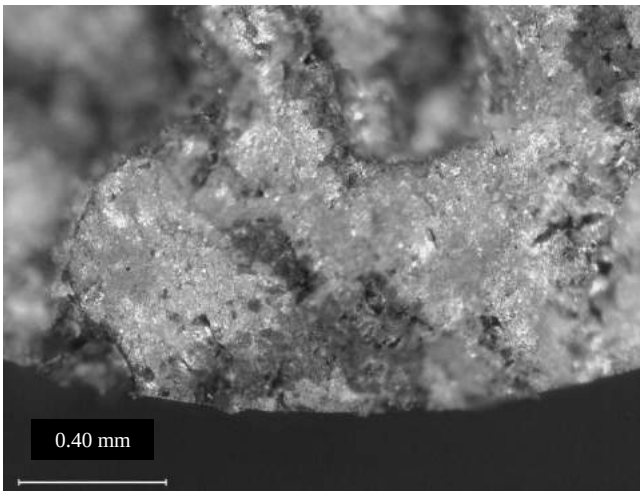

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: F_AD_90°_T_2

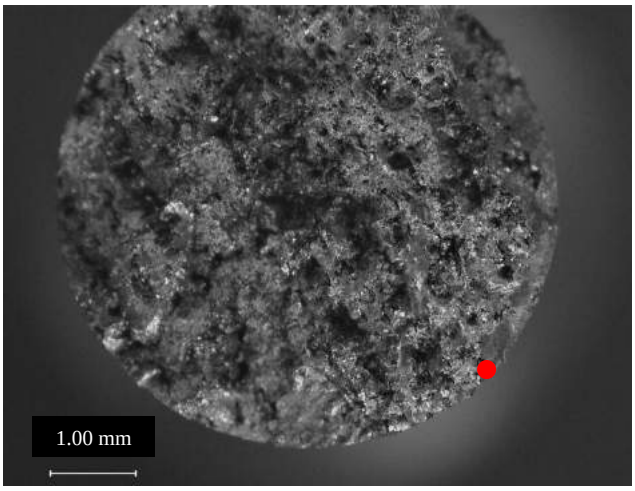
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	19/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

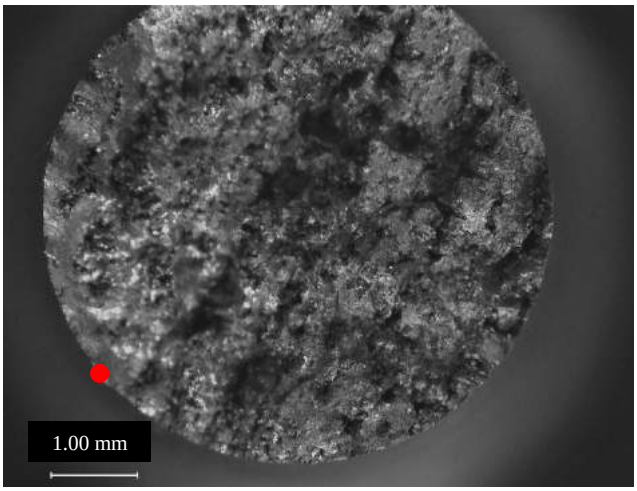
Dati prove di fatica

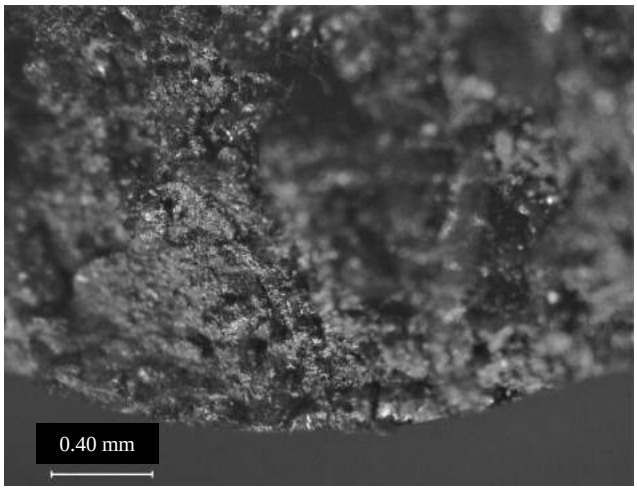
Diametro d_n [mm] =	5.50	Frequenza f_L [Hz] =	20
F_{max} [N] =	4750	σ_{max} [MPa] =	200
F_{min} [N] =	-4750	σ_{min} [MPa] =	-200
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	200	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	4.64e+04	NOTE	

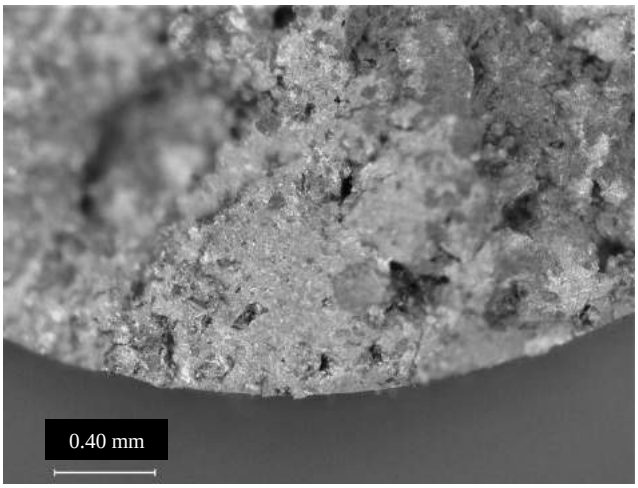
Danneggiamento

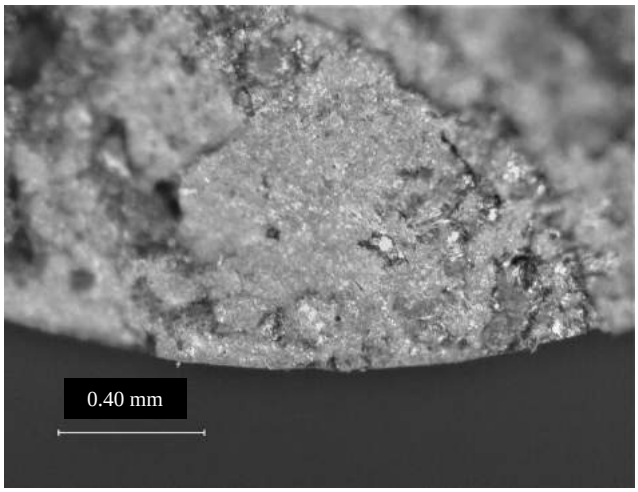


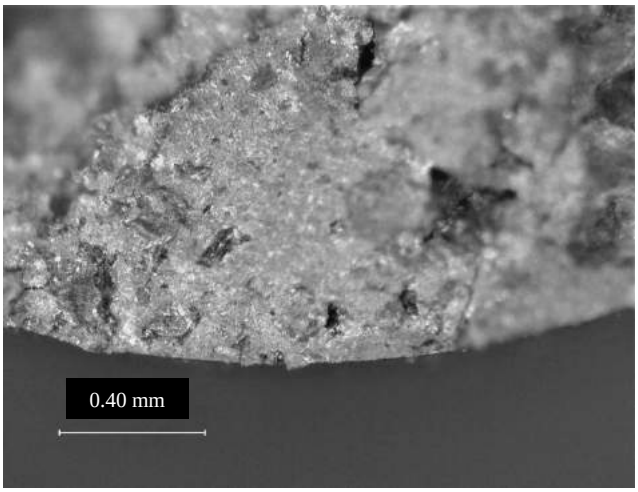

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: F_AD_90°_T_3

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	19/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.58	Frequenza f_L [Hz] =	25
F_{max} [N] =	2690	σ_{max} [MPa] =	110
F_{min} [N] =	-2690	σ_{min} [MPa] =	-110
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	110	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	RUN OUT	NOTE RUN OUT	

Danneggiamento



Nome Provino: F_AD_90°_T_3_RETEST

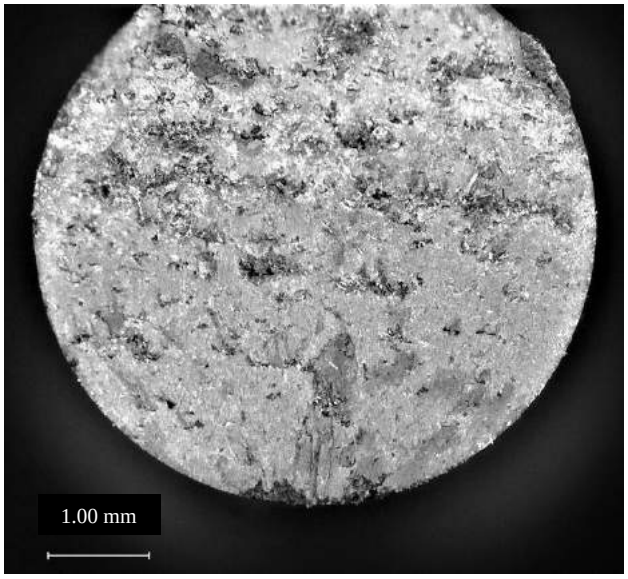
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	21/07/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

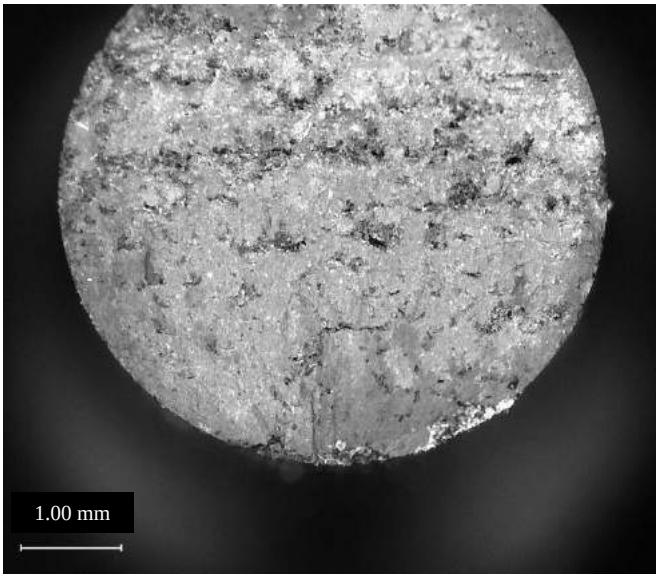
Dati prove di fatica

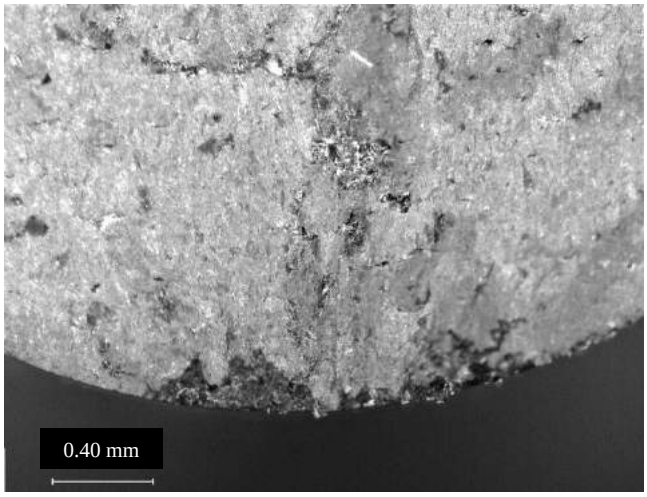
Diametro d_n [mm] =	5.58	Frequenza f_L [Hz] =	9
F_{max} [N] =	5380	σ_{max} [MPa] =	220
F_{min} [N] =	-5380	σ_{min} [MPa] =	-220
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	220	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =		NOTE	

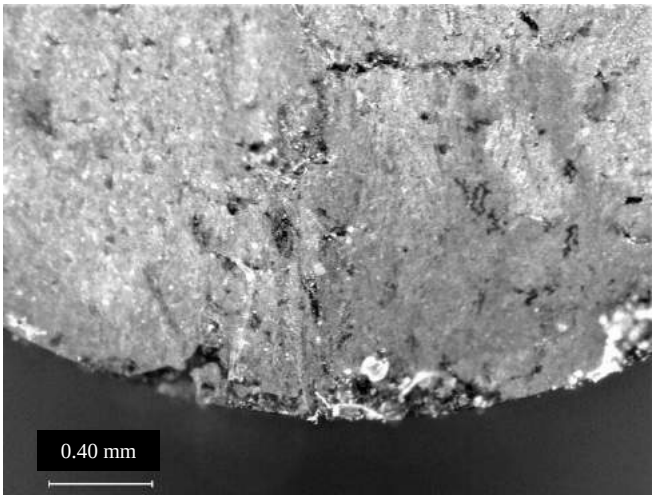
Danneggiamento

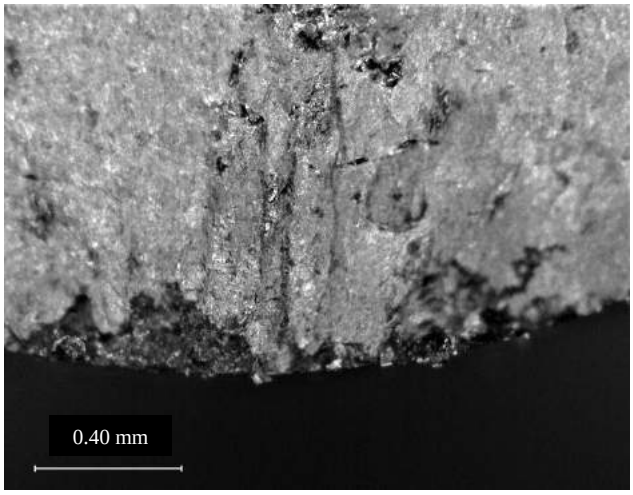


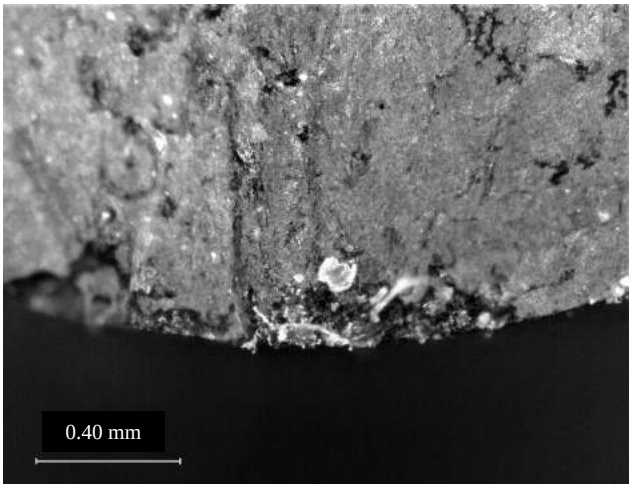

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

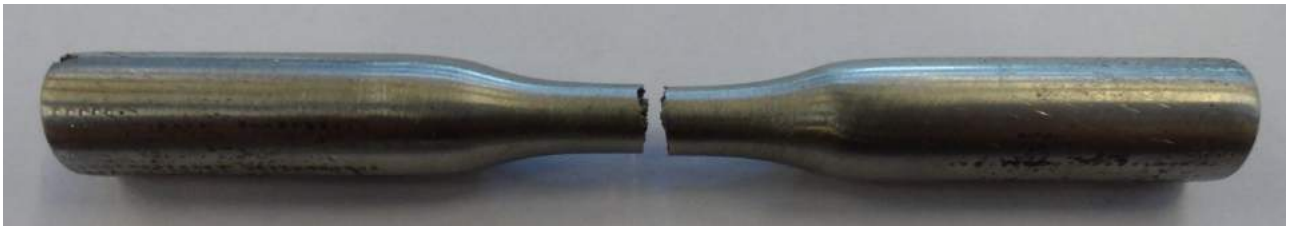
Nome Provino: F_AD_90°_T_4

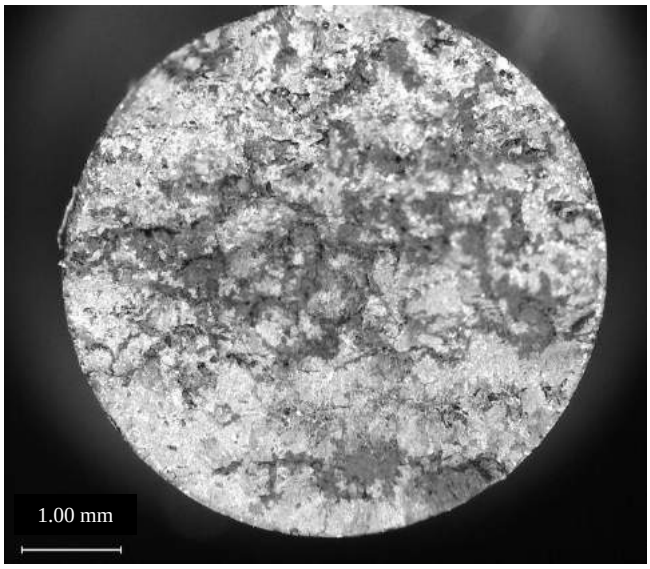
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	27/11/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

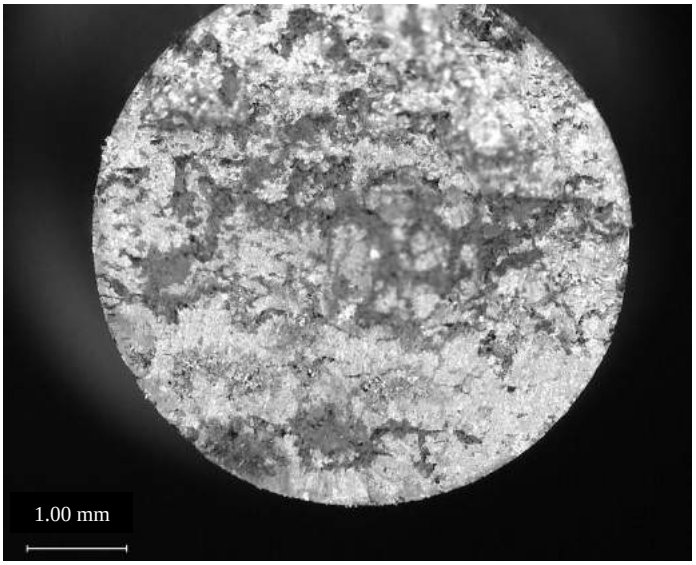
Dati prove di fatica

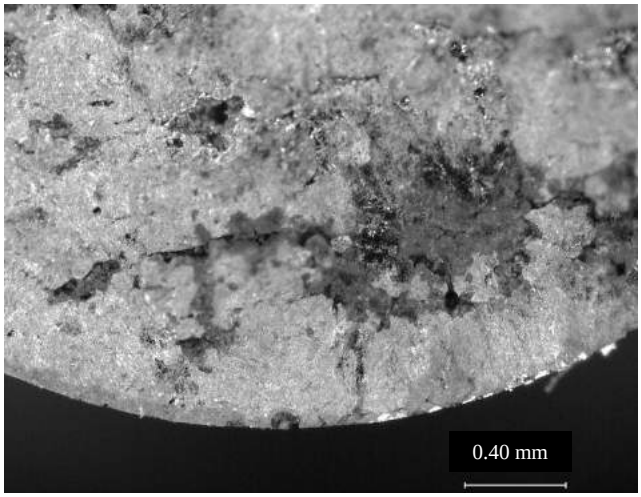
Diametro d_n [mm] =	5.58	Frequenza f_L [Hz] =	25
F_{max} [N] =	3670	σ_{max} [MPa] =	150
F_{min} [N] =	-3670	σ_{min} [MPa] =	-150
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	150	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.84E+05	NOTE	

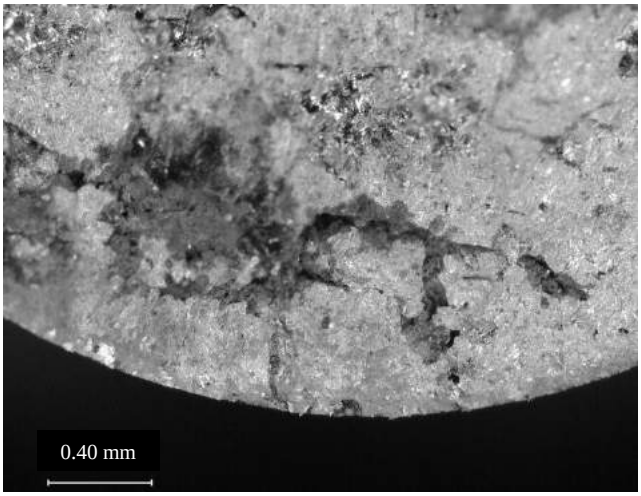
Danneggiamento

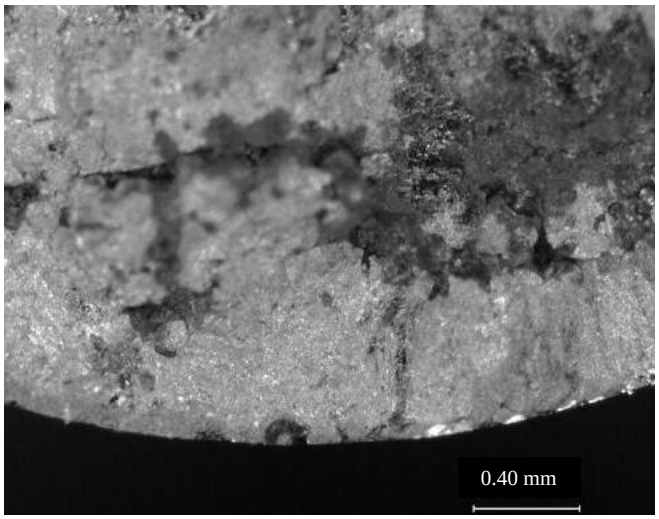


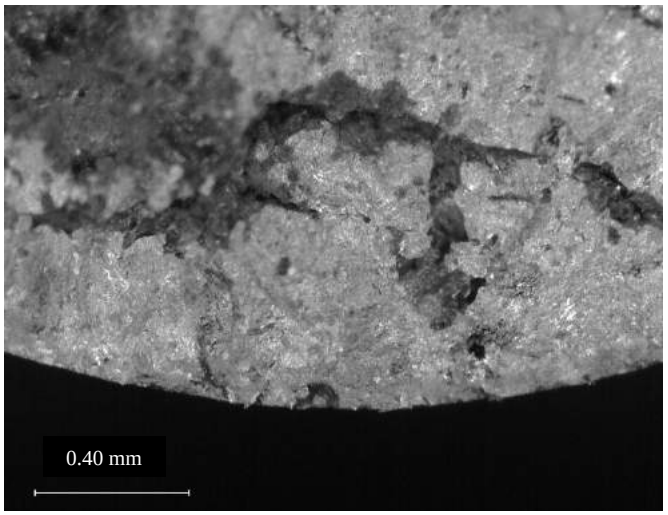

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Schede provini del lotto C

Nome Provino: S_AD_0°_NT_1

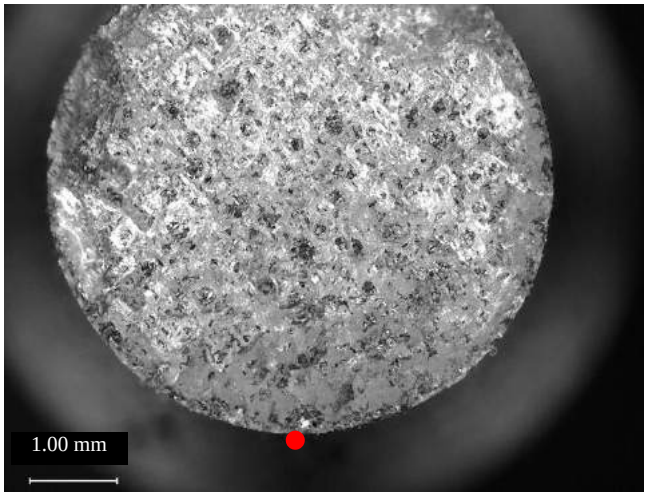
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	04/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

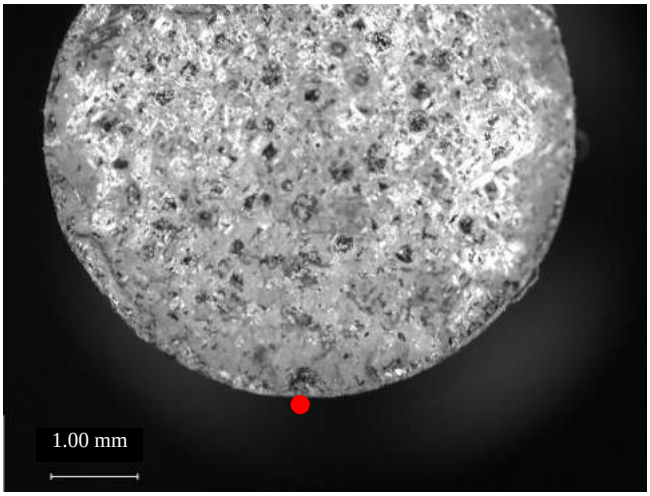
Dati prove di fatica

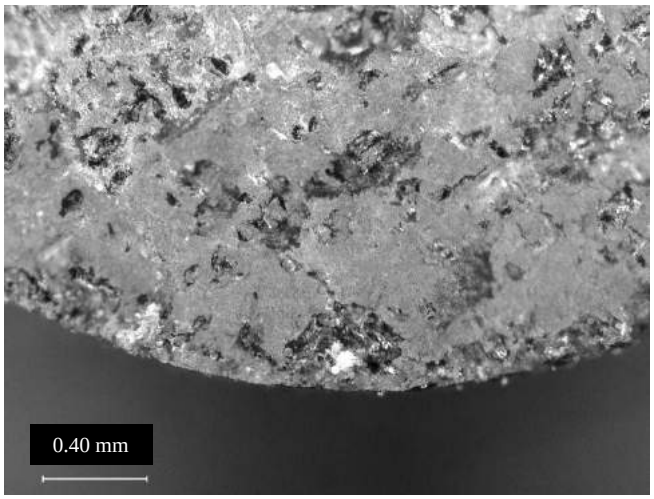
Diametro d_n [mm] =	5.75	Frequenza f_L [Hz] =	27
F_{max} [N] =	10390	σ_{max} [MPa] =	400
F_{min} [N] =	-10390	σ_{min} [MPa] =	-400
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	400	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.67E+04	NOTE	

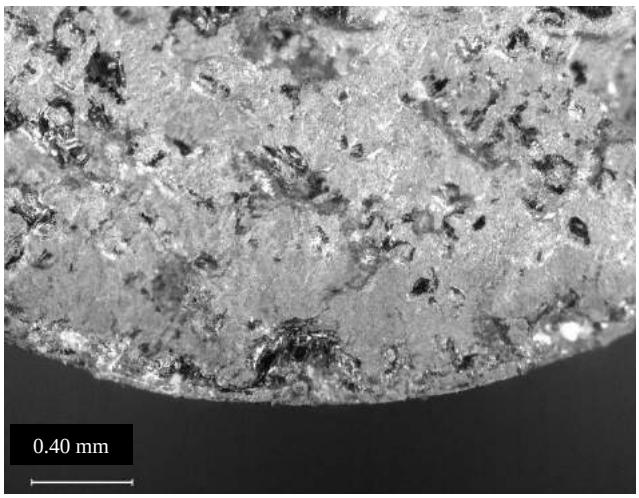
Danneggiamento

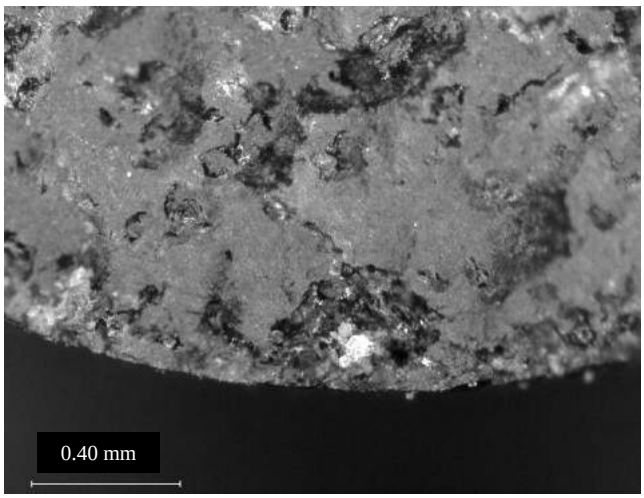


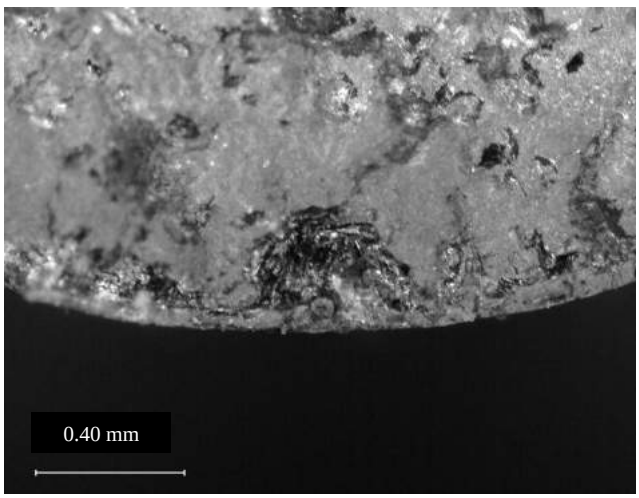

1.00 mm

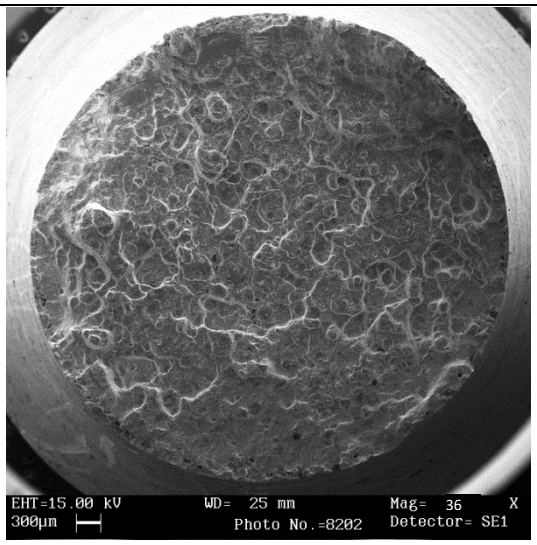

1.00 mm

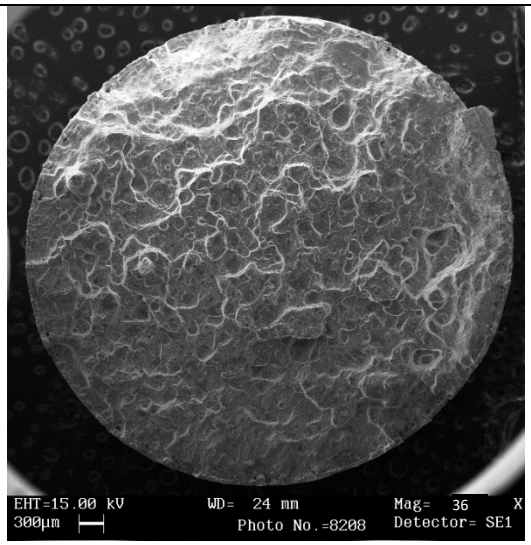

0.40 mm

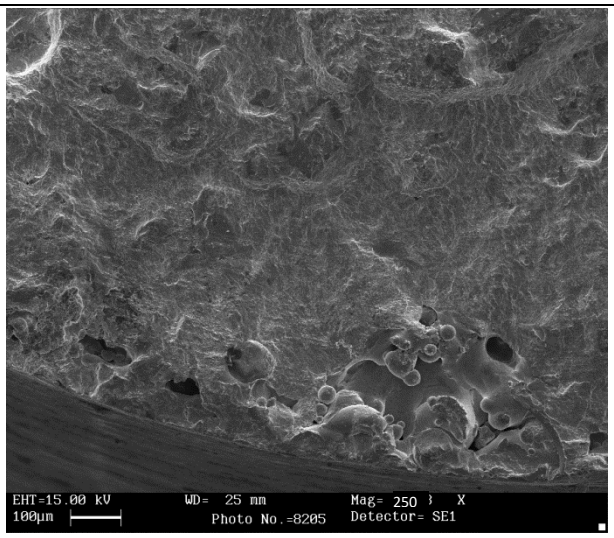

0.40 mm

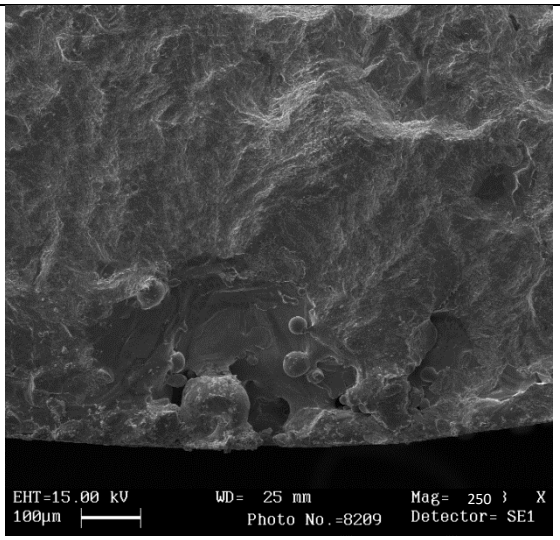

0.40 mm

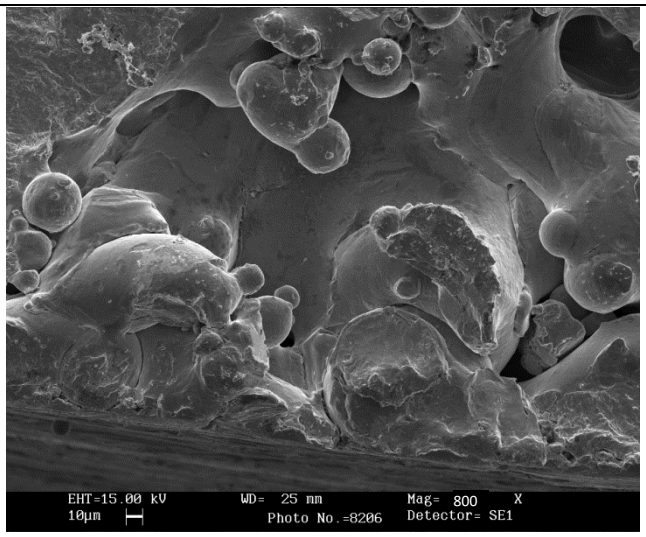

0.40 mm

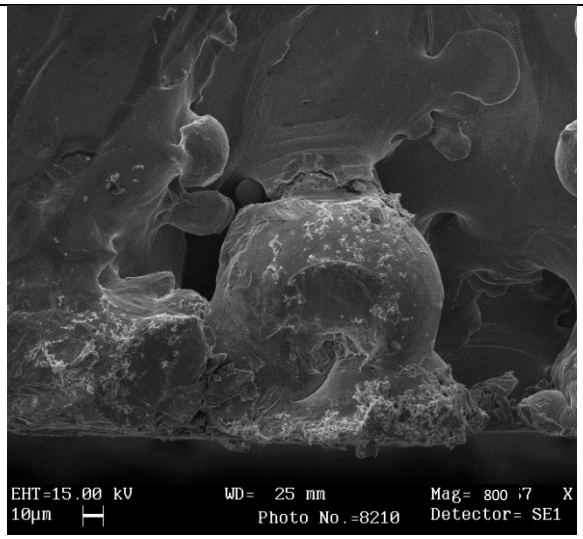

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 36 X
300µm
Photo No.=8202
Detector= SE1

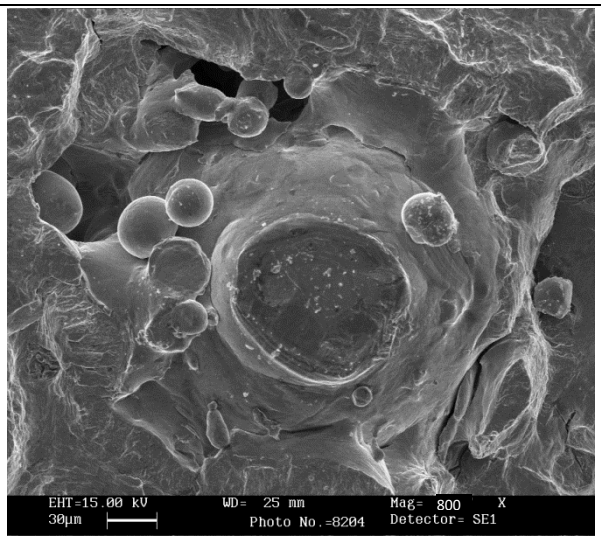

EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 36 X
300µm
Photo No.=8208
Detector= SE1

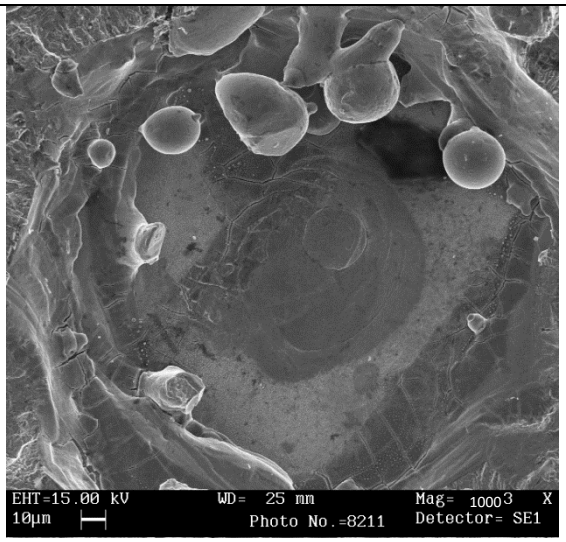

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8205
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8209
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 800 X
10µm
Photo No.=8206
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 800 X
10µm
Photo No.=8210
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
30µm
WD= 25 mm
Photo No.=8204
Mag= 800 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
10µm
WD= 25 mm
Photo No.=8211
Mag= 10003 X
Detector= SE1

Nome Provino: S_AD_0°_NT_2

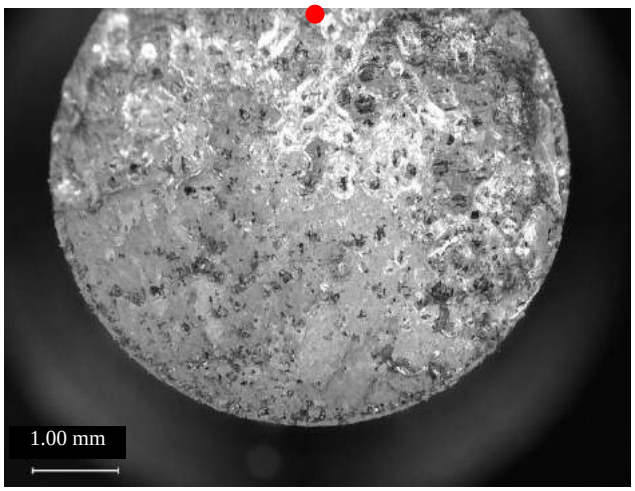
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	04/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

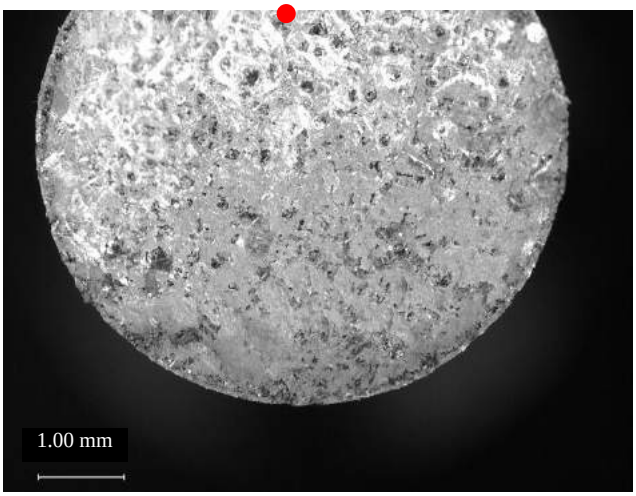
Dati prove di fatica

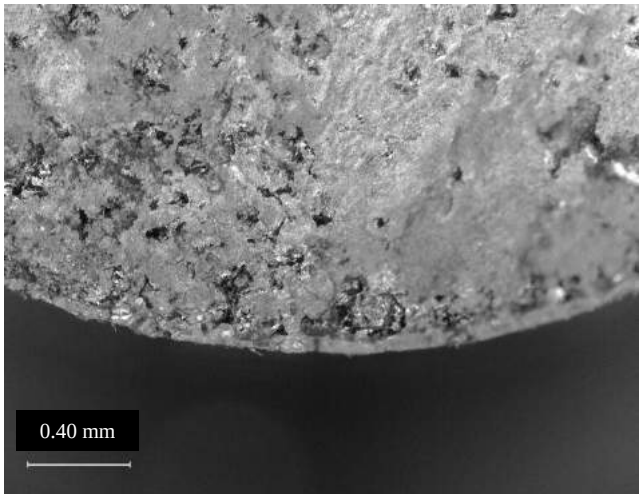
Diametro d_n [mm] =	5.75	Frequenza f_L [Hz] =	16
F_{max} [N] =	7790	σ_{max} [MPa] =	300
F_{min} [N] =	-7790	σ_{min} [MPa] =	-300
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	300	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.34E+05	NOTE	

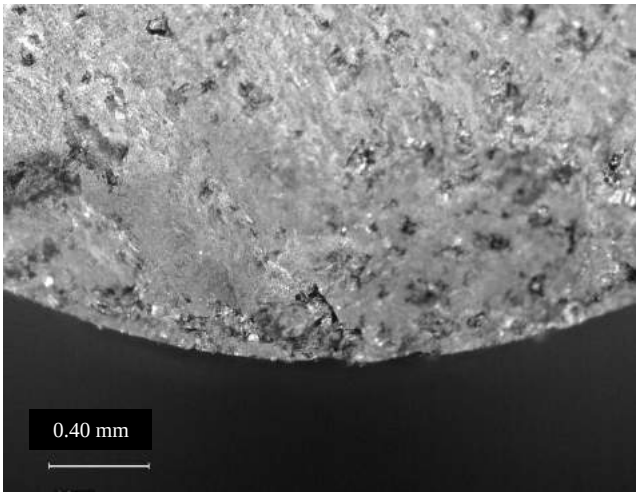
Danneggiamento

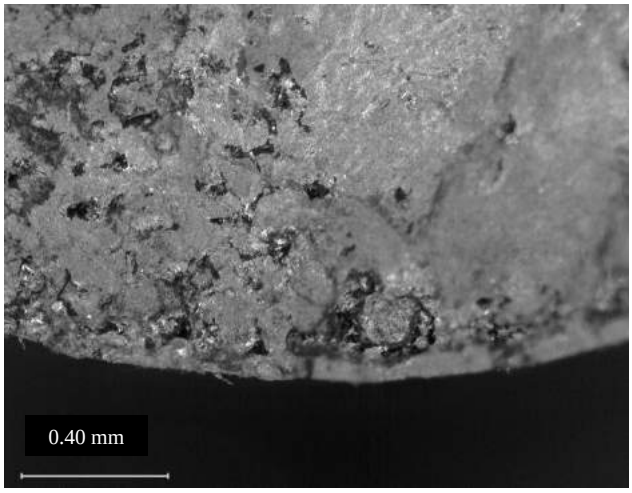


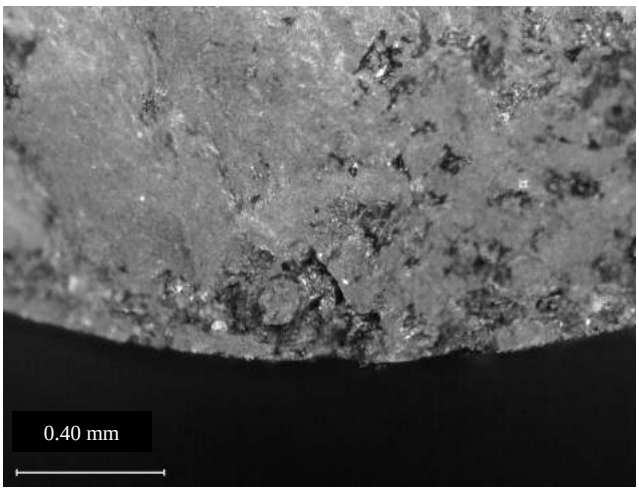

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: S_AD_0°_NT_3

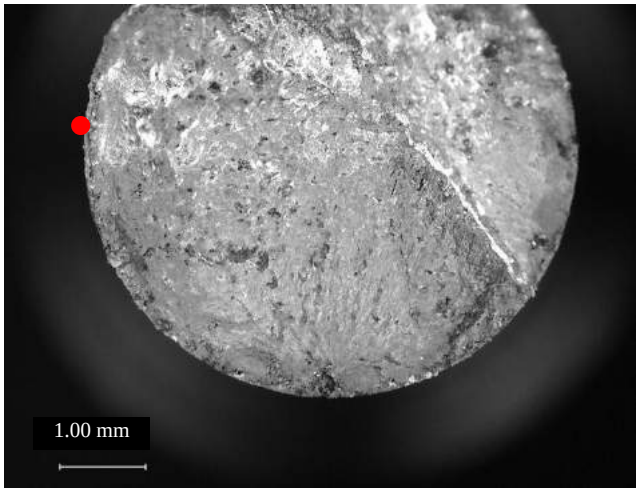
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	05/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

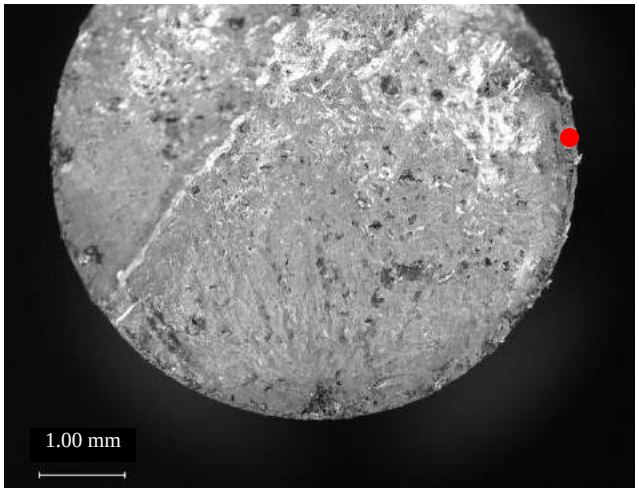
Dati prove di fatica

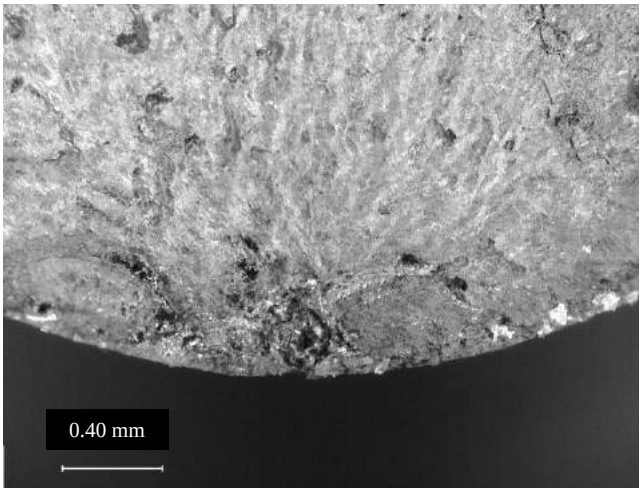
Diametro d_n [mm] =	5.65	Frequenza f_L [Hz] =	25
F_{max} [N] =	7520	σ_{max} [MPa] =	300
F_{min} [N] =	-7520	σ_{min} [MPa] =	-300
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	300	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.29E+05	NOTE	

