

ALMA MATER STUDIORUM  
UNIVERSITÀ DI BOLOGNA

---

SCUOLA DI INGEGNERIA

Sede di Forlì

Corso di Laurea in  
INGEGNERIA MECCANICA  
Classe L-9

ELABORATO FINALE DI LAUREA  
In Tecnologia Meccanica

**Caratterizzazione di componenti  
in lega di alluminio *Scalmalloy*  
ottenuti tramite processo di  
*Laser Powder Bed Fusion*  
(L-PBF)**

Candidata:  
**Ester Venturi**

Relatrice:  
**Prof.ssa Erica Liverani**

Anno Accademico 2021-2022

# Indice

Introduzione	2
1. L'Additive Manufacturing e la L-PBF	3
2. Leghe di alluminio: utilizzi nell' <i>additive manufacturing</i>	5
3. Stato dell'arte	7
3.1 Composizione chimica, <i>layout</i> di stampa, trattamento termico	
3.2 Prove meccaniche di trazione	
3.3 Difetti strutturali delle leghe di alluminio <i>L-PBF</i>	
3.4 Caratterizzazione della microstruttura	
3.5 Caratterizzazione della rugosità superficiale	
3.6 Microdurezze Vickers in leghe di alluminio <i>L-PBF</i>	
4. Caso di studio	15
4.1 Composizione chimica, <i>layout</i> di stampa, trattamento termico	
4.2 Metodi e strumenti di indagine	
4.2.1 Prove meccaniche di trazione	
4.2.2 Difetti strutturali	
4.2.3 Caratterizzazione della microstruttura	
4.2.4 Caratterizzazione della durezza	
5. Risultati sperimentali	29
6. Conclusioni	33
Bibliografia	34

## Introduzione

Negli ultimi anni diversi settori industriali hanno promosso la realizzazione di componenti in lega di alluminio. Per questi materiali, oltre ai tradizionali metodi di lavorazione, trova spazio l'*additive manufacturing*. Le tecniche di produzione additiva sono numerose, presentano svariati pregi e richiedono l'utilizzo di materiali con determinate caratteristiche. Trovano così ragione d'essere gli studi sulla *Laser Powder Bed Fusion* e sulla lega di alluminio Scalmalloy.

Il lavoro prevede una breve spiegazione iniziale sulle principali caratteristiche dell'*additive manufacturing*, con particolare riguardo alla *Laser Powder Bed Fusion*, e una panoramica sulle leghe di alluminio adatte alle tecnologie additive. In particolare, si confrontano le caratteristiche delle leghe AlSi10Mg e Scalmalloy basandosi sul contenuto di alcune pubblicazioni e su prove condotte in laboratorio.

## 1. L'Additive Manufacturing e la L-PBF

I tradizionali metodi di produzione, come fusione e forgiatura, sono processi maturi e conosciuti per la lavorazione delle leghe di alluminio. Tuttavia, con la richiesta e lo sviluppo di componenti sempre più complessi e leggeri, questi processi presentano molte difficoltà. Contrapposto ai metodi convenzionali, l'*additive manufacturing* (AM) comprende una classe di tecnologie che permette la realizzazione di oggetti tridimensionali attraverso la sovrapposizione di strati di materiale. L'insieme delle tecniche di *additive manufacturing* è molto versatile dal punto di vista dell'ampio *range* di materiali che può trattare: metalli, ceramiche e polimeri. Inoltre, le potenzialità di questi processi di lavorazione sono molteplici. Con tecniche di *additive manufacturing* si riescono a creare pezzi geometricamente molto complessi, migliorando considerevolmente la libertà di *design*, e si riescono a ridurre di molto i tempi di sviluppo e progettazione, realizzando perfino componenti personalizzati.

Tra le numerose categorie di AM indicate nella ISO/ASTM 52900:2015 vi è la *Powder Bed Fusion (PBF)* [1]. Si tratta di un processo in cui l'energia termica fonde, in maniera selettiva, regioni di un letto di polvere. Questa categoria comprende la *Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)* in cui l'energia termica proviene da un fascio laser. Il procedimento *L-PBF*, rappresentato in figura 1, prevede che della polvere metallica venga distesa su un "letto di polvere" e un fascio laser ad alta densità di potenza, venga utilizzato per fondere le particelle di polvere metallica. L'insieme di vari strati fusi forma un oggetto tridimensionale.

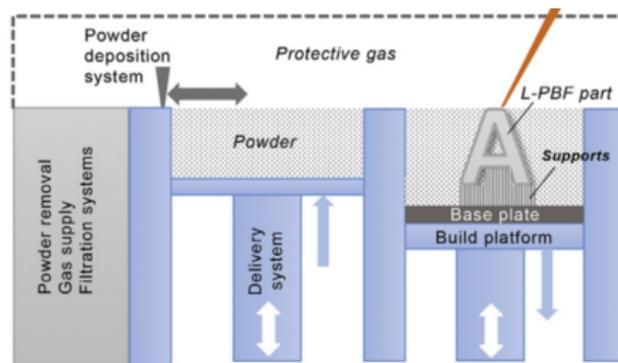


Figura 1: Schema *L-PBF* [1]

Durante il processo è necessario che il componente rimanga ben fissato al piatto base tramite appositi supporti. Questi, oltre a sostenere il componente, servono anche a prevenire deformazioni nel materiale attraverso lo scambio di calore con la base. Il *design* del componente, il suo orientamento sulla base del piatto, il

tipo e la posizione dei supporti ecc., servono ad assicurarsi una corretta densità, una buona qualità superficiale e una buona accuratezza del pezzo.

In letteratura si utilizzano nomi diversi per la *L-PBF* ma tutti indicano lo stesso processo. I termini più conosciuti sono: *Selective Laser Melting (SLM)*, *Direct Metal Laser Sintering (DMLS)*, *Direct Metal Laser Melting (DMLM)*, *Laser Metal Fusion (LMF)*. Questa tecnologia si è sviluppata nel corso degli ultimi trent'anni e ancora oggi è in continuo sviluppo e avanzamento. Inizialmente, questo tipo di processo era utilizzato solo per la costruzione di prototipi e modelli. Negli ultimi dieci anni, invece, si è incrementato il suo utilizzo anche per la creazione di componenti strutturali, per la ricerca e lo sviluppo di nuovi materiali e per l'individuazione delle proprietà dei componenti creati *additive*.