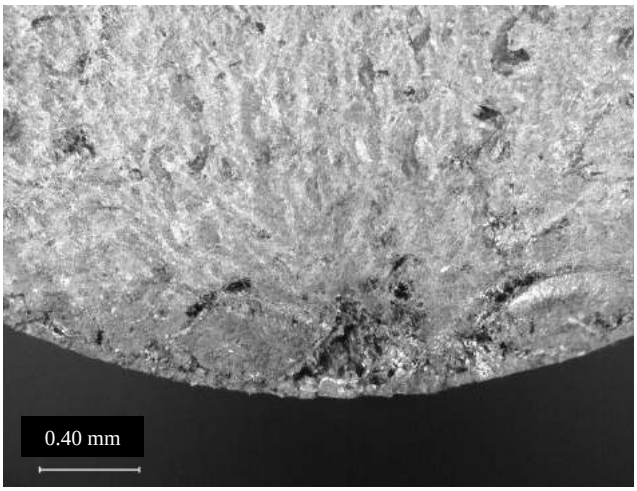
Danneggiamento

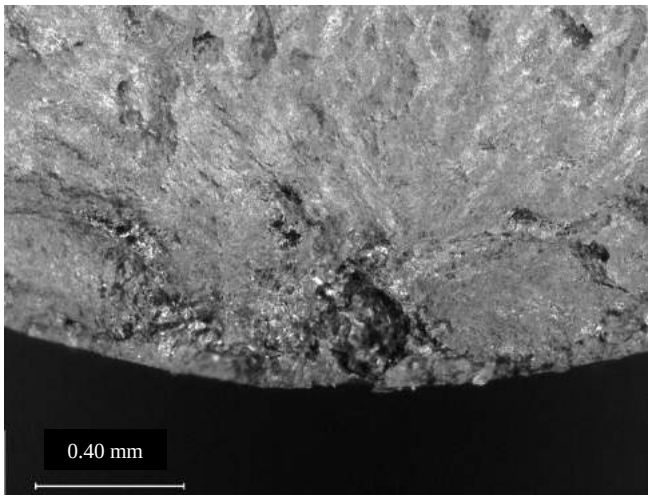


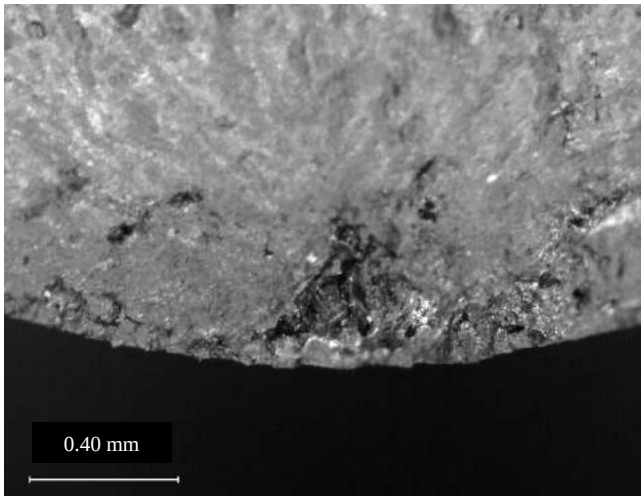

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: S_AD_0°_NT_4

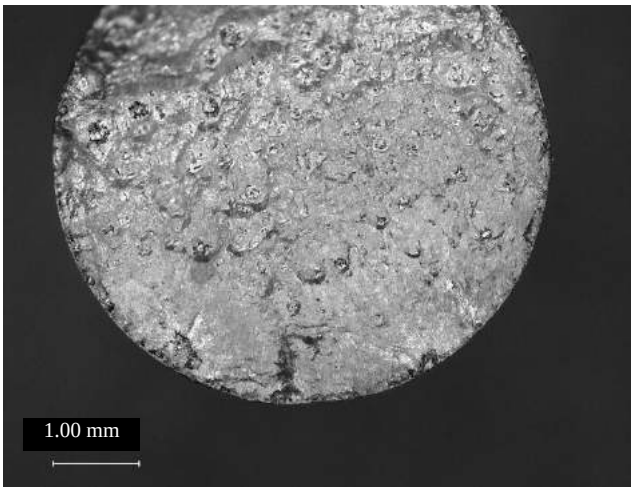
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	09/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

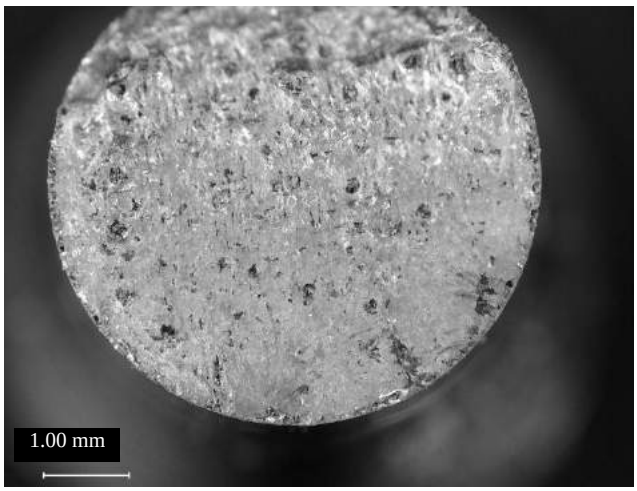
Dati prove di fatica

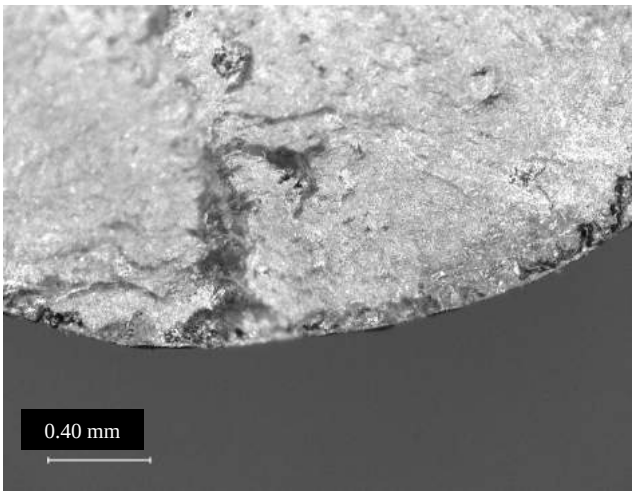
Diametro d_n [mm] =	5.65	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	6770	σ_{max} [MPa] =	270
F_{min} [N] =	-6770	σ_{min} [MPa] =	-270
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	270	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	3.01E+05	NOTE	

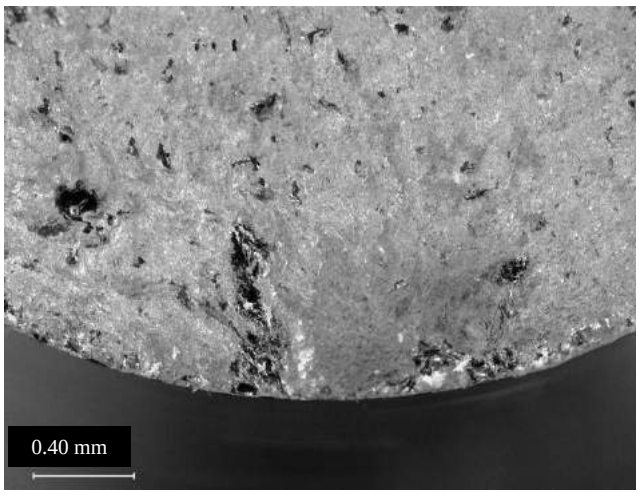
Danneggiamento

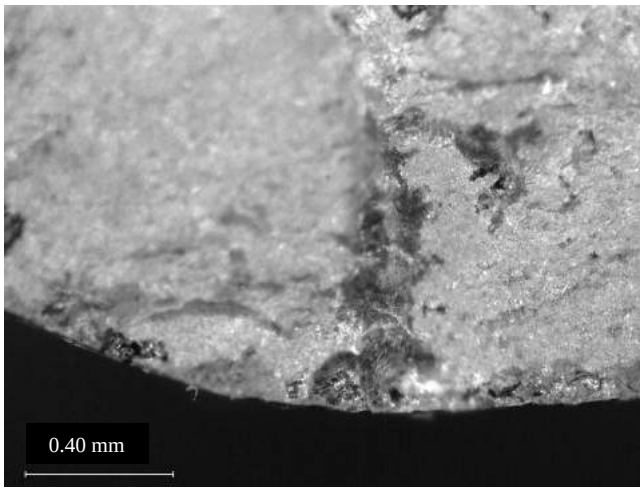


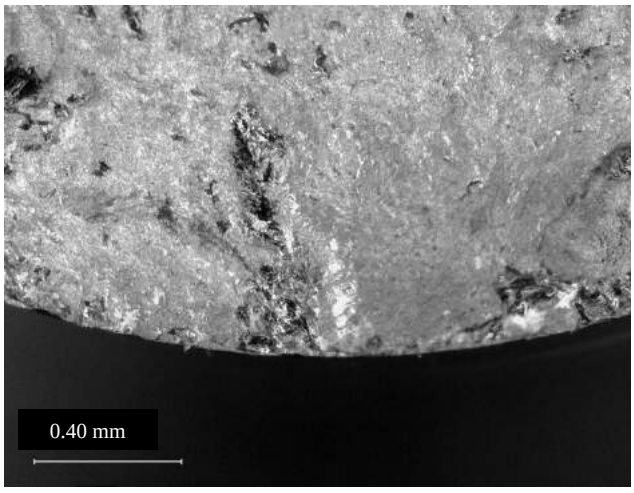

1.00 mm

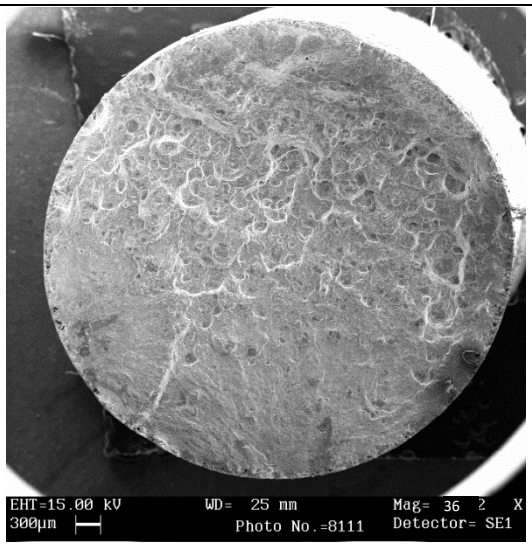

1.00 mm

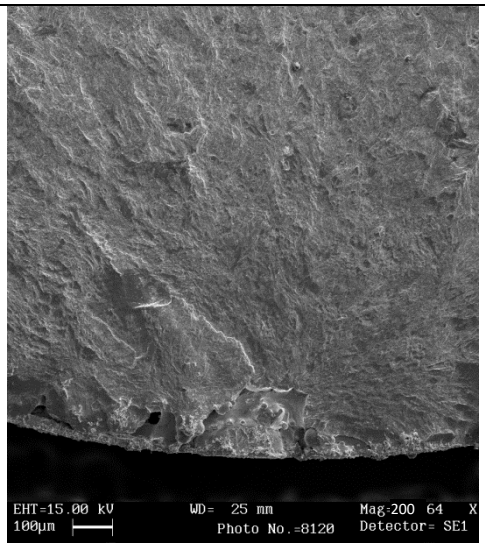

0.40 mm

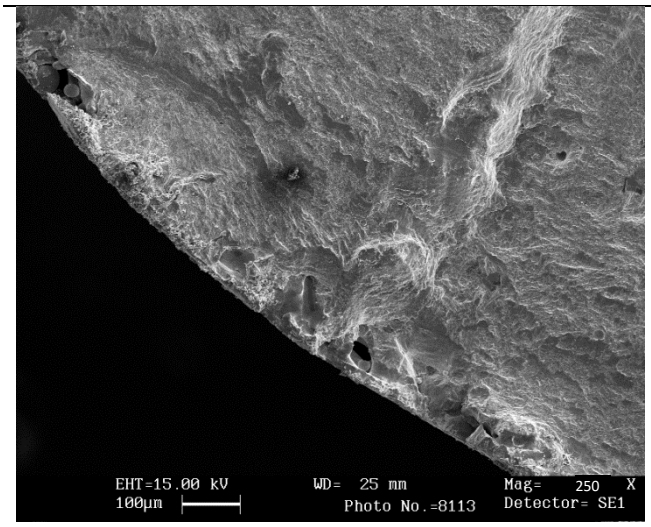

0.40 mm

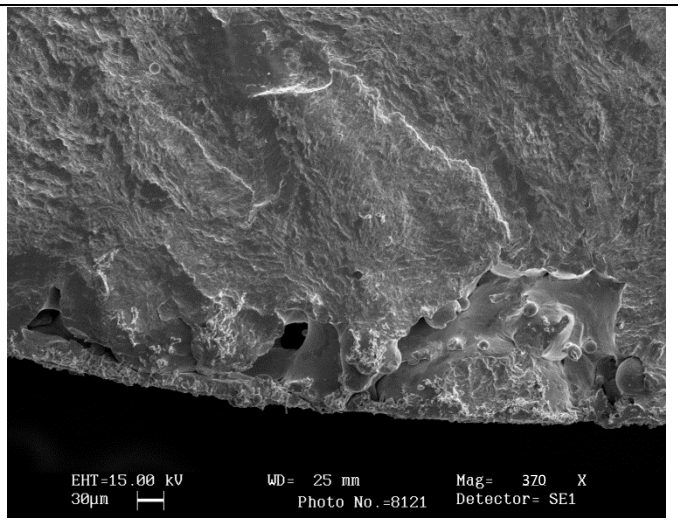

0.40 mm

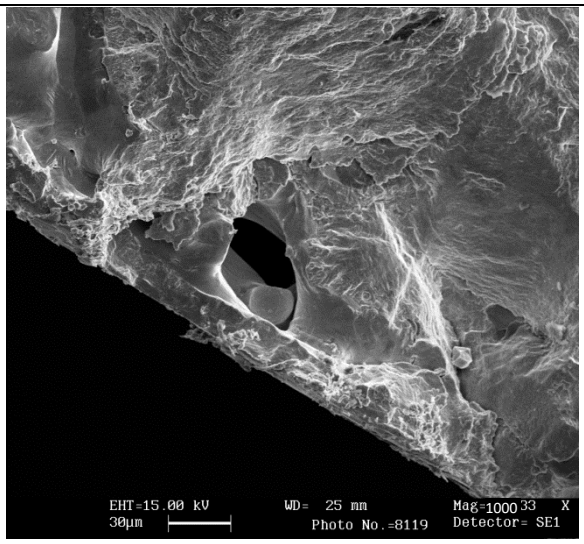

0.40 mm

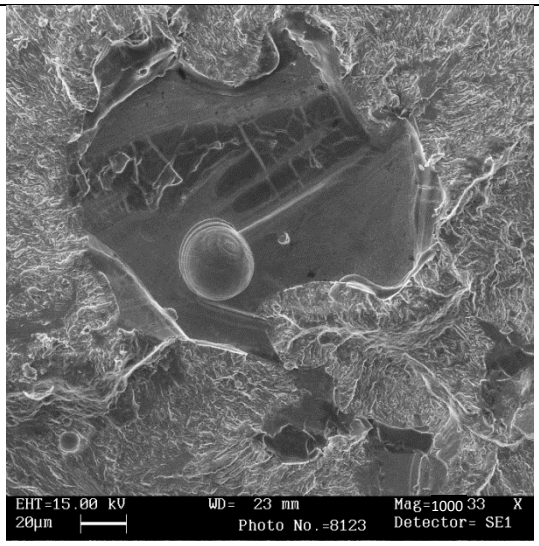

EHT=15.00 kV
300µm
WD= 25 mm
Photo No.=8111
Mag= 36 2 X
Detector= SE1

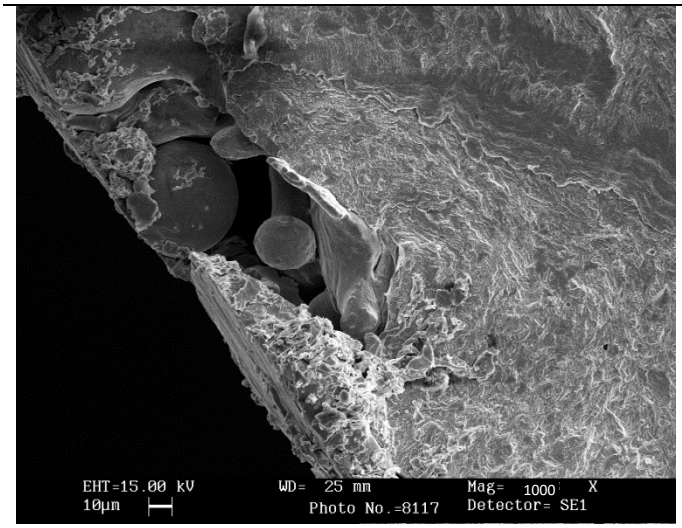

EHT=15.00 kV
100µm
WD= 25 mm
Photo No.=8120
Mag=200 64 X
Detector= SE1

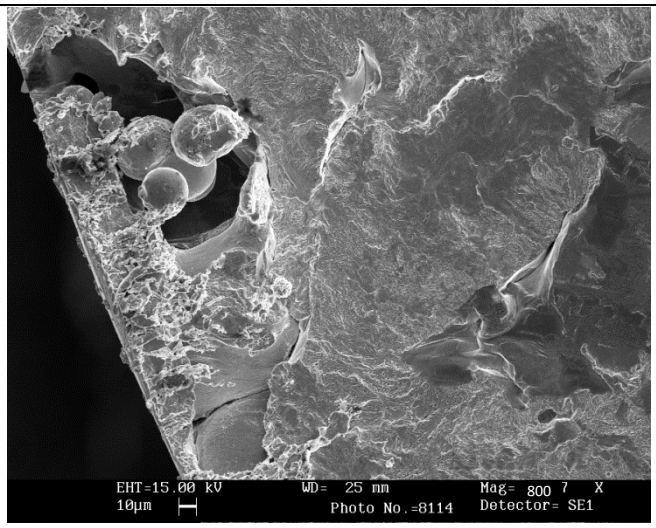

EHT=15.00 kV
100µm
WD= 25 mm
Photo No.=8113
Mag= 250 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
30µm
WD= 25 mm
Photo No.=8121
Mag= 370 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
30µm
WD= 25 mm
Photo No.=8119
Mag=1000 33 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
20µm
WD= 23 mm
Photo No.=8123
Mag=1000 33 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 1000 X
10µm
Photo No.=8117
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 800 X
10µm
Photo No.=8114
Detector= SE1

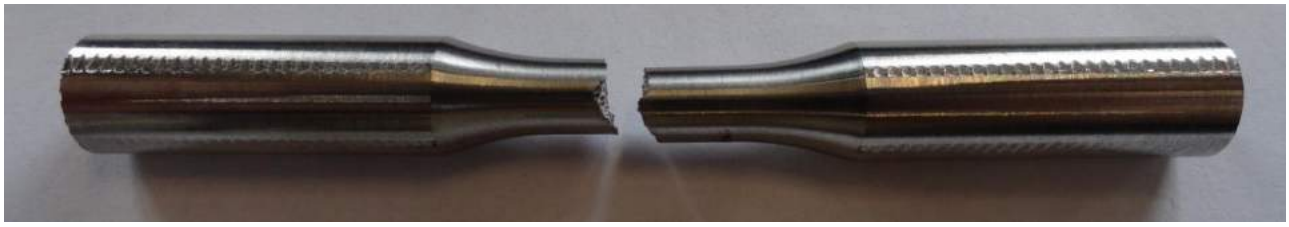
Nome Provino: S_AD_0°_NT_5

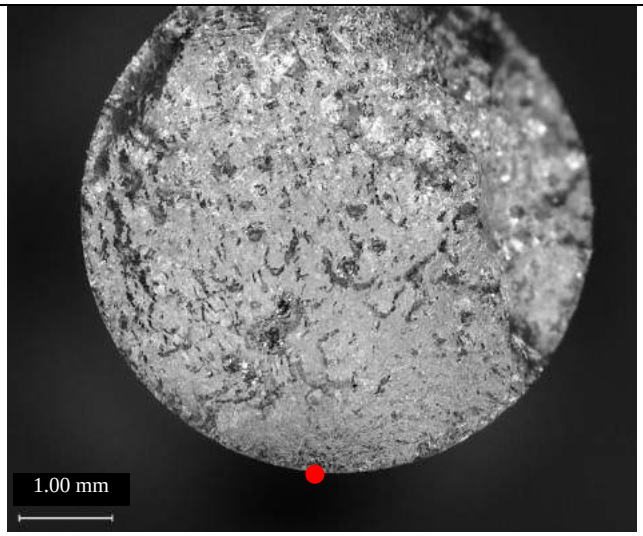
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	20/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

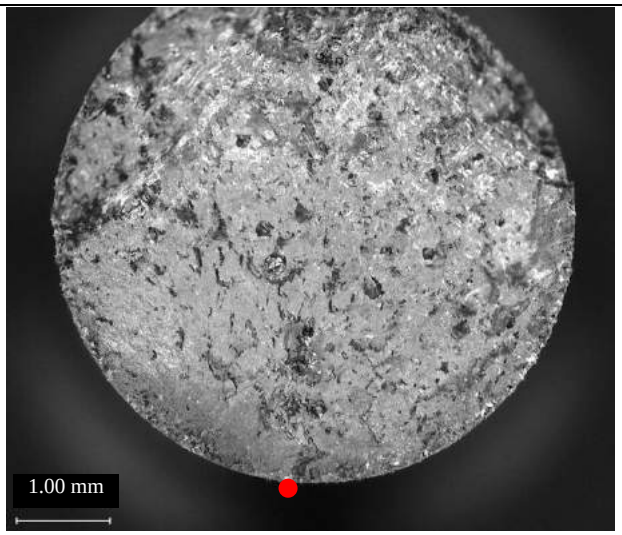
Dati prove di fatica

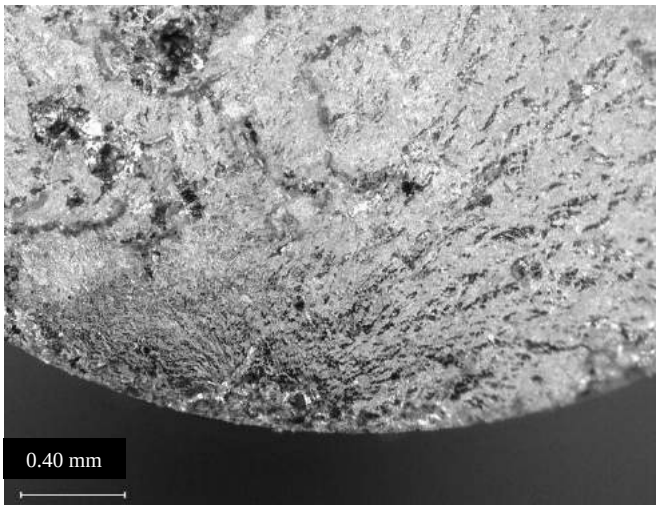
Diametro d_n [mm] =	5.67	Frequenza f_L [Hz] =	32
F_{max} [N] =	6310	σ_{max} [MPa] =	250
F_{min} [N] =	-6310	σ_{min} [MPa] =	-250
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	250	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	4.00E+05	NOTE	

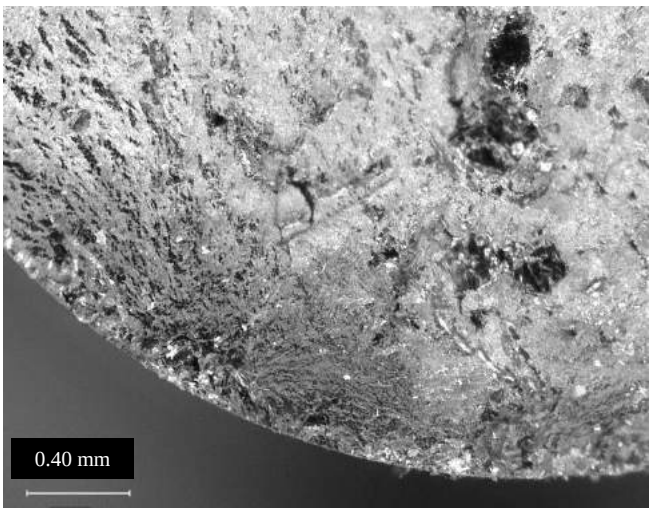
Danneggiamento

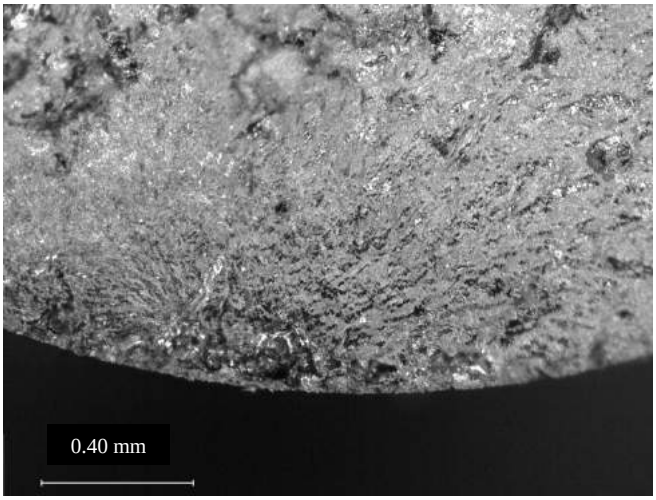


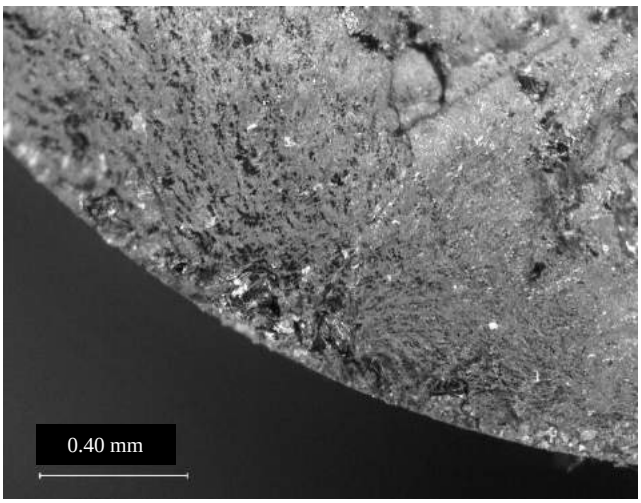

1.00 mm

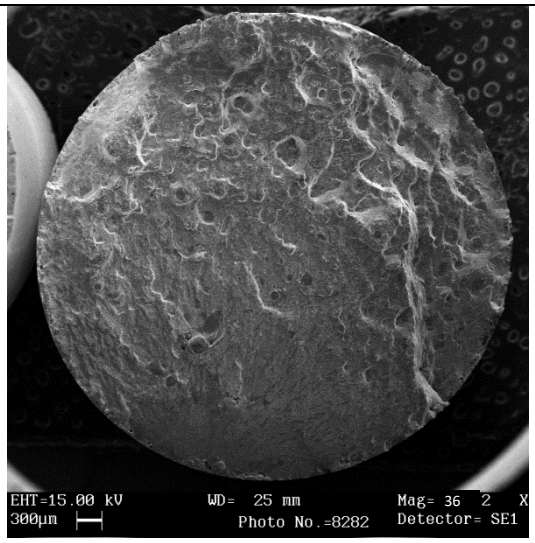

1.00 mm

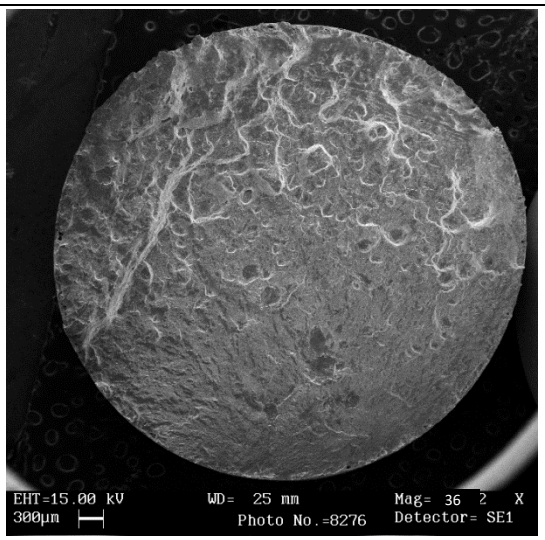

0.40 mm

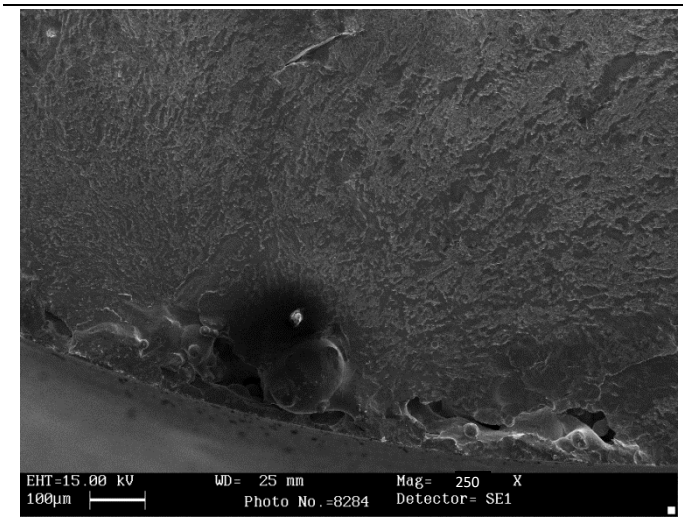

0.40 mm

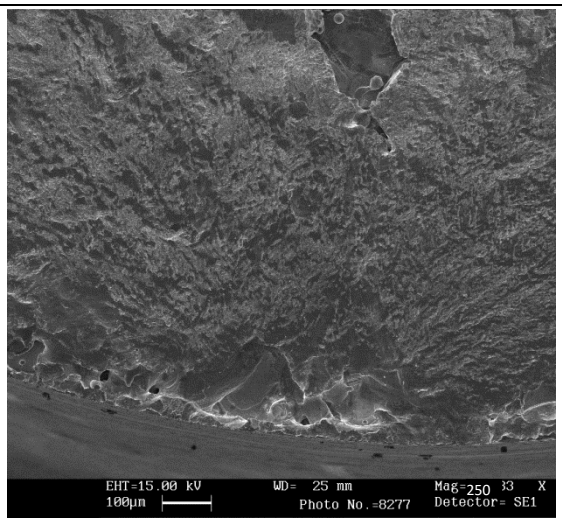

0.40 mm

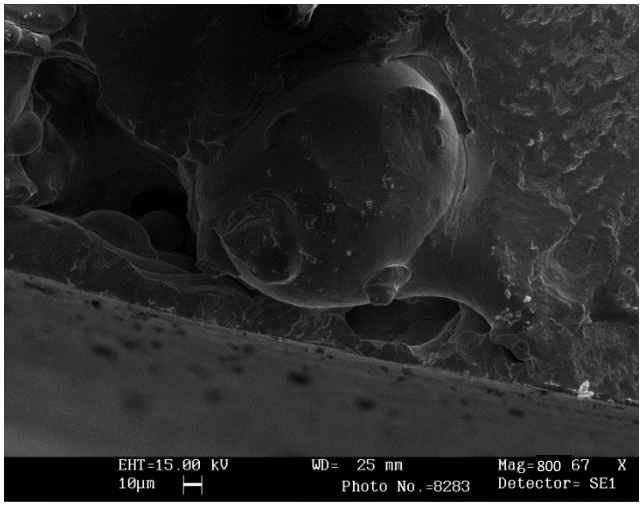

0.40 mm

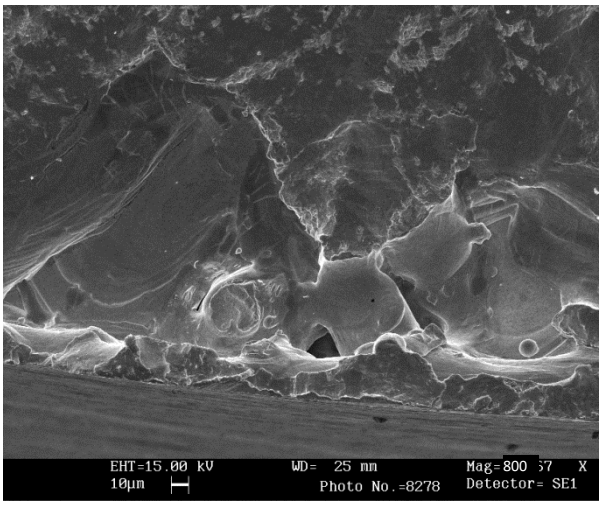

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 36 2 X
300µm
Photo No.=8282
Detector= SE1

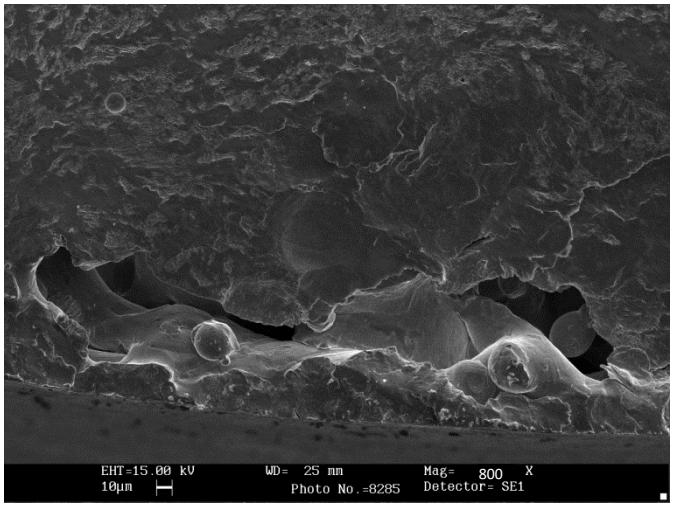

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 36 2 X
300µm
Photo No.=8276
Detector= SE1

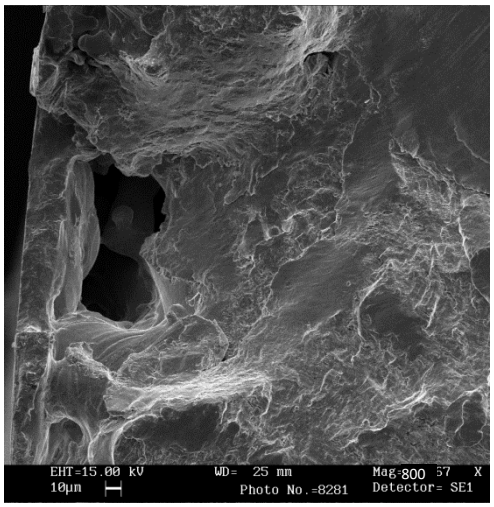

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8284
Detector= SE1

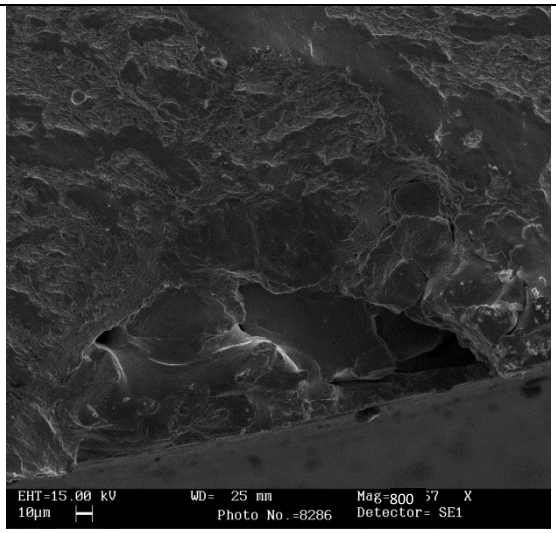

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag=250 X
100µm
Photo No.=8277
Detector= SE1

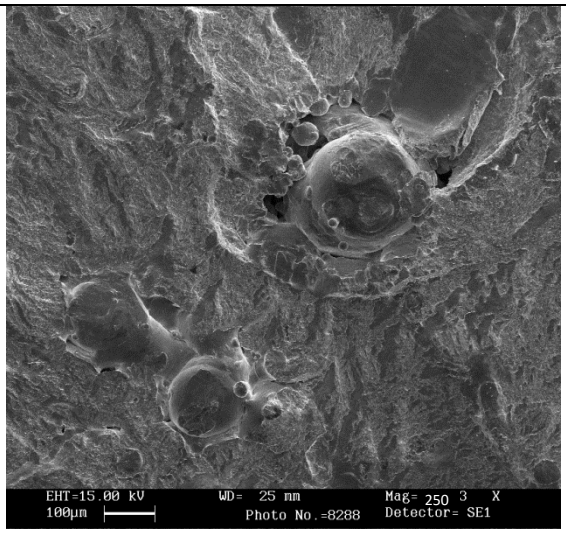

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag=800 67 X
10µm
Photo No.=8283
Detector= SE1

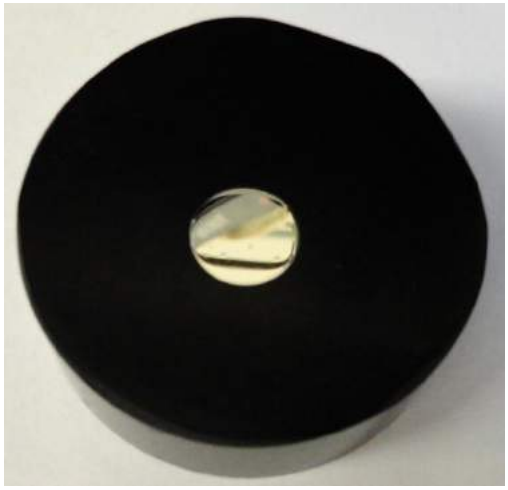

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag=800 67 X
10µm
Photo No.=8278
Detector= SE1

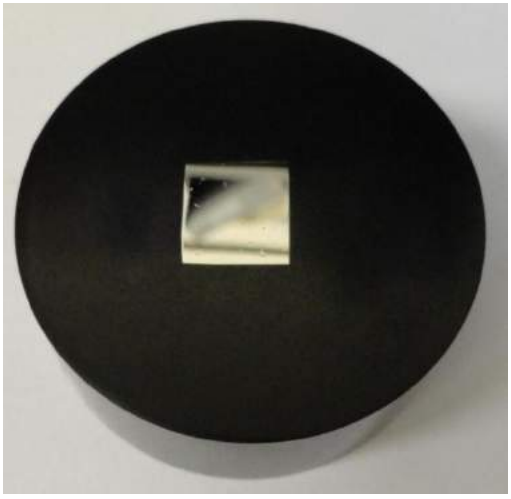

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 800 X
10µm
Photo No.=8285
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag=800 X
10µm
Photo No.=8281
Detector= SE1

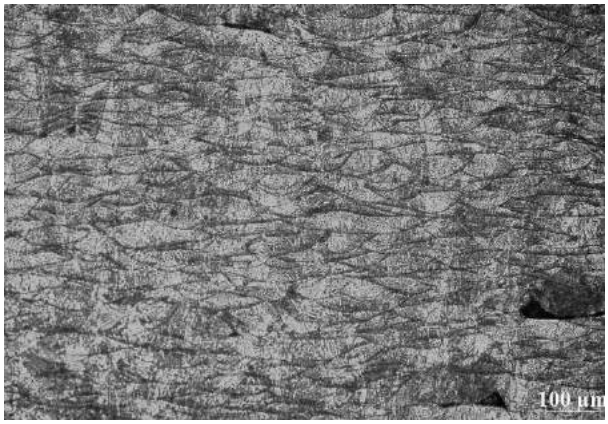

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag=800 X
10µm
Photo No.=8286
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8288
Detector= SE1

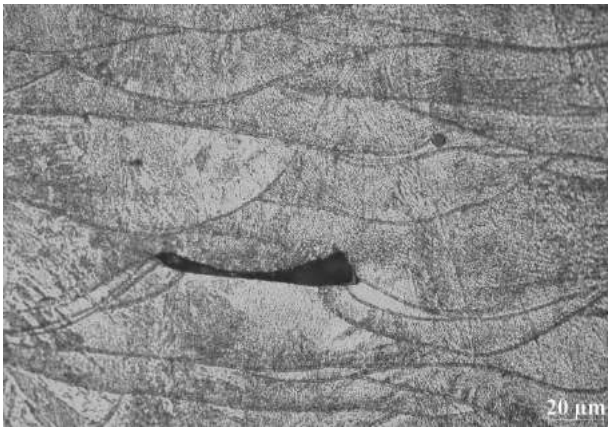


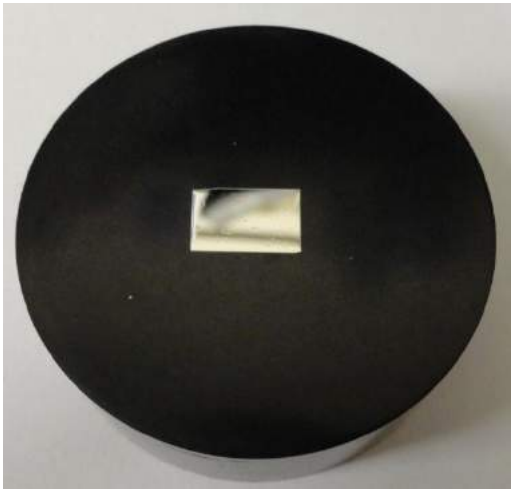


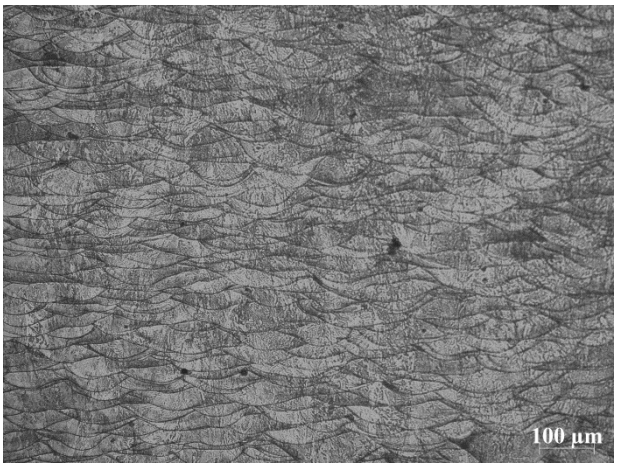

100 µm

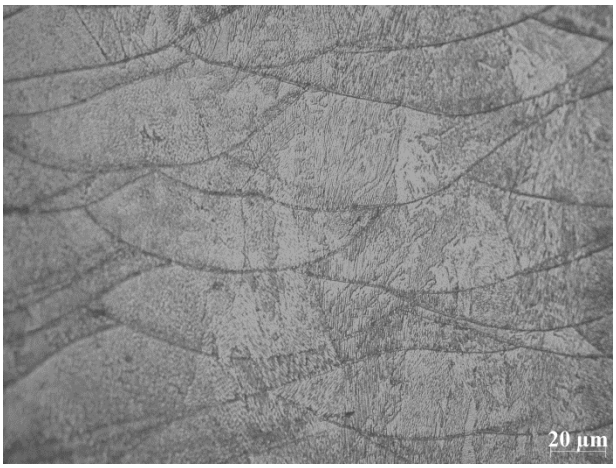

100 µm


20 µm


20 µm




100 µm


20 µm

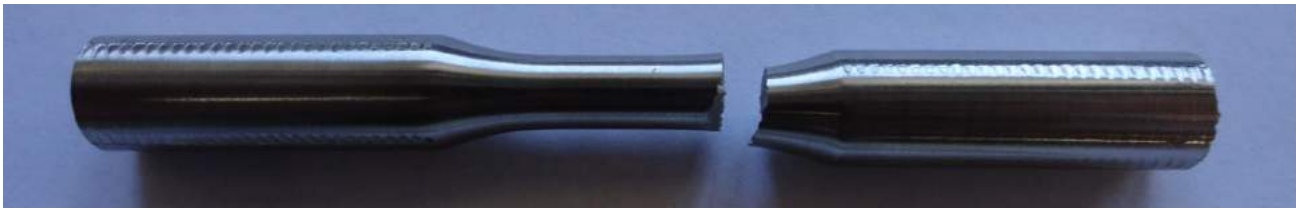
Nome Provino: S_AD_0°_NT_6

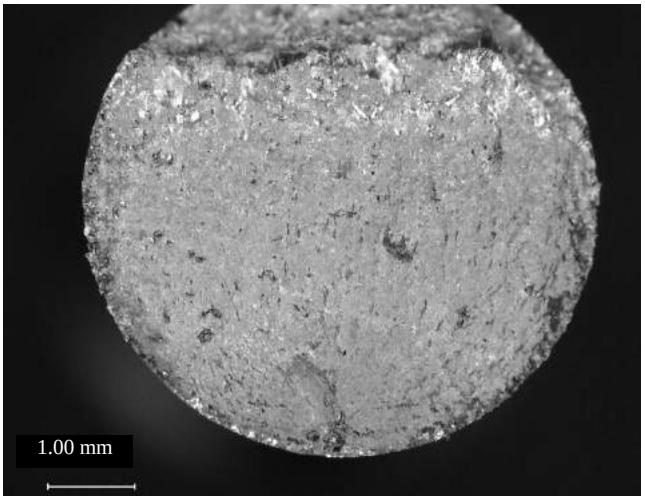
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	20/10/2017 e 23/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

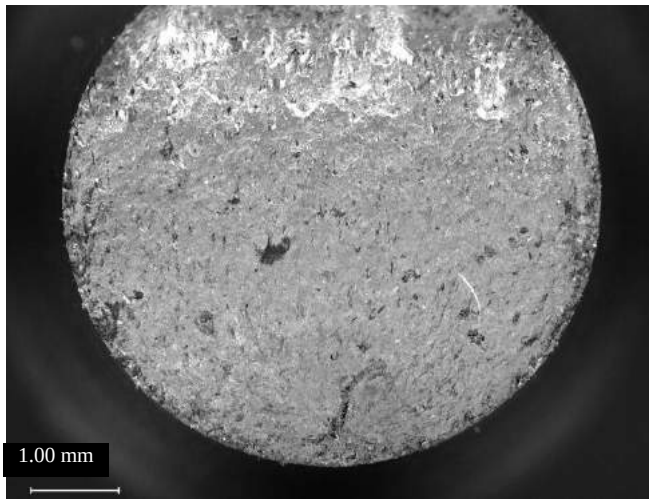
Dati prove di fatica

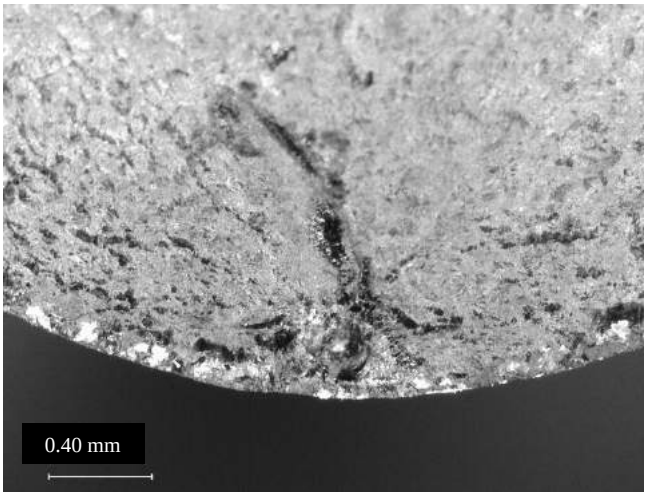
Diametro d_n [mm] =	5.68	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	5830	σ_{max} [MPa] =	230
F_{min} [N] =	-5830	σ_{min} [MPa] =	-230
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	230	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	9.59E+05	NOTE Interrotto a 290613 cicli	

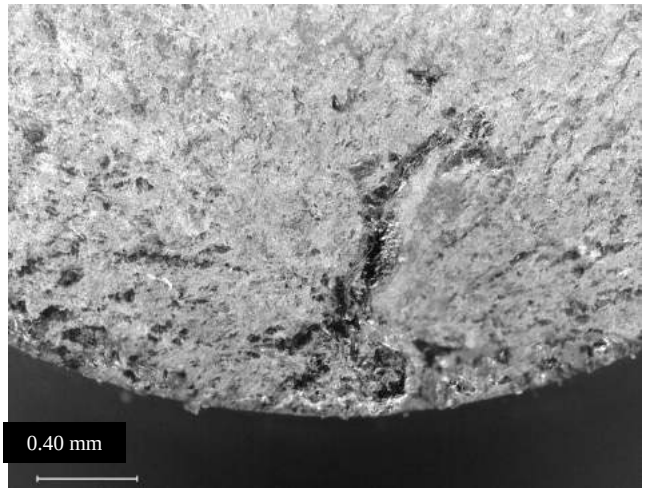
Danneggiamento

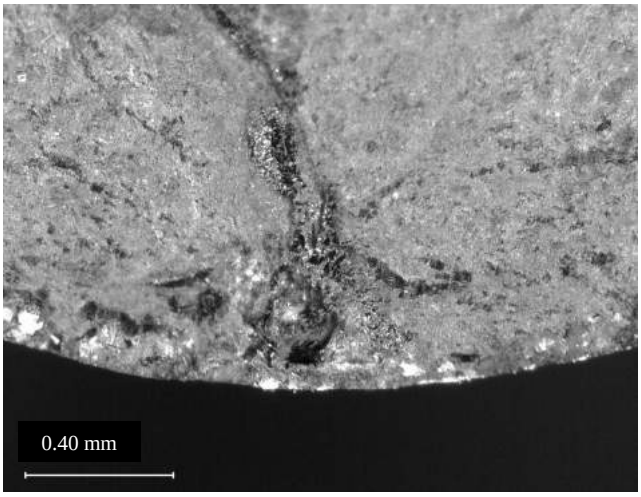


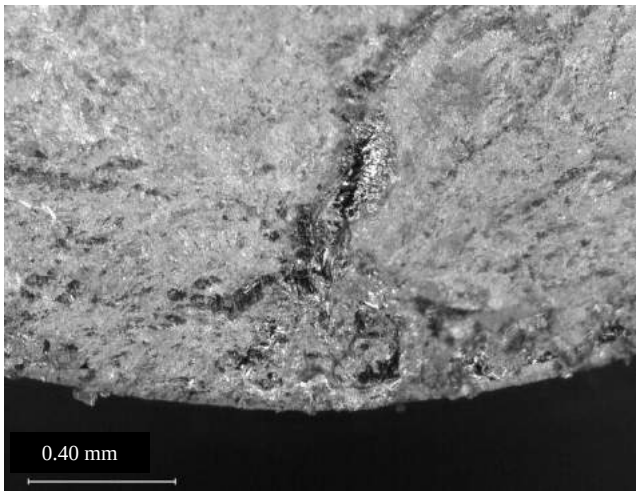

1.00 mm

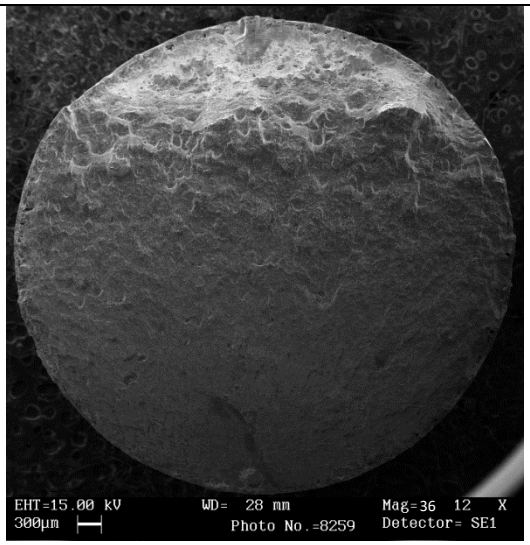

1.00 mm

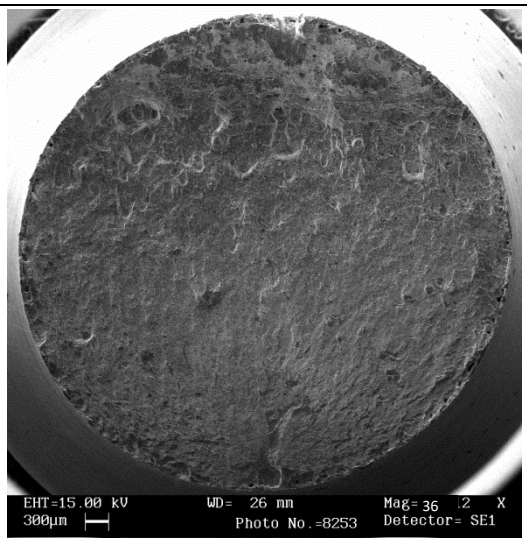

0.40 mm

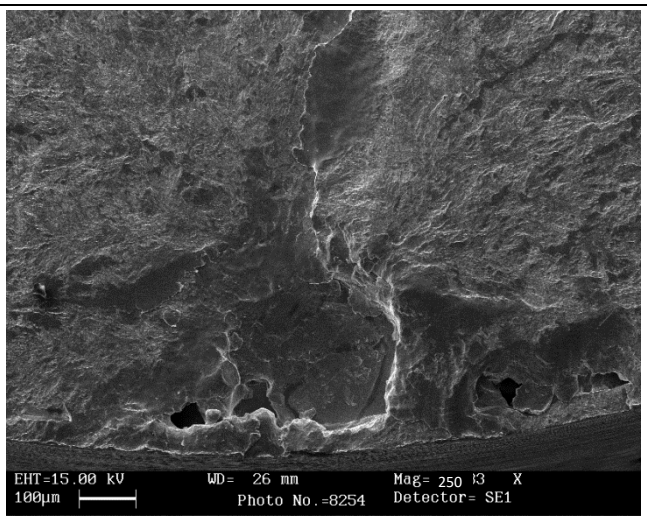

0.40 mm

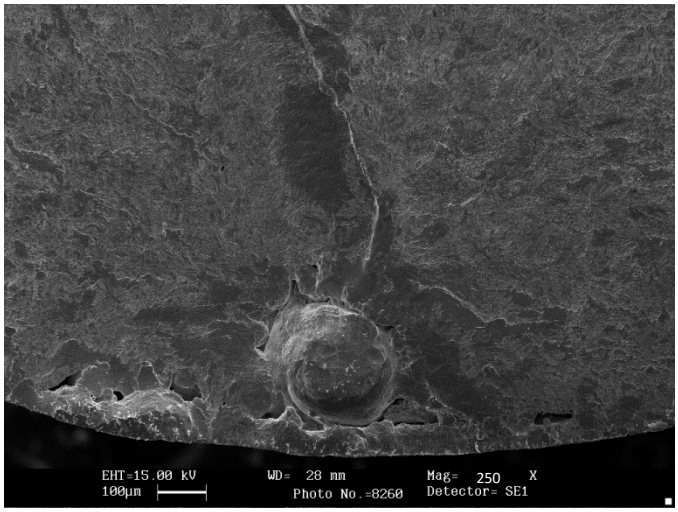

0.40 mm

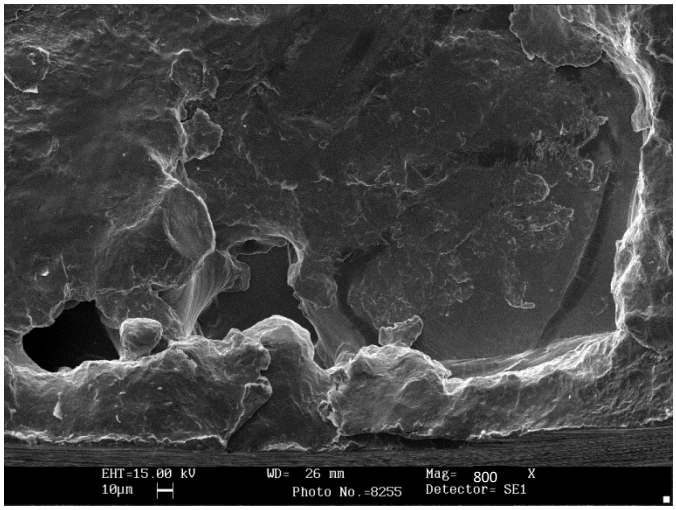

0.40 mm

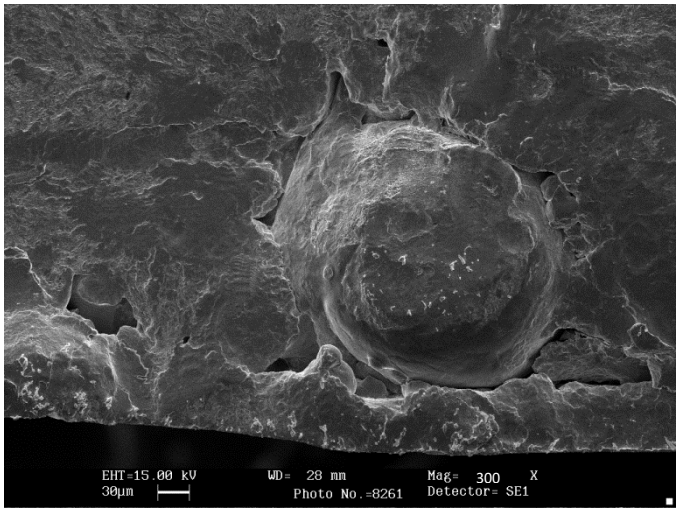

EHT=15.00 kV
300µm
WD= 28 mm
Photo No.=8259
Mag=36 12 X
Detector= SE1

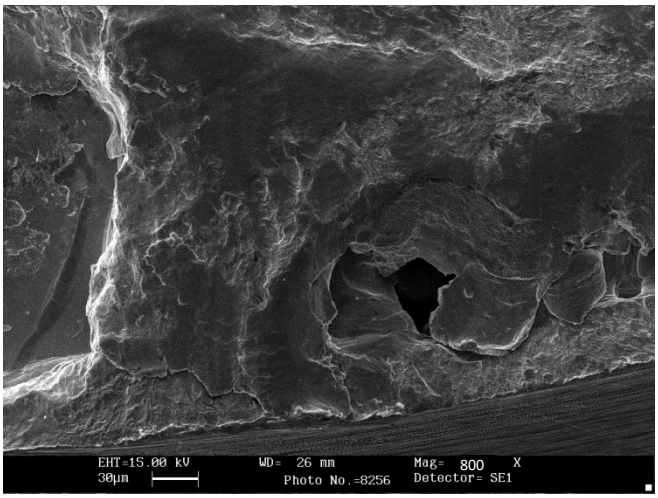

EHT=15.00 kV
300µm
WD= 26 mm
Photo No.=8253
Mag=36 12 X
Detector= SE1

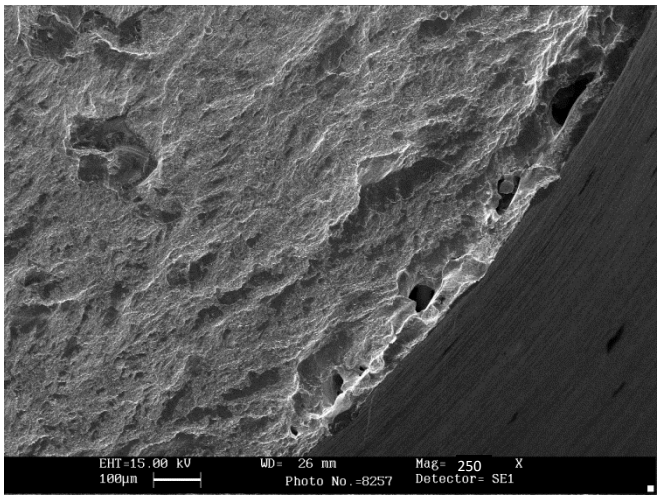

EHT=15.00 kV
100µm
WD= 26 mm
Photo No.=8254
Mag= 250 13 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
100µm
WD= 28 mm
Photo No.=8260
Mag= 250 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
10µm
WD= 26 mm
Photo No.=8255
Mag= 800 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
30µm
WD= 28 mm
Photo No.=8261
Mag= 300 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
30µm
WD= 26 mm
Photo No.=8256
Mag= 800 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
100µm
WD= 26 mm
Photo No.=8257
Mag= 250 X
Detector= SE1

Nome Provino: S_AD_0°_NT_7

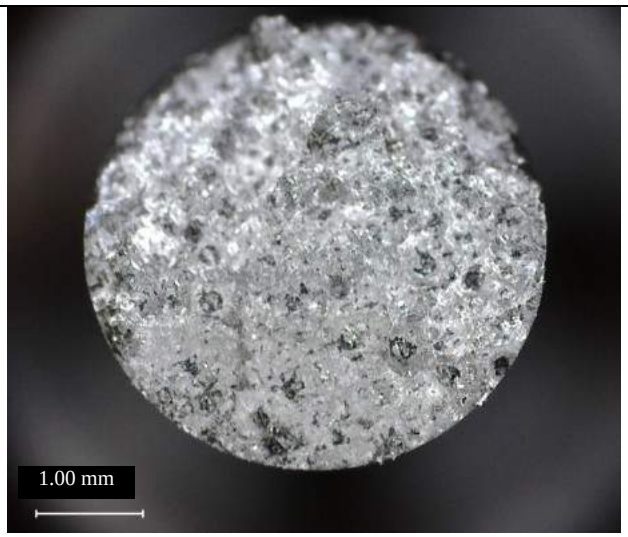
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	21/11/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

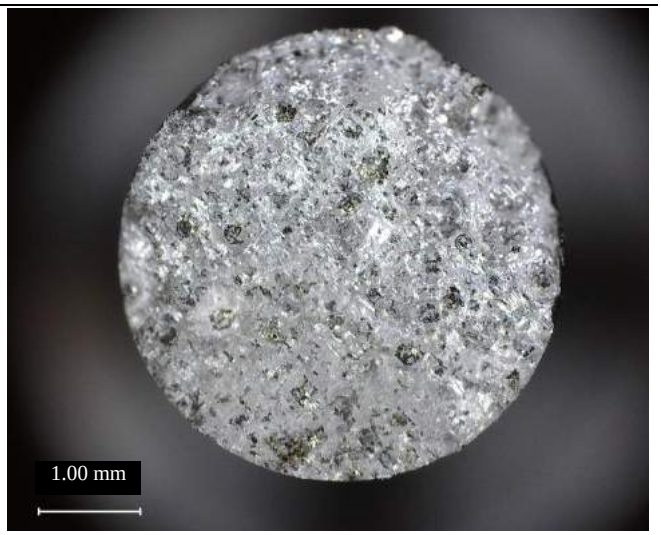
Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	4.37	Frequenza f_L [Hz] =	15
F_{max} [N] =	6000	σ_{max} [MPa] =	400
F_{min} [N] =	-6000	σ_{min} [MPa] =	-400
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	400	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.68+04	NOTE Tornito tratto utile	

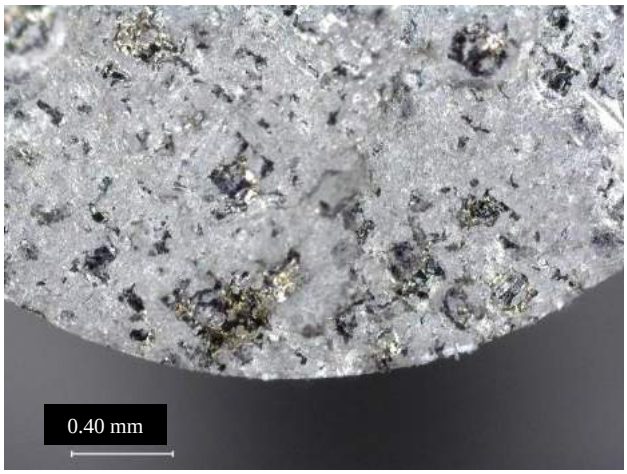
Danneggiamento

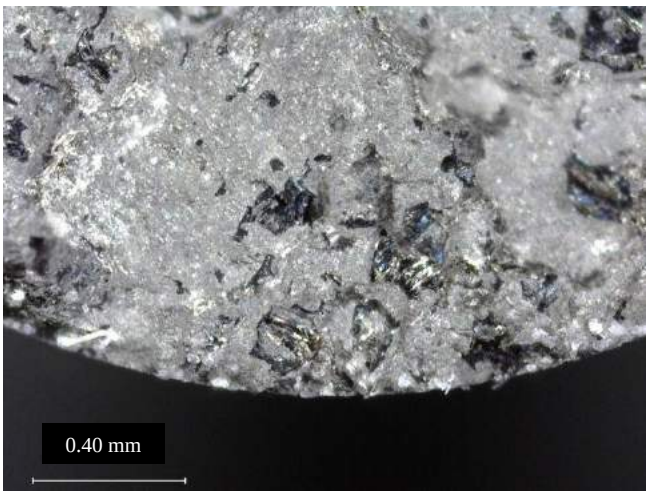


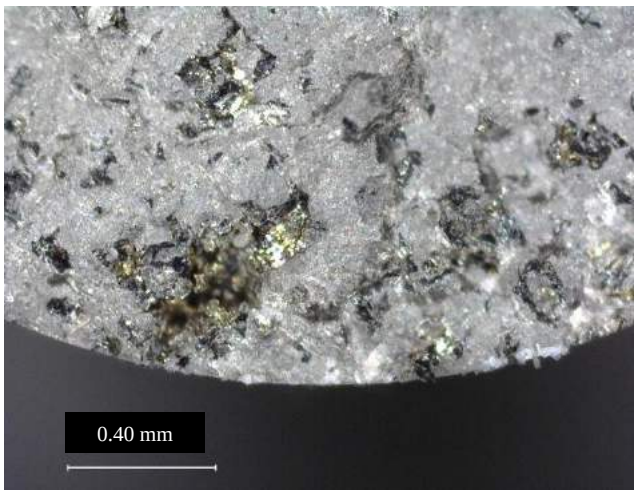

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

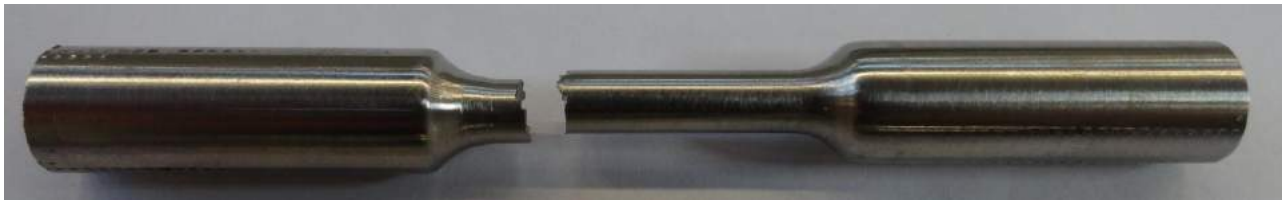
Nome Provino: S_AD_0°_NT_8

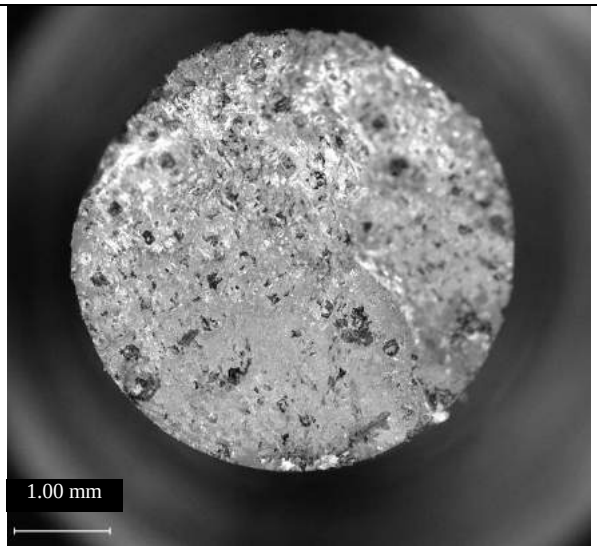
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	22/11/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

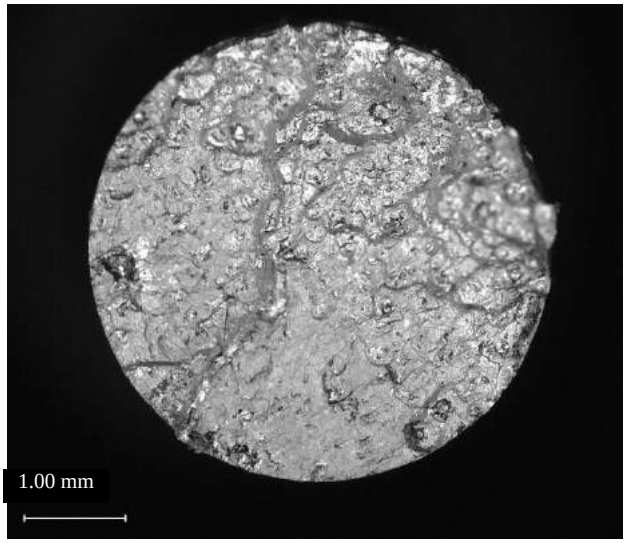
Dati prove di fatica

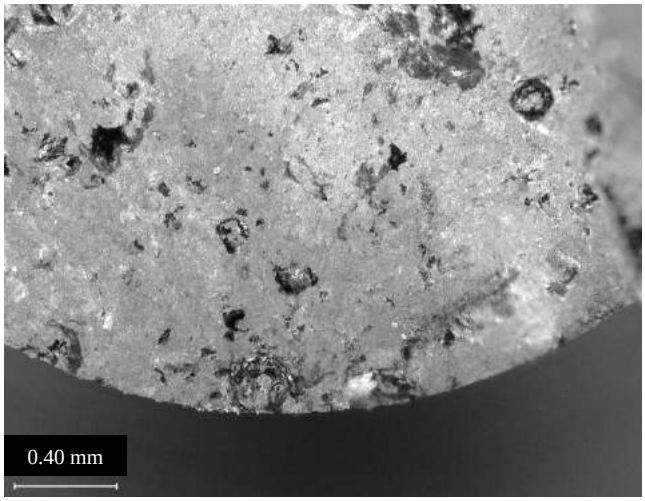
Diametro d_n [mm] =	4.57	Frequenza f_L [Hz] =	15
F_{max} [N] =	4430	σ_{max} [MPa] =	270
F_{min} [N] =	-4430	σ_{min} [MPa] =	-270
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	270	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.68+04	NOTE Tornito tratto utile	

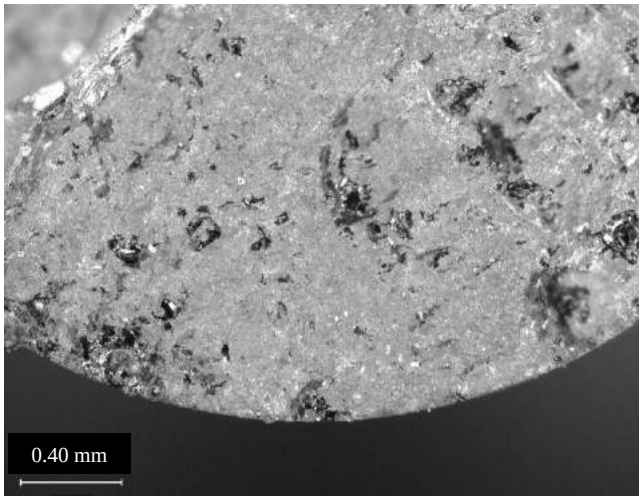
Danneggiamento

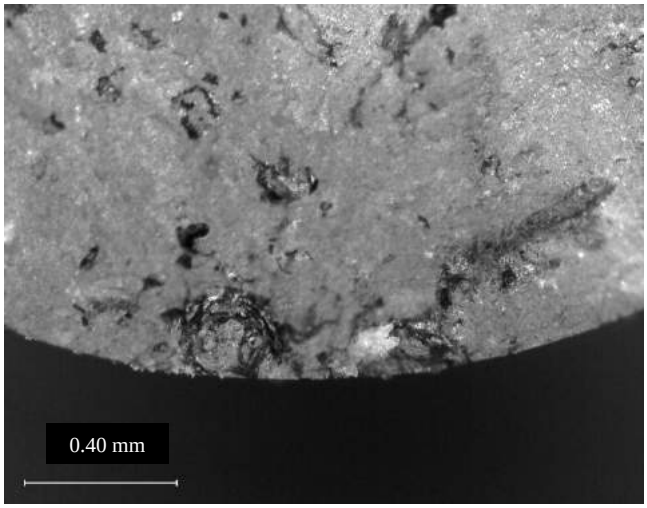


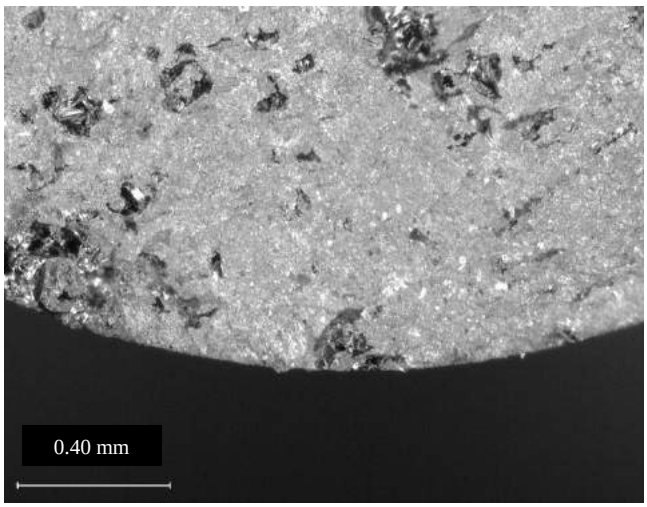

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

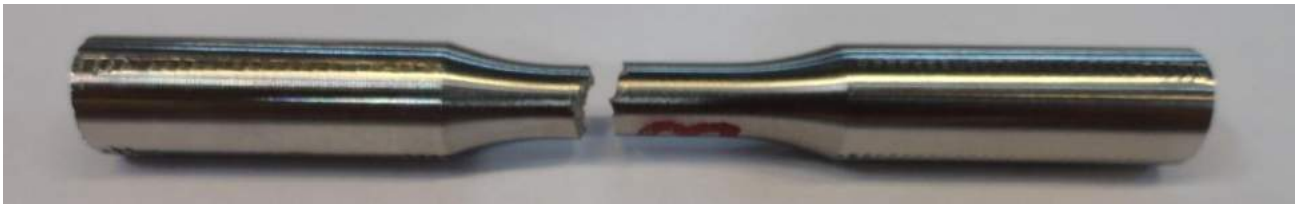
Nome Provino: S_AD_0°_T_1

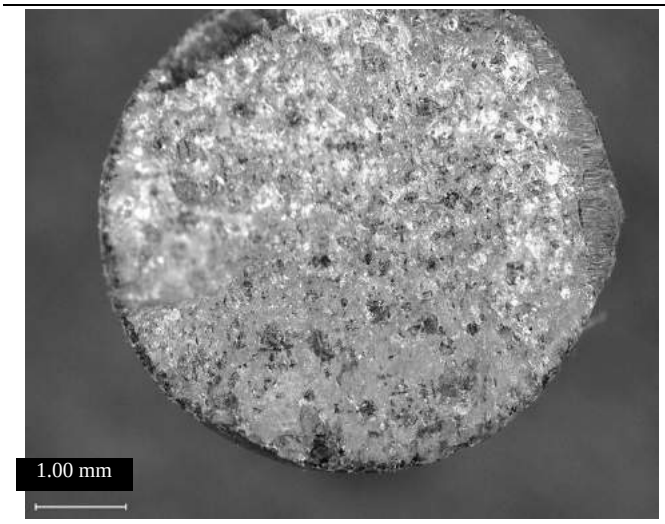
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	05/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

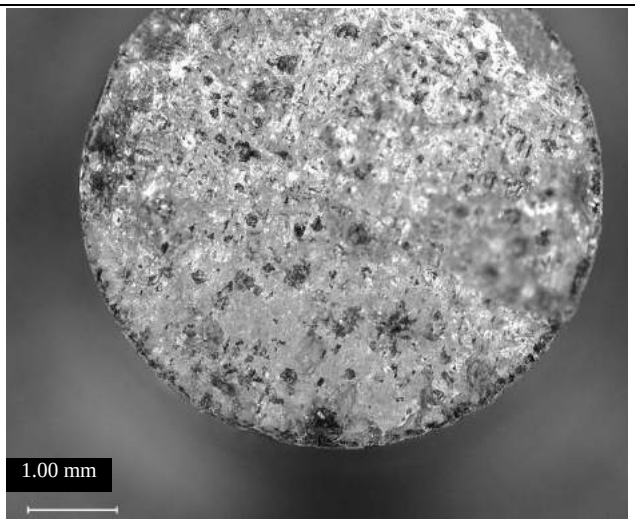
Dati prove di fatica

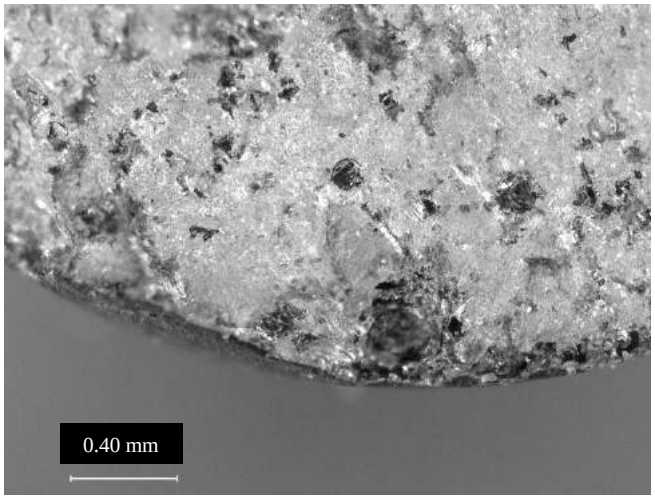
Diametro d_n [mm] =	5.67	Frequenza f_L [Hz] =	25
F_{max} [N] =	10100	σ_{max} [MPa] =	400
F_{min} [N] =	-10100	σ_{min} [MPa] =	-400
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	400	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	3.62E+04	NOTE	

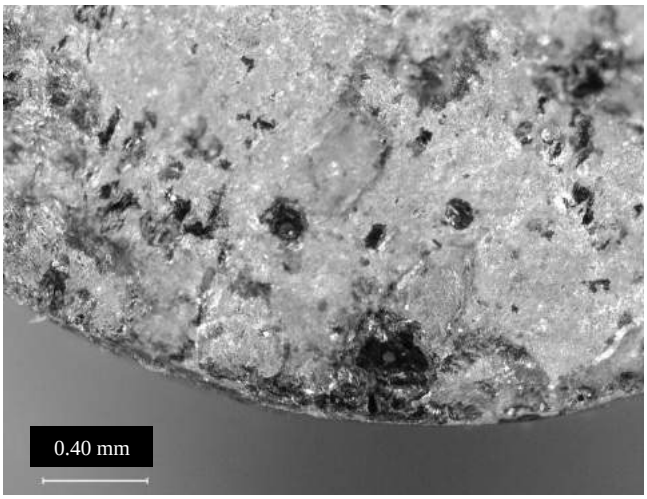
Danneggiamento

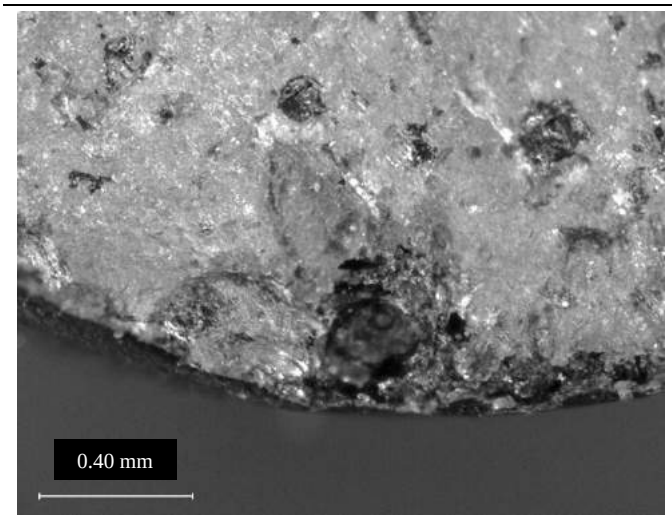


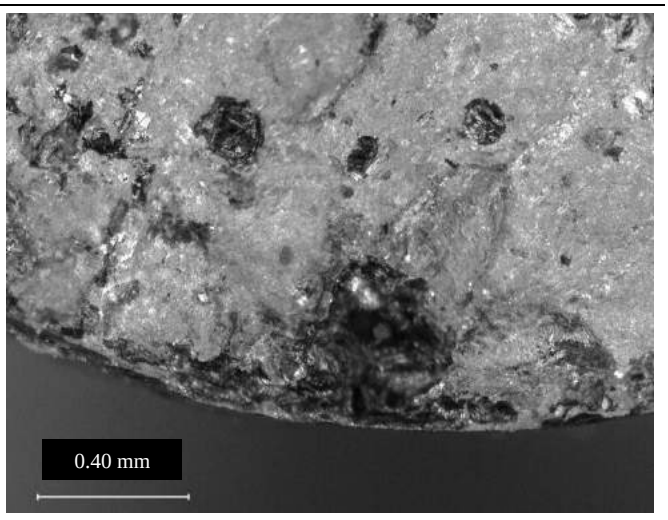

1.00 mm

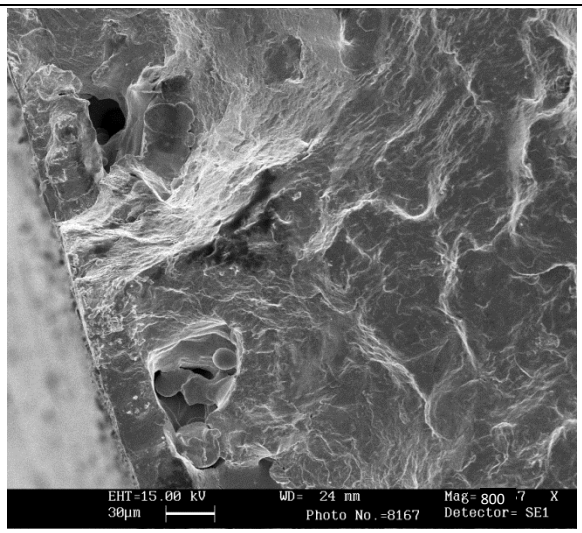

1.00 mm

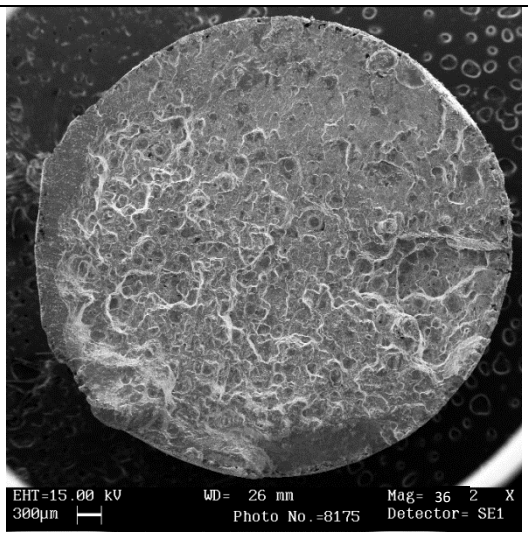

0.40 mm

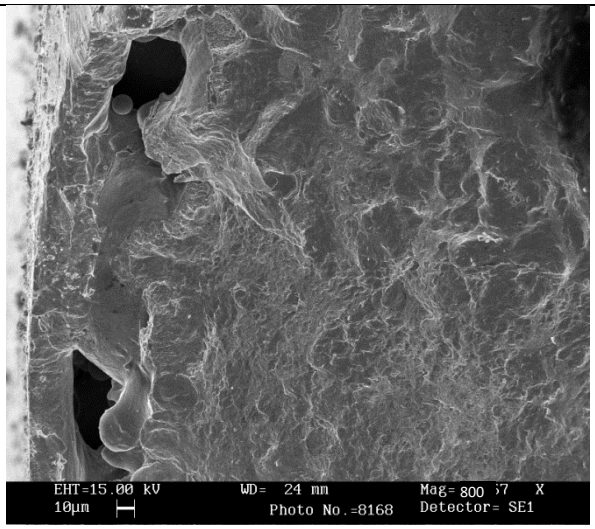

0.40 mm

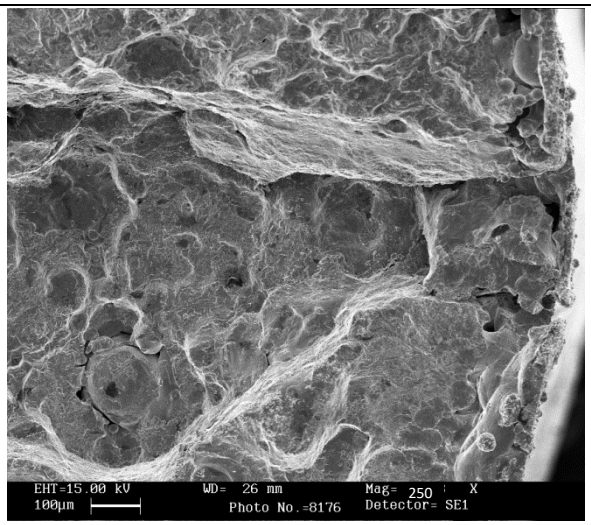

0.40 mm

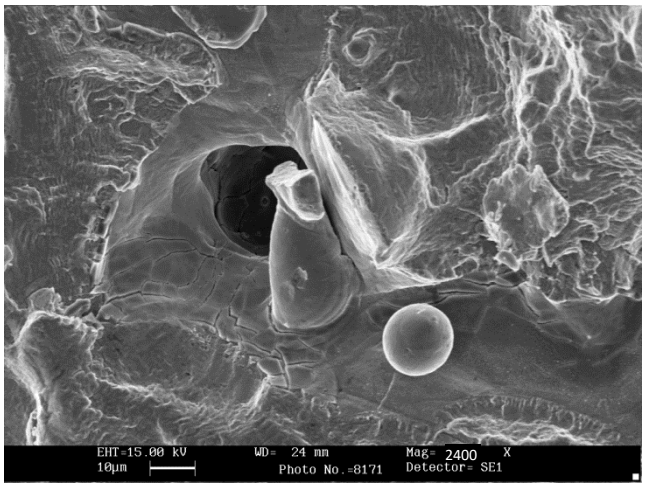

0.40 mm

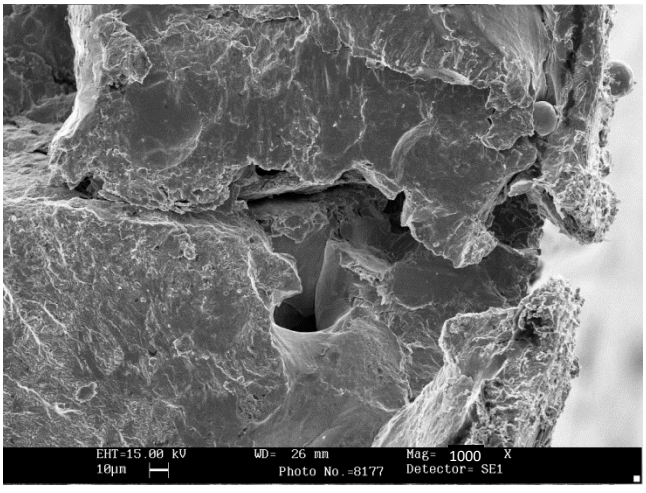

EHT=15.00 kV
30µm
WD= 24 mm
Photo No.=8167
Mag= 800 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
300µm
WD= 26 mm
Photo No.=8175
Mag= 36 X
Detector= SE1

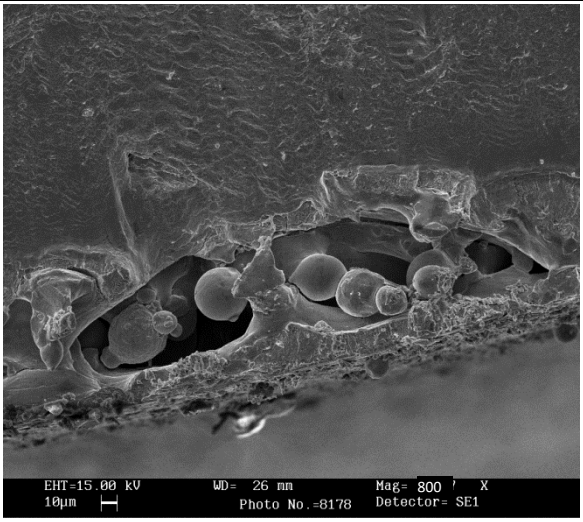

EHT=15.00 kV
10µm
WD= 24 mm
Photo No.=8168
Mag= 800 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
100µm
WD= 26 mm
Photo No.=8176
Mag= 250 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
10µm
WD= 24 mm
Photo No.=8171
Mag= 2400 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
10µm
WD= 26 mm
Photo No.=8177
Mag= 1000 X
Detector= SE1


EHT=25.00 kV
WD= 24 mm
Mag=60000 K X
2µm
Photo No.=8172
Detector= QBSD


EHT=15.00 kV
WD= 26 mm
Mag= 800 X
10µm
Photo No.=8178
Detector= SE1

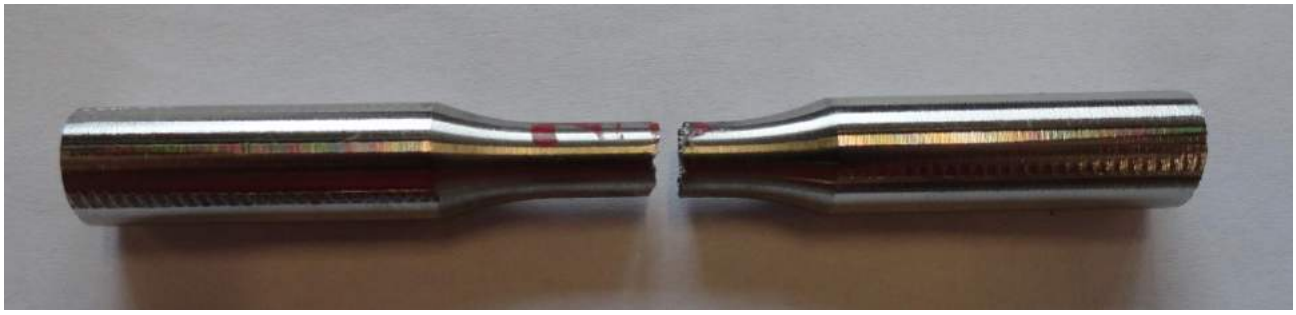
Nome Provino: S_AD_0°_T_2

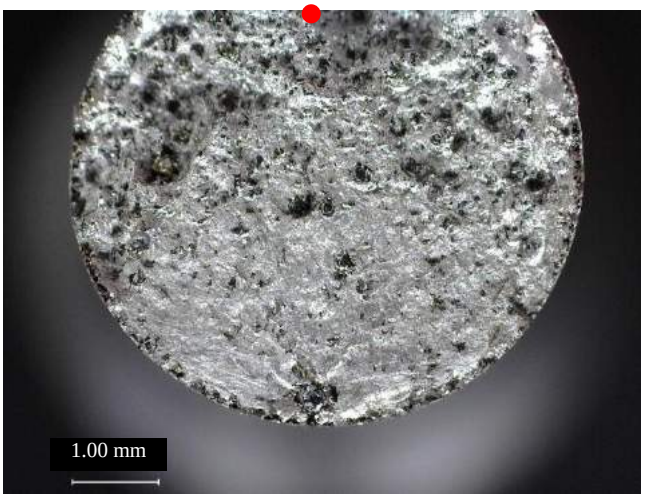
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	05/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

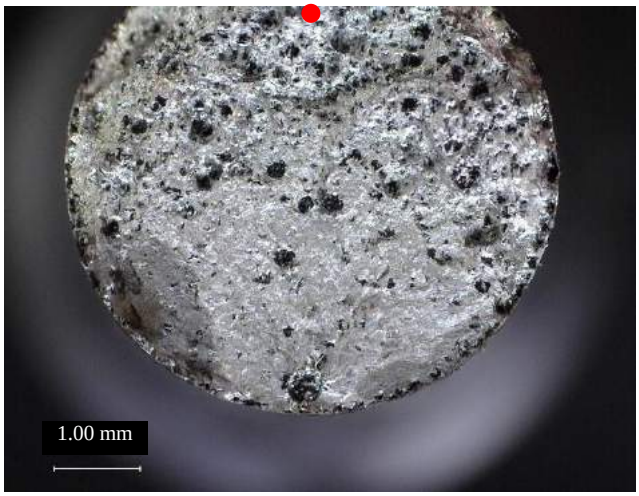
Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	5.69	Frequenza f_L [Hz] =	27
F_{max} [N] =	7370	σ_{max} [MPa] =	290
F_{min} [N] =	-7370	σ_{min} [MPa] =	-290
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	290	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.02E+05	NOTE	