Per i motivi sopra esposti, la *Laser Powder Bed Fusion* è stata utilizzata come processo costruttivo dei provini in lega di Alluminio *Scalmalloy* oggetto di questo studio.

## 2. Leghe di Alluminio: utilizzi nell'*additive manufacturing*

Le leghe di alluminio sono largamente usate in vari settori industriali: *automotive*, aerospaziale, costruzioni, *packaging* e biomedicale. Rispetto ad acciai o leghe di titanio, le leghe di alluminio presentano proprietà favorevoli (per esempio leggerezza, alta resistenza alla corrosione, alta conducibilità termica, ottima lavorabilità) e possono portare ad un risparmio economico. Recentemente si è cercato di lavorare questi materiali mediante tecnologie di *additive manufacturing*. Nella grande varietà di tecniche di AM, la *Laser beam powder bed fusion (L-PBF)* è uno dei processi meglio sviluppati. Tali processi sono molto complicati perché le parti sono soggette a complesse lavorazioni termiche (fusione e solidificazione rapide) che possono influire sulla loro microstruttura, indurre sollecitazioni residue e formare difetti indotti dal processo: rugosità superficiale, pori, mancanza di fusione ecc. Di conseguenza, le proprietà meccaniche del materiale vengono influenzate negativamente. L'ottimizzazione dei parametri del processo di *additive manufacturing* per ogni materiale è il primo passo da compiere per una buona riuscita della produzione.

Le leghe di alluminio hanno recentemente guadagnato una maggiore attenzione nel settore aerospaziale grazie all'introduzione di nuove leghe ad alta resistenza che sono più compatibili coi processi di AM: AlSi10Mg e Scalmalloy. Tra le varie leghe di alluminio, l'AlSi10Mg è una delle più adatte ad essere prodotta con tecnica *L-PBF* grazie al suo basso coefficiente di espansione termica. Ciò garantisce, in fase di lavorazione, una migliore precisione dimensionale e una riduzione delle sollecitazioni termiche. Dai dati presenti in letteratura [2] le proprietà meccaniche dell'AlSi10Mg *L-PBF* sono grandemente influenzate dal trattamento termico. Grazie alla formazione di legami intercellulari di Si e alla formazione di precipitati, durante il processo *L-PBF* l'AlSi10Mg raggiunge livelli di tensione e durezza significativamente maggiori rispetto ai provini costruiti con tecniche tradizionali con trattamento termico T6 (575° C e successivo raffreddamento).

L'AlSi10Mg è sempre stato utilizzato in AM, ma con lo sviluppo dell'industria aerospaziale, il livello di *performance* richiesto ai materiali e ai componenti è aumentato e la lega non è in grado di soddisfare alti requisiti in termini di proprietà meccaniche. Per questo motivo, si è creata la nuova lega di alluminio, Scalmalloy, che presenta proprietà meccaniche migliori. La lega di alluminio Scalmalloy, arricchita di scandio (Sc) e zirconio (Zr), è una delle migliori leghe utilizzate in AM grazie alla sua alta resistenza e ottima saldabilità. Contrariamente alla tipica struttura a grana colonnare grossolana che presentano la

maggior parte dei materiali AM, Scalmalloy prodotto con *L-PBF* possiede una struttura costituita da grani equiassiali di dimensioni nanometriche insieme a grani colonnari fini. Questo è dovuto alla formazione, durante la solidificazione, di precipitati  $\text{Al}_3$  (Sc, Zr) di dimensioni nanometriche che bloccano i bordi dei grani e ne impediscono la crescita.

Inoltre, le leghe di Al-Mg modificate con l'aggiunta di Sc e Zr hanno alta resistenza, sono molto duttili e hanno livelli di anisotropia molto bassi. Ciò risulta essere sicuramente un vantaggio rispetto alle leghe di Al-Si-Mg tradizionali. In letteratura [2] è stato dimostrato che il trattamento termico della lega Scalmalloy prodotta in *L-PBF* aumenta la resistenza del materiale attraverso il meccanismo di indurimento per precipitazione.

### 3. Stato dell'arte

Gli studi “*A comparative investigation on the microstructure and mechanical properties of additively manufactured aluminum alloys*” [2] e “*Structural integrity of additively manufactured aluminum alloys: Effects of build orientation on microstructure, porosity, and fatigue behavior*” [3] riportano risultati ottenuti su provini fabbricati *L-PBF* in diverse leghe di alluminio. Si prenderanno in considerazione le analisi su provini in lega di alluminio AlSi10Mg e in lega di alluminio Scalmalloy.

Inoltre, verrà considerato anche un terzo studio “*Effect of heat treatment on properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy printed by selective laser melting*” [4] esclusivamente sulla lega di alluminio Scalmalloy.

#### 3.1 Composizione chimica, *layout* di stampa, trattamento termico

Le leghe di alluminio messe a confronto nei due studi citati, presentano la seguente composizione. (Notare che l'AlSi10Mg utilizzato per la ricerca proviene da due fornitori diversi: LPW ed EOS).

Wt.%	LPW AlSi10Mg	EOS AlSi10Mg	Scalmalloy	Alloy Element	AlSi10Mg	Scalmalloy
<b>Al</b>	Bal.	Bal.	Bal.	<b>Al</b>	Bal.	Bal.
<b>Si</b>	9.60	9–11	0.20	<b>Si</b>	9–11	0.20
<b>Fe</b>	0.18	<0.55	0.10	<b>Fe</b>	< 0.55	0.10
<b>Cu</b>	<0.05	<0.05	–	<b>Cu</b>	< 0.05	–
<b>Mn</b>	<0.01	<0.45	0.50	<b>Mn</b>	< 0.45	0.50
<b>Mg</b>	0.38	0.2–0.45	4.60	<b>Mg</b>	0.2–0.45	4.60
<b>Ni</b>	<0.01	<0.05	–	<b>Ni</b>	< 0.05	–
<b>Zn</b>	<0.01	<0.10	–	<b>Zn</b>	< 0.10	–
<b>Pb</b>	<0.01	<0.05	–	<b>Pb</b>	< 0.05	–
<b>Sn</b>	<0.01	<0.05	–	<b>Sn</b>	< 0.05	–
<b>Ti</b>	<0.01	<0.15	–	<b>Ti</b>	< 0.15	–
<b>O</b>	0.08	–	0.04	<b>O</b>	–	0.04
<b>Sc</b>	–	–	0.70	<b>Sc</b>	–	0.70
<b>Zr</b>	–	–	0.30	<b>Zr</b>	–	0.30
				<b>Be</b>	–	–
				<b>Minimum Particle Size</b>	20 $\mu\text{m}$	20 $\mu\text{m}$
				<b>Maximum Particle Size</b>	63 $\mu\text{m}$	63 $\mu\text{m}$
				<b>Powder Manufacturer</b>	EOS	Carpenter Additive®