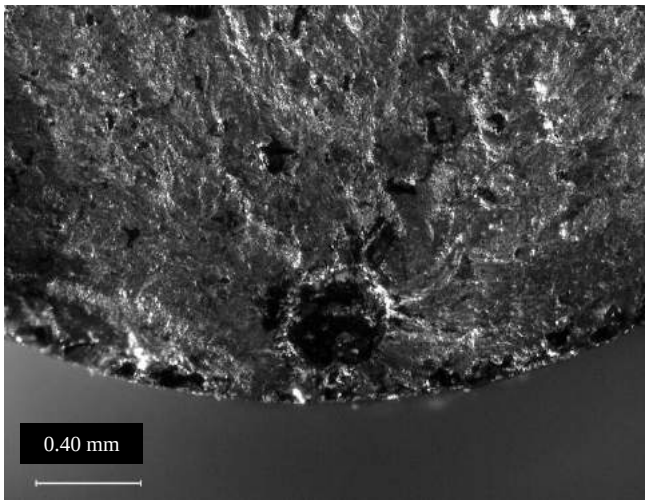
Danneggiamento

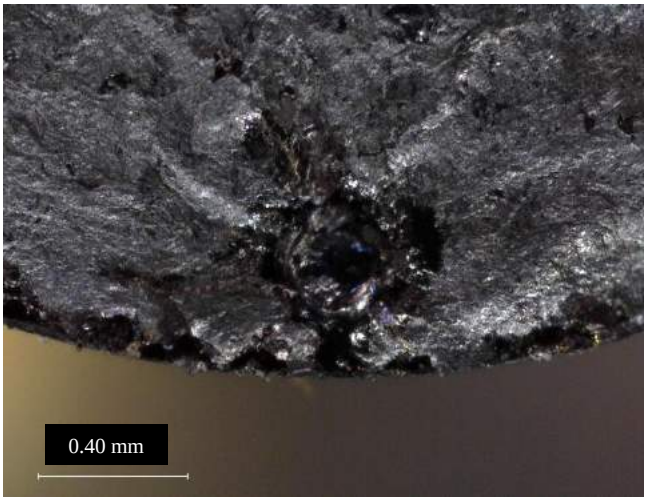


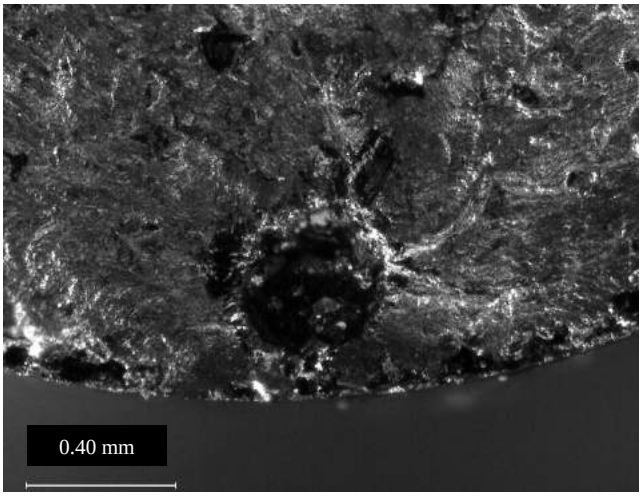

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: S_AD_0°_T_3

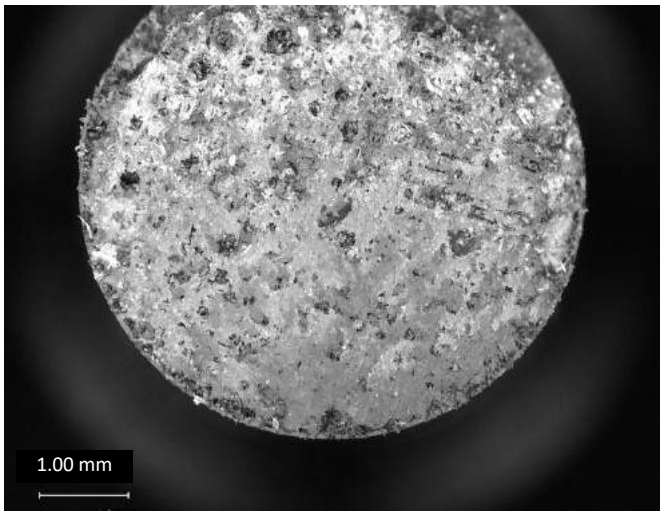
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	06/10/2017 e 09/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

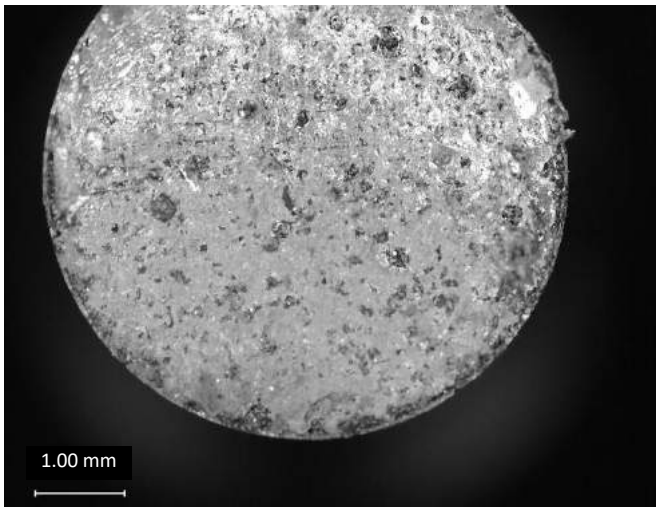
Dati prove di fatica

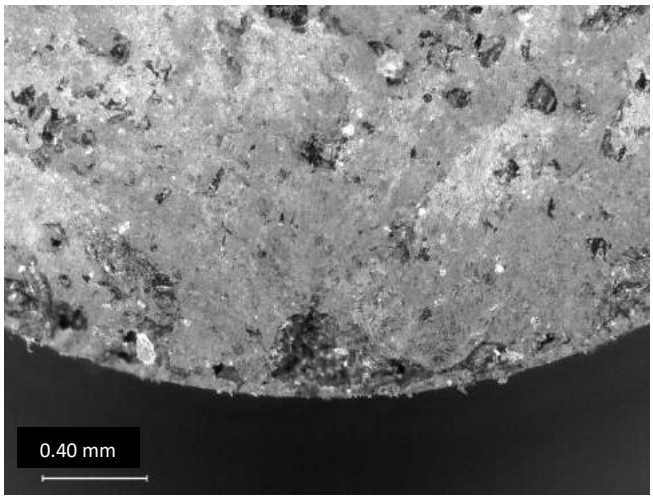
Diametro d_n [mm] =	5.67	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	6820	σ_{max} [MPa] =	270
F_{min} [N] =	-6820	σ_{min} [MPa] =	-270
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	270	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.60E+05	NOTE	Interrotto a 230877 cicli

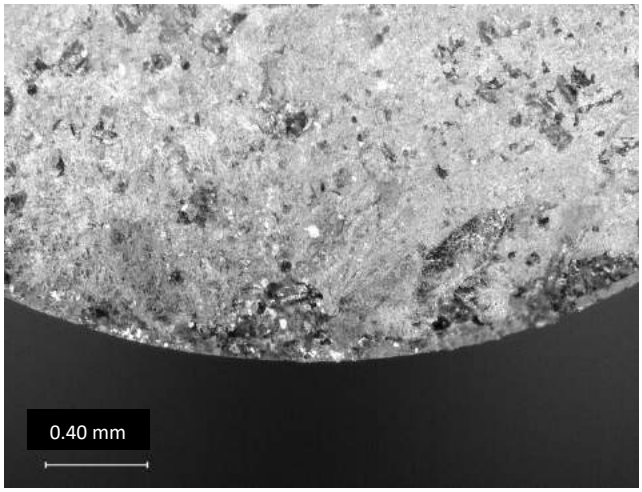
Danneggiamento

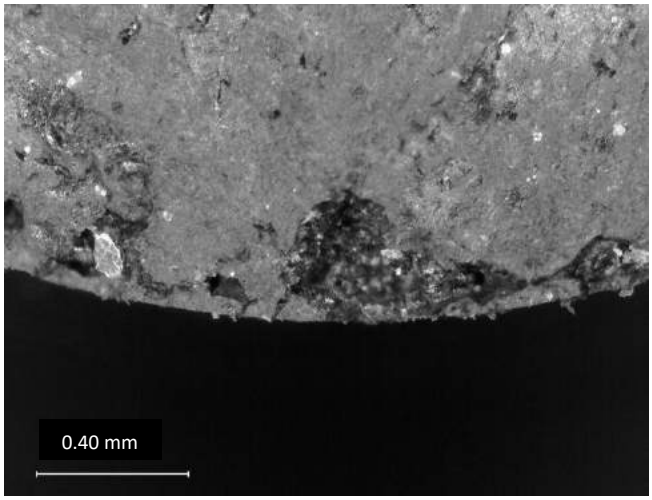


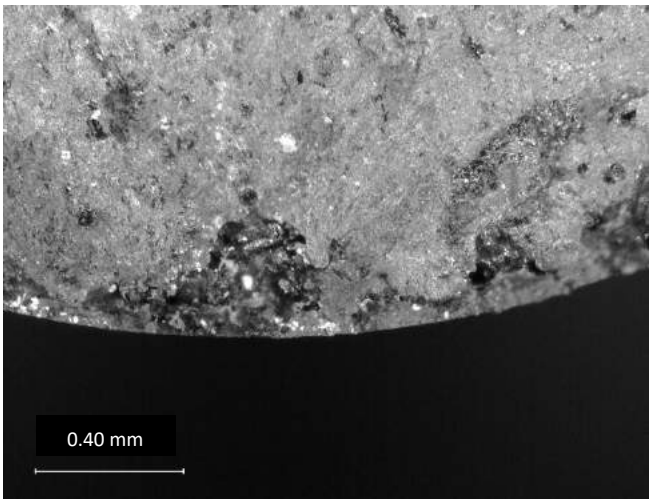

1.00 mm

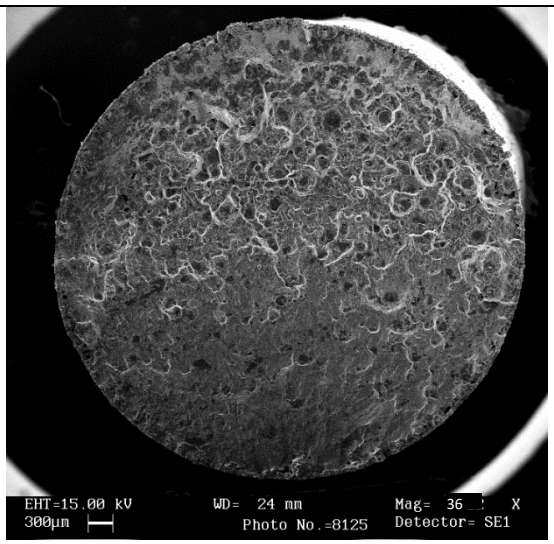

1.00 mm

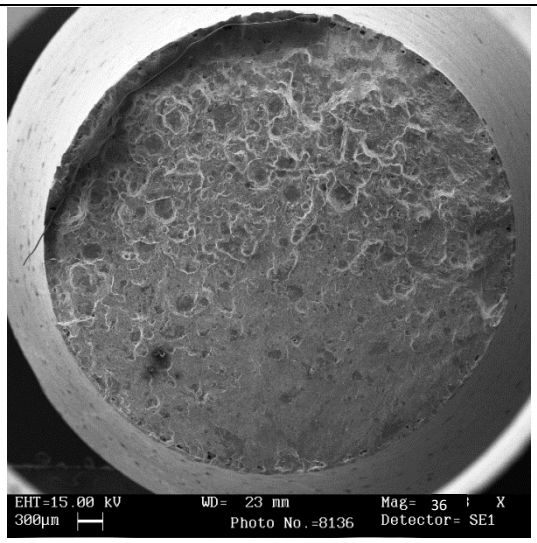

0.40 mm

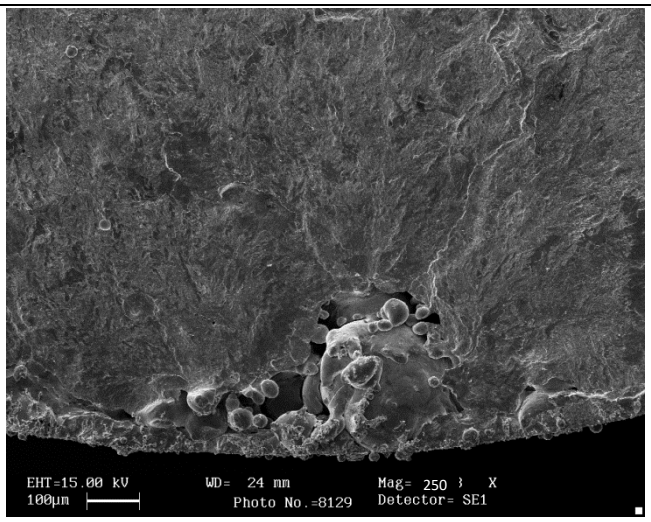

0.40 mm

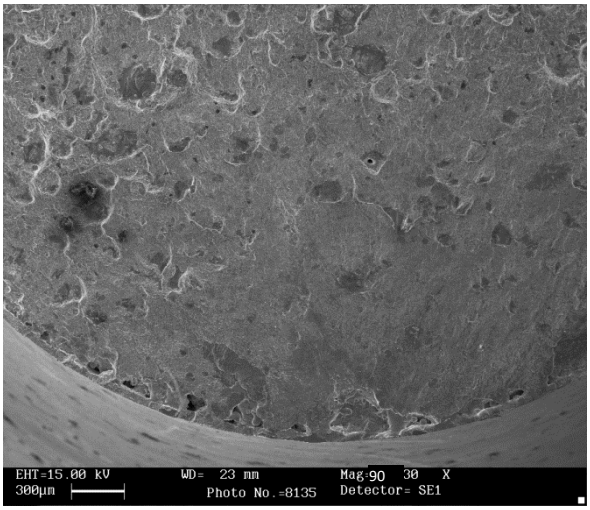

0.40 mm

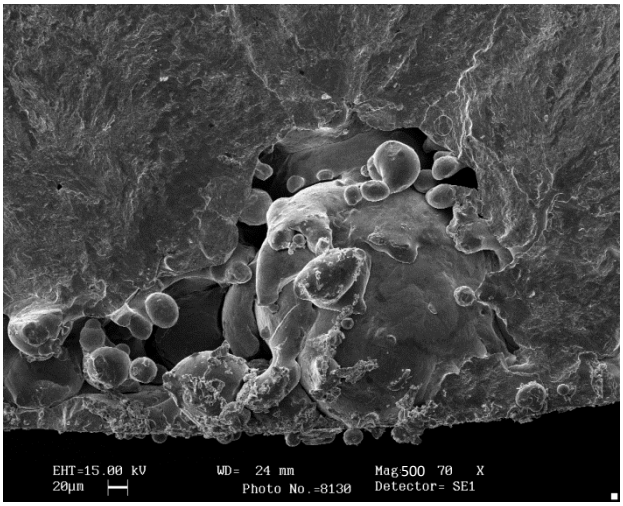

0.40 mm

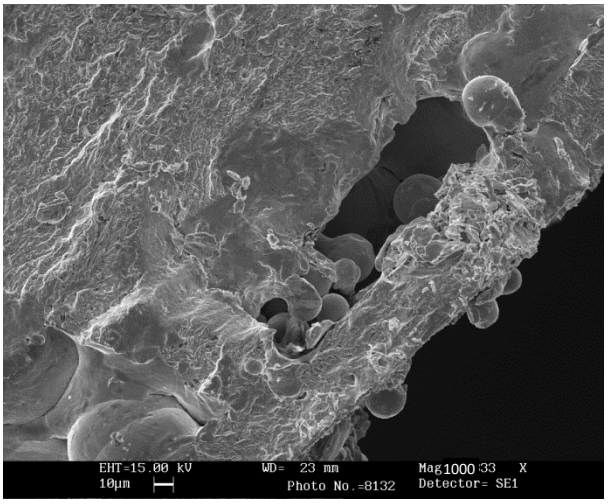

EHT=15.00 kV
300µm
WD= 24 mm
Photo No.=8125
Mag= 36 X
Detector= SE1

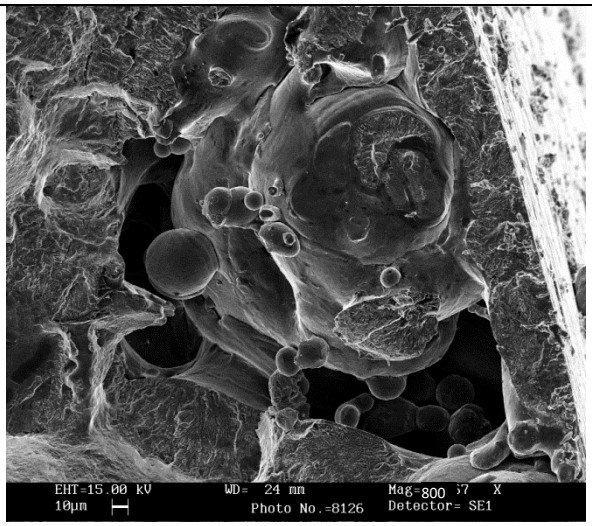

EHT=15.00 kV
300µm
WD= 23 mm
Photo No.=8136
Mag= 36 X
Detector= SE1

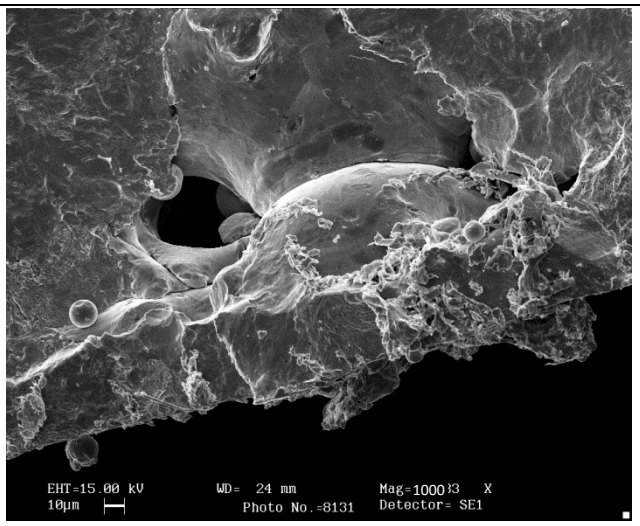

EHT=15.00 kV
100µm
WD= 24 mm
Photo No.=8129
Mag= 250 X
Detector= SE1

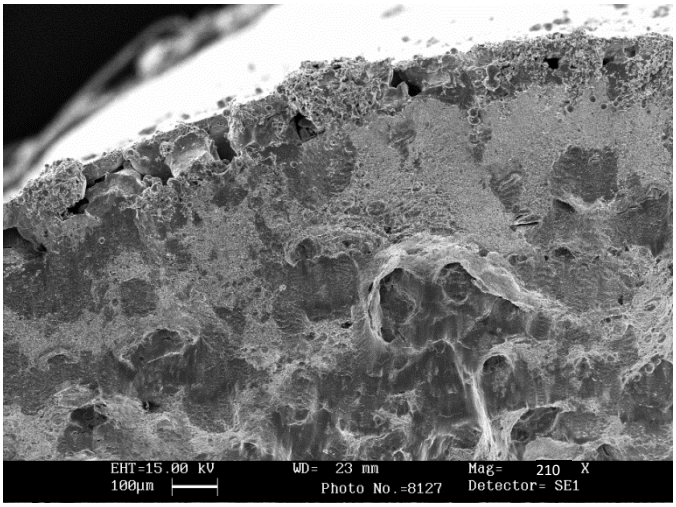

EHT=15.00 kV
300µm
WD= 23 mm
Photo No.=8135
Mag= 90 X
Detector= SE1

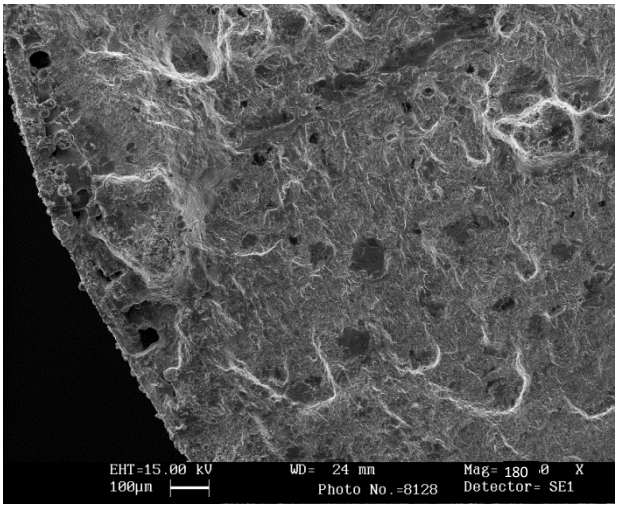

EHT=15.00 kV
20µm
WD= 24 mm
Photo No.=8130
Mag= 500 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
10µm
WD= 23 mm
Photo No.=8132
Mag= 1000 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag=800 X
10µm
Photo No.=8126
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag=1000 X
10µm
Photo No.=8131
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 23 mm
Mag= 210 X
100µm
Photo No.=8127
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 180 X
100µm
Photo No.=8128
Detector= SE1

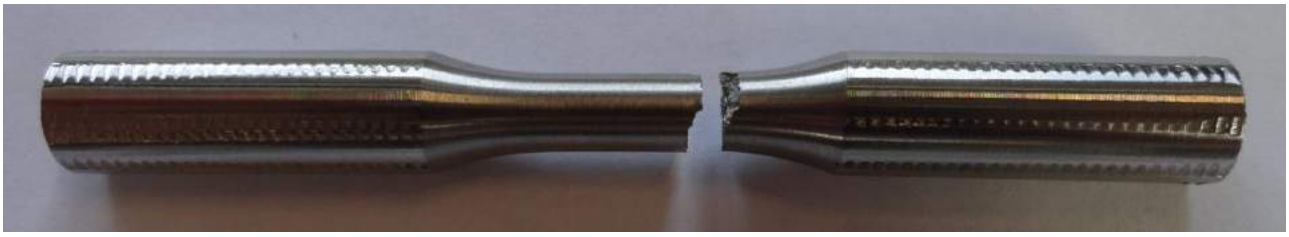
Nome Provino: S_AD_0°_T_4

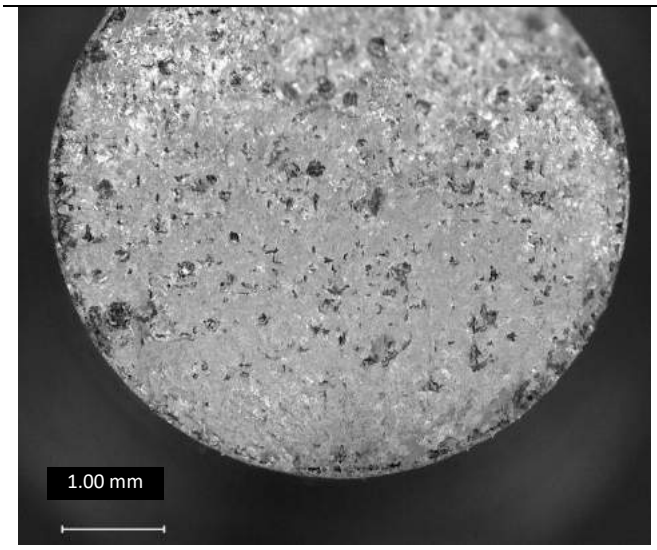
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	12/10/2017 e 16/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

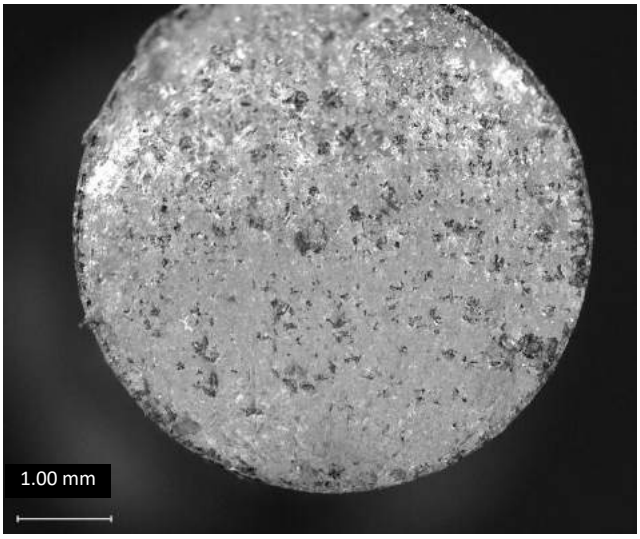
Dati prove di fatica

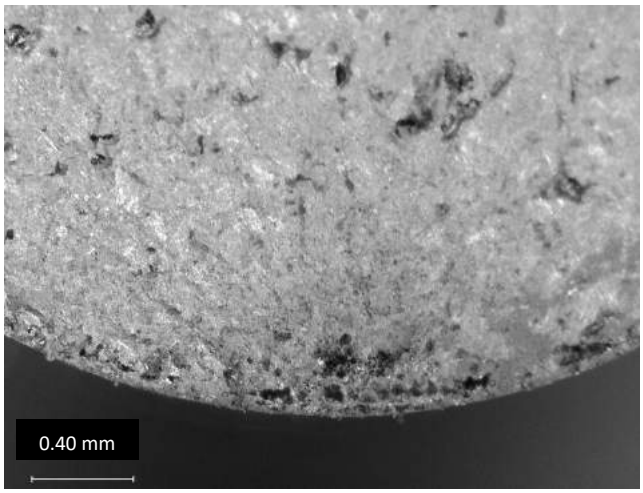
Diametro d_n [mm] =	5.69	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	6100	σ_{max} [MPa] =	240
F_{min} [N] =	-6100	σ_{min} [MPa] =	-240
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	240	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	4.82E+05	NOTE	Affaticato a 1000N per 51189cicli poi interrotto dopo 29912 cicli, 167602 cicli, 192397 cicli, 240766 cicli

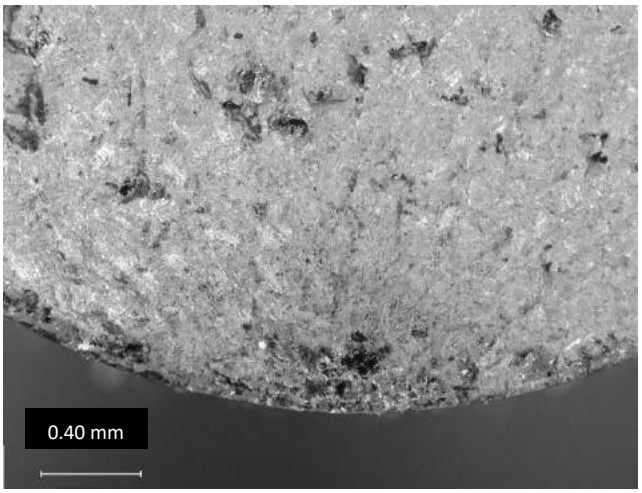
Danneggiamento

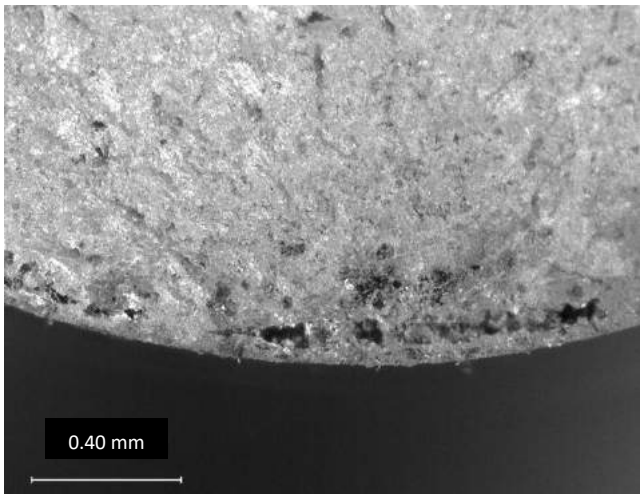


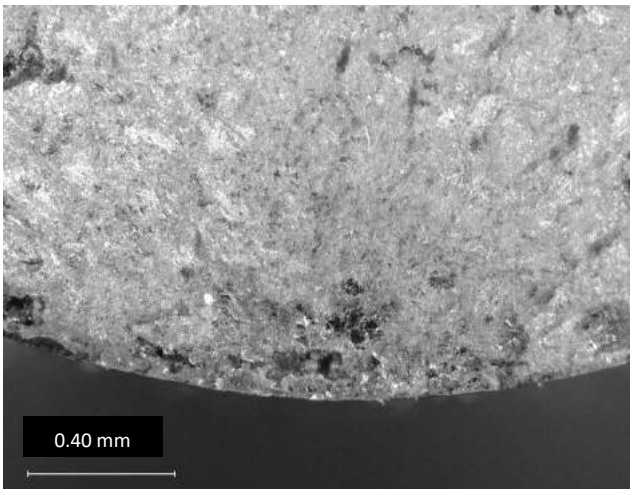

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

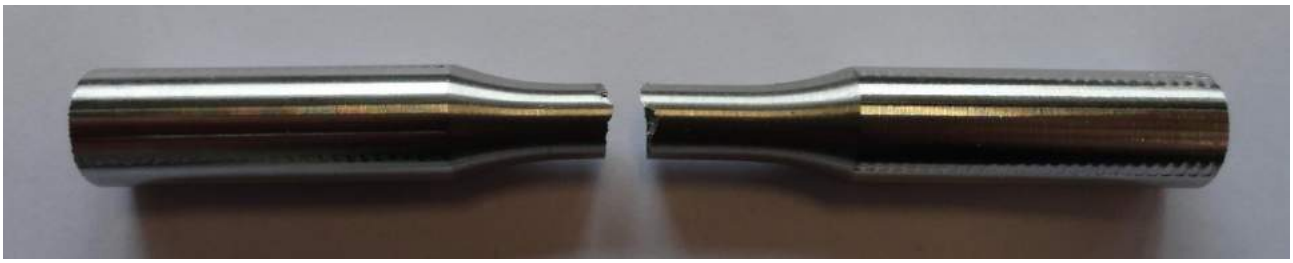
Nome Provino: S_AD_0°_T_5

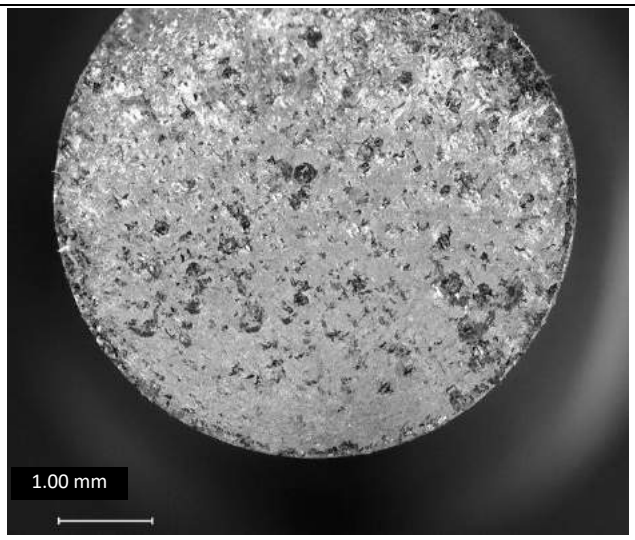
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	19/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

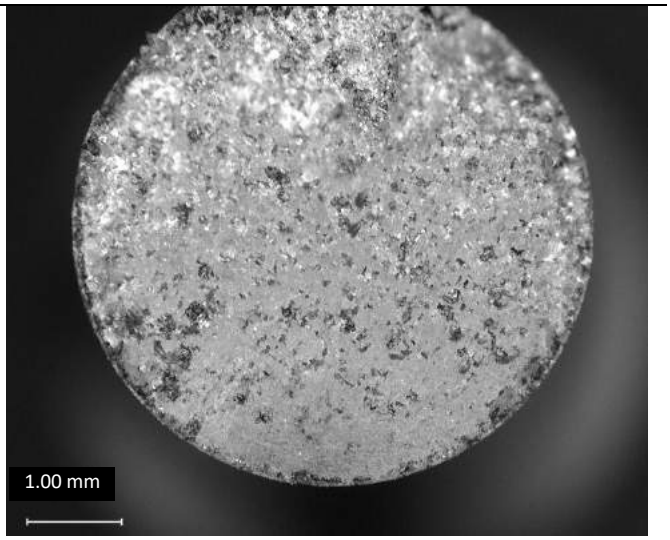
Dati prove di fatica

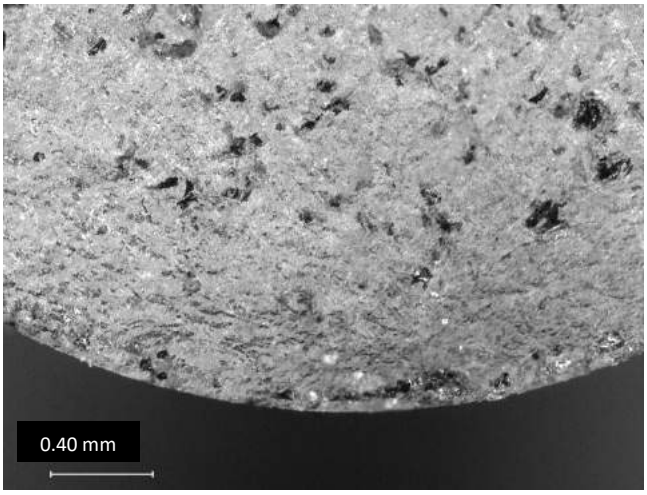
Diametro d_n [mm] =	5.68	Frequenza f_L [Hz] =	32
F_{max} [N] =	5570	σ_{max} [MPa] =	220
F_{min} [N] =	-5570	σ_{min} [MPa] =	-220
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	220	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	6.69E+05	NOTE	

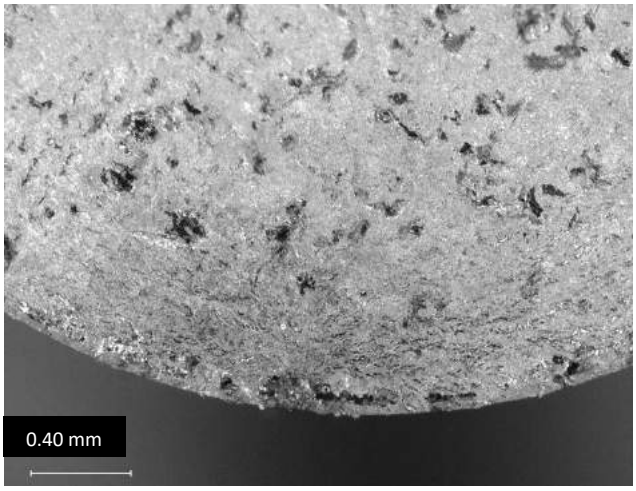
Danneggiamento

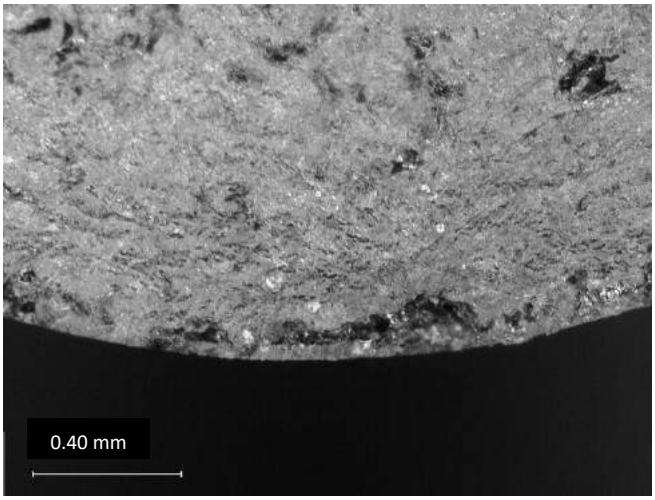


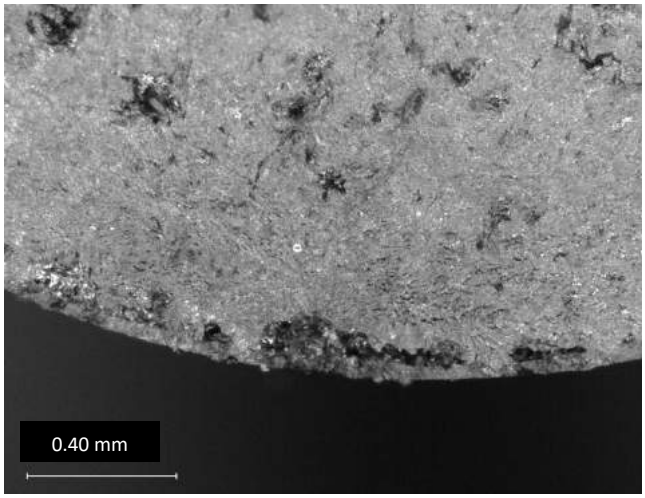

1.00 mm

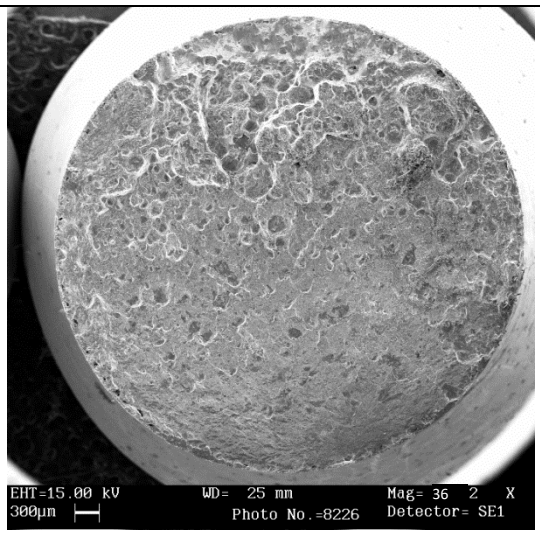

1.00 mm

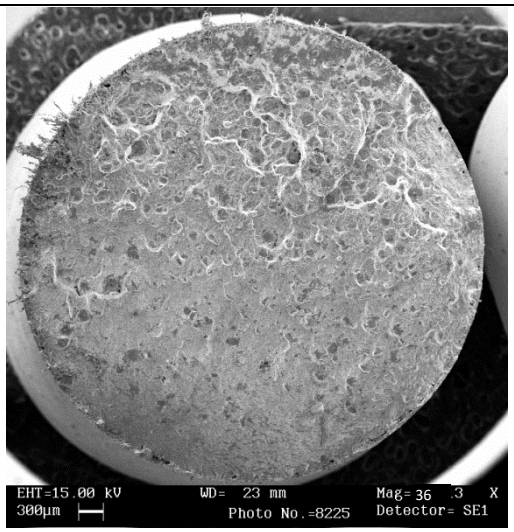

0.40 mm

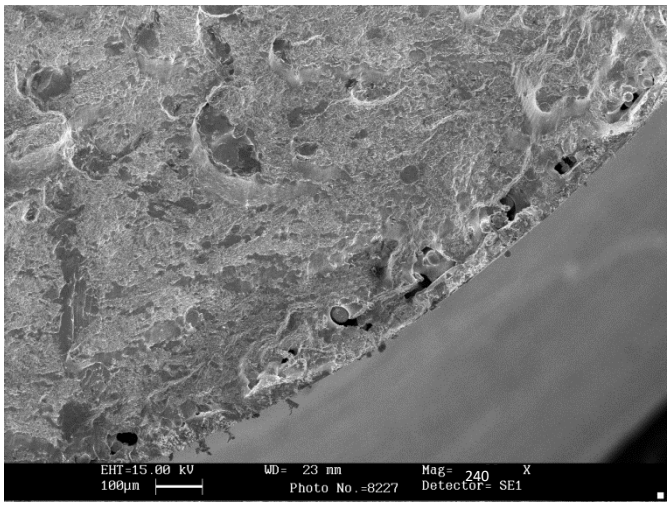

0.40 mm

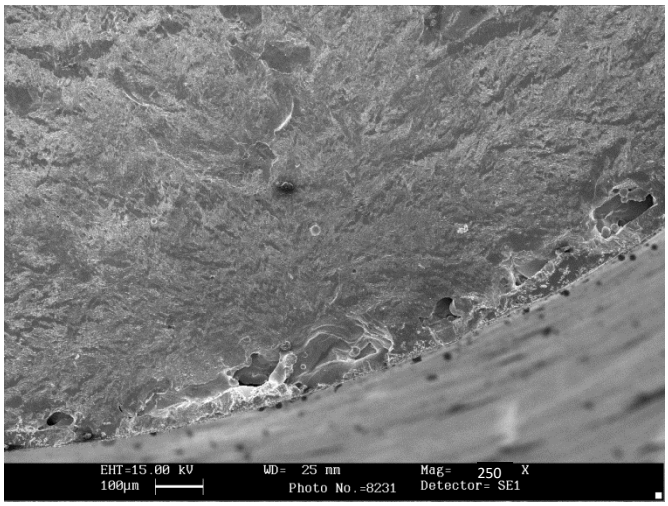

0.40 mm

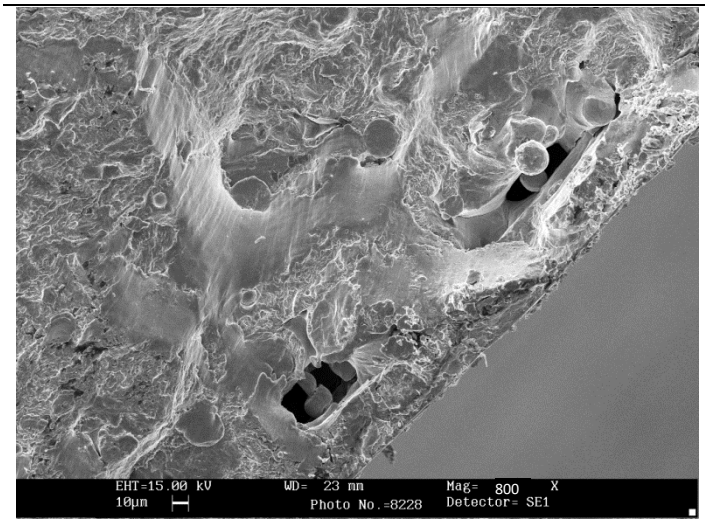

0.40 mm

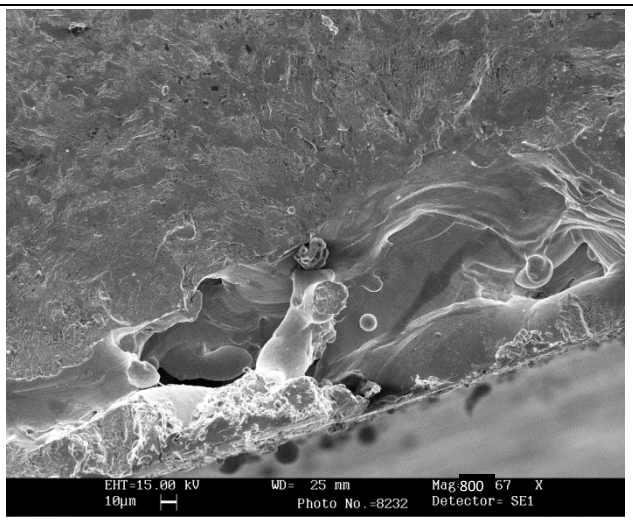

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 36 2 X
300µm
Photo No.=8226
Detector= SE1

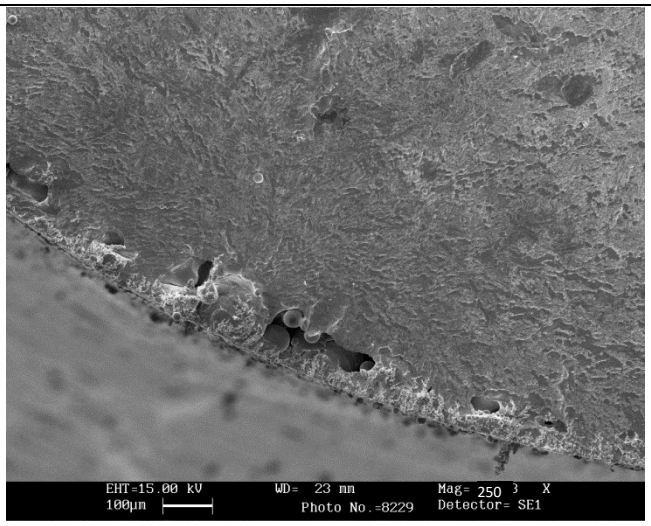

EHT=15.00 kV
WD= 23 mm
Mag= 36 .3 X
300µm
Photo No.=8225
Detector= SE1

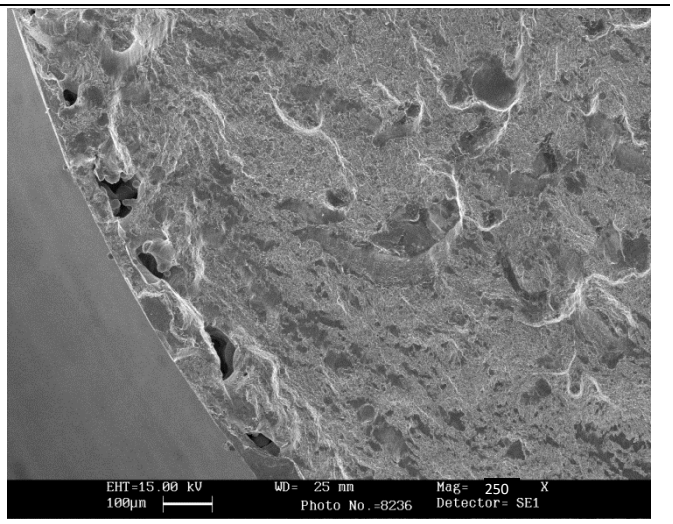

EHT=15.00 kV
WD= 23 mm
Mag= 240 X
100µm
Photo No.=8227
Detector= SE1

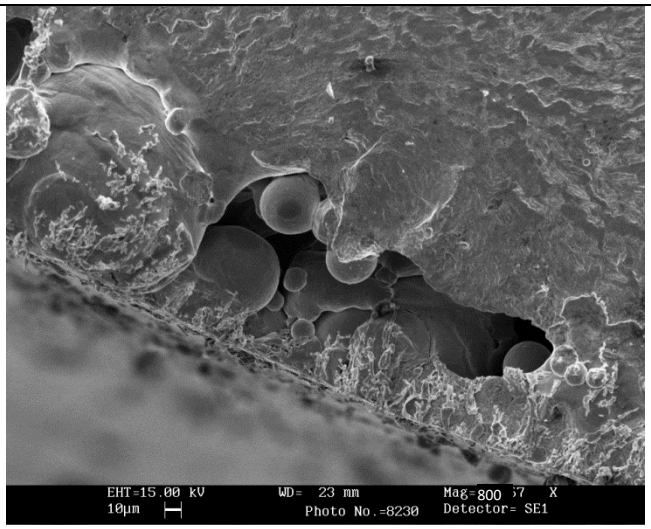

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8231
Detector= SE1

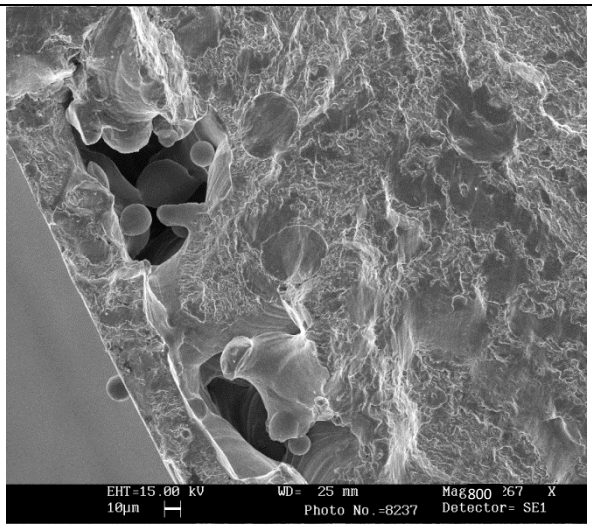

EHT=15.00 kV
WD= 23 mm
Mag= 800 X
10µm
Photo No.=8228
Detector= SE1

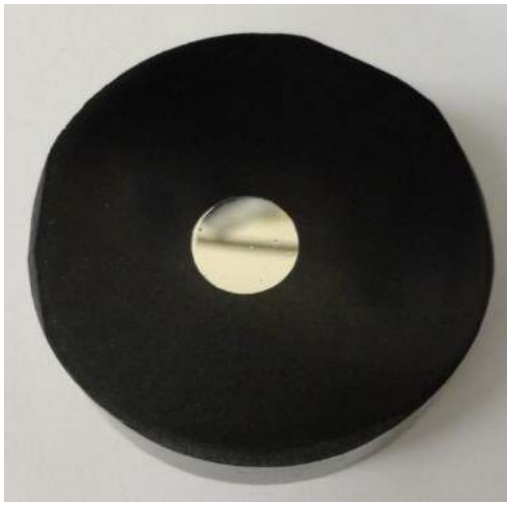

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag=800 67 X
10µm
Photo No.=8232
Detector= SE1

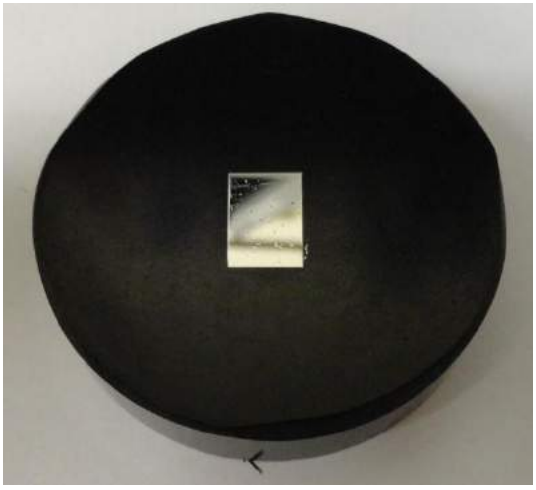

EHT=15.00 kV
WD= 23 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8229
Detector= SE1

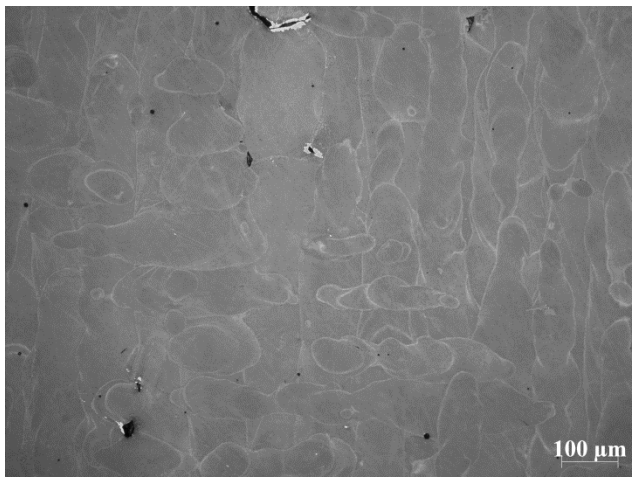

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8236
Detector= SE1

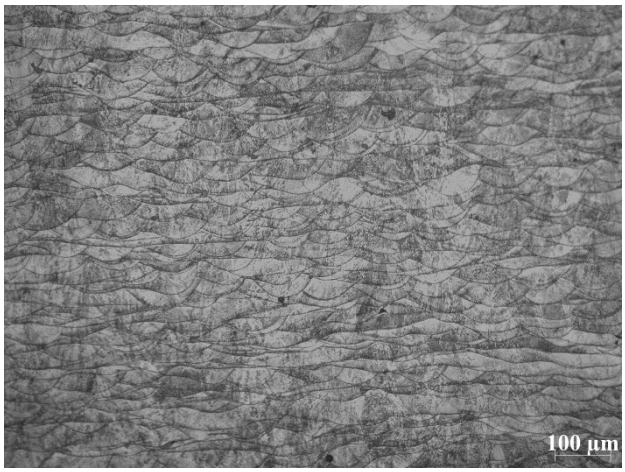

EHT=15.00 kV
WD= 23 mm
Mag= 800 X
10µm
Photo No.=8230
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 800 X
10µm
Photo No.=8237
Detector= SE1



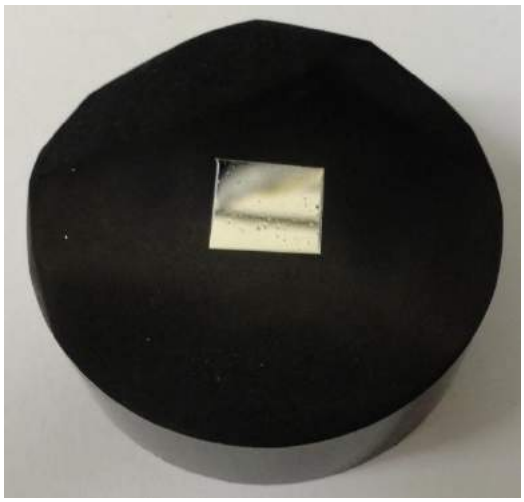


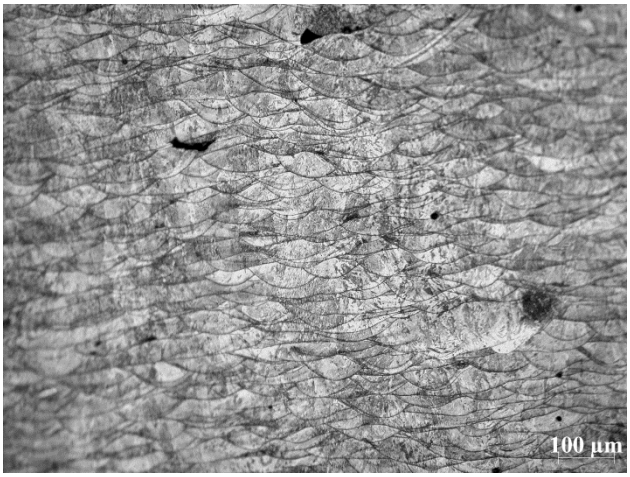

100 µm

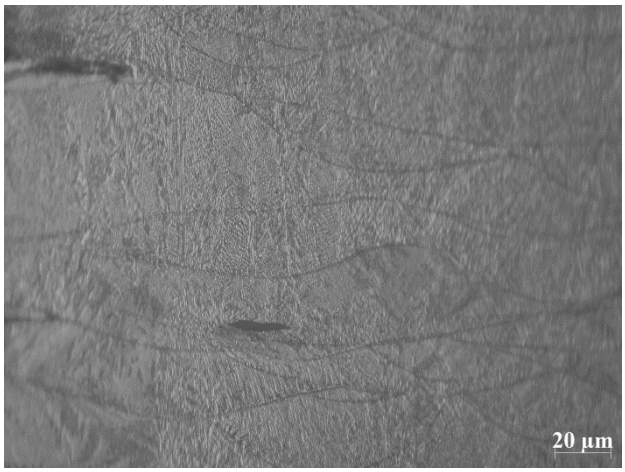

100 µm


20 µm


20 µm




100 µm


20 µm

Nome Provino: S_AD_90°_NT_1

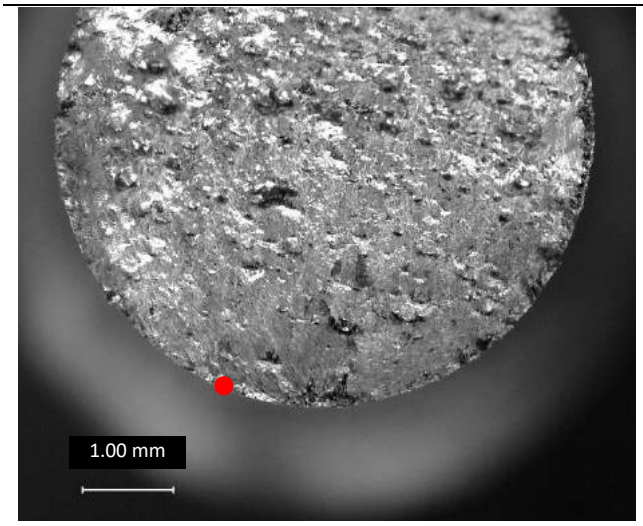
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	04/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

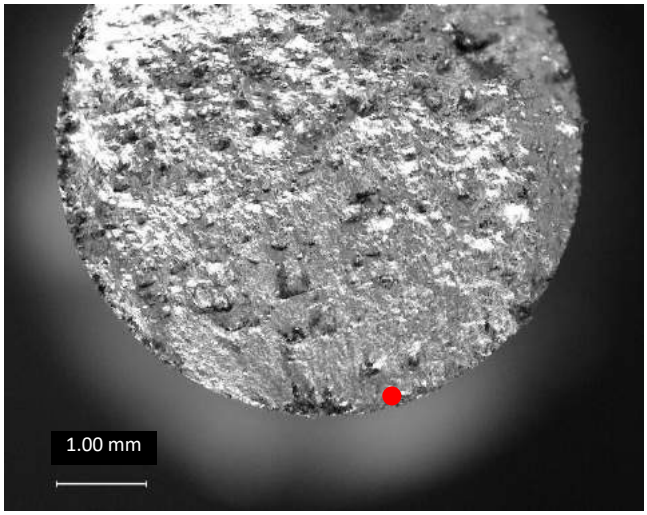
Dati prove di fatica

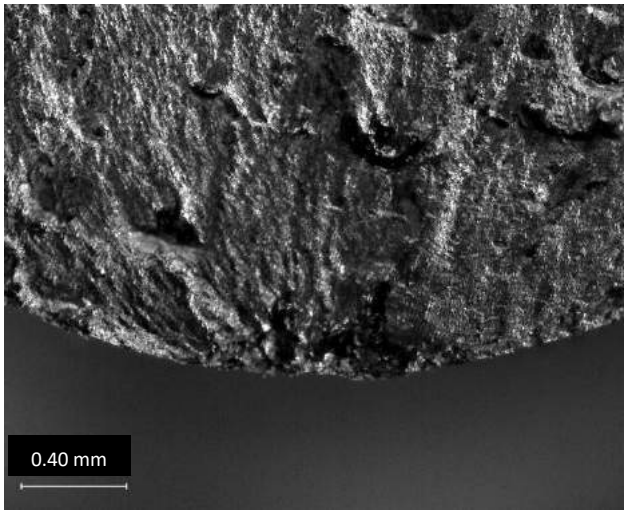
Diametro d_n [mm] =	5.65	Frequenza f_L [Hz] =	28
F_{max} [N] =	10030	σ_{max} [MPa] =	400
F_{min} [N] =	-10030	σ_{min} [MPa] =	-400
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	400	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.88E+04	NOTE	

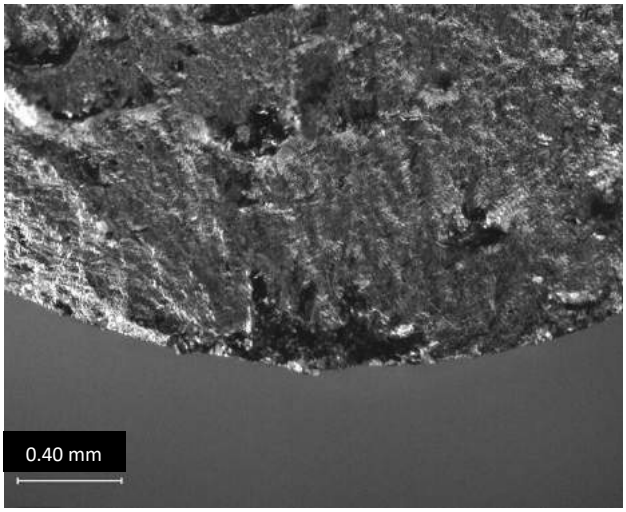
Danneggiamento

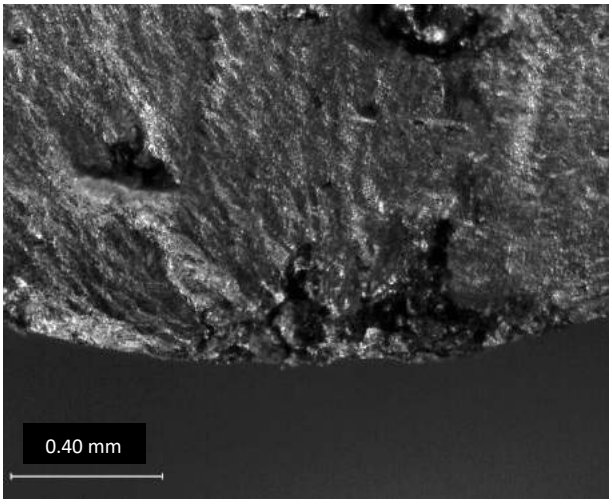


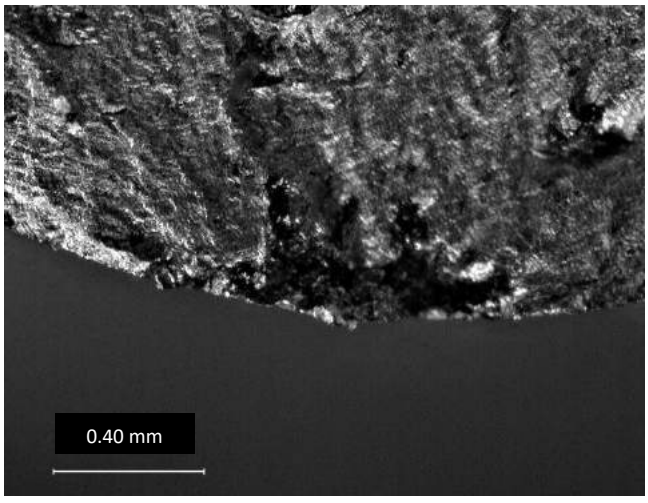

1.00 mm

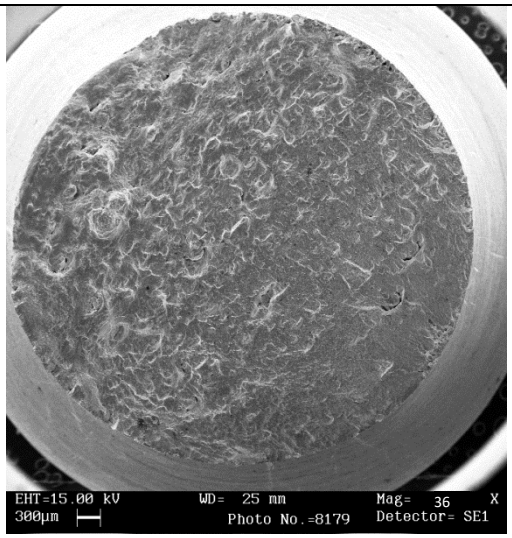

1.00 mm

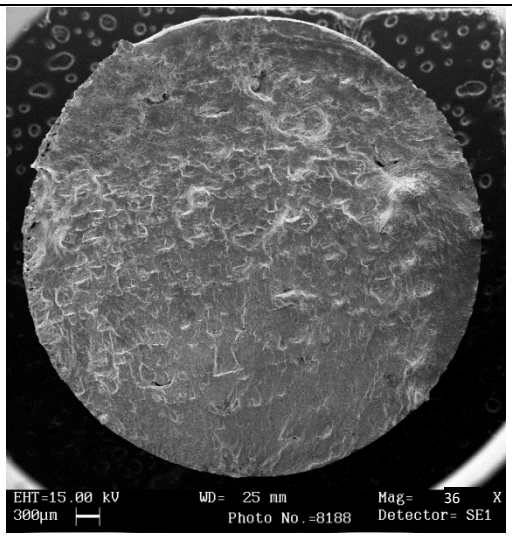

0.40 mm

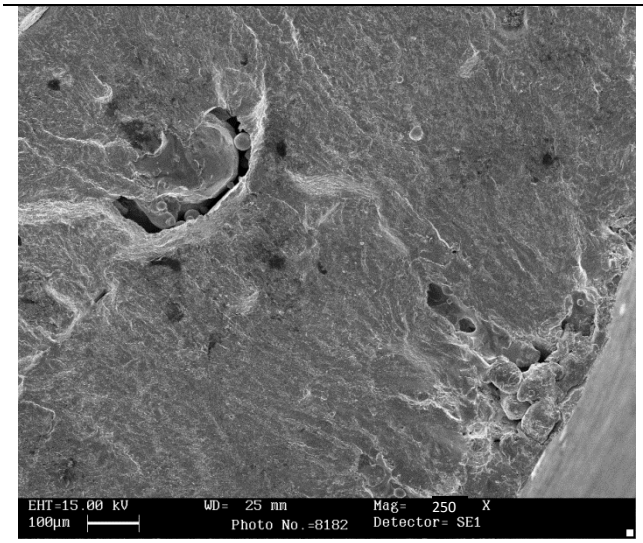

0.40 mm

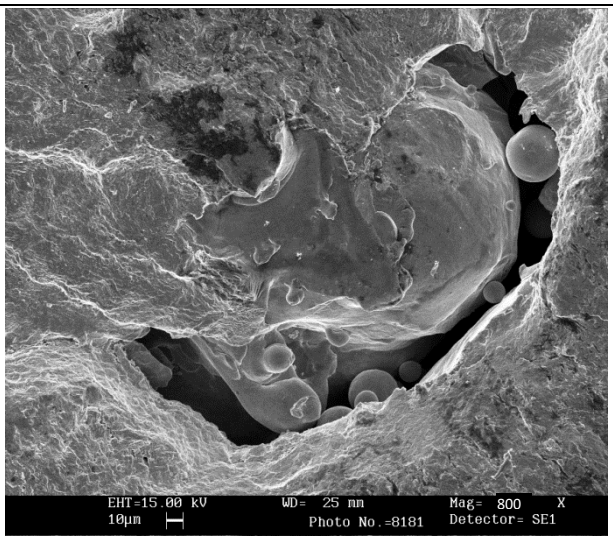

0.40 mm

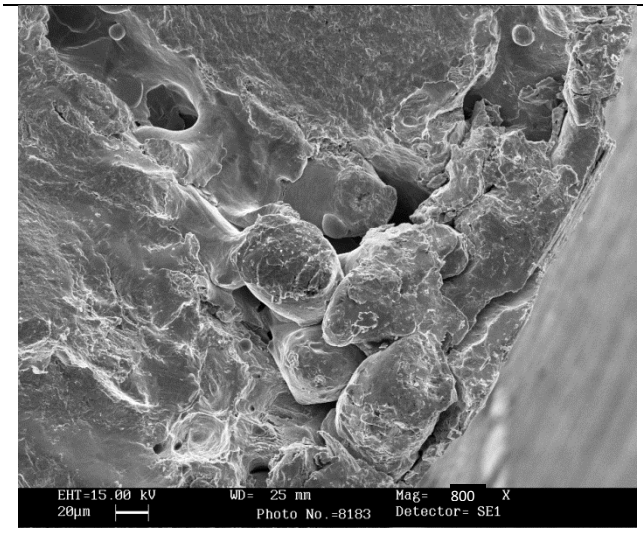

0.40 mm

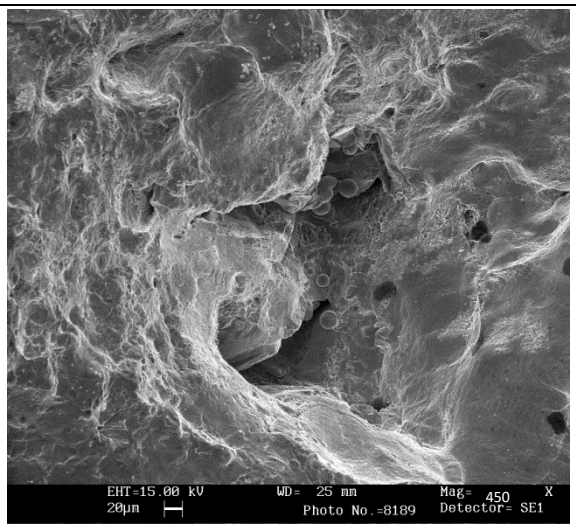

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 36 X
300µm
Photo No.=8179
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 36 X
300µm
Photo No.=8188
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8182
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 800 X
10µm
Photo No.=8181
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 800 X
20µm
Photo No.=8183
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 450 X
20µm
Photo No.=8189
Detector= SE1

Nome Provino: S_AD_90°_NT_2

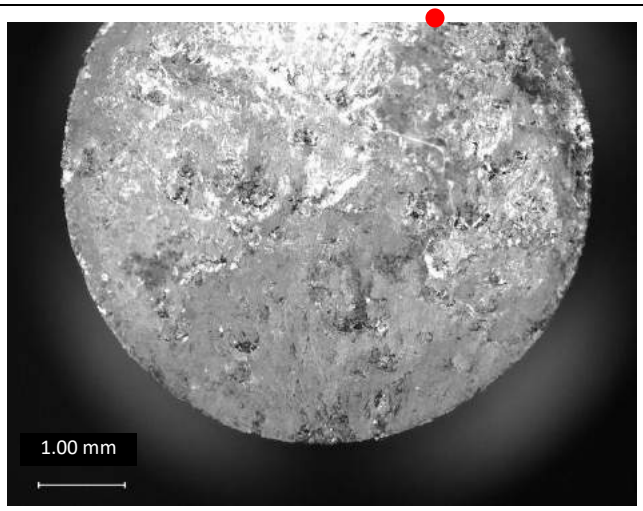
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	05/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

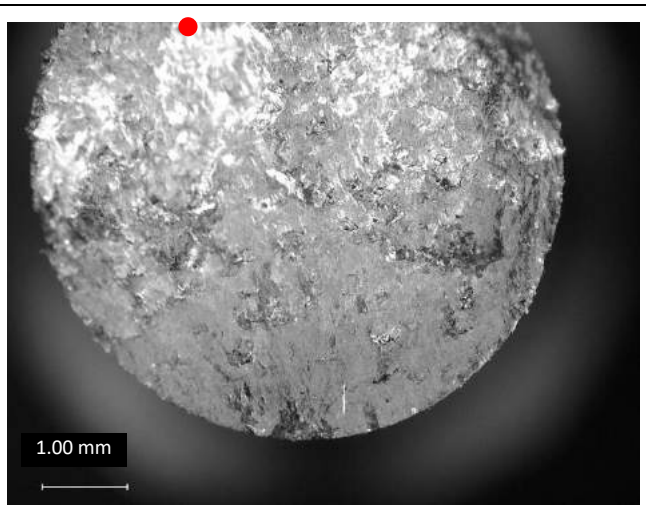
Dati prove di fatica

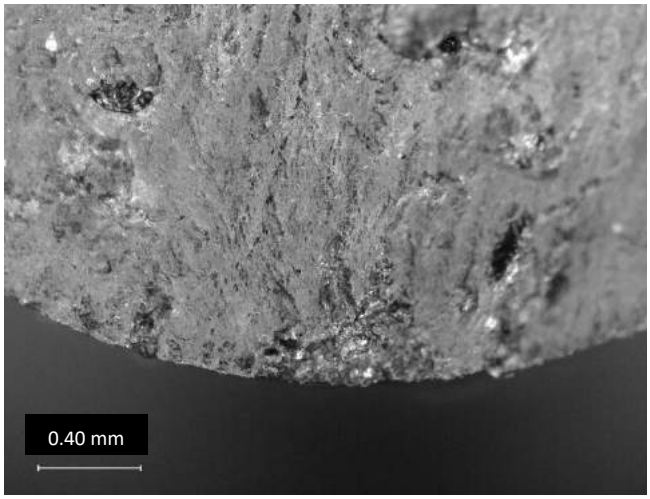
Diametro d_n [mm] =	5.62	Frequenza f_L [Hz] =	25
F_{max} [N] =	7440	σ_{max} [MPa] =	300
F_{min} [N] =	-7440	σ_{min} [MPa] =	-300
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	300	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	8.33E+04	NOTE	

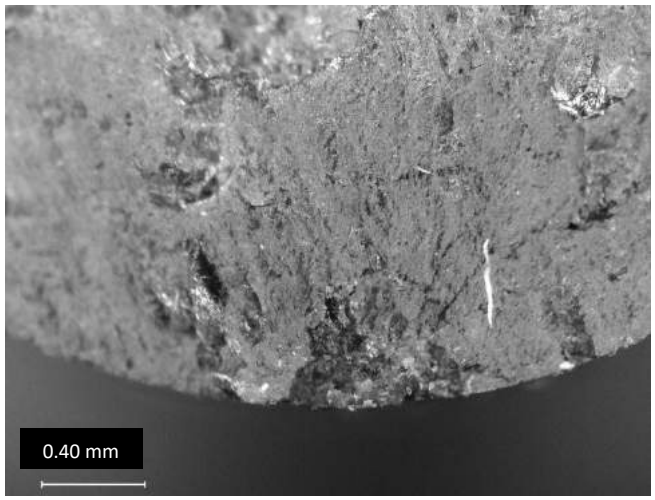
Danneggiamento

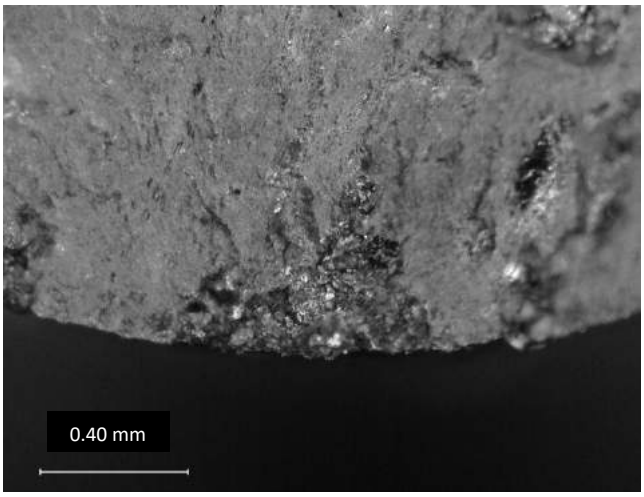


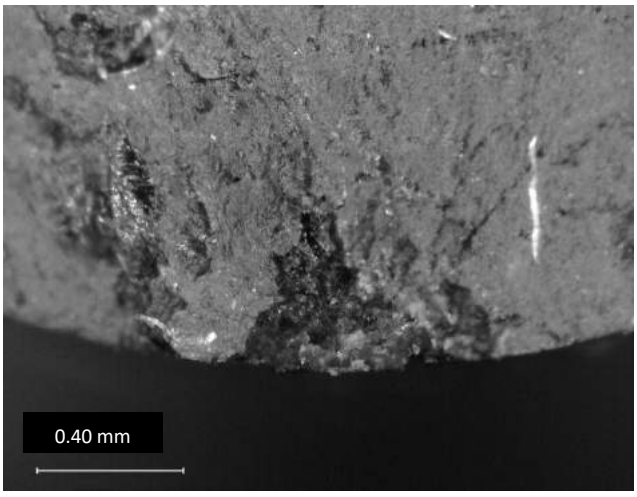

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

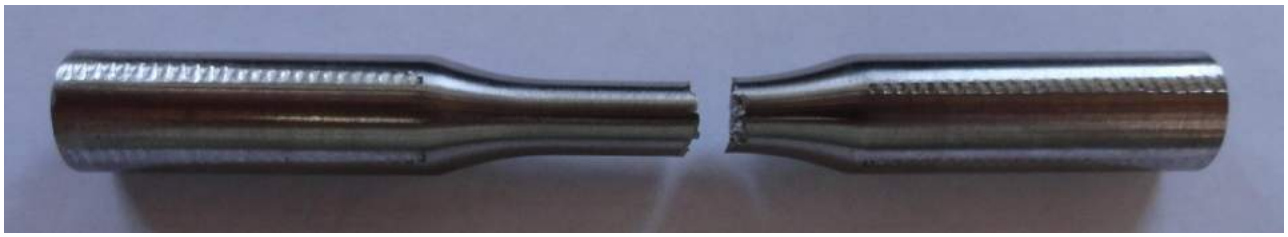
Nome Provino: S_AD_90°_NT_3

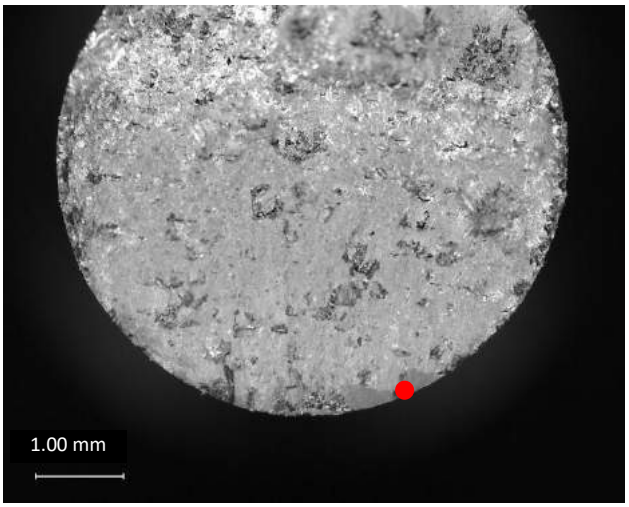
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	09/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

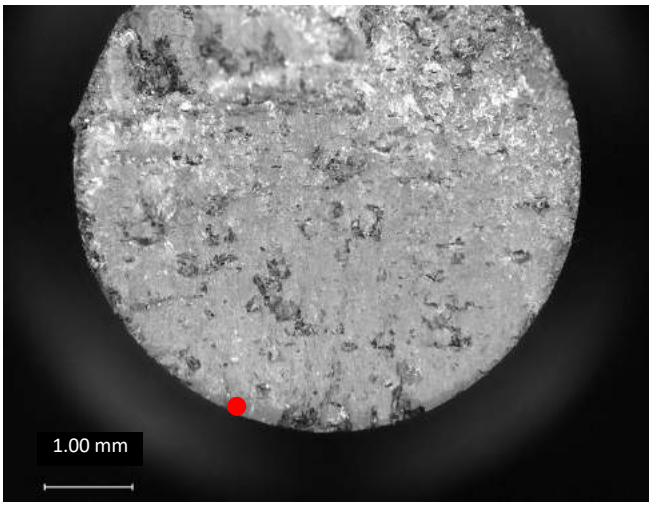
Dati prove di fatica

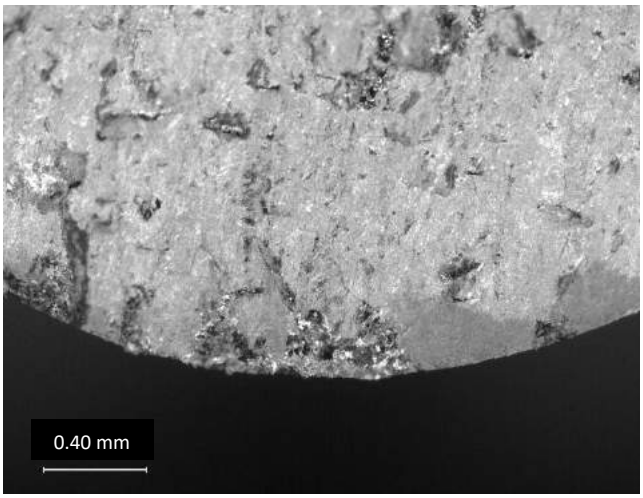
Diametro d_n [mm] =	5.63	Frequenza f_L [Hz] =	28
F_{max} [N] =	6720	σ_{max} [MPa] =	270
F_{min} [N] =	-6720	σ_{min} [MPa] =	-270
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	270	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	7.26E+04	NOTE	

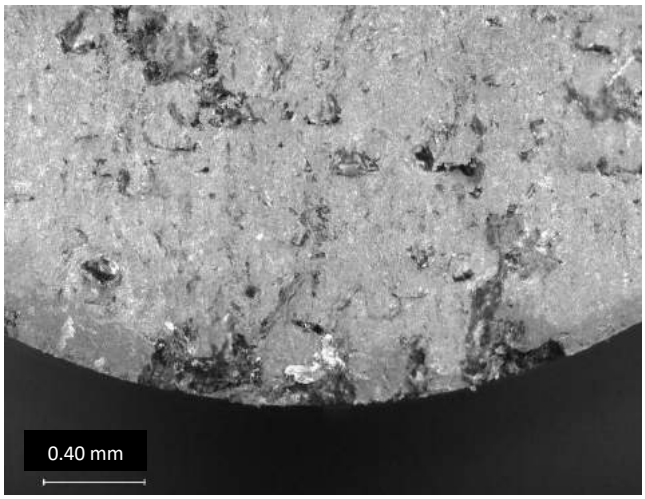
Danneggiamento

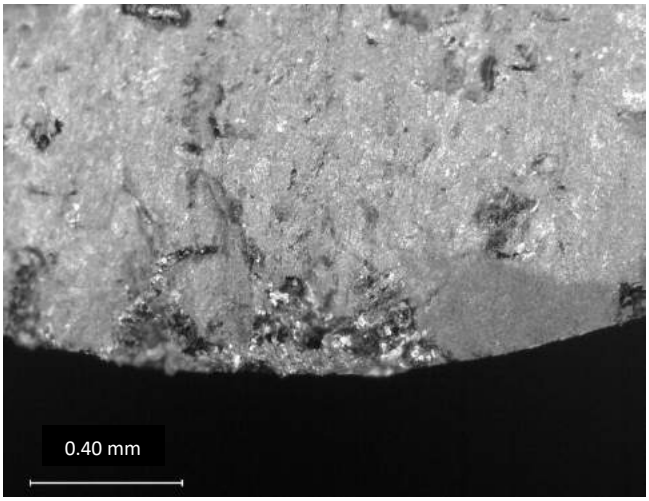


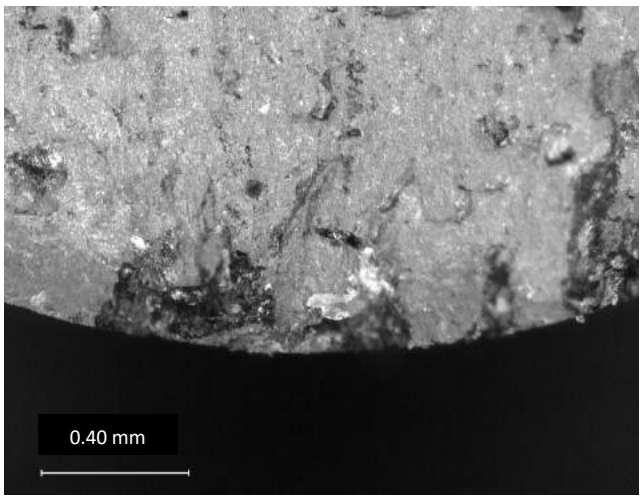

1.00 mm

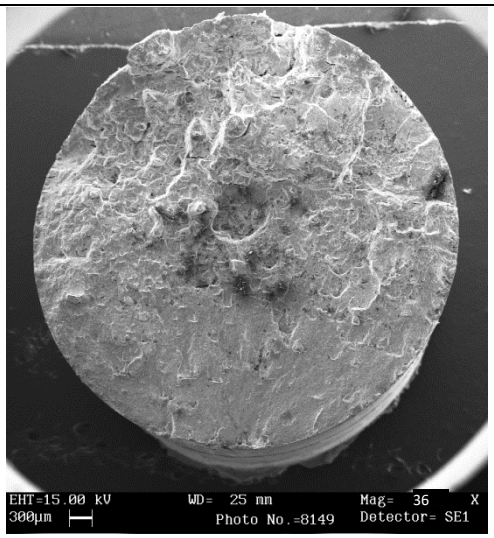

1.00 mm

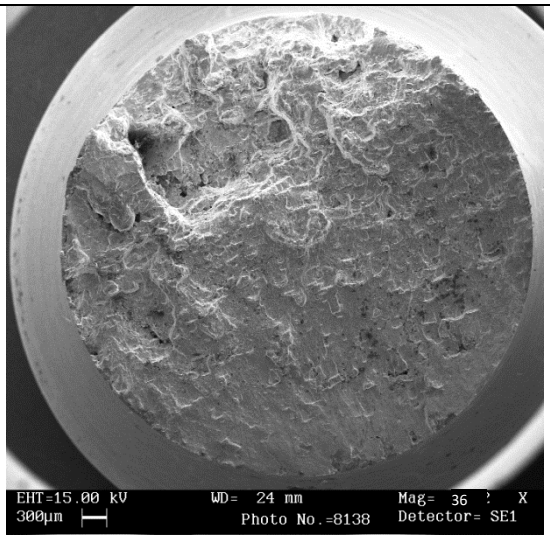

0.40 mm

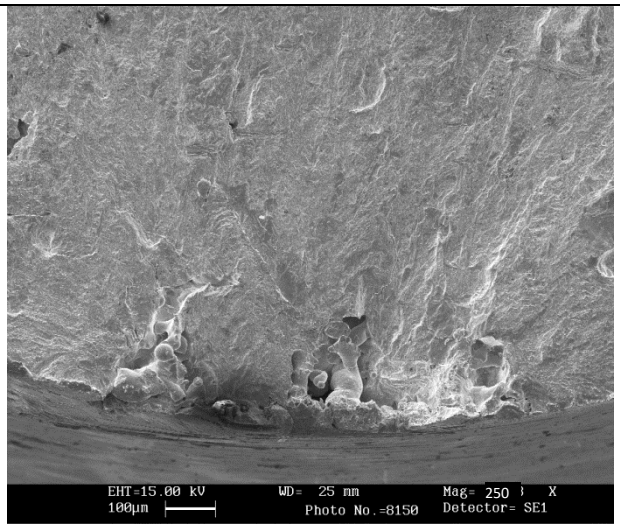

0.40 mm

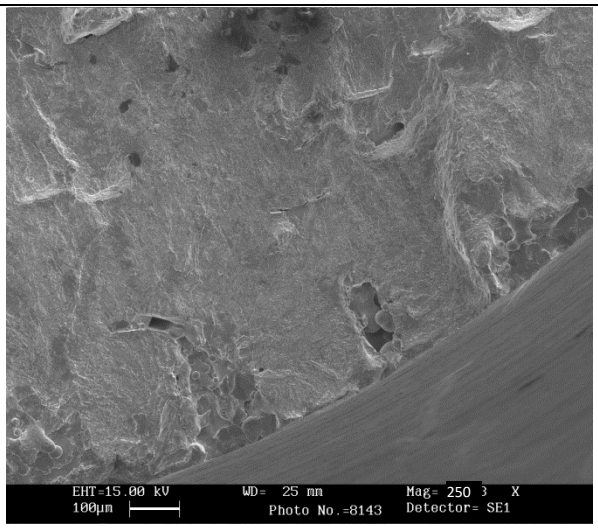

0.40 mm

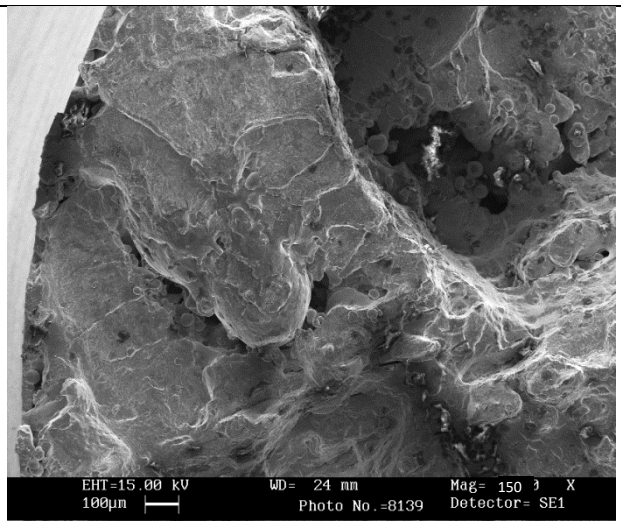

0.40 mm

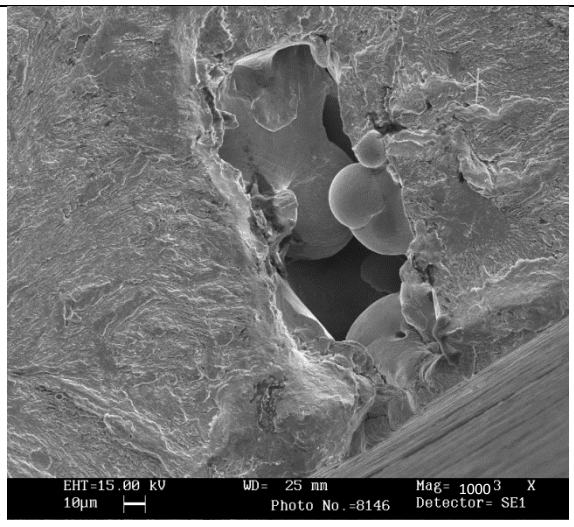

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 36 X
300µm
Photo No.=8149
Detector= SE1

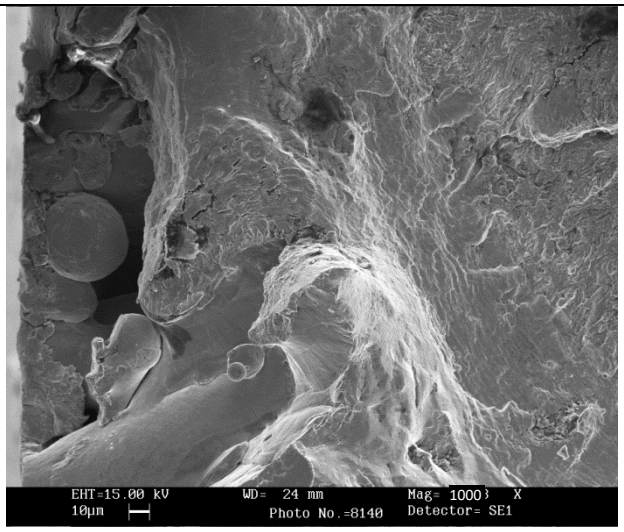

EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 36 X
300µm
Photo No.=8138
Detector= SE1

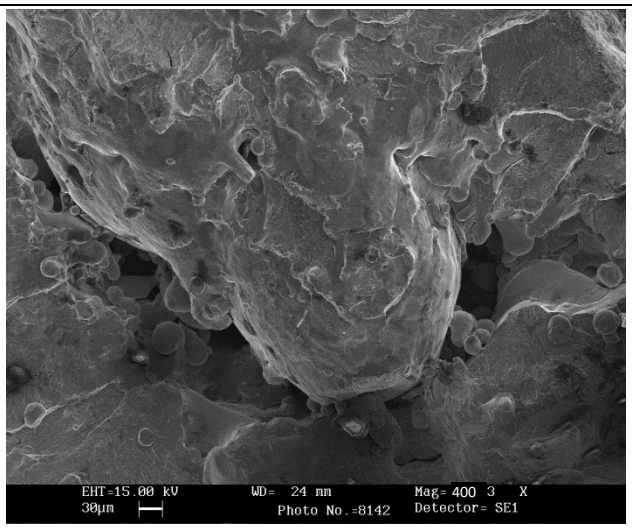

EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8150
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8143
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 150 X
100µm
Photo No.=8139
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 1000 X
10µm
Photo No.=8146
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 1000 X
10µm
Photo No.=8140
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 400 X
30µm
Photo No.=8142
Detector= SE1

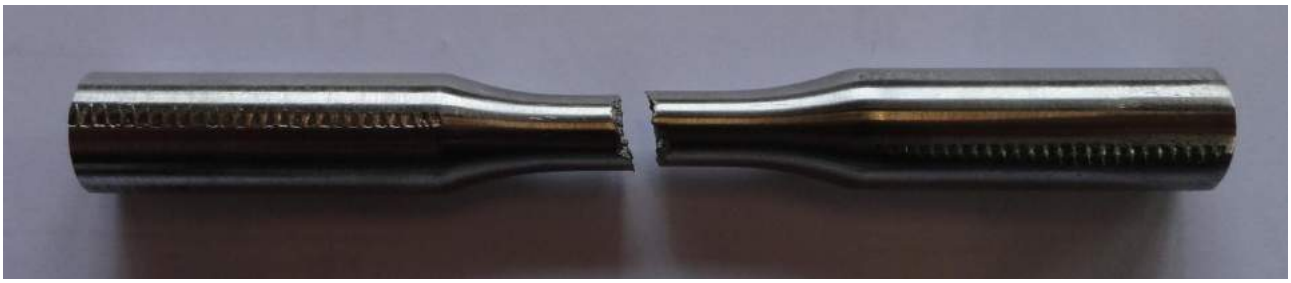
Nome Provino: S_AD_90°_NT_4

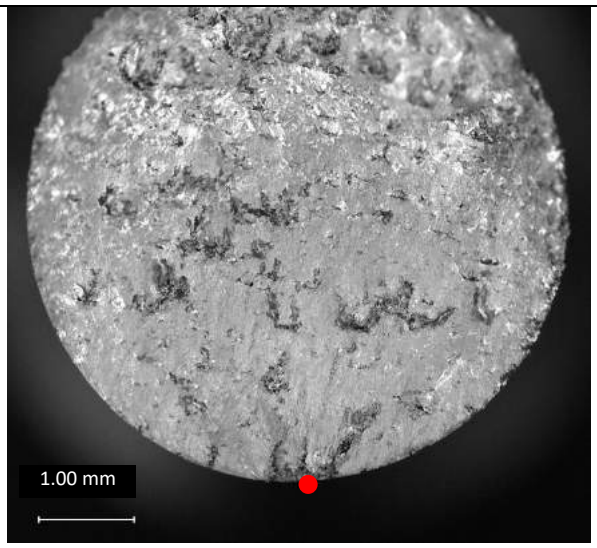
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	12/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