Tabella 1: Composizione chimica delle leghe di alluminio. A sinistra [2], a destra [3]

I provini in lega di alluminio AlSi10Mg e lega di alluminio Scalmalloy del primo studio [2] sono stati creati in *additive manufacturing* con tecnica *L-PBF* e stampati in maniera verticale rispetto al piatto base, come si vede nella figura 2 sottostante.

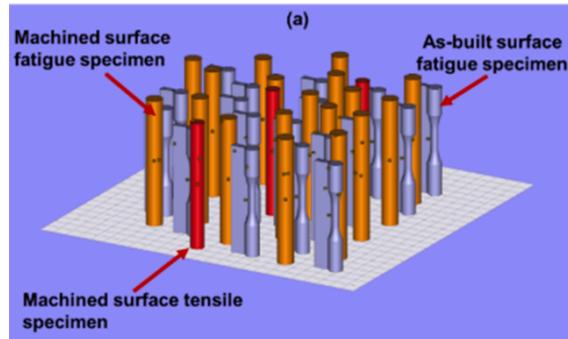


Figura 2: *Layout* di stampa del primo studio [2]

Si riportano anche i parametri di stampa dei provini.

Alloy	Laser power (W)	Scanning speed (mm/s)	Hatch spacing (mm)	Layer thickness (mm)
LPW AlSi10Mg	370	1300	0.13	0.03
EOS AlSi10Mg	370	1300	0.13	0.03
Scalmalloy	370	1000	0.10	0.03

Tabella 2: Parametri di stampa [2]

Il secondo studio riporta l'analisi comparativa dei provini in lega di alluminio AlSi10Mg e in lega di alluminio Scalmalloy stampati in *additive manufacturing* sia verticalmente che orizzontalmente con tecnica *L-PBF*.

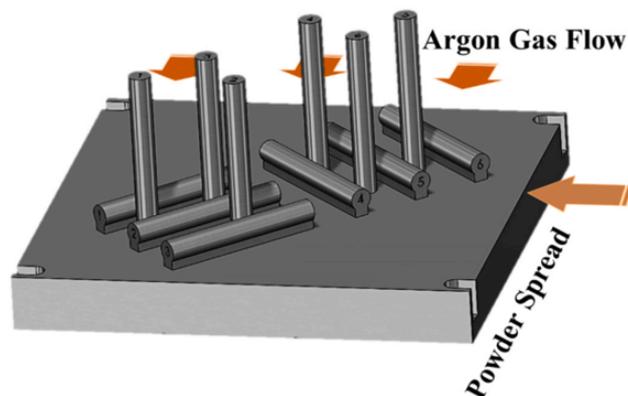


Figura 3: *Layout* di stampa del secondo studio [3]

I provini, nei due studi, sono stati trattati termicamente seguendo parametri, sotto riportati, che garantiscono le migliori prestazioni meccaniche del materiale.

Alloy	Temperature (°C)	Duration (hour)	Quenching environment
LPW AlSi10Mg	300	2	Furnace
EOS AlSi10Mg	270	1.5	
Scalmalloy	325	4	

Tabella 3: Trattamento termico primo studio [2]

Alloy	Temperature (°C)	Duration (hour)	Quenching Environment
AlSi10Mg	270	1.5	Furnace
Scalmalloy	325	4	Furnace

Tabella 4: Trattamento termico secondo studio [3]

### 3.2 Prove meccaniche di trazione

Le prove di trazione sono state condotte su una macchina *MTS* servo-idraulica con una cella di carico di 100 kN. Durante la prova, per misurare la deformazione del provino, è stato utilizzato un estensometro. Tuttavia, siccome l'estensometro ha un raggio di corsa limitato, per evitare di danneggiarlo la prova è stata condotta in due passaggi. Inizialmente si è utilizzato l'estensometro fino a un valore di 0.035 mm/mm di *strain*, successivamente è stato rimosso l'estensometro e si è controllato l'allungamento del provino fino a rottura dello stesso. Le prove di trazione sono state ripetute due volte per ogni lega di Alluminio [2].

La figura sotto riporta i risultati delle prove di trazione.

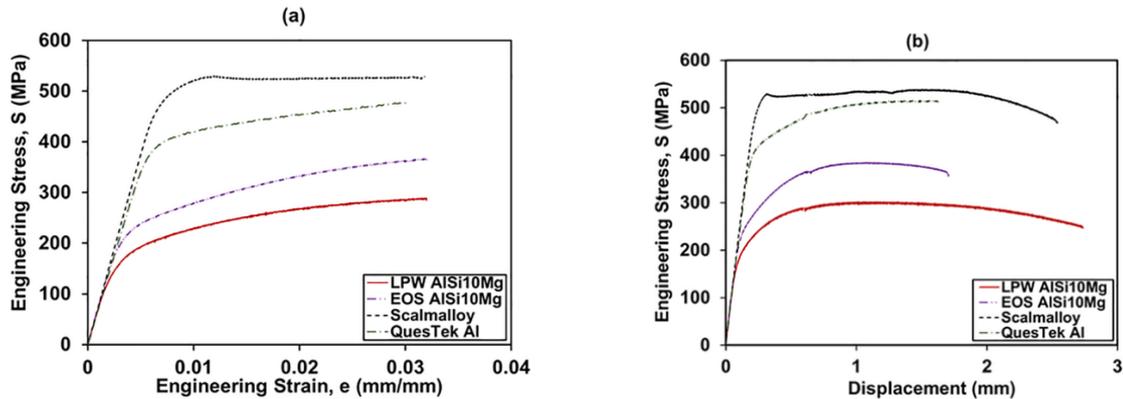


Figura 4: Tensile behavior of LB-PBF Al alloys: (a) engineering stress-engineering strain curves, and (b) engineering stress-displacement curves [2]

I dati rilevati dalle prove di trazione sono riportati nelle tabelle sottostanti.