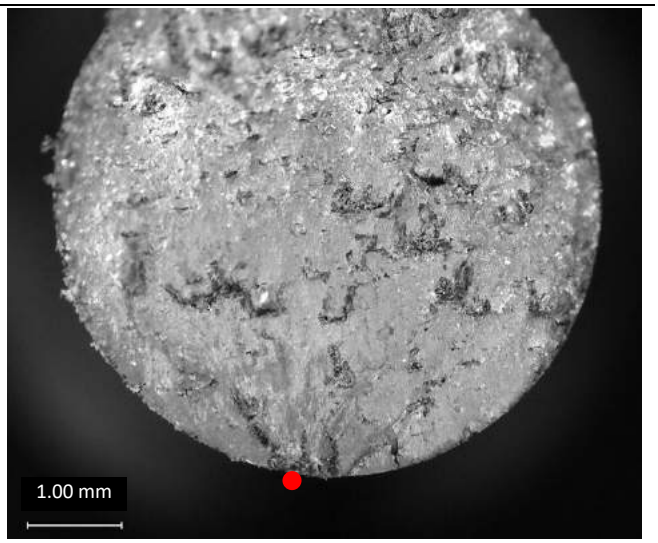
Dati prove di fatica

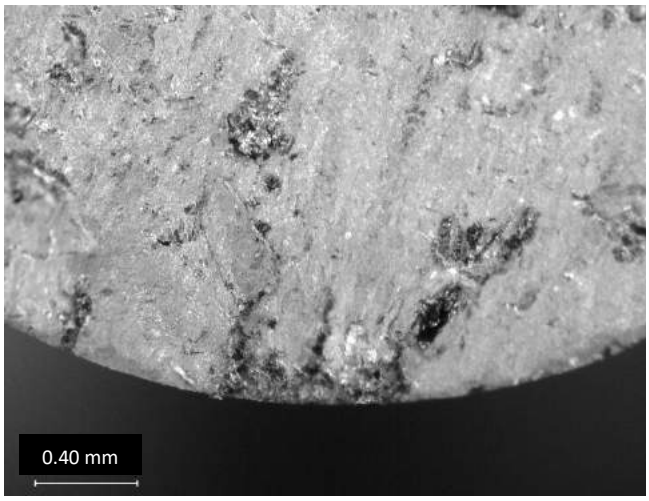
Diametro d_n [mm] =	5.61	Frequenza f_L [Hz] =	35
F_{max} [N] =	6180	σ_{max} [MPa] =	250
F_{min} [N] =	-6180	σ_{min} [MPa] =	-250
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	250	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.09E+05	NOTE	

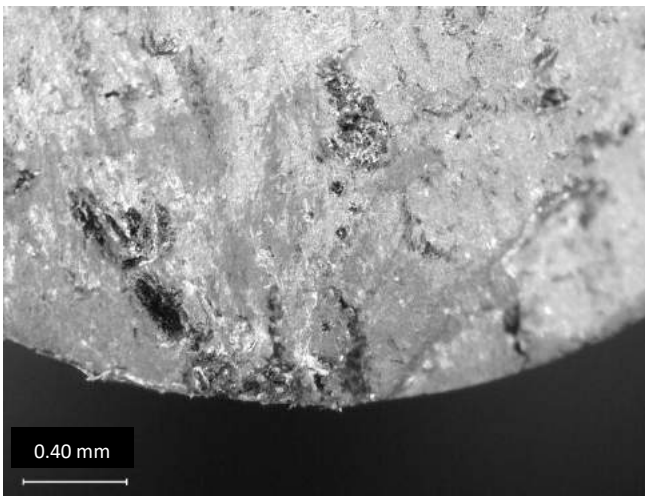
Danneggiamento

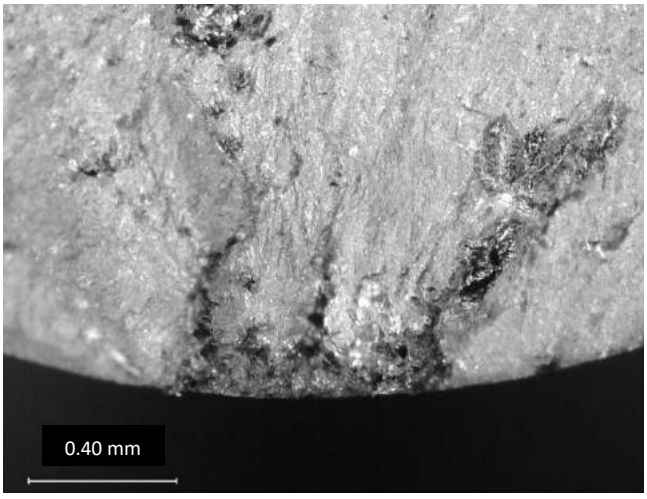


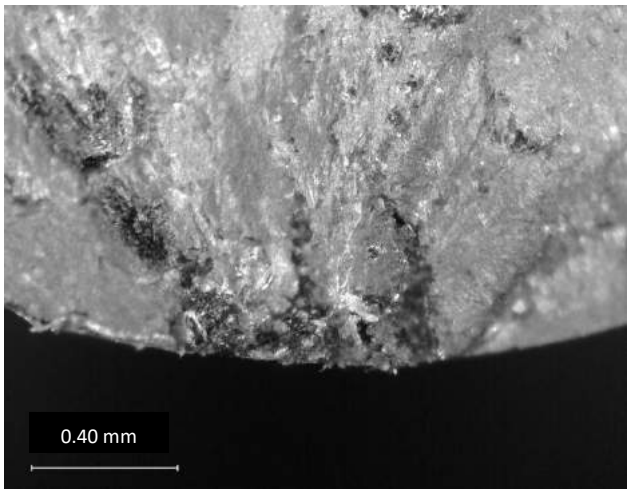

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

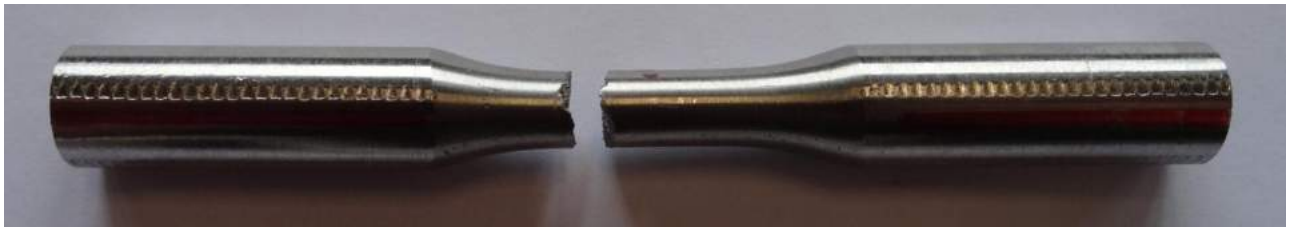
Nome Provino: S_AD_90°_NT_5

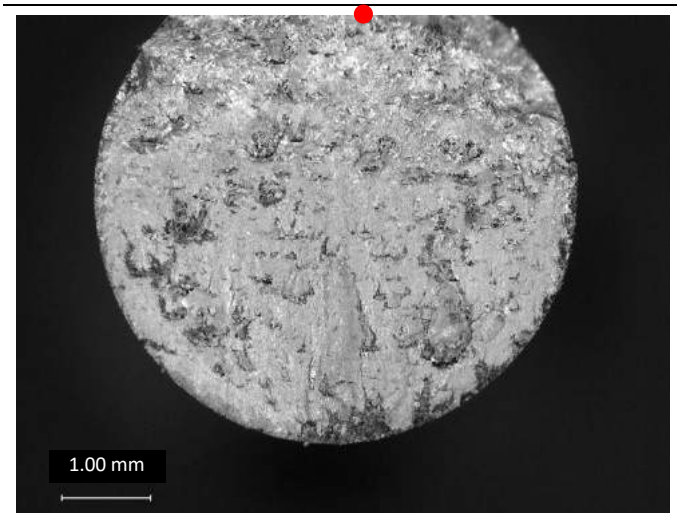
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	18/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

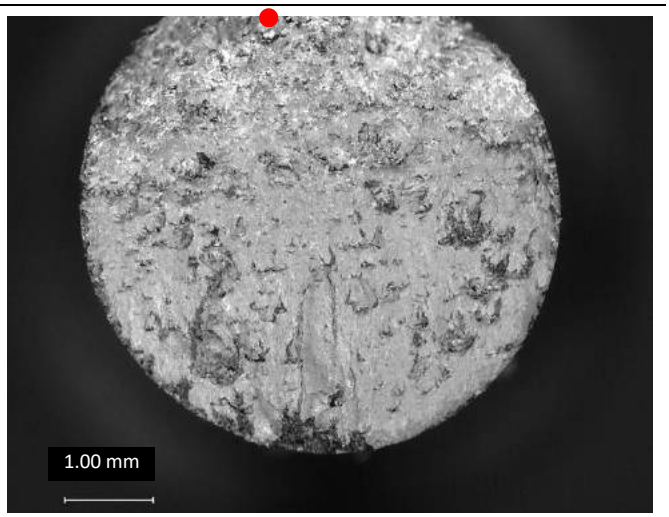
Dati prove di fatica

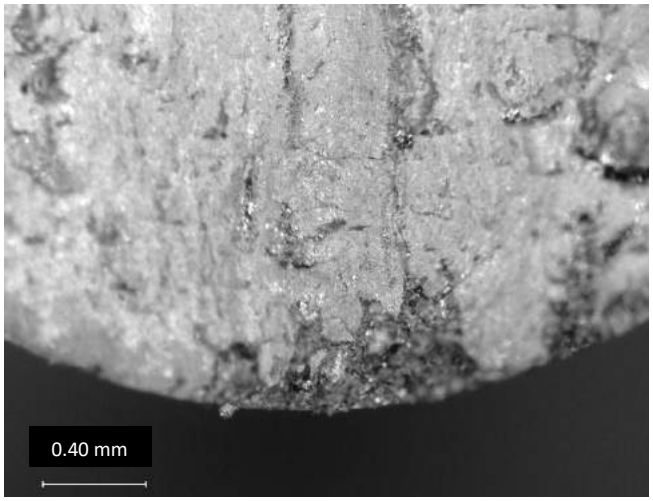
Diametro d_n [mm] =	5.51	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	5480	σ_{max} [MPa] =	230
F_{min} [N] =	-5480	σ_{min} [MPa] =	-230
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	230	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.03E+05	NOTE	

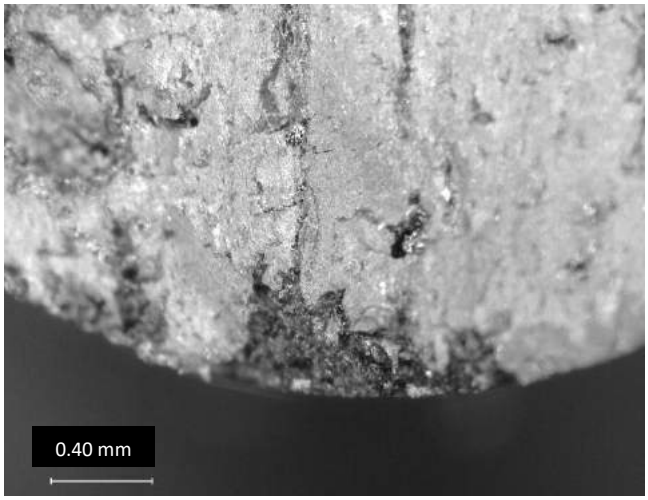
Danneggiamento

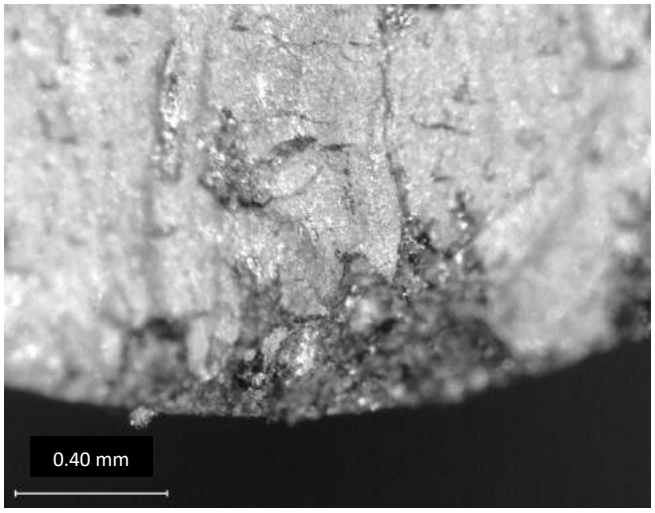


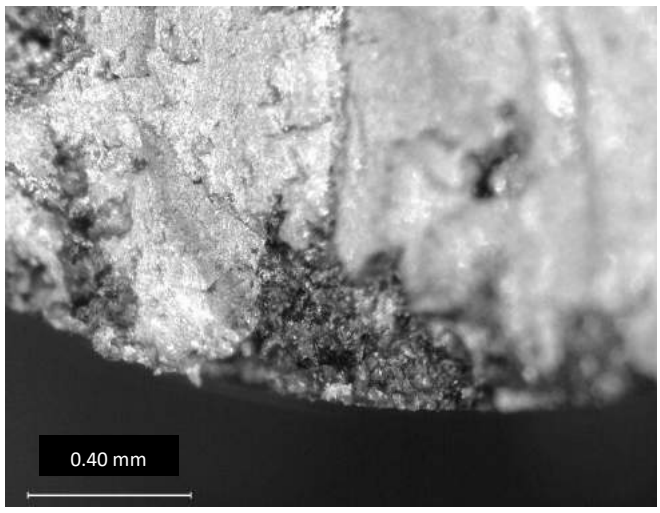

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

Nome Provino: S_AD_90°_NT_6

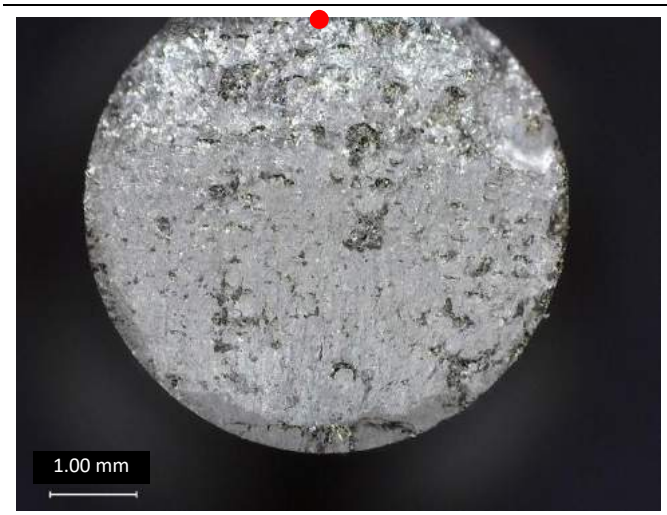
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	19/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

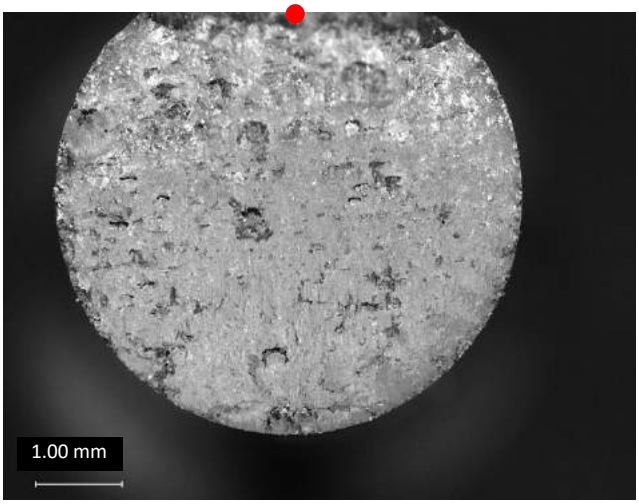
Dati prove di fatica

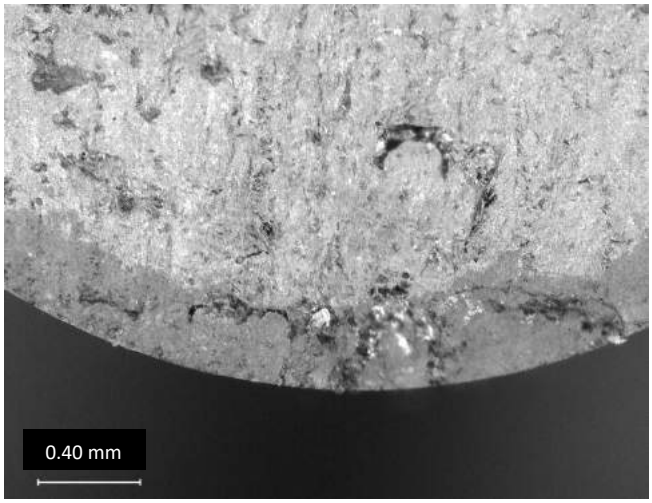
Diametro d_n [mm] =	5.60	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	4930	σ_{max} [MPa] =	200
F_{min} [N] =	-4930	σ_{min} [MPa] =	-200
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	200	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	3.11E+05	NOTE	

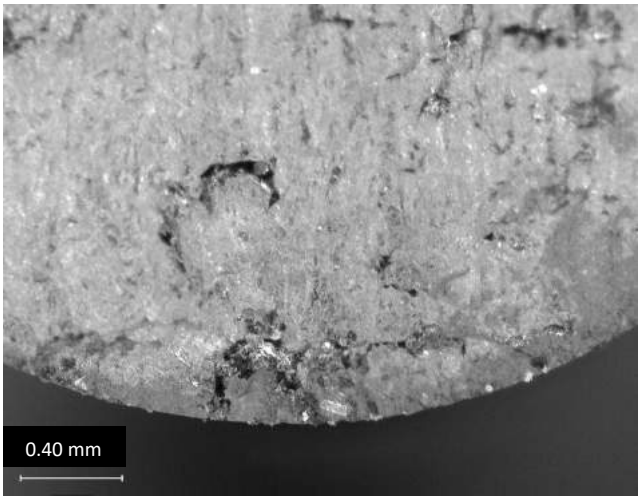
Danneggiamento

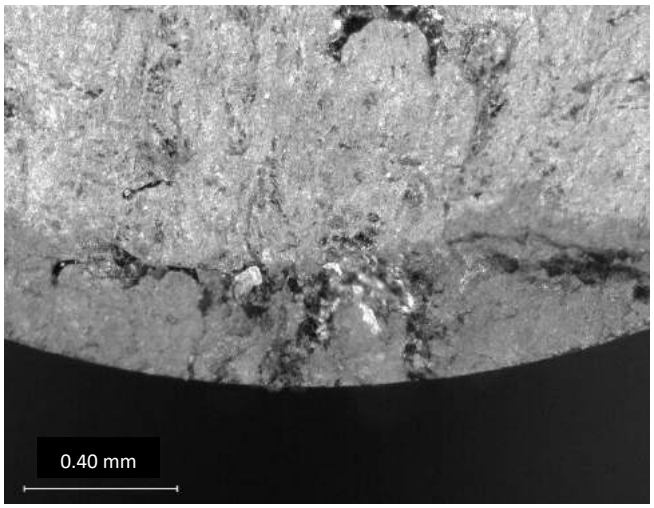


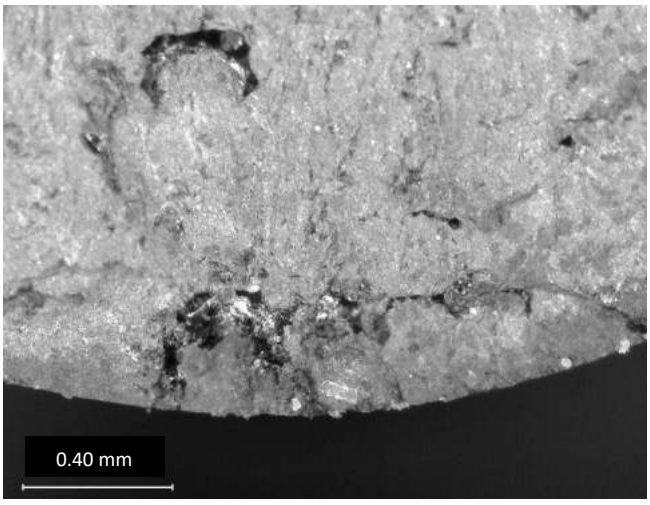

1.00 mm

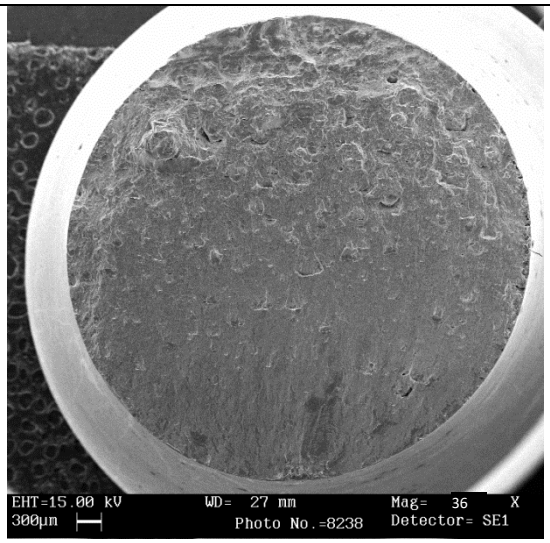

1.00 mm

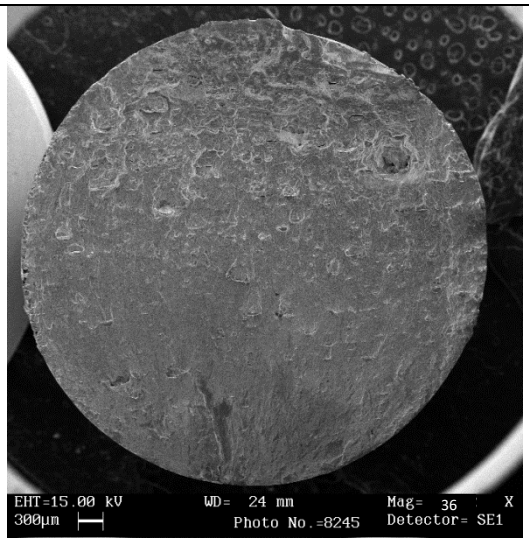

0.40 mm

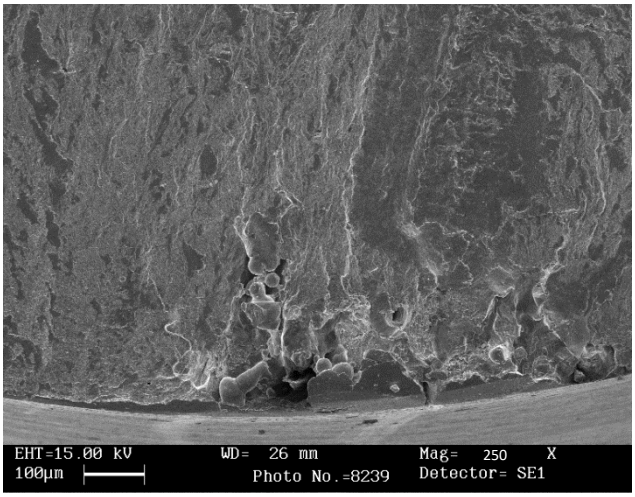

0.40 mm

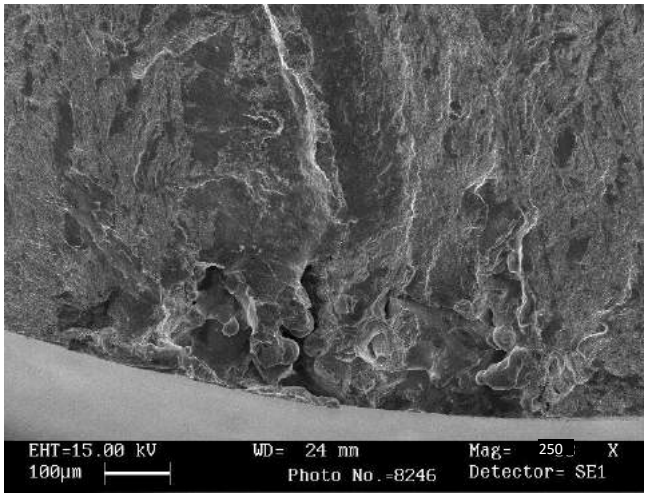

0.40 mm

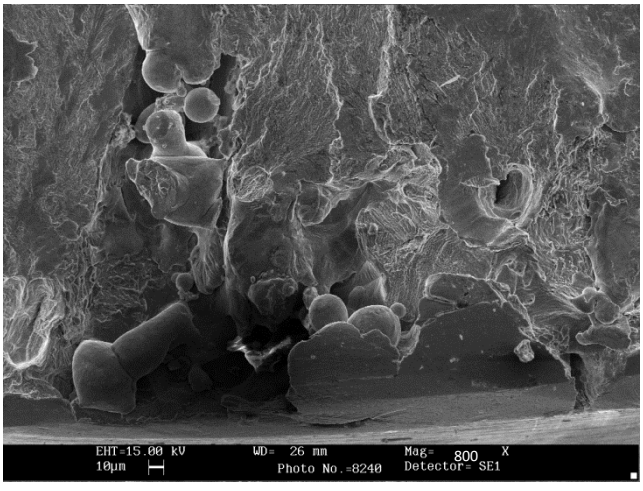

0.40 mm

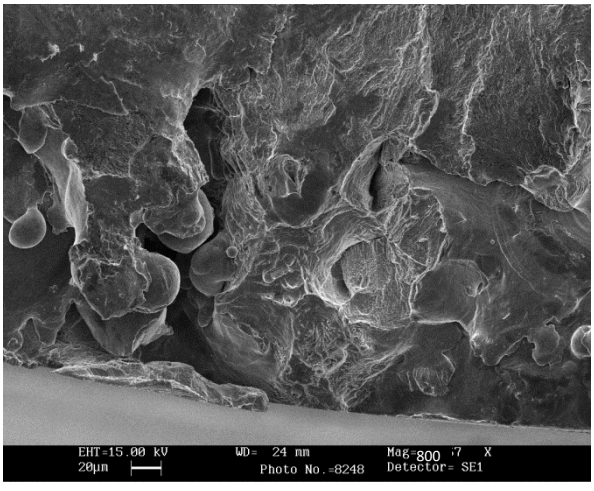

EHT=15.00 kV
WD= 27 mm
Mag= 36 X
300µm
Photo No.=8238
Detector= SE1

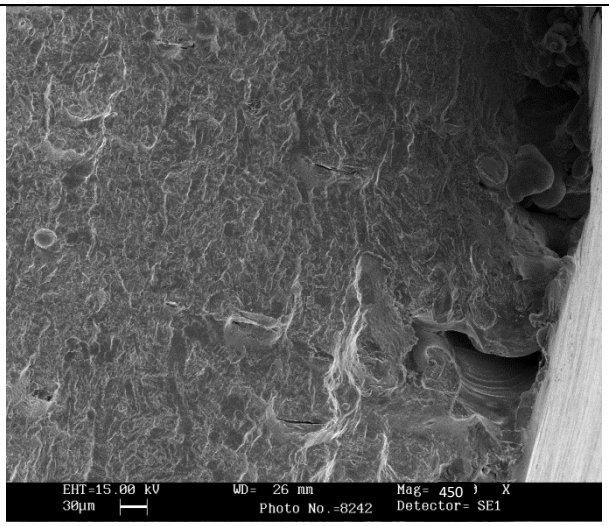

EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 36 X
300µm
Photo No.=8245
Detector= SE1

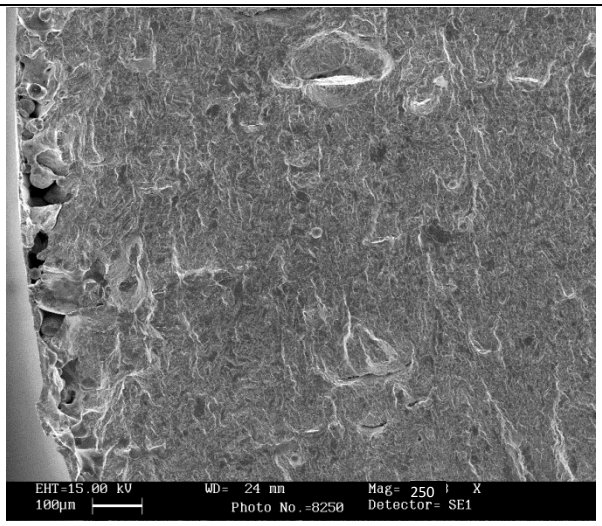

EHT=15.00 kV
WD= 26 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8239
Detector= SE1

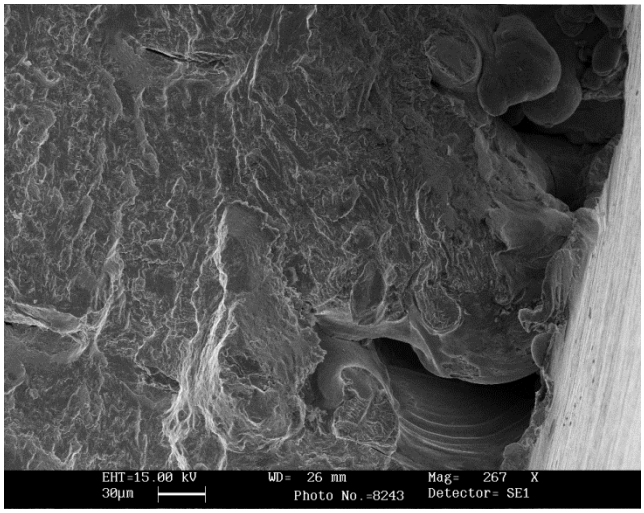

EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8246
Detector= SE1

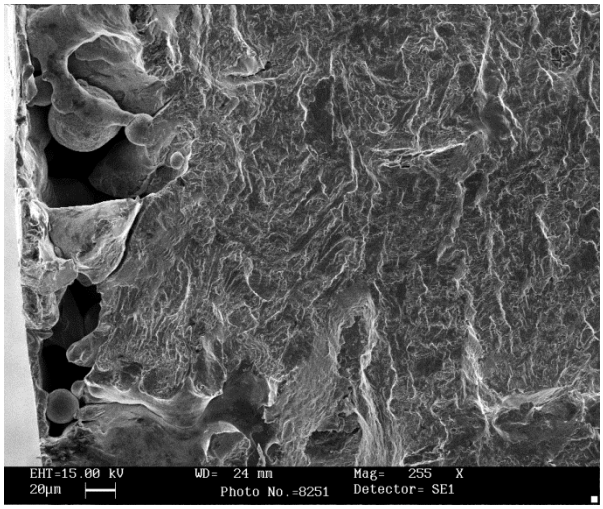

EHT=15.00 kV
WD= 26 mm
Mag= 800 X
10µm
Photo No.=8240
Detector= SE1

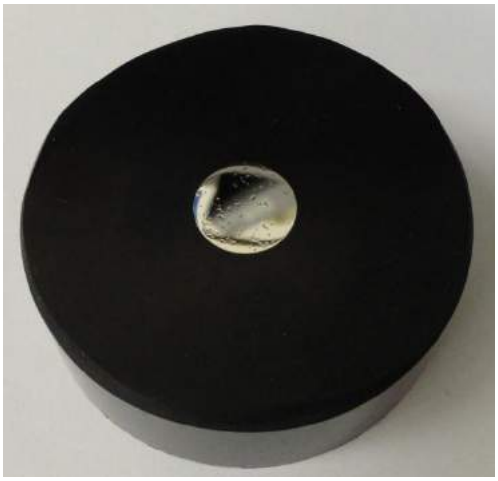

EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 800 X
20µm
Photo No.=8248
Detector= SE1

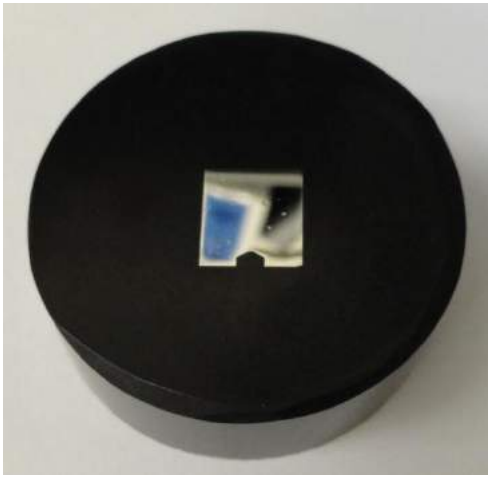

EHT=15.00 kV
WD= 26 mm
Mag= 450 X
30µm
Photo No.=8242
Detector= SE1

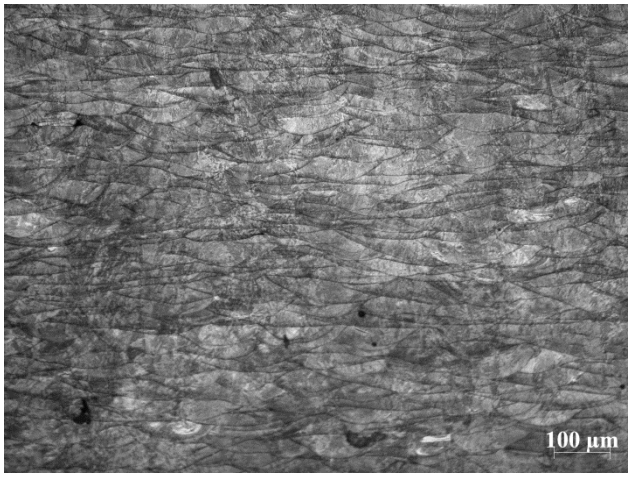

EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8250
Detector= SE1

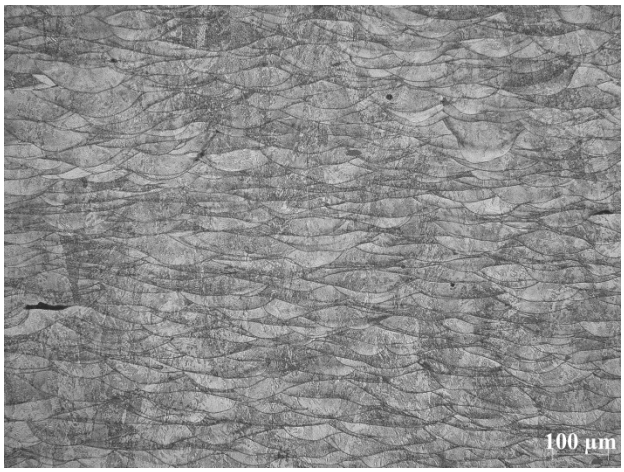

EHT=15.00 kV
WD= 26 mm
Mag= 267 X
30µm
Photo No.=8243
Detector= SE1

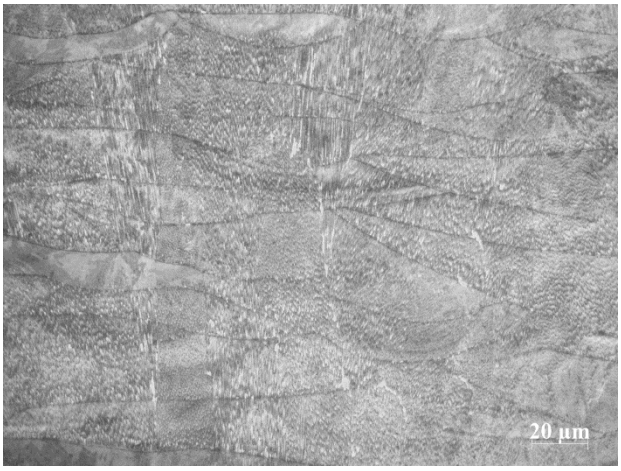

EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 255 X
20µm
Photo No.=8251
Detector= SE1



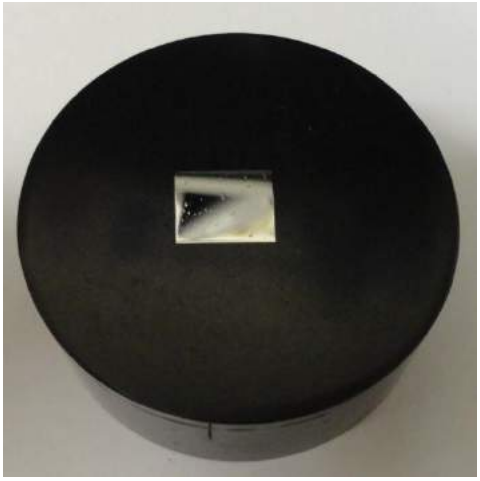


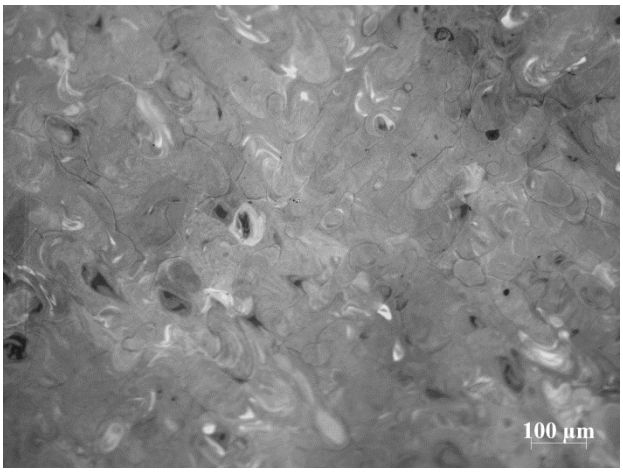

100 µm

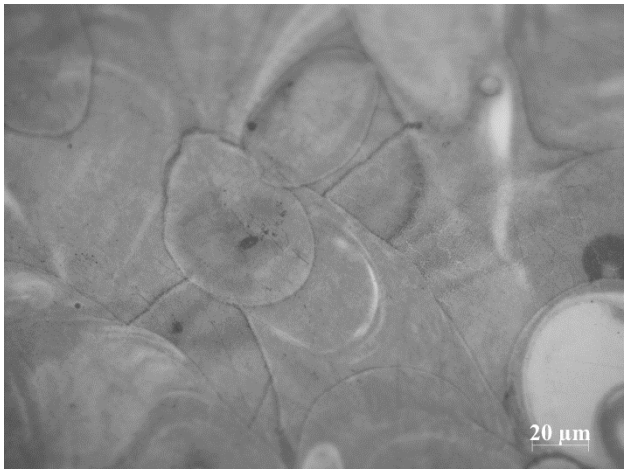

100 µm


20 µm


20 µm




100 µm


20 µm

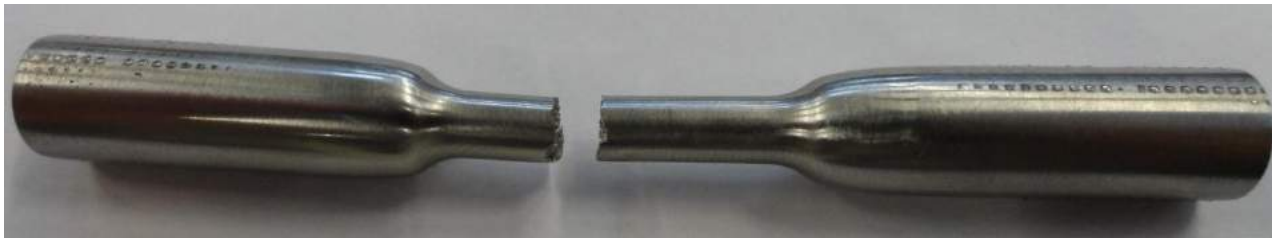
Nome Provino: S_AD_90°_NT_7

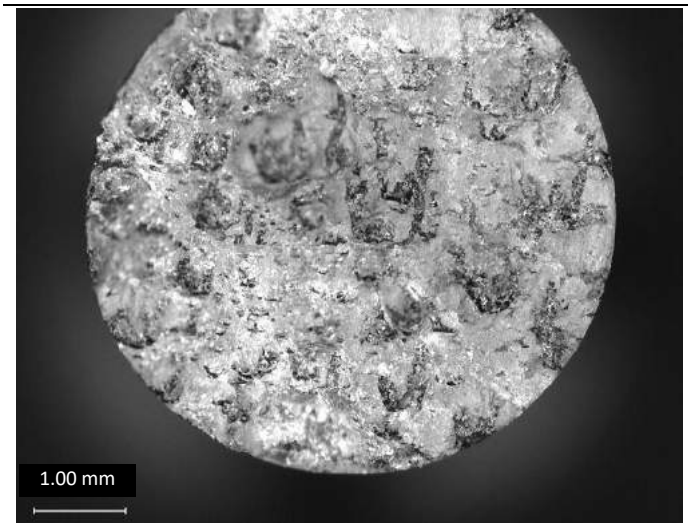
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	10/11/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

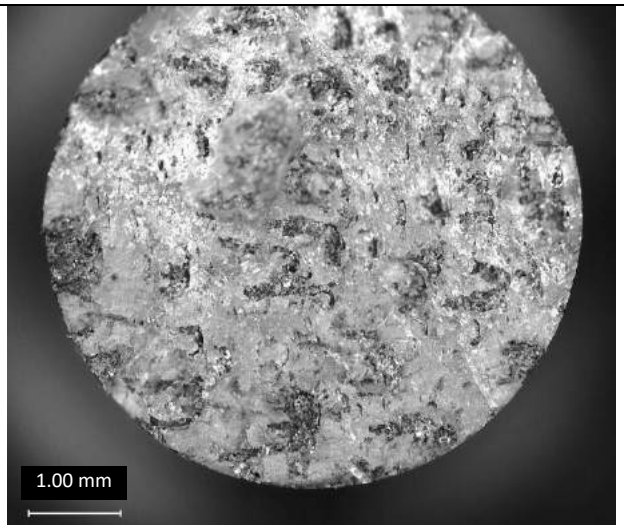
Dati prove di fatica

Diametro d_n [mm] =	4.65	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	5940	σ_{max} [MPa] =	350
F_{min} [N] =	-5940	σ_{min} [MPa] =	-350
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	350	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	3.31E+04	NOTE	

Danneggiamento




1.00 mm


1.00 mm

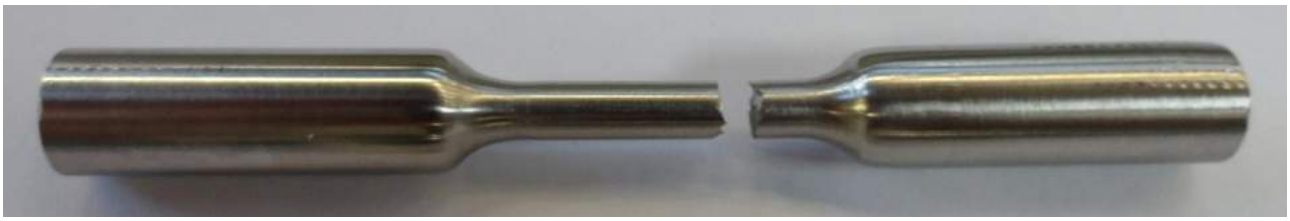
Nome Provino: S_AD_90°_NT_8

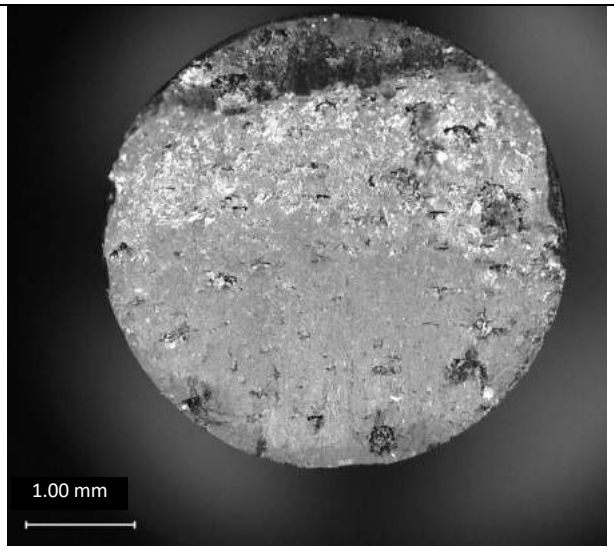
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	21/11/2017	**Operatore/i di lab.:**	Rigon D.