Alloy	Heat treatment	$S_y$ (MPa)	$S_u$ (MPa)	$E$ (GPa)	% $El$	$\epsilon_f$	% $RA$
LB-PBF LPW AlSi10Mg	Stress-relieved	189	302	74	19	0.48	38
LB-PBF EOS AlSi10Mg	Stress-relieved	246	366	78	12	0.17	15
LB-PBF Scalmalloy	325 °C, 4 h	508	530	77	16	0.44	35

Tabella 5: Dati prove di trazione primo studio [2]

Alloy	Build Orientation	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_U$ (MPa)	%El
AlSi10Mg	Vertical	225	350	9.0
	Horizontal	220	340	12.0
Scalmalloy	Vertical	508	530	16.0
	Horizontal	520	531	14.0

Tabella 6: Dati prove di trazione secondo studio [3]

Dalle tabelle 5 e 6 si nota che la lega di alluminio Scalmalloy ha valori di tensione significativamente maggiori rispetto alla lega AlSi10Mg. Ciò accade perché Scalmalloy presenta grani dalla struttura ultrafine e perché sono presenti precipitati di  $Al_3(Sc, Zr)$  nati durante la fabbricazione e il trattamento termico.

Si è analizzato il comportamento a trazione dei provini Al-Mg-Sc-Zr nelle diverse direzioni di formatura. Si nota che i valori di snervamento e tensione dei provini orizzontali e verticali è simile (*tensile strength* 320 MPa), ma c'è una significativa differenza nell'allungamento a rottura [4]. L'allungamento è maggiore nei provini ad accrescimento verticale e minore in quelli formati orizzontalmente.

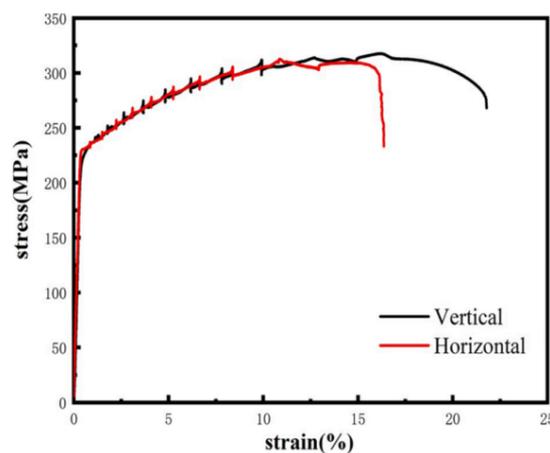


Figura 5: Stress strain curves of Al-Mg-Sc-Zr forming samples with different forming directions [4]

In accordo con i meccanismi di rottura, la frattura dei materiali metallici si divide in rottura plastica e rottura fragile. Il meccanismo della frattura plastica è strettamente legato alla deformazione plastica nel metallo, con conseguente formazione di micropori. Con l'aumento dello stress, i micropori crescono e si uniscono fino a quando si verifica la frattura. Per rottura fragile si intende la frattura del metallo senza evidente deformazione plastica. La superficie della frattura è uniforme e luminosa, perpendicolare alla sollecitazione normale.

### 3.3 Difetti strutturali delle leghe di alluminio *L-PBF*

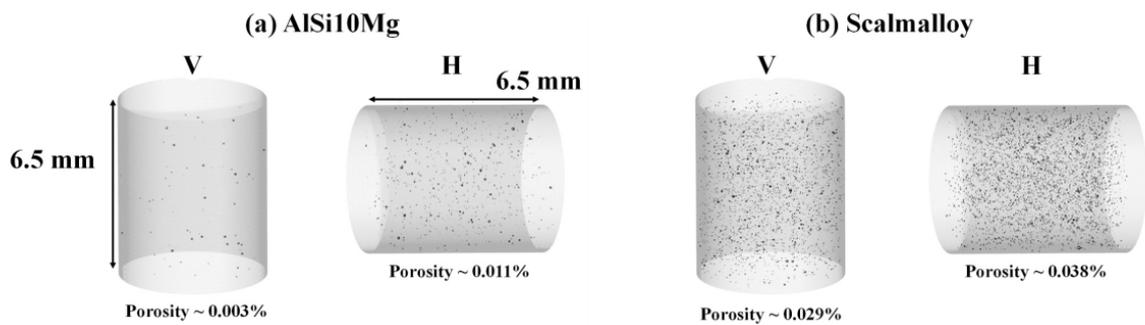


Figura 6: *X-ray CT results from a 6.5-mm length X 5-mm diameter volume in the gage section of fatigue specimens showing the porosity in vertical and horizontal LBPBF Al specimens: (a) AlSi10Mg, (b) Scalmetalloy [3]*

Si nota dalla figura 6 che i provini orizzontali delle leghe di alluminio AlSi10Mg e Scalmetalloy hanno un maggiore numero di difetti volumetrici rispetto agli stessi provini verticali. Ciò è attribuibile al diverso ciclo termico subito dai provini in fase di stampa verticale o orizzontale. Tuttavia, nello Scalmetalloy queste difettologie sono meno pronunciate, probabilmente grazie alle proprietà termiche del materiale (diffusività termica e conducibilità). A tal proposito è stato riscontrato [3] che le leghe Al-Mg-Zr hanno diffusività e conducibilità termica minori rispetto alle leghe Al-Si. Infatti, la lega di alluminio Scalmetalloy riporta una conducibilità termica inferiore del 30% rispetto alle leghe Al-Si.

### 3.4 Caratterizzazione della microstruttura

Nel primo studio, la caratterizzazione della microstruttura è stata condotta per ogni provino lungo il piano longitudinale parallelo alla direzione di costruzione.

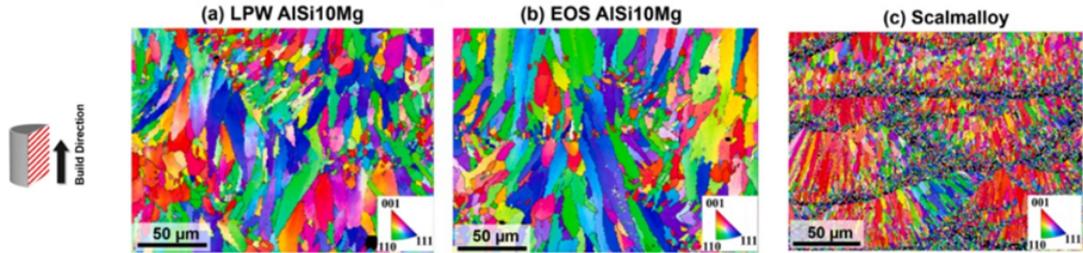


Figura 7: *Microstructure characterization on the longitudinal plane parallel to the build direction; IPF maps for the LB-PBF (a) LPW AlSi10Mg, (b) EOS AlSi10Mg, (c) Scalmalloy.* [2]

Nel secondo studio vengono indicati anche i piani per i quali è stata studiata la microstruttura, sia in provini stampati in verticale che in orizzontale.

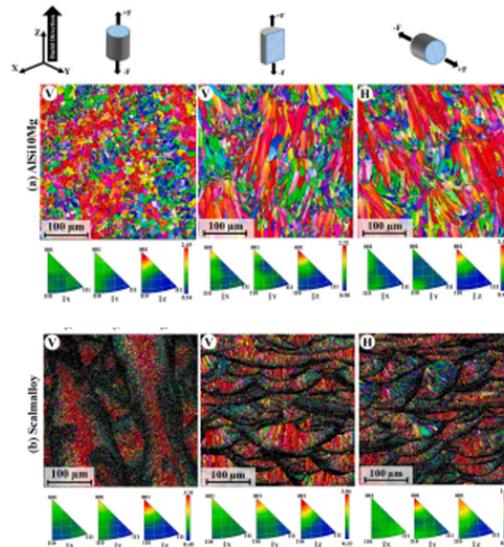


Figura 8: *Microstruttura* [3]

Dalla figura 7 si nota che LPW AlSi10Mg (Fig. 7(a)) e EOS AlSi10Mg (Fig. 7(b)) hanno struttura simile. La lega di alluminio *Scalmalloy* LB-PBF (Fig. 7(c)), invece, ha una struttura molto più fine rispetto alle altre due leghe. I dati per i tre materiali sono rispettivamente 5.0 µm, 5.3 µm e 2.3 µm. La struttura della lega di alluminio *Scalmalloy* è così fine e con grani di ordini di grandezza nanometrici grazie alla presenza di precipitati  $Al_3Sc$  e  $Al_3Zr$  che fungono da inibitori della crescita del grano. Vale la pena sottolineare che la grandezza dei grani dello *Scalmalloy* potrebbe essere minore rispetto al valore riportato perché

i grani molto piccoli (zone nere, vedi fig.7 e fig.8) non vengono riconosciuti correttamente dal processo di misurazione.

Dalla figura 8 si ricava che non vi sono differenze tra i grani dei provini stampati verticalmente e i grani dei provini stampati orizzontalmente [3].

Un terzo studio “*Effect of heat treatment on properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy printed by selective laser melting*” [4] riporta che nel processo di *L-PBF* la velocità di raffreddamento raggiunge i  $10^5$ - $10^8$  K/s quindi i tempi di fusione e solidificazione sono molto brevi. La microstruttura delle leghe di alluminio formate in questo modo è diversa da quella di leghe prodotte per fusione e forgiatura. La struttura morfologica ottenuta con *additive manufacturing* è illustrata in figura 9.

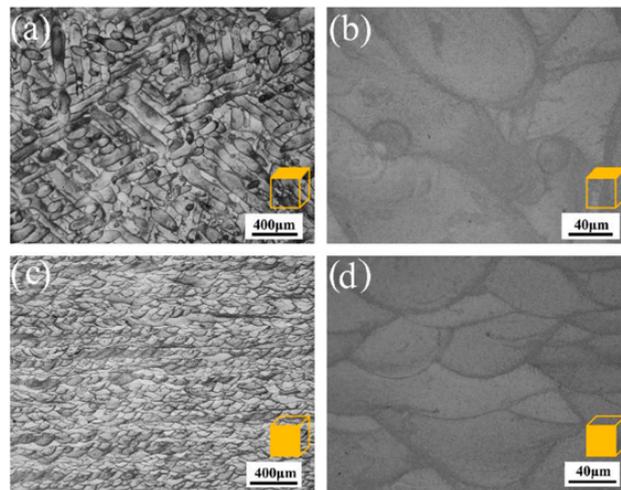


Figura 9: *metallographic structure in (a, b) cross section and (c, d) longitudinal section* [4]

### 3.5 Caratterizzazione della rugosità superficiale

Per misurare la rugosità superficiale di ogni provino è stato utilizzato il microscopio ottico *keyence VHX-6000*.

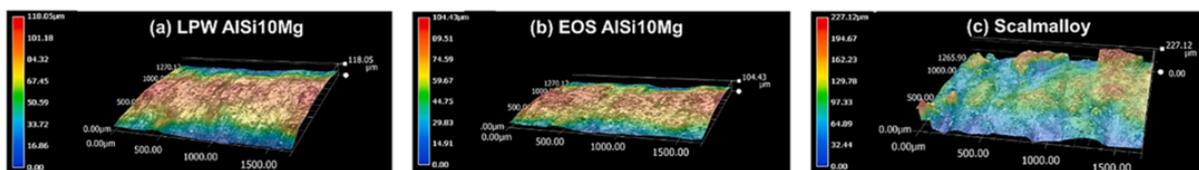


Figura 10: *Representative surface roughness profiles of the LB-PBF Al alloys with the as-built surface condition: (a) LPW AlSi10Mg, (b) EOS AlSi10Mg, (c) Scalmetalloy.* [2]

Tutte le misure di rugosità sono state condotte su profili della lunghezza di 1,5 mm nella direzione longitudinale dei provini *as-built* per la fatica [2]. Le misurazioni della rugosità sono state ripetute almeno cinque volte da diverse posizioni.