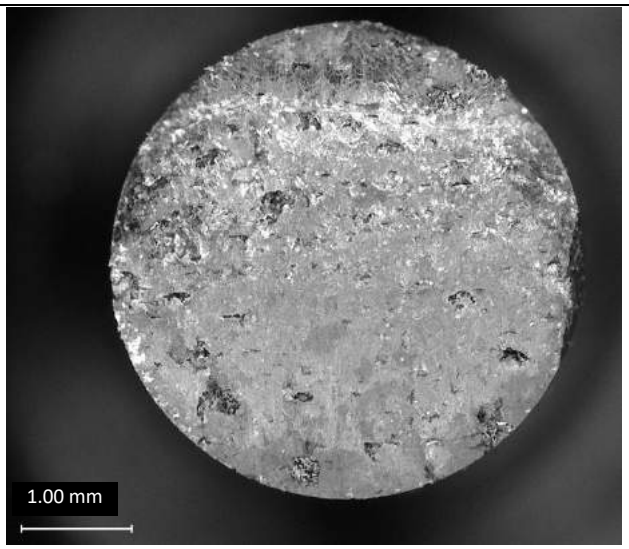
Dati prove di fatica

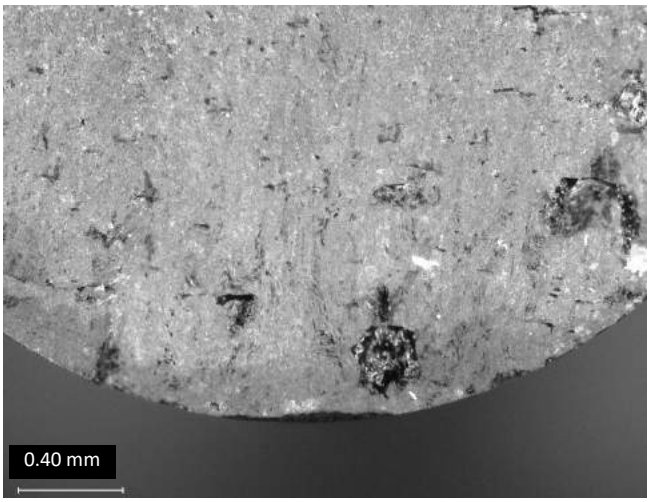
Diametro d_n [mm] =	4.23	Frequenza f_L [Hz] =	15
F_{max} [N] =	3510	σ_{max} [MPa] =	250
F_{min} [N] =	-3510	σ_{min} [MPa] =	-250
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	250	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.44E+04	NOTE Tornito tratto utile	

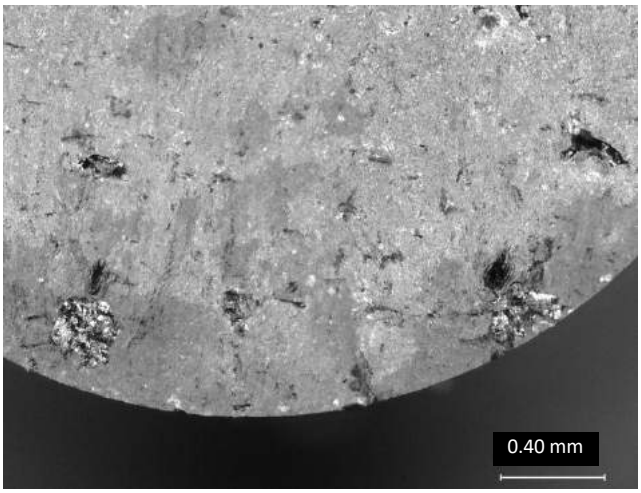
Danneggiamento

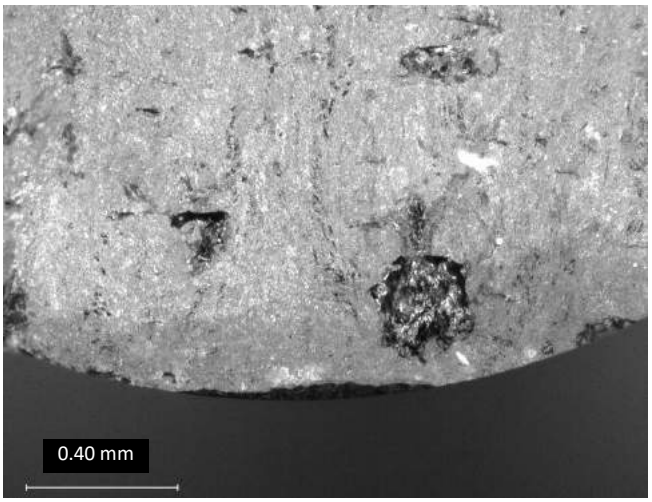


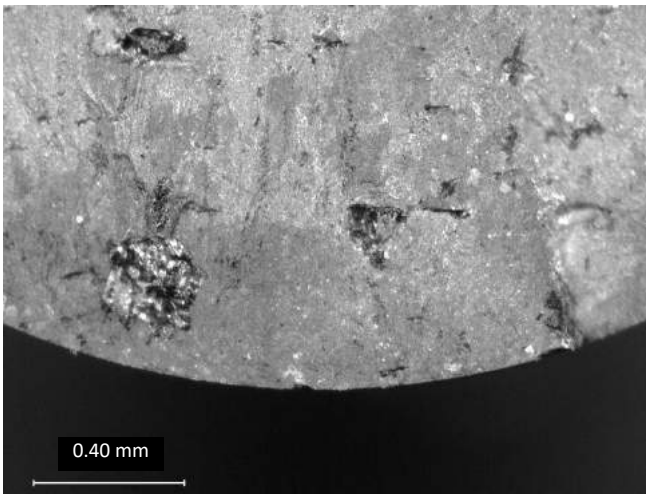

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

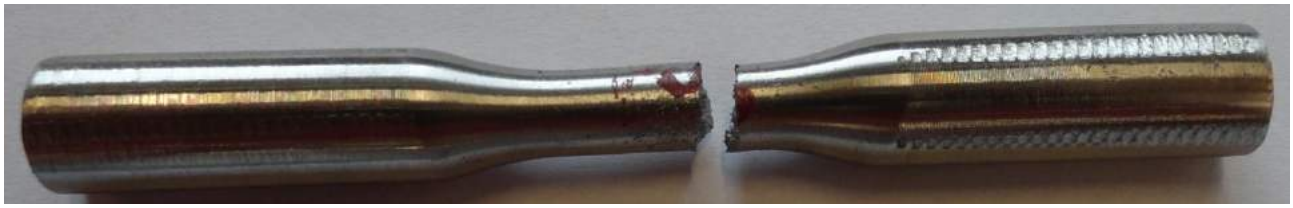
Nome Provino: S_AD_90°_T_1

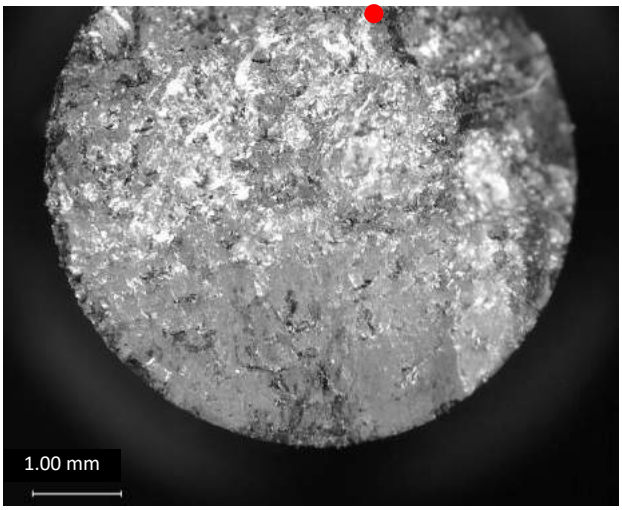
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	05/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

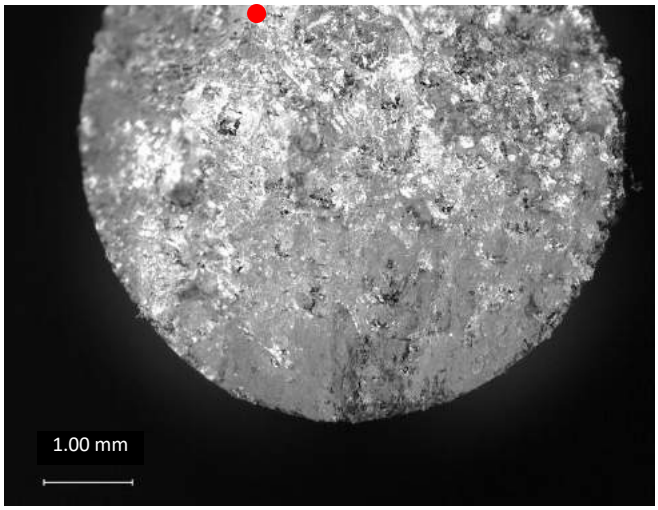
Dati prove di fatica

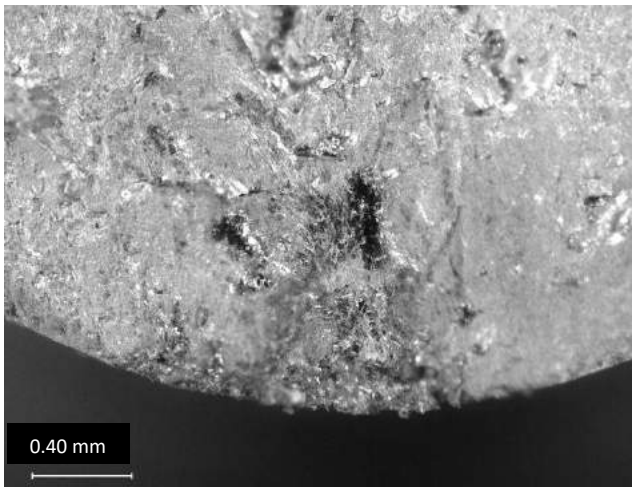
Diametro d_n [mm] =	5.50	Frequenza f_L [Hz] =	25
F_{max} [N] =	9500	σ_{max} [MPa] =	400
F_{min} [N] =	-9500	σ_{min} [MPa] =	-400
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	400	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	2.77E+04	NOTE	

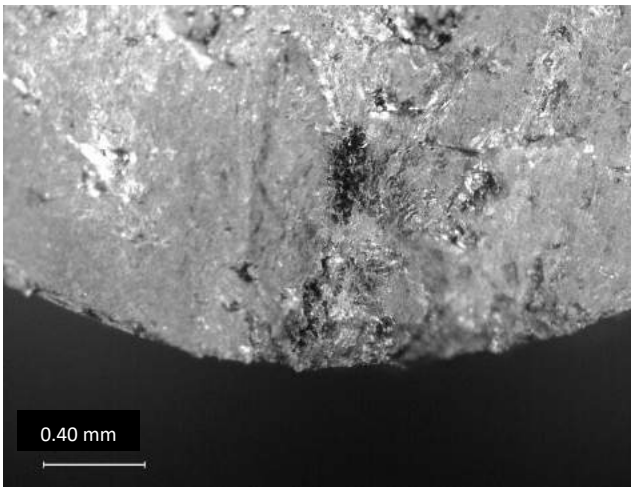
Danneggiamento

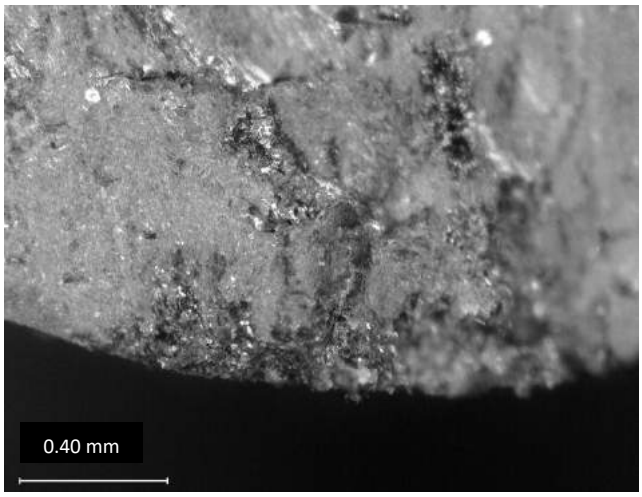


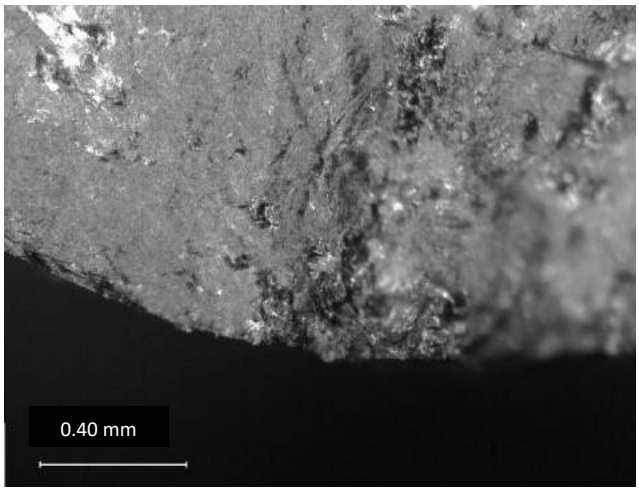

1.00 mm

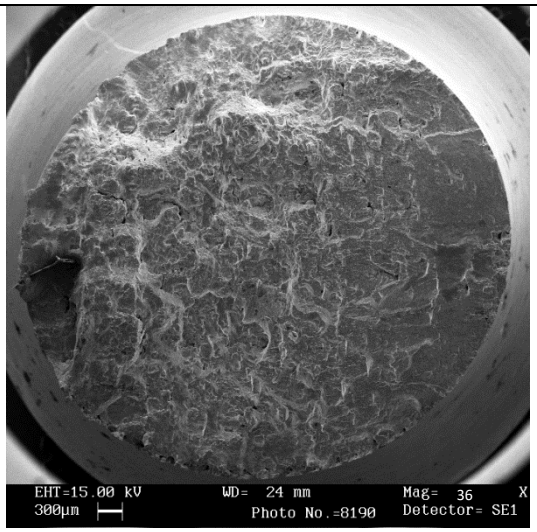

1.00 mm

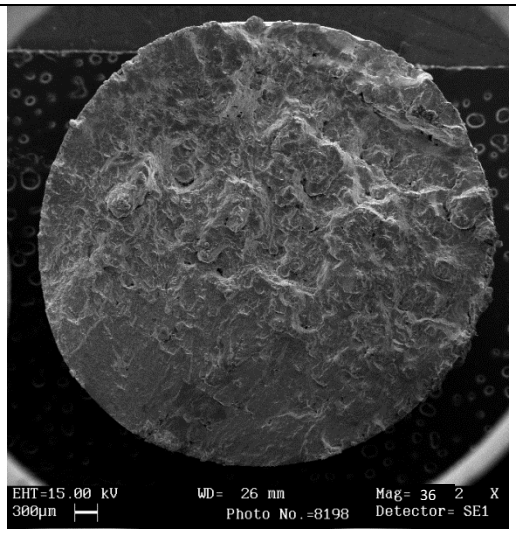

0.40 mm

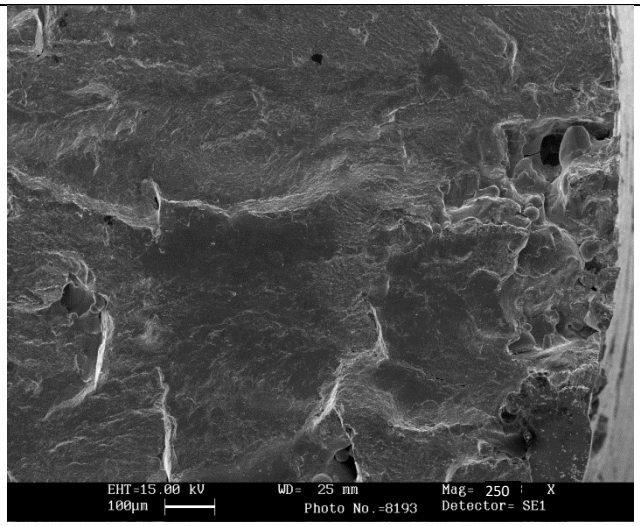

0.40 mm

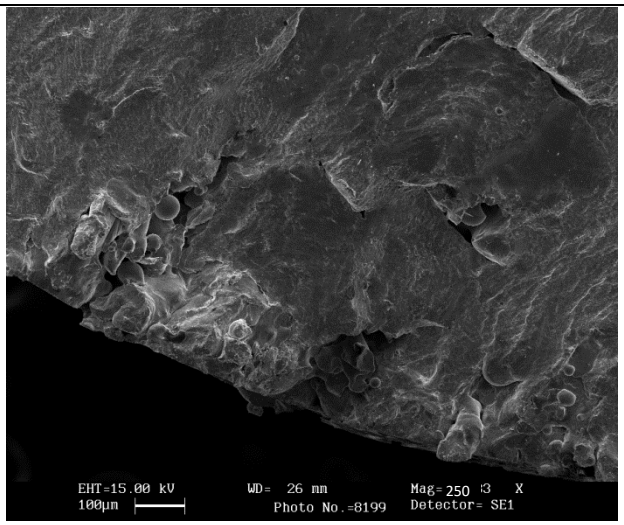

0.40 mm

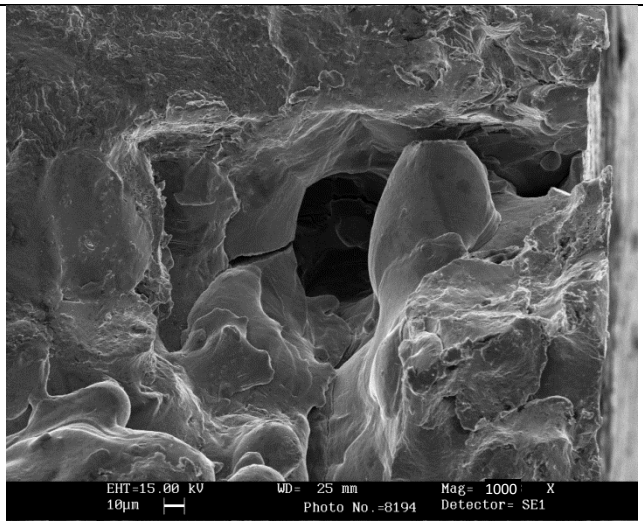

0.40 mm

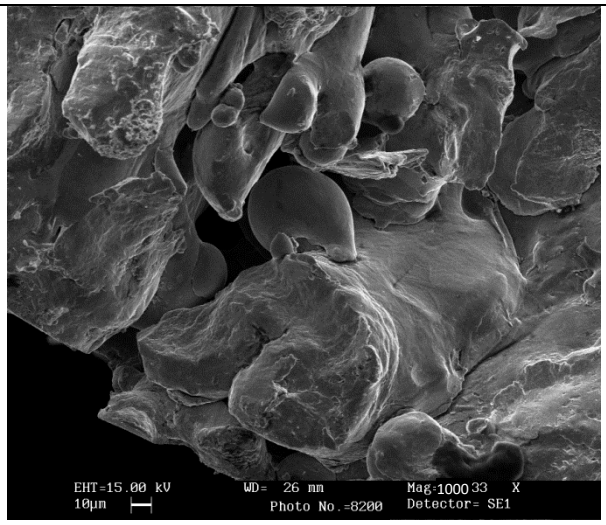

EHT=15.00 kV
300µm
WD= 24 mm
Photo No.=8190
Mag= 36 X
Detector= SE1

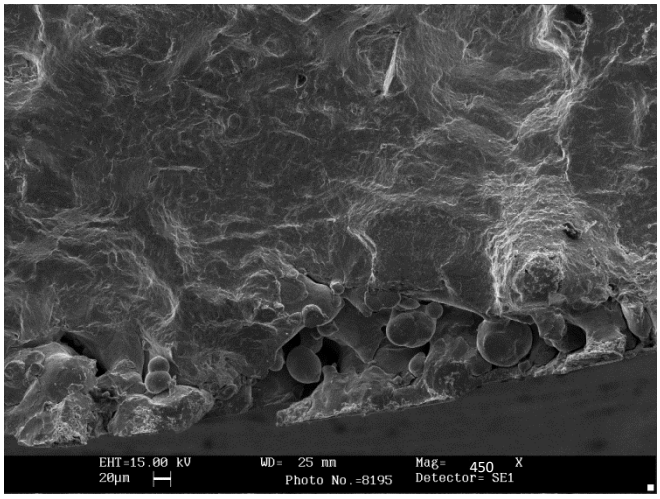

EHT=15.00 kV
300µm
WD= 26 mm
Photo No.=8198
Mag= 36 2 X
Detector= SE1

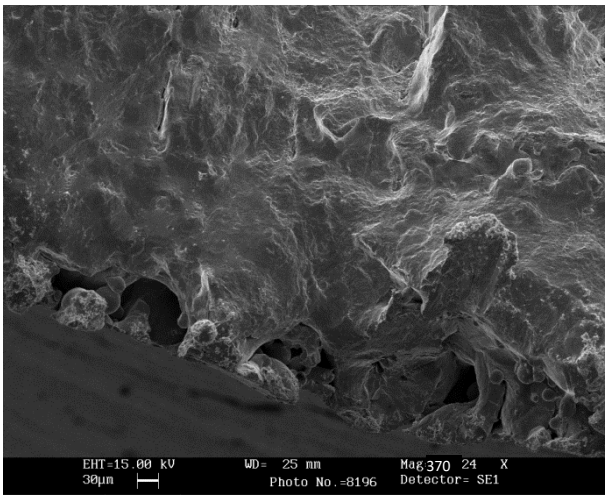

EHT=15.00 kV
100µm
WD= 25 mm
Photo No.=8193
Mag= 250 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
100µm
WD= 26 mm
Photo No.=8199
Mag= 250 3 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
10µm
WD= 25 mm
Photo No.=8194
Mag= 1000 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
10µm
WD= 26 mm
Photo No.=8200
Mag= 1000 33 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 450 X
20µm
Photo No.=8195
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 25 mm
Mag= 370 24 X
30µm
Photo No.=8196
Detector= SE1

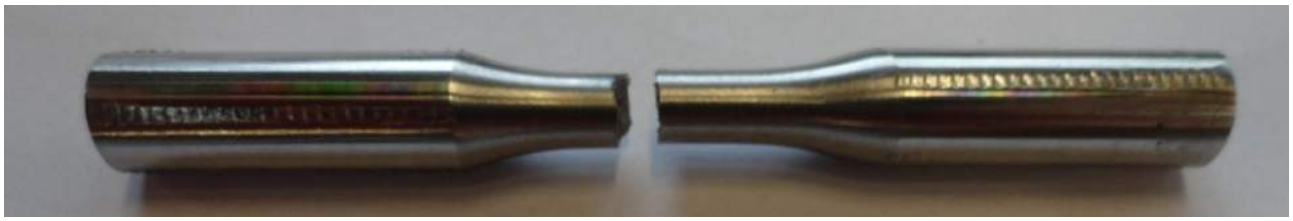
Nome Provino: S_AD_90°_T_2

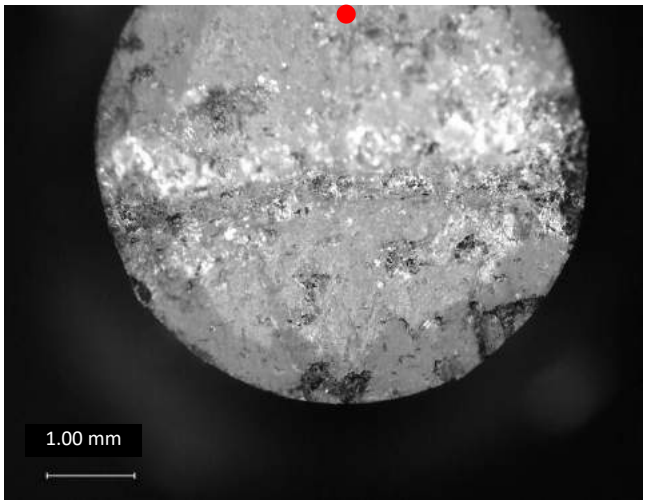
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	06/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

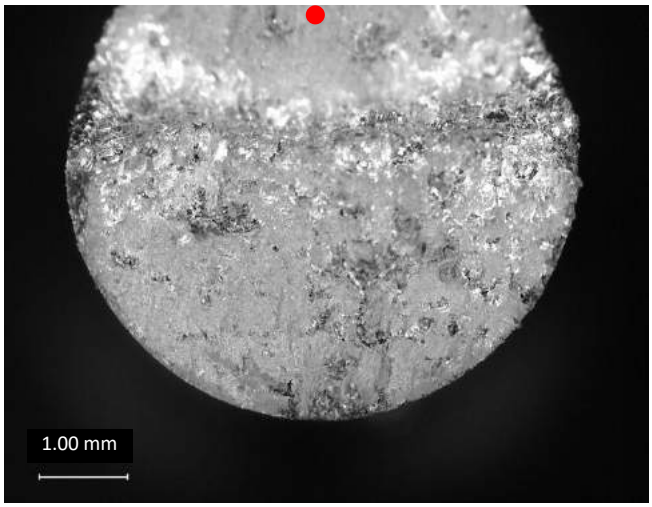
Dati prove di fatica

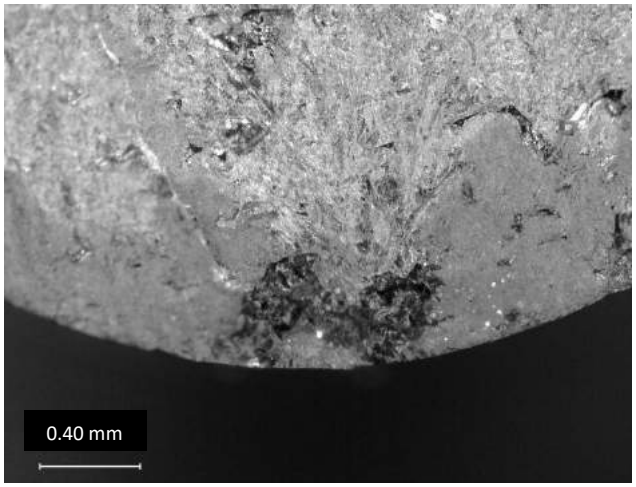
Diametro d_n [mm] =	5.59	Frequenza f_L [Hz] =	28
F_{max} [N] =	7120	σ_{max} [MPa] =	290
F_{min} [N] =	-7120	σ_{min} [MPa] =	-290
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	290	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	6.41E+04	NOTE	

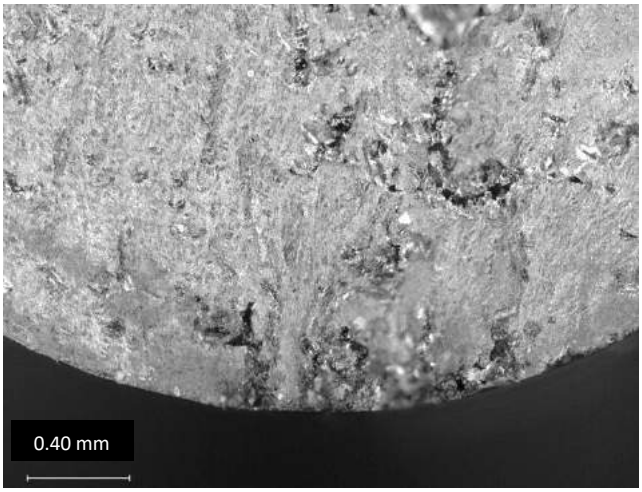
Danneggiamento

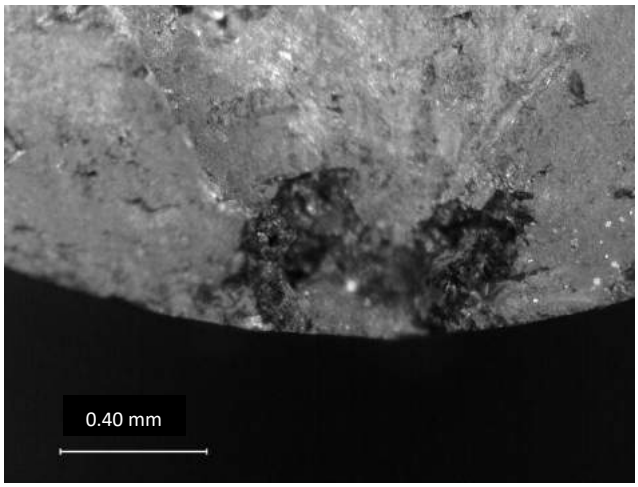


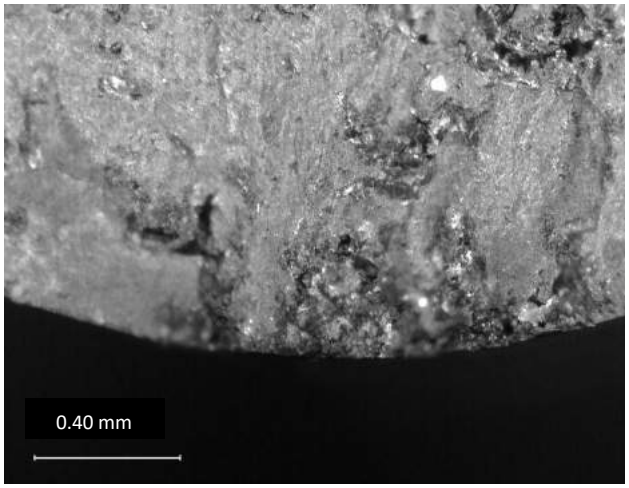

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

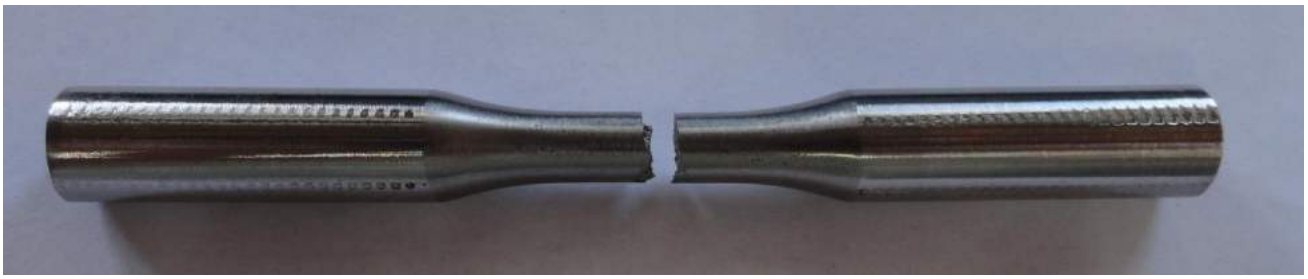
Nome Provino: S_AD_90°_T_3

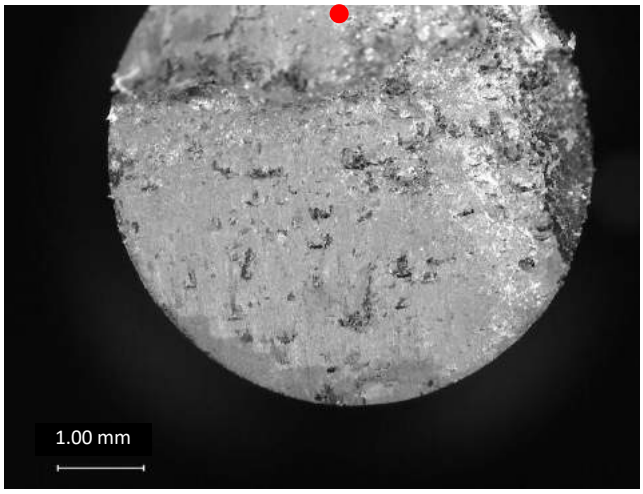
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	06/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

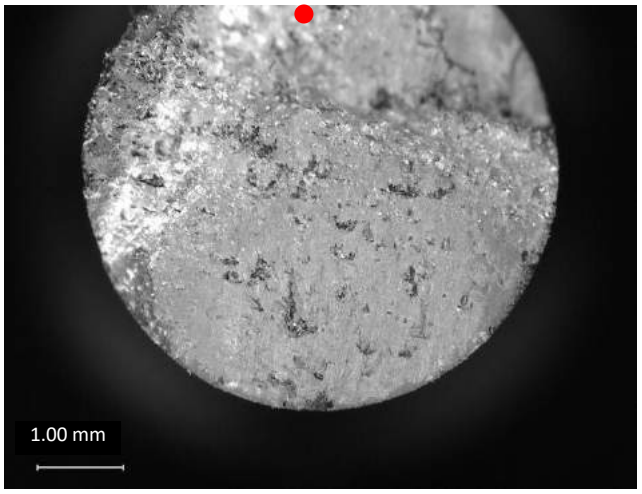
Dati prove di fatica

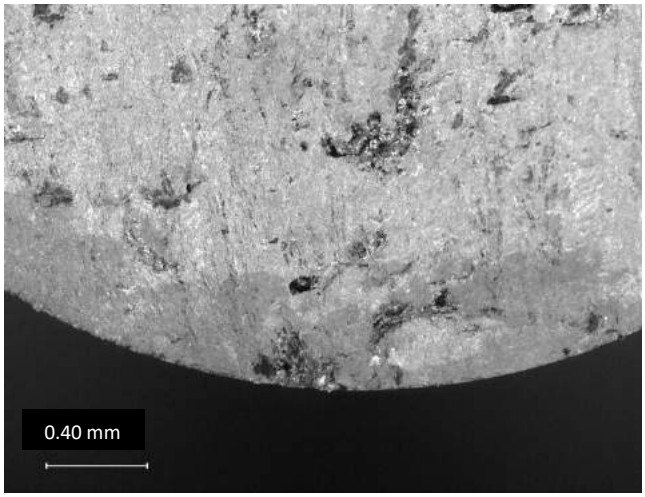
Diametro d_n [mm] =	5.58	Frequenza f_L [Hz] =	29
F_{max} [N] =	6600	σ_{max} [MPa] =	270
F_{min} [N] =	-6600	σ_{min} [MPa] =	-270
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	270	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.56E+05	NOTE	

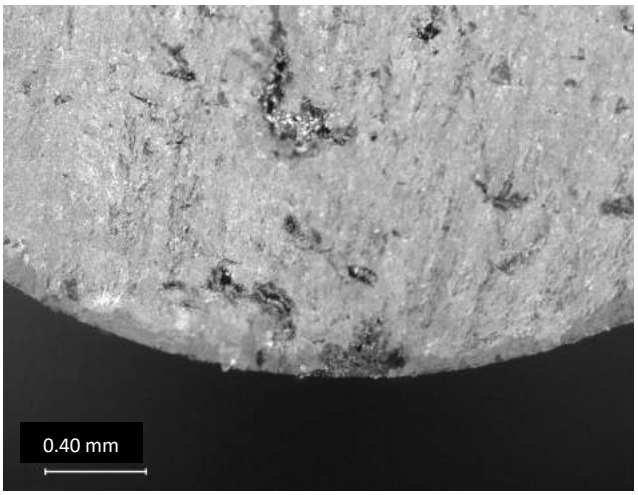
Danneggiamento

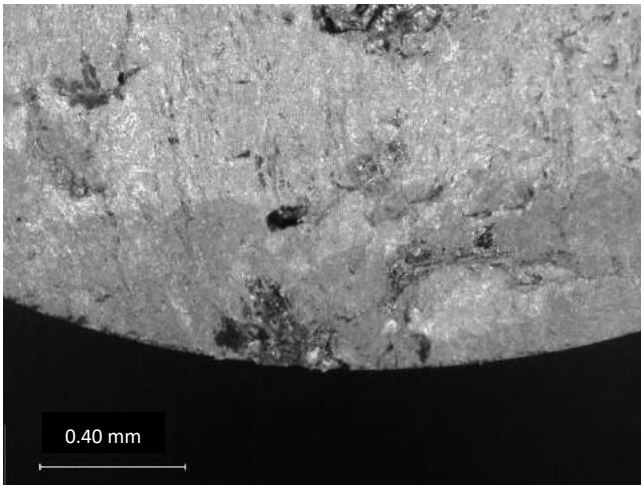


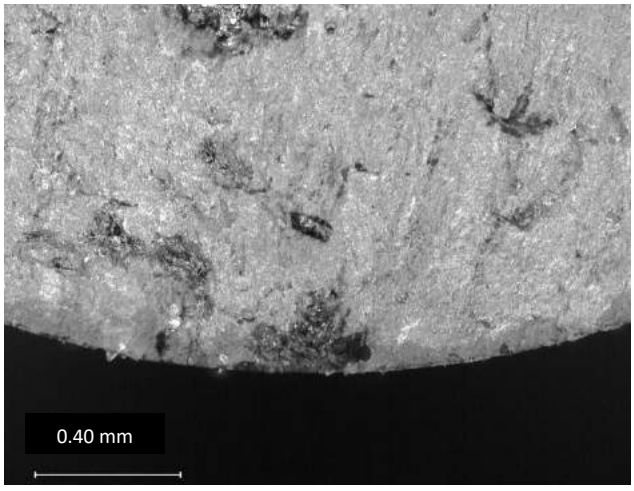

1.00 mm

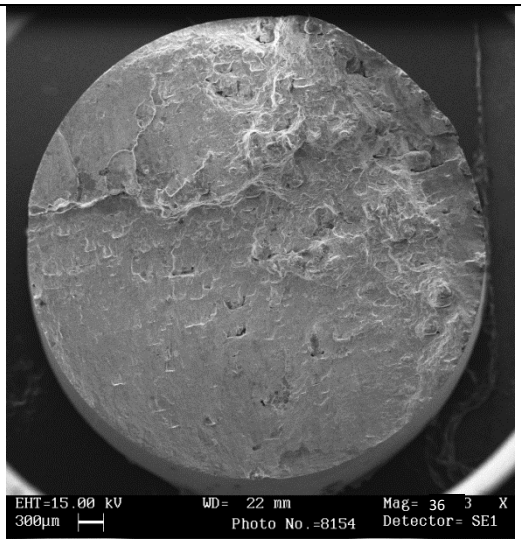

1.00 mm

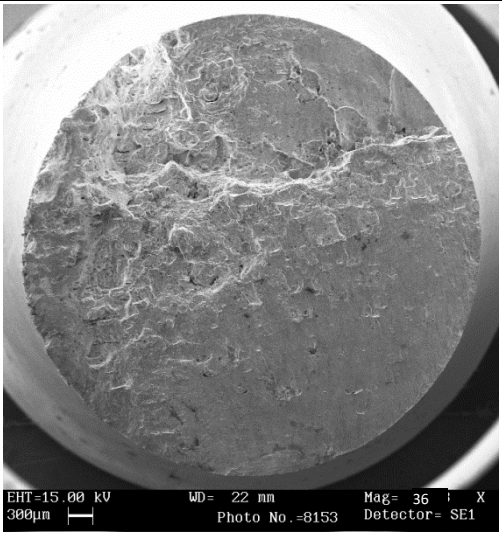

0.40 mm

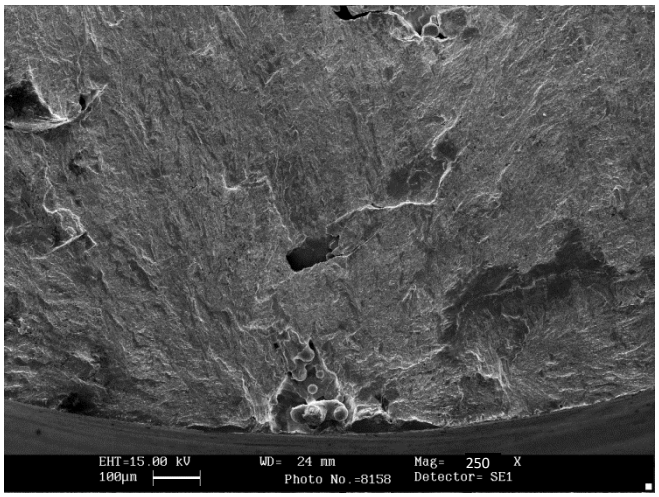

0.40 mm

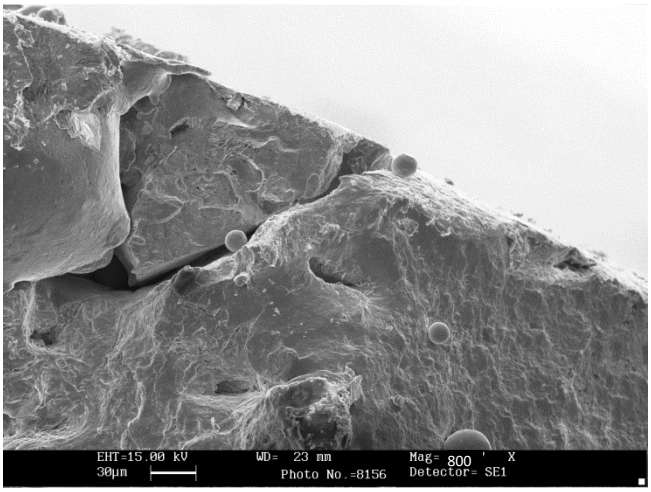

0.40 mm

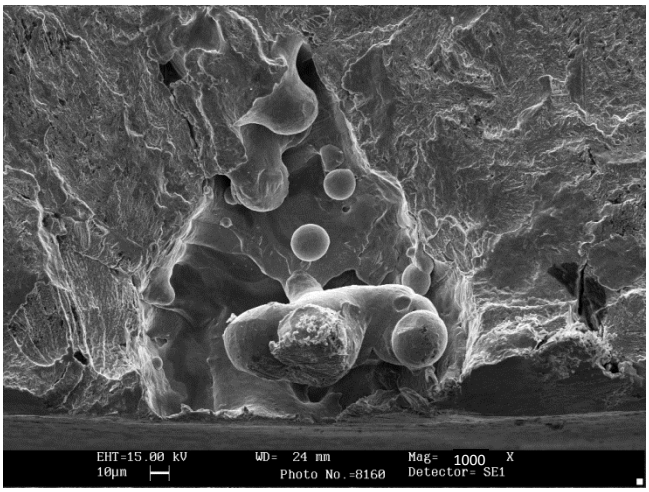

0.40 mm

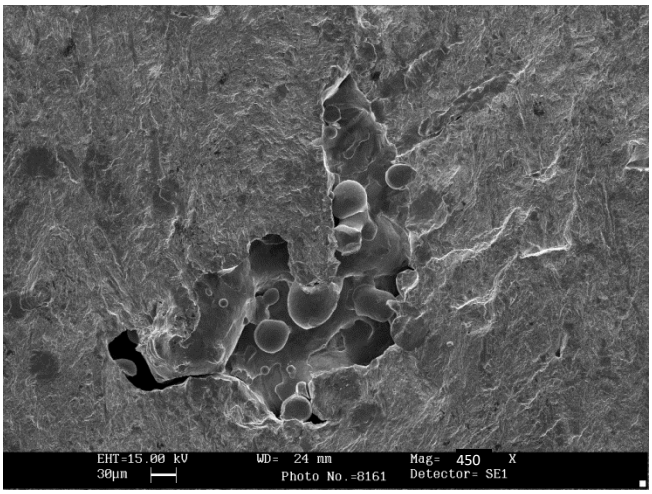

EHT=15.00 kV
WD= 22 mm
Mag= 36 3 X
300µm
Photo No.=8154
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 22 mm
Mag= 36 X
300µm
Photo No.=8153
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 250 X
100µm
Photo No.=8158
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 23 mm
Mag= 800 X
30µm
Photo No.=8156
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 1000 X
10µm
Photo No.=8160
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
WD= 24 mm
Mag= 450 X
30µm
Photo No.=8161
Detector= SE1

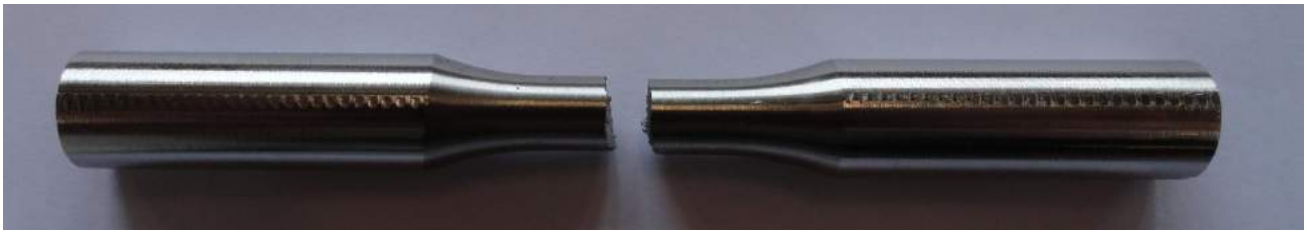
Nome Provino: S_AD_90°_T_4

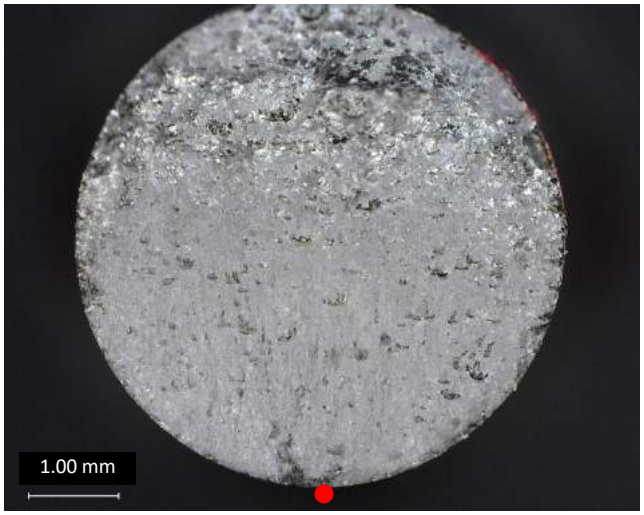
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	12/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

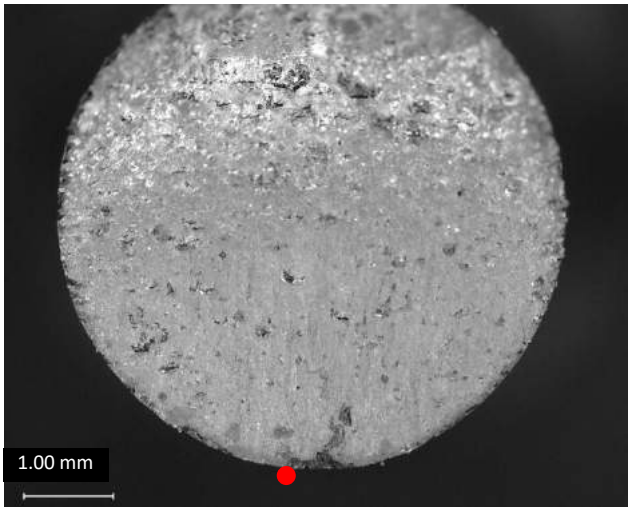
Dati prove di fatica

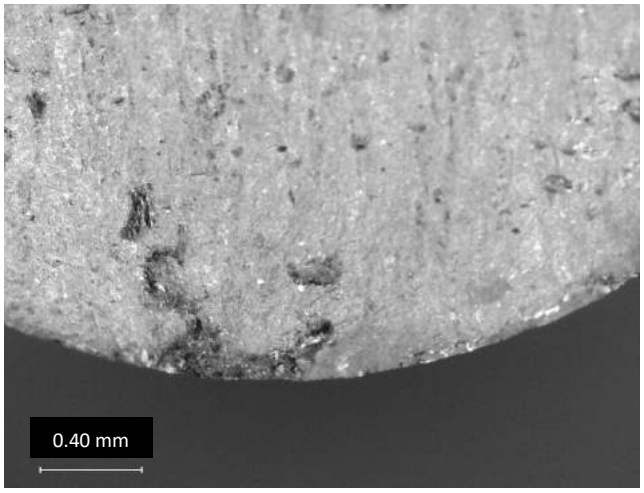
Diametro d_n [mm] =	5.61	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	5930	σ_{max} [MPa] =	240
F_{min} [N] =	-5930	σ_{min} [MPa] =	-240
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	240	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	9.51E+04	NOTE	