Si noti in figura 10 il profilo della superficie dei provini. Sia i provini *L-PBF LPW* che *EOS* dell'*AlSi10Mg* presentano una superficie liscia rispetto a quella della lega di alluminio *L-PBF Scalmalloy*. La diversità può essere attribuita ai diversi parametri di processo impostati per fabbricare i provini *as-built*.

### **3.6 Microdurezze Vickers in leghe di alluminio *L-PBF***

Lo studio “*Effect of heat treatment on properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy printed by selective laser melting*” [4] riporta che per misurare la microdurezza Vickers dei provini originali e dei provini trattati termicamente è stato utilizzato un durometro HVS-50. Condizioni di test: 100 g di carico per 15 secondi. È stata creata l'impronta dieci volte spostandosi sempre di 20  $\mu\text{m}$  e la durezza è stata calcolata come media dei valori ottenuti.

## 4. Caso di studio

In questo capitolo si riportano i metodi di preparazione dei provini in lega di alluminio Scalmalloy per la caratterizzazione del materiale.

### 4.1 Composizione chimica, *layout* di stampa, trattamento termico

La tabella 7 indica la composizione della lega utilizzata [6].

Aluminum	balance
Manganese	0.30 to 0.80 %
Silicon	0.40 %
Copper	0.10 %
Magnesium	4.20 to 5.10 %
Zirconium	0.20 to 0.50 %
Zinc	0.25 %
Vanadium	0.10 %
Scandium	0.60 to 0.88 %
Iron	0.40 %
Titanium	0.15 %
Oxygen	0.05 %

Tabella 7: Composizione nominale lega di alluminio Scalmalloy

I parametri di stampa utilizzati per la realizzazione dei provini sono: potenza del laser 175 W, velocità del laser 800 mm/s, *Hatch space* 70  $\mu\text{m}$ , spessore del *layer* 20  $\mu\text{m}$ . La strategia di scansione del laser segue uno schema a scacchiera i cui quadrati hanno dimensione 3x3 mm<sup>2</sup>.

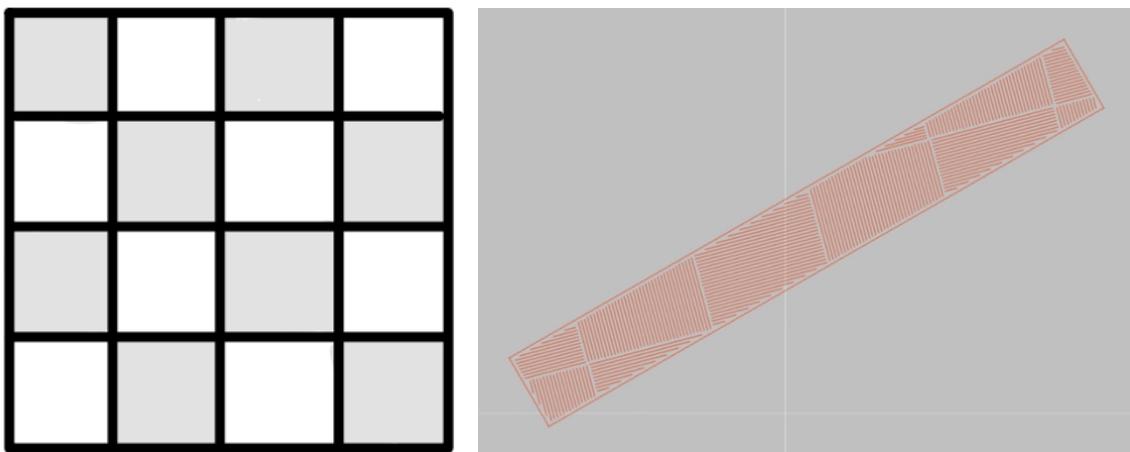


Figura 11: Strategia scansione, scacchiera

La logica particolare secondo cui si muove il laser è legata alla necessità di rendere il più possibile omogenee le differenze di temperatura nelle varie zone della scacchiera. Lo scopo è evitare che tensioni eccessive deformino il provino in fase di realizzazione. Ad ogni scansione, infatti, il laser fonde il materiale in maniera alternata e randomica (un quadrato sì è uno no, fig. 11) e ruota di  $90^\circ$  tra zone adiacenti. Inoltre, tra la scannerizzazione di due *layer* successivi, il laser compie una rototraslazione e cambia zero. L'angolo di rotazione è di  $45^\circ$  mentre la traslazione è di 3 mm in direzione x e 3 mm in direzione y.

Per la realizzazione dei provini è necessario l'utilizzo di supporti che collegano il campione al letto di stampa. Essi svolgono una funzione di sostegno ma scambiano anche calore con la base per evitare che si verifichino gradienti di temperatura troppo elevati. I supporti vengono realizzati insieme al pezzo ma con parametri diversi da quelli sopra elencati: potenza del laser 150 W e velocità del laser 1100 mm/s.

L'orientamento di stampa influenza i tempi di realizzazione dei campioni e quindi i costi di produzione. Stampare in verticale permette di realizzare un maggior numero di provini ma in tempi più lunghi rispetto ad una stampa con orientamento orizzontale.

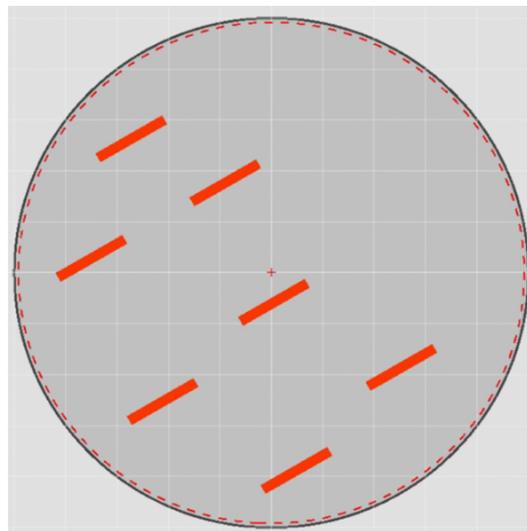


Figura 12: disposizione dei provini sul letto di stampa

Sono stati stampati con tecnica *L-PBF* 6 provini: 3 *as-built* e 3 trattati termicamente.

Dimensioni del tratto utile dei provini		
Sezione tratto utile (b x h)	6,14 (mm)	2,15 (mm)
Lunghezza del tratto utile L0	20,0 (mm)	

Tabella 8: Geometria dei provini

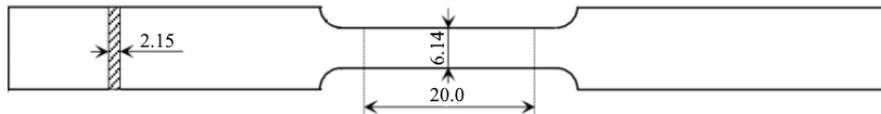


Figura 13: Disegno dei provini

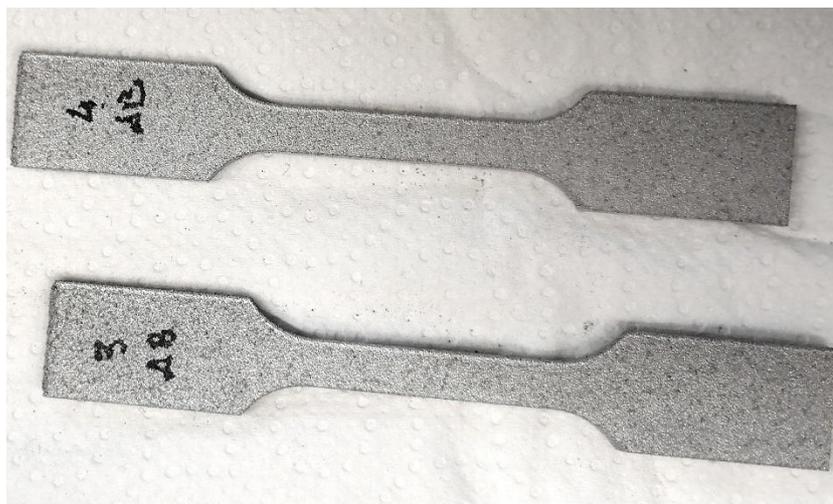


Figura 14: Alcuni provini Scalmalloy *L-PBF*

Il trattamento termico è stato condotto a 325°C per 4 ore, con successivo raffreddamento lento in forno [5, 6].

## 4.2 Metodi e strumenti di indagine

Le prove di laboratorio eseguite sono: prove di trazione, analisi della microstruttura al microscopio ottico, prove di microdurezza Vickers.

### 4.2.1 Prove meccaniche di trazione

Le prove di trazione sono state condotte su una macchina servo-idraulica *ITALSIGMA* con una cella di carico di 100 kN. Durante la prova, per misurare la deformazione del provino, è stato utilizzato un estensometro. Tuttavia, nei provini *as-built*, che presentano un allungamento percentuale ( $A\%$ ) elevato, per evitare di danneggiare l'estensometro, la prova è stata condotta in due passaggi. Inizialmente, fino a quando le condizioni lo hanno permesso ( $A\% \sim 13\%$ ), si è utilizzato l'estensometro, successivamente è stato rimosso l'estensometro e si è controllato l'allungamento del provino (con dati LVDT) fino a rottura dello stesso. Le prove di trazione sono state ripetute su tre provini *as-built* e su tre provini trattati termicamente.

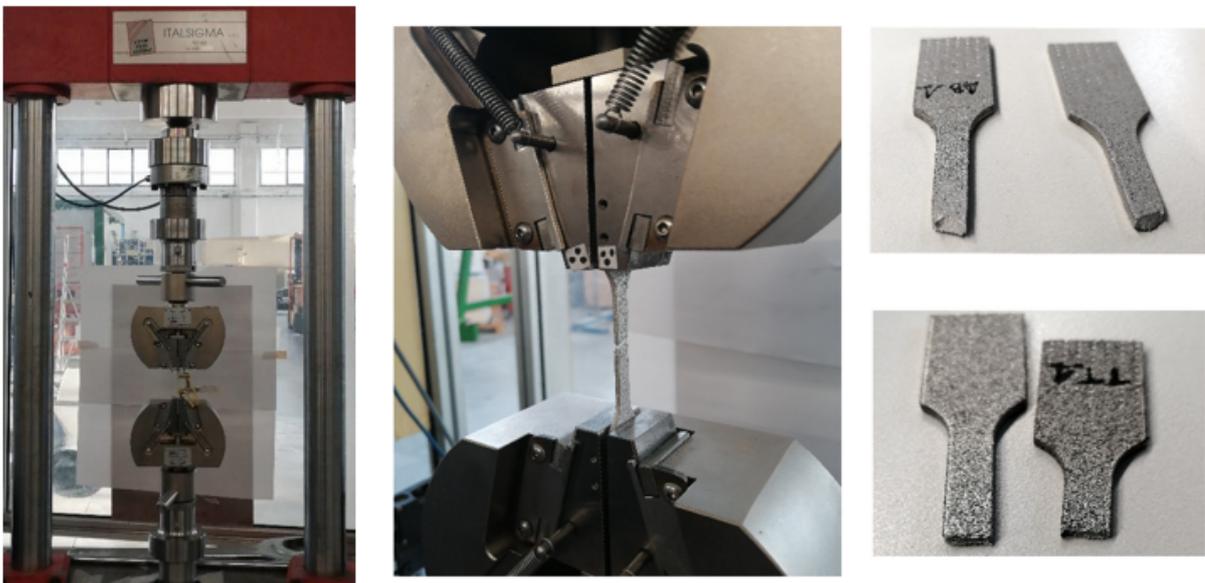


Figura 15: Macchina servoidraulica e rottura nei provini

Per l'elaborazione dei dati forniti dalla prova di trazione si è proceduto come segue.