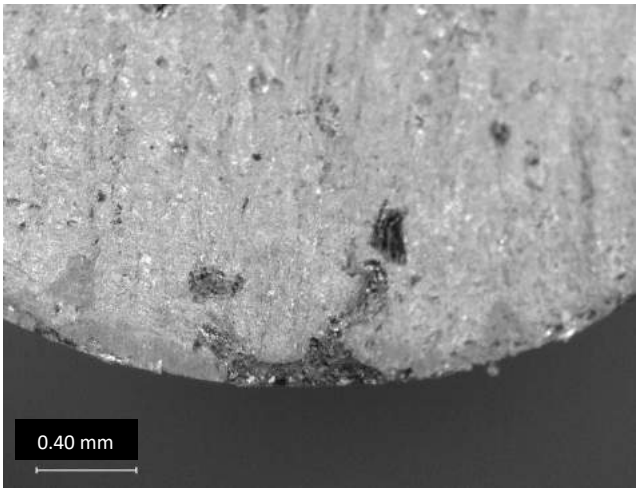
Danneggiamento

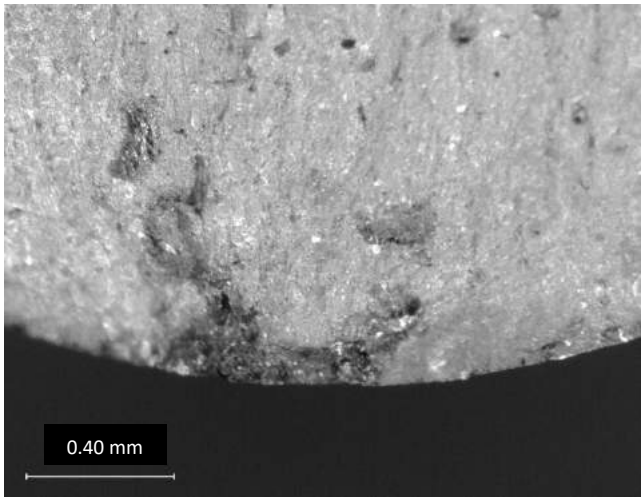


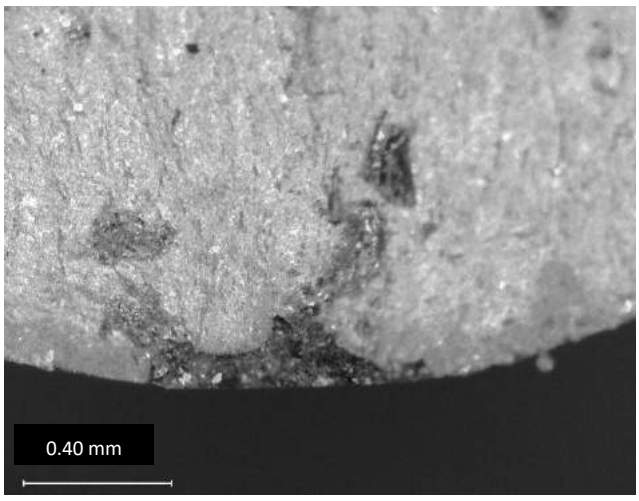

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

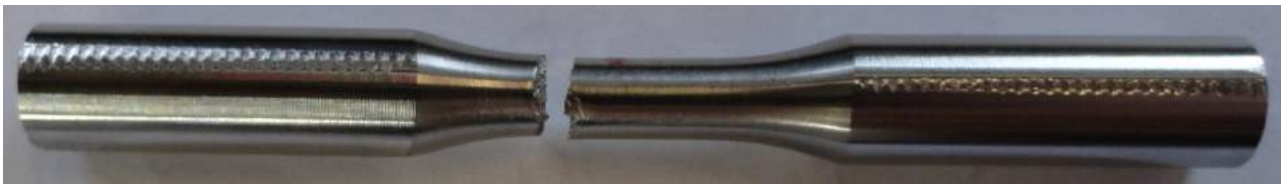
Nome Provino: S_AD_90°_T_5

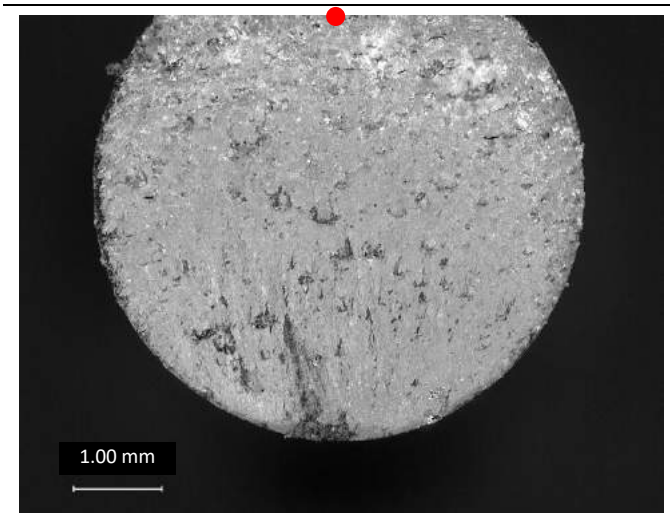
Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	18/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

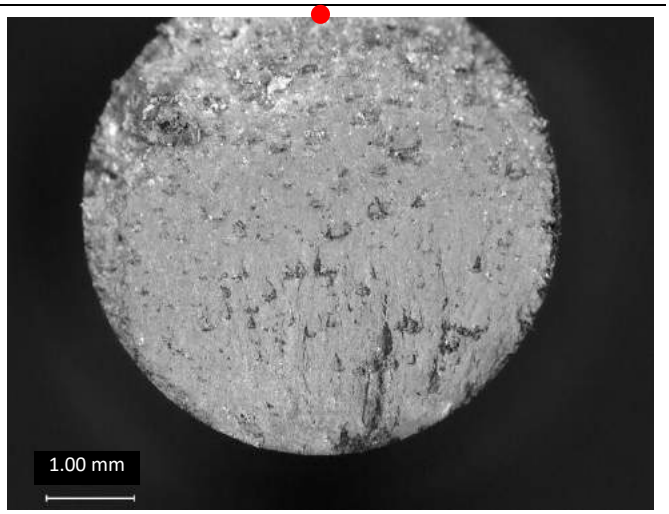
Dati prove di fatica

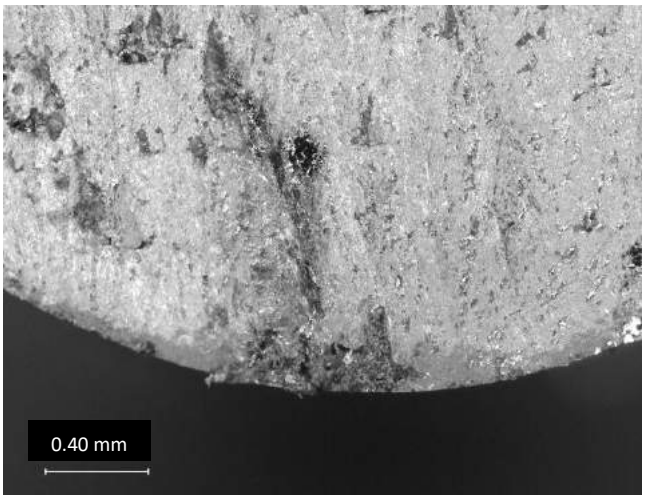
Diametro d_n [mm] =	5.56	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	5580	σ_{max} [MPa] =	230
F_{min} [N] =	-5580	σ_{min} [MPa] =	-230
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	230	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	1.38E+05	NOTE	

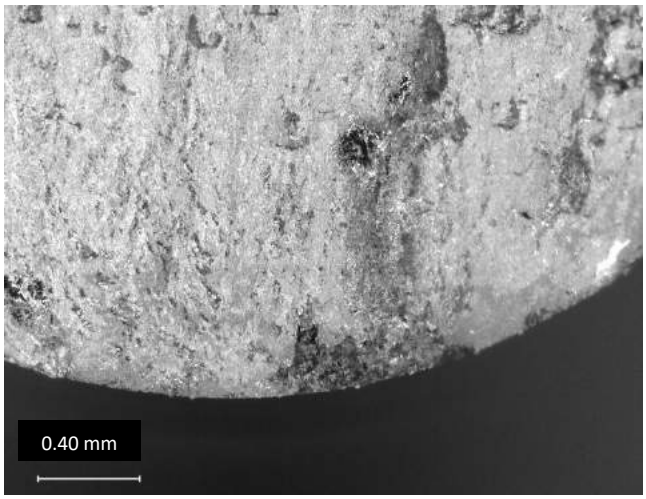
Danneggiamento

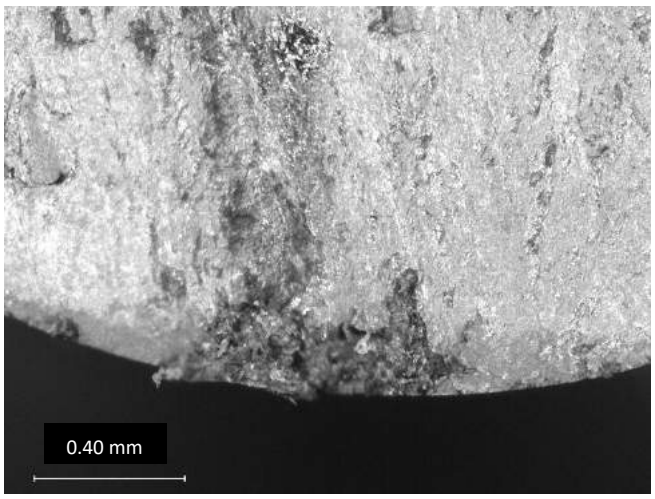


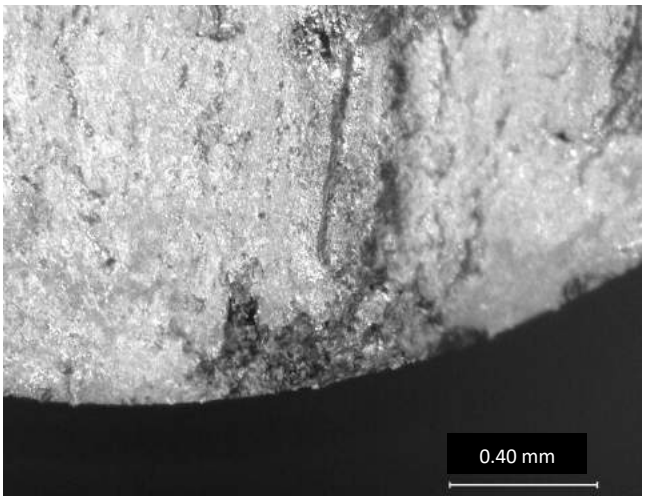

1.00 mm

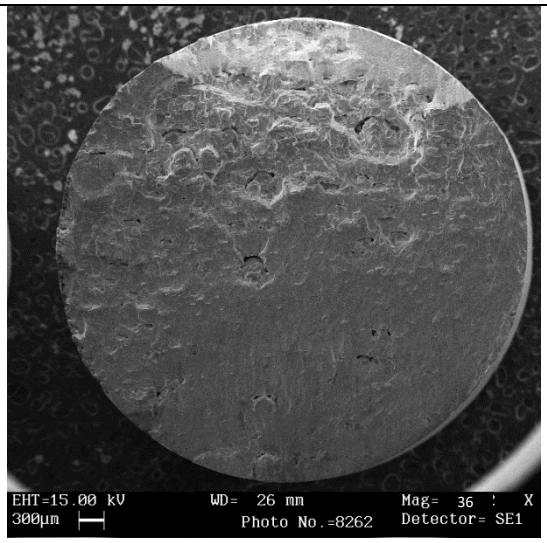

1.00 mm

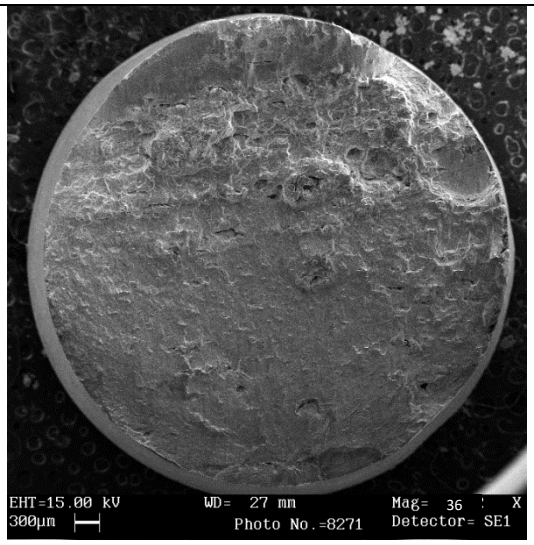

0.40 mm

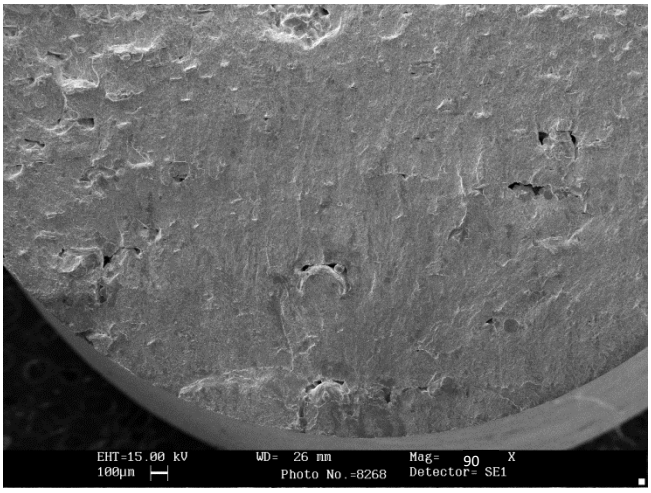

0.40 mm

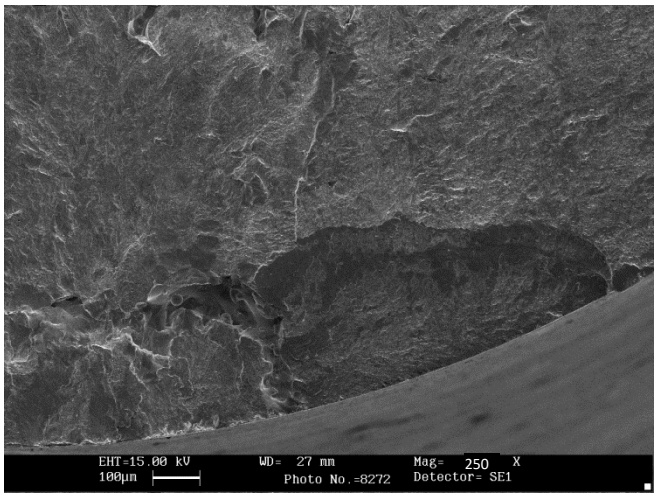

0.40 mm

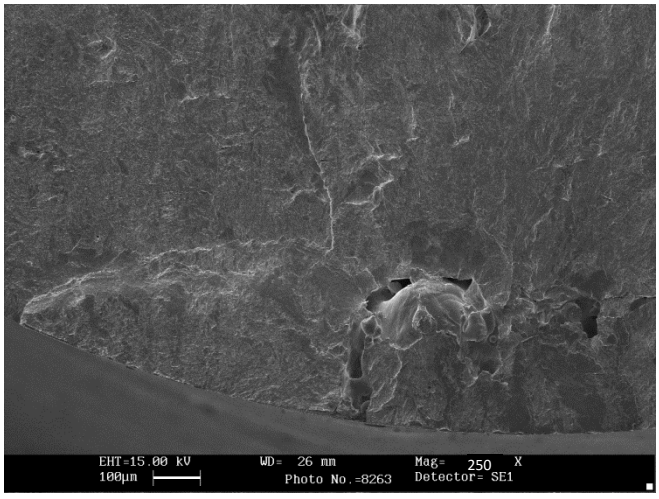

0.40 mm

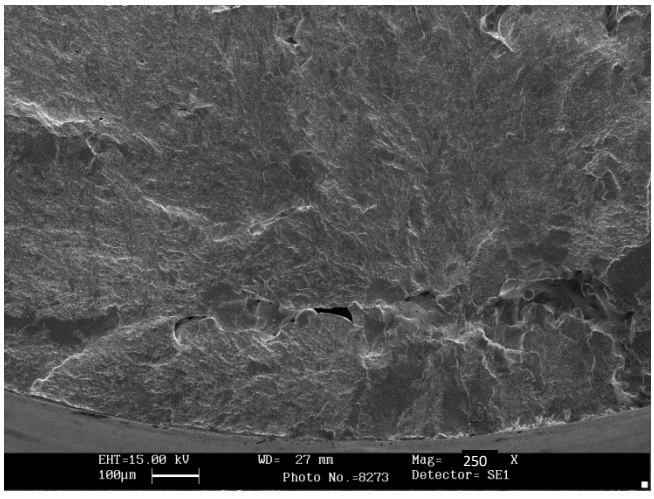

EHT=15.00 kV
300µm
WD= 26 mm
Photo No.=8262
Mag= 36 X
Detector= SE1

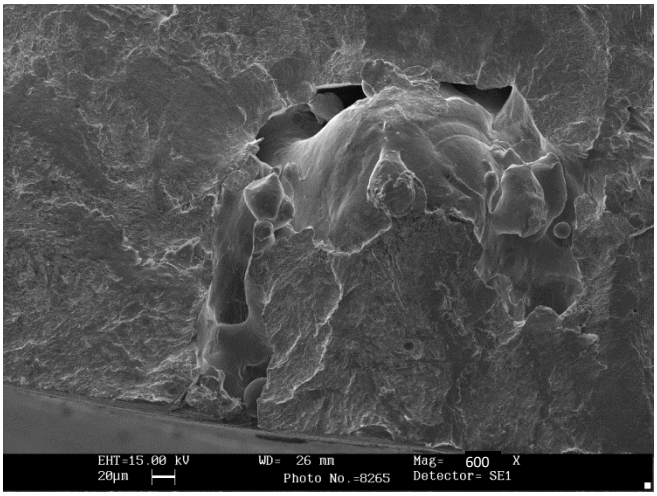

EHT=15.00 kV
300µm
WD= 27 mm
Photo No.=8271
Mag= 36 X
Detector= SE1

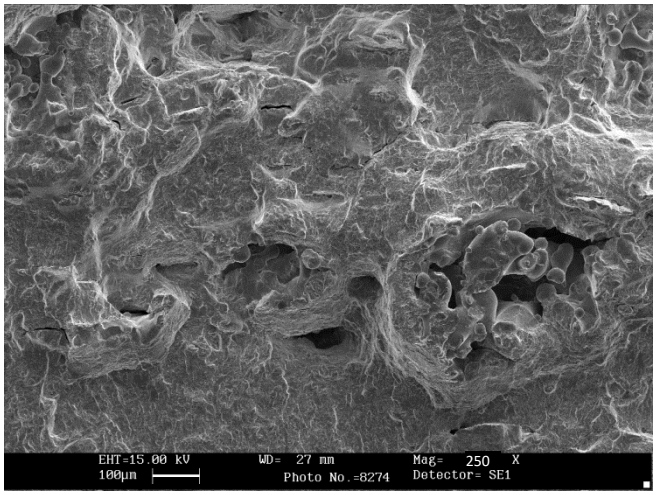

EHT=15.00 kV
100µm
WD= 26 mm
Photo No.=8268
Mag= 90 X
Detector= SE1

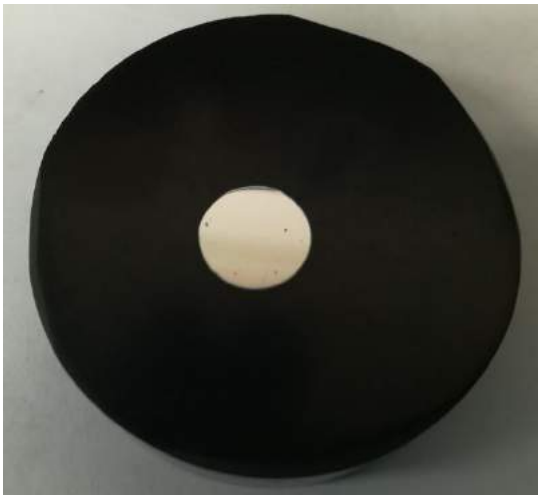

EHT=15.00 kV
100µm
WD= 27 mm
Photo No.=8272
Mag= 250 X
Detector= SE1

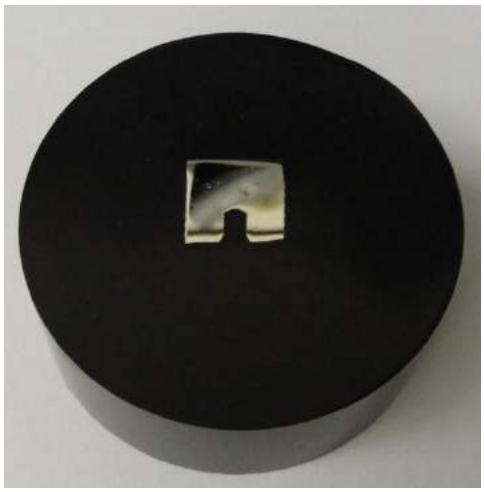

EHT=15.00 kV
100µm
WD= 26 mm
Photo No.=8263
Mag= 250 X
Detector= SE1

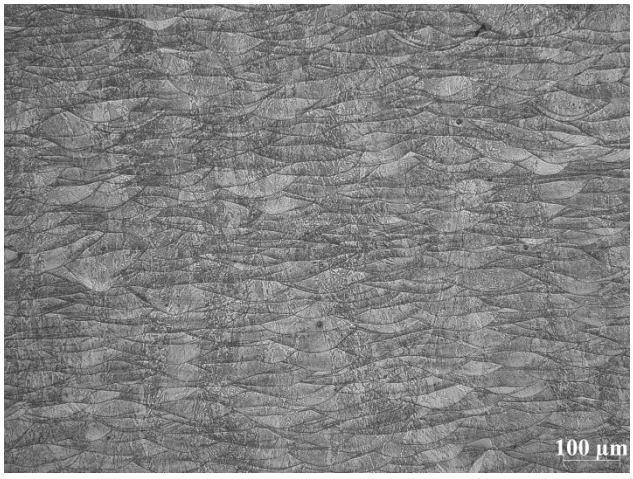

EHT=15.00 kV
100µm
WD= 27 mm
Photo No.=8273
Mag= 250 X
Detector= SE1


EHT=15.00 kV
20µm
WD= 26 mm
Photo No.=8265
Mag= 600 X
Detector= SE1

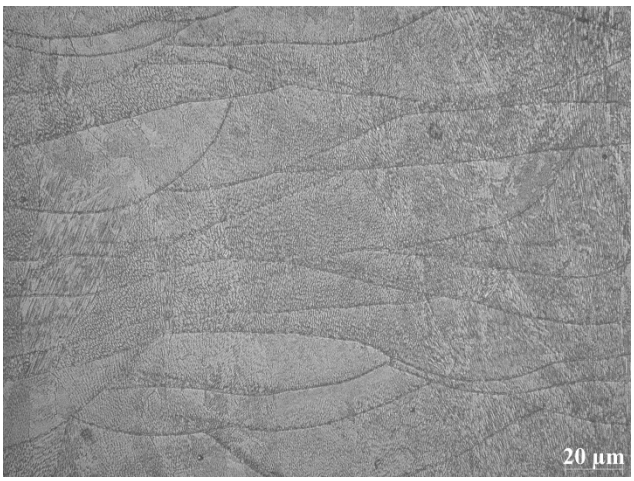

EHT=15.00 kV
100µm
WD= 27 mm
Photo No.=8274
Mag= 250 X
Detector= SE1



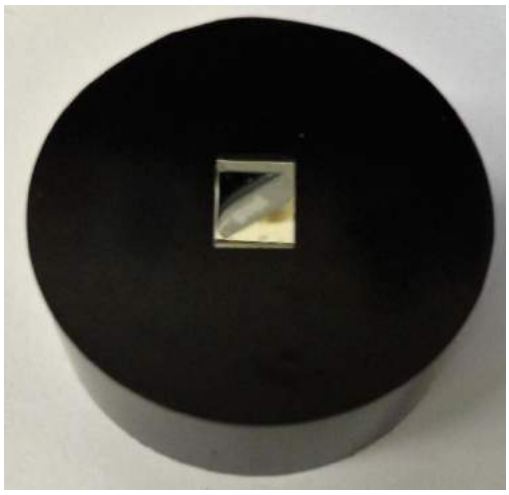


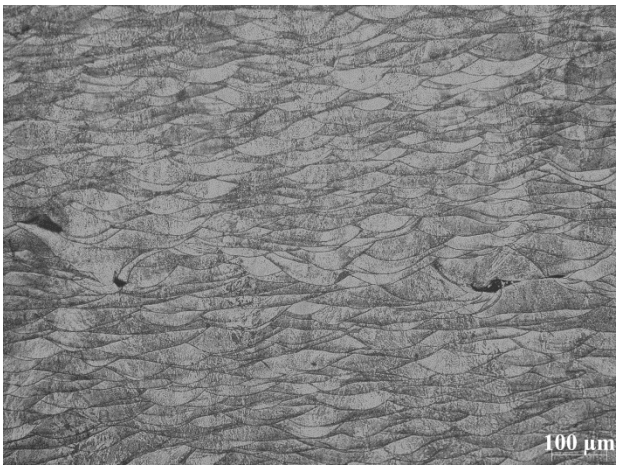

100 µm

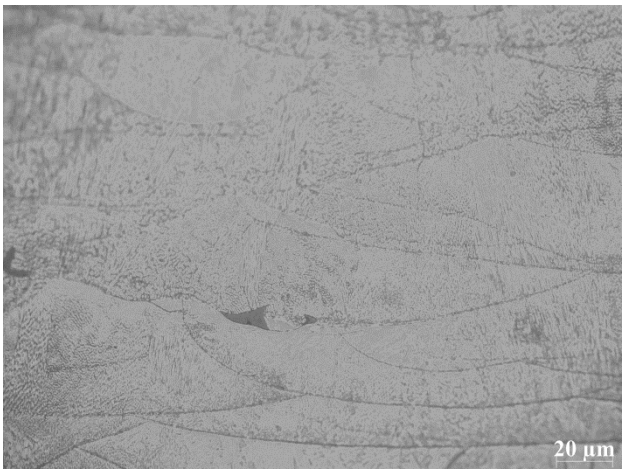

100 µm


20 µm


20 µm




100 µm


20 µm

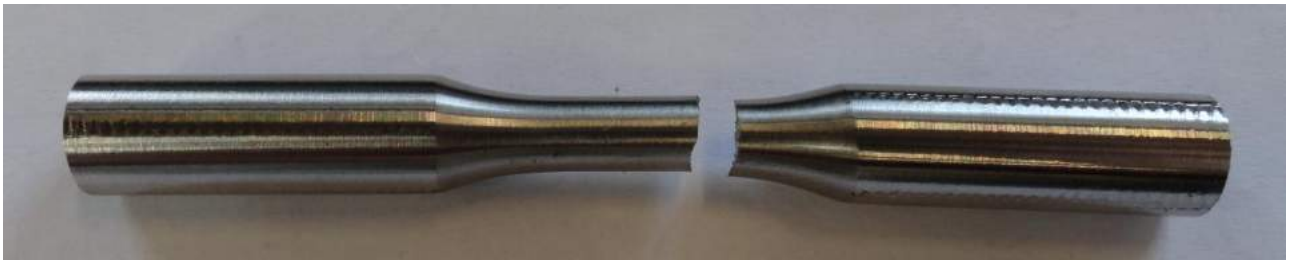
Nome Provino: S_AD_90°_T_6

Tipo di prova:	Fatica	**Materiale:**	AISI 18Ni300
Data:	18/10/2017	**Operatore/i di lab.:**	Biscaro E.

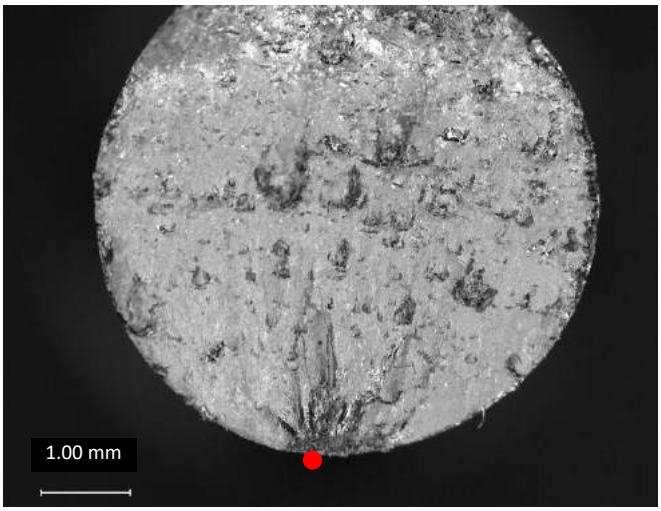
Dati prove di fatica

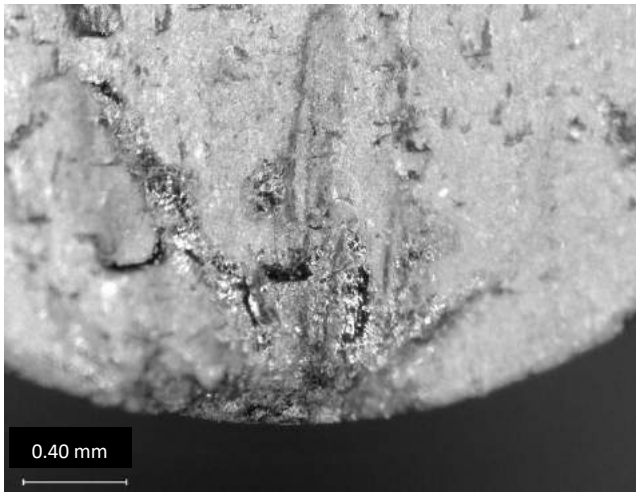
Diametro d_n [mm] =	5.58	Frequenza f_L [Hz] =	30
F_{max} [N] =	5140	σ_{max} [MPa] =	210
F_{min} [N] =	-5140	σ_{min} [MPa] =	-210
σ_{an} [MPa] (ampiezza) =	210	Rapporto di ciclo =	-1
N° cicli a rottura =	9.22E+04	NOTE	

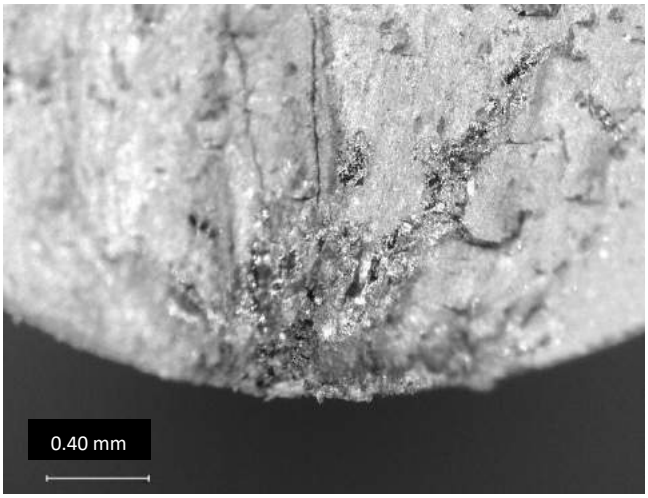
Danneggiamento

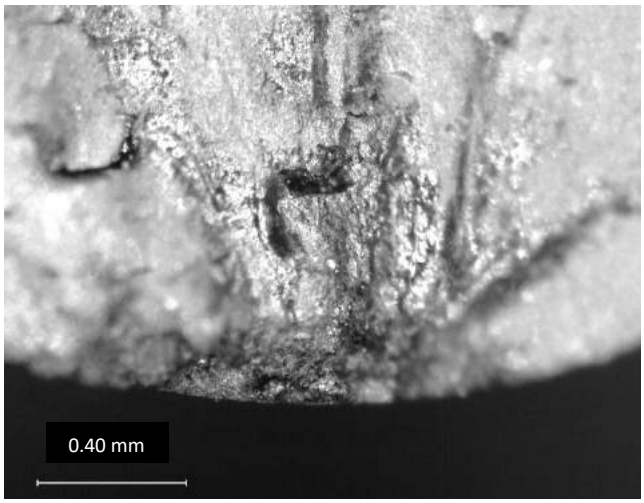


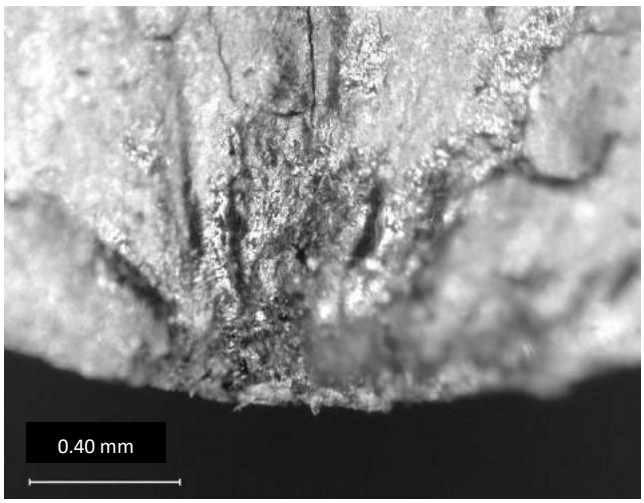

1.00 mm


1.00 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm


0.40 mm

BIBLIOGRAFIA

[1] Steitz C., (2017), A 3D printer for metal components at Thyssenkrupp's 3D centre in Muelheim an der Ruhr, Germany, REUTERS. Retrieved from: https://www.reuters.com/article/us-thyssenkrupp-3dprinting/thyssenkrupp-steps-up-3d-printing-operations-idUSKCN1BC59O

[2] Duda T., Raghavan L. V. (2016), 3D Metal Printing Technology, *IFAC-PapersOnLine*, **49**(29), 103–110.

[3] Brandl E., Heckenberger U., Holzinger V., Buchbinder, D. (2012), Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior, *Materials and Design*, **34**, 159–169.

[4] Engineeringdotcom (2017), How Electron Beam Melting Inspired GE's Acquisition of Arcam. Retrieved from: https://youtu.be/r75eo7axfNw

[5] Fiore F., (2017), Fresatura e finitura di prodotti medicali in ambito ortopedico. Retrieved from: http://www.publiteconline.it/newsmec/index.php?option=com_k2&view=item&id=2438:fresatura-e-finitura-di-prodotti-medicali-in-ambito-ortopedico&Itemid=119

[6] Rockstroh T., Abbott D., Hix K., Mook J. (2013), Additive manufacturing at GE Aviation- Lessons learned from development cycle, *GE Leap Engine fuel nozzle*. Retrieved from: https://aemstatic-ww2.azureedge.net/content/dam/ils/print-articles/2013/Issue%206/1311ILS_NDF-10

[7] How to Implement Additive Manufacturing into Your Business Model (2017). Retrieved from: https://www.stratasysdirect.com/blog/implement-additive-manufacturing-business-model///

[8] Griffiths L., (2016), Manufacturing Goes Organic. Retrieved from: https://www.tctmagazine.com/3d-software-news/manufacturing-goes-organic-3d-printing-materialise/

[9] Metal Additive Manufacturing- Selective Laser Melting (SLM), *SLM machine setup*. Retrieved from: https://www.mtm.kuleuven.be/Onderzoek/Ceramics/research/additive-manufacturing/metals

[10] Eng. Rami Khal (2015), Additive Manufacturing - Direct Metal Laser Sintering DMLS Technology. Retrieved from https://youtu.be/rEfdO4p4SFc

[11] Yap C. Y., Chua C. K., Dong Z. L., Liu Z. H., Zhang D. Q., Loh L. E., Sing S. L., (2015), Review of selective laser melting: Materials and applications, *Applied Physics Reviews* 2 (4), 041101.

[12] Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. (2016), Additive manufacturing of metals, *Acta Materialia*, **117**, 371–392.

[13] Qian M., Xu W., Brandt M., Tang, H. P. (2016), Additive manufacturing and postprocessing of Ti-6Al-4V for superior mechanical properties, MRS Bulletin, 41(10), 775–784.

[14] Gu D. (2015), Laser additive manufacturing of high-performance materials, Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials, 1–311.

[15] EBM Hardware, Schematic EBM setup. Retrieved from: http://www.arcam.com/technology/electron-beam-melting/hardware/

[16] Murr L. E., Martinez E., Amato K. N., Gaytan S. M., Hernandez J., Ramirez D. A., Shindo P. W., Medina F., Wicker R. B. (2012), Fabrication of metal and alloy components by additive manufacturing: Examples of 3D materials science, *Journal of Materials Research and Technology*, **1**(1), 42–54.

[17] Günther J., Krewerth D., Lippmann T., Leuders S., Tröster T., Weidner A., Biermann H., Niendorf T. (2017), Fatigue life of additively manufactured Ti–6Al–4V in the very high cycle fatigue regime, *International Journal of Fatigue*, **94**, 236–245.

[18] Li P., Warner D. H., Fatemi A., Phan, N. (2016), Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti-6Al-4V and perspective for future research, *International Journal of Fatigue*, **85**, 130–143.

[19] Fatemi A., Molaei R., Sharifimehr S., Phan N., Shamsaei N. (2017), Multiaxial fatigue behavior of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V including surface finish effect, *International Journal of Fatigue*, **100**, 347–366.

[20] Leuders S., Thöne M., Riemer A., Niendorf T., Tröster T., Richard H. A., Maier, H. J. (2013), On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance, *International Journal of Fatigue*, **48**, 300–307.

[21] Mower T. M., Long M. J. (2016), Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials, *Materials Science and Engineering A*, **651**, 198–213.

[22] Rafi H. K., Karthik N. V., Gong H., Starr T. L., Stucker B. E. (2013), Microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting, *Journal of Materials Engineering and Performance*, **22**(12), 3872–3883.

[23] Beretta S., Romano S. (2017), A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes, International Journal of Fatigue, 94, 178–191.

[24] Mahale T. R. (2009). Electron beam melting of advanced materials and structures, PhD thesis, North Carolina State University.

[25] BeAM Machines (2016), How Does It Work - BeAM Metal 3D Printing. [File video]. Retrieved from: https://youtu.be/Pjqysyy1ySs

[26] Advantages of Wire AM vs. Powder AM, Sciaky's Electron Beam Additive Manufacturing (EBAM®) Process, Retrieved from: http://www.sciaky.com/additive-manufacturing/wire-am-vs-powder-am

[27] Buchbinder D., Schleifenbaum H., Heidrich S., Meiners W. Bültmann, J. (2011), High power Selective Laser Melting (HP SLM) of aluminum parts, Physics Procedia, 12(PART 1), 271–278.

[28] Croccolo D., De Agostinis M., Fini S., Olmi G., Vranic A., Ciric-Kostic S. (2016), Influence of the build orientation on the fatigue strength of EOS maraging steel produced by additive metal machine, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 39(5), 637–647.

[29] Thomas D., Gilbert S. (2014), Costs and Cost Effectiveness of Additive Manufacturing - A Literature Review and Discussion, NIST Special Publication, 1176, 1–77.

[30] ASM International Handbook Committee (1998), Metals Handbook: desk edition, Metals Handbook, 1, 2571.

[31] Kasperovich G., Hausmann J. (2015), Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting, Journal of Materials Processing Technology, 220, 202–214.

[32] Shui X., Yamanaka K., Mori M., Nagata Y., Kurita K., Chiba A. (2017), Effects of post-processing on cyclic fatigue response of a titanium alloy additively manufactured by electron beam melting, Materials Science and Engineering A, 680(October 2016), 239–248.

[33] Gong H., Rafi K., Gu H., Janaki Ram G. D., Starr T., & Stucker B. (2015), Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting, Materials and Design, 86, 545–554.

[34] Kempen K., Yasa E., Thijs L., Kruth J. P., Van Humbeeck J. (2011), Microstructure and mechanical properties of selective laser melted 18Ni-300 steel, Physics Procedia, 12(PART 1), 255–263.

[35] Yadollahi A., Shamsaei N., Thompson S. M., Elwany A., Bian L. (2017), Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel, International Journal of

Fatigue, 94, 218–235.

[36] Chen L. Y., Huang J. C., Lin C. H., Pan C. T., Chen S. Y., Yang T. L., Lin D. Y., Jang J. S. C. (2017), Anisotropic response of Ti-6Al-4V alloy fabricated by 3D printing selective laser melting, Materials Science and Engineering A, 682(November 2016), 389–395.

[37] Fatemi A., Molaei R., Sharifimehr S., Shamsaei N., Phan N. (2017), Torsional fatigue behavior of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V by powder bed fusion including surface finish effect, International Journal of Fatigue, 99, 187–201.

[38] Schmidt M., Rohrbach K. (1990), ASM Handbook Volume 4, Heat Treating (ASM International), Carpenter Technology Corporation.

[39] Nicoletto G. (2017), Anisotropic high cycle fatigue behavior of Ti–6Al–4V obtained by powder bed laser fusion, International Journal of Fatigue, 94, 255–262.

[40] Edwards P., Ramulu M. (2014), Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V, Materials Science and Engineering A, 598, 327–337.

[41] Kempen K., Vrancken B., Thijs L., Buls S., Van Humbeeck J., Kruth J.-P. (2013), Lowering thermal gradients in Selective Laser melting by pre-heating the baseplate, Solid Freeform Fabrication Proceedings, 24.

[42] Wang Z., Palmer T. A., Beese A. M. (2016), Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing, Acta Materialia, 110, 226–235.

[43] Casalino G., Campanelli S. L., Contuzzi N., Ludovico, A. D. (2015), Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel, Optics and Laser Technology, 65, 151–158.

[44] Smith D. H., Bicknell J., Jorgensen L., Patterson B. M., Cordes N. L., Tsukrov I., Knezevic M. (2016), Microstructure and mechanical behavior of direct metal laser sintered Inconel alloy 718, Materials Characterization, 113, 1–9.

[45] Leuders S., Lieneke T., Lammers S., Tröster T., Niendorf, T. (2014), On the fatigue properties of metals manufactured by selective laser melting – The role of ductility, Journal of Materials Research, 29(17), 1911–1919.

[46] Riemer A., Leuders S., Thöne M., Richard H. A., Tröster T., Niendorf, T. (2014), On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting, Engineering Fracture Mechanics, 120, 15–25.

[47] Santos L. M. S., Ferreira J. A. M., Jesus J. S., Costa J. M., Capela, C. (2016), Fatigue behaviour of selective laser melting steel components, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 85, 9–15.

[48] Shen Y. F., Gu D. D., Pan Y. F. (2006), Balling Process in Selective Laser Sintering 316 Stainless Steel Powder, Key Engineering Materials, 315–316, 357–360.

[49] Mazurek M., Austin R., (2016), Nondestructive Inspection of Additive Manufactured Parts in the Aerospace Industry, DSIAC Journal, 3(3), The Formation of Balling Difects as the Laser Scanning Speed is Increased. Retrieved from: https://www.dsiac.org/resources/journals/dsiac/summer-2016-volume-3-number-3/nondestructive-inspection-additive

[50] Niu H. J., Chang, I. T. H. (1999), Selective laser sintering of gas and water atomized high speed steel powders, Scripta Materialia, 41(1), 25-30.

[51] Edwards P., Ramulu M. (2015), Effect of build direction on the fracture toughness and fatigue crack growth in selective laser melted Ti-6Al-4-‰V, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 38(10), 1228–1236.

[52] Scanning patterns in SLM, (2015). Retrieved from: http://www.insidemetaladditivemanufacturing.com/blog/-scanning-patterns-in-slm

[53] Zhai Y., Galarraga H., Lados D. A. (2016), Microstructure, static properties, and fatigue crack growth mechanisms in Ti-6Al-4V fabricated by additive manufacturing: LENS and EBM, Engineering Failure Analysis, 69, 3–14.

[54] Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck, J., Kruth J. P. (2012), Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting, Physics Procedia, 39, 439–446.

[55] Mercelis P., Kruth J. (2006), Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, Rapid Prototyping Journal, 12(5), 254–265.

[56] Triantaphyllou A., Giusca C. L., Macaulay G. D., Roerig F., Hoebel M., Leach R. K., Tomita B., Milne K. A. (2015), Surface texture measurement for additive manufacturing, Surface Topography: Metrology and Properties, 3(2), 24002.

[57] Mohr W. (2016), Assessment of Literature on Fatigue Performance of Additively Manufactured Metals, EWI, ewi.org/assessment-of-literature-on-fatigue-performance-of-additively-manufactured-metals/.

[58] Kumbhar N. N., Mulay A. V. (2016), Post Processing Methods used to Improve Surface Finish of Products which are Manufactured by Additive Manufacturing Technologies: A Review, Journal of The Institution of Engineers (India): Series C, (September).

[59] Z. Hu , R. Kovacevic , M. Labudovic, (2002), Experimental and numerical modeling of buckling instability of laser sheet forming, International Journal of Machine Tools & Manufacture, 42, 1427–1439, Pergamon.

[60] Siqueira R. H. M., Carvalho S. M., Kam I. K. L., Riva R., Lima M. S. F. (2016), Non-contact sheet forming using lasers applied to a high strength aluminum alloy, Journal of Materials Research and Technology, 5(3), 275–281.

[61] Kruth J. P., Froyen L., Van Vaerenbergh J., Mercelis P., Rombouts M., Lauwers B. (2004), Selective laser melting of iron-based powder, Journal of Materials Processing Technology, 149(1–3), 616–622.

[62] Vrancken B., Wauthle R., Kruth J., Van Humbeeck J. (2013), Study of the Influence of Material Properties on Residual Stress in Selective Laser Melting, Proceedings of the 24th International Solid Freeform Fabrication Symposium, 393–407.

[63] Vrancken B. (2016), Study of Residual Stresses in Selective Laser Melting. PhD Thesis; KU Leuven Arenberg Doctoral School Faculty of Engineering Science, (June), 1–253.

[64] Daniewicz S. (2015), Theoretical understanding of materials science and mechanics. Paper presented at A Workshop on Predictive Theoretical and Computational Approaches for Additive Manufacturing, Washington DC.

[65] Brookes K. J. A. (2016), Maraging steel for additive manufacturing - Philipp Stoll's paper at DDMC 2016, Metal Powder Report, 71(3), 149–152.

[66] AG steels, Catalogo acciaio maraging, Acciai maraging al 18% di Nickel. Retrieved from: http://www.agsteels.it/files/catalogo_maraging

[67] ASM International Handbook Committee (1990), ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys(ASM International).

[68] Van Swam L. F., Pelloux R. M., Grant N. J. (1975), Fatigue behavior of maraging steel 300, Metallurgical Transactions A, 6(1), 45–54.

[69] Ring S. R., (2014), Material Data Sheet (EOS) - EOS MaragingSteel MS1, 49(0), 1–5.

[70] Casati R., Lemke J., Tuissi A., Vedani M. (2016), Aging Behaviour and Mechanical Performance of 18-Ni 300 Steel Processed by Selective Laser Melting. Metals, 6(9), 218.

[71] ASM International Handbook Committee (1996), ASM Handbook Volume 19: Fatigue and Fracture(ASM International).

[72] Rigon D., Biscaro E., Gennari C., Dabalà M., Meneghetti G. (2017), Proprietà statiche e a fatica di provini in

acciaio maraging realizzati mediante manifattura additiva. Presentato al 46° Convegno Nazionale dell'Associazione Italiana per l'Analisi delle Sollecitazioni, Pisa, 798, 6–9.

[73] Machine Data Sheet, Farsoon Metal Printers 121 Series - FARSOON FS121M. Retrieved from: http://en.farsoon.com/solution_list02_detail/productId=38.html

[74] Machine Data Sheet, Farsoon Metal Printers 271 Series - FARSOON FS271M. Retrieved from: http://en.farsoon.com/solution_list02_detail/productId=39.html