Dai dati della cella di carico si è ricavato lo *Stress* a rottura del materiale:

$$Stress \text{ [MPa]} = \frac{load \text{ [kN]} * 1000}{sezione \text{ resistente } (b * h)}$$

Dai dati dell'estensometro (*strain*) si è calcolato l'allungamento percentuale:

$$A \% = \textit{strain} \left[ \frac{mm}{mm} \right] * 100 \% + k \quad \text{con } k = \text{costante}$$

Dal momento del distacco dell'estensometro fino a rottura del provino, per calcolare l'allungamento % sono stati usati i dati dell'LVDT [mm]:

$$A \% = \frac{LVDT [mm]}{L_0} * 100 + \textit{cost}$$

I dati ottenuti sono riportati nella tabella e nei grafici seguenti.

	AB_1	AB_2	AB_3	TT_1	TT_2	TT_3
UTS (MPa)	329.22	324.29	329.22	448.45	464.81	462.39
YS (MPa)	248	250	280.5	426	430	435
A % max	13.41	13.14	12.68	1.83	6.80	3.09

Tabella 9: Analisi dati di trazione

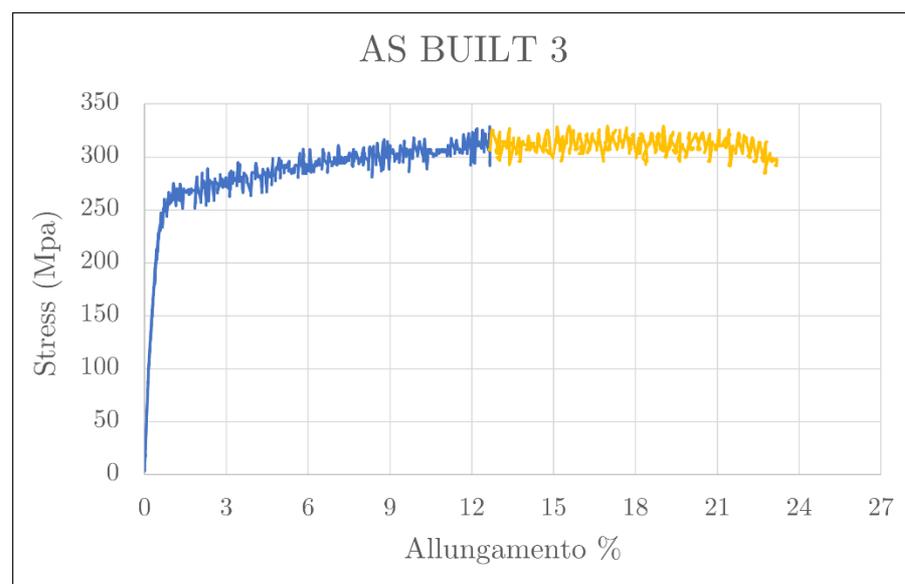
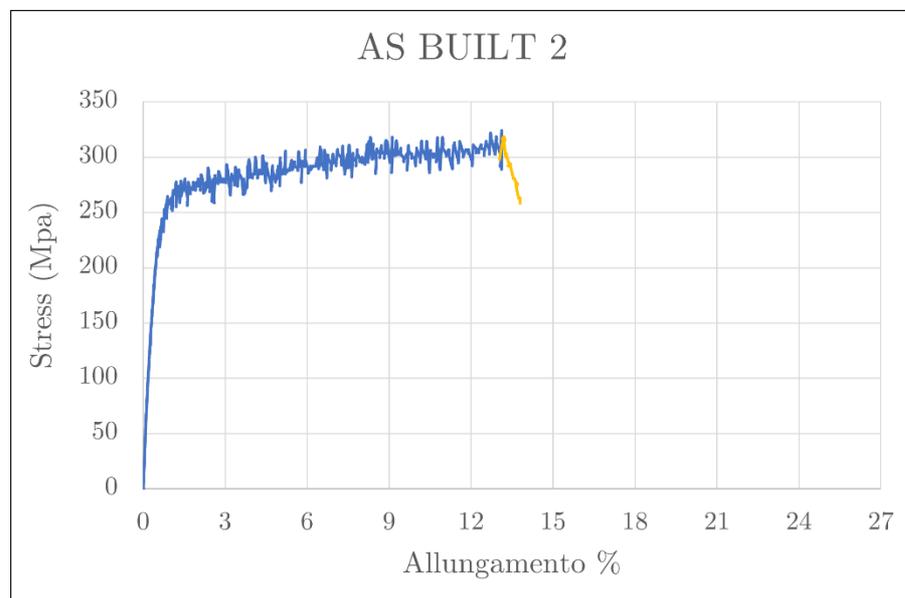
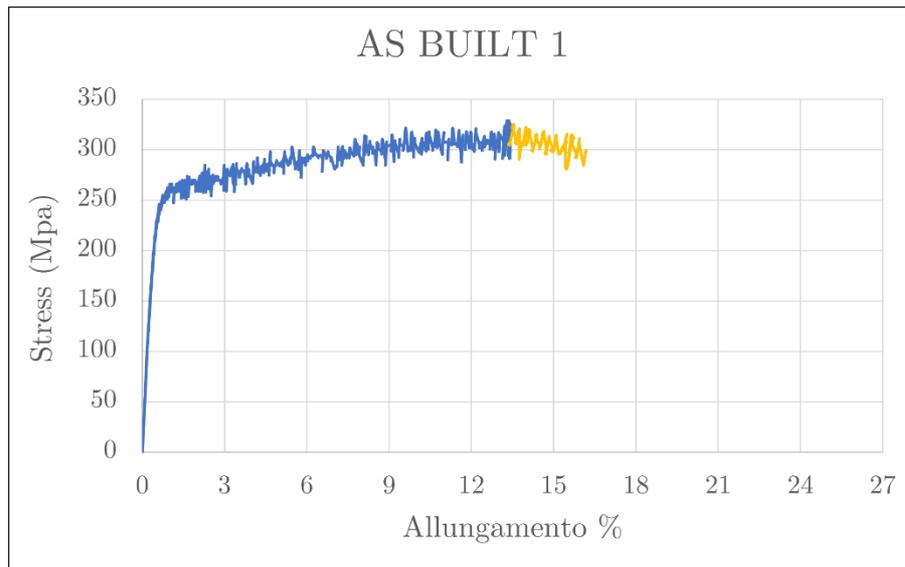


Figura 16: Grafici Stress-Allungamento % dei provini *as-built*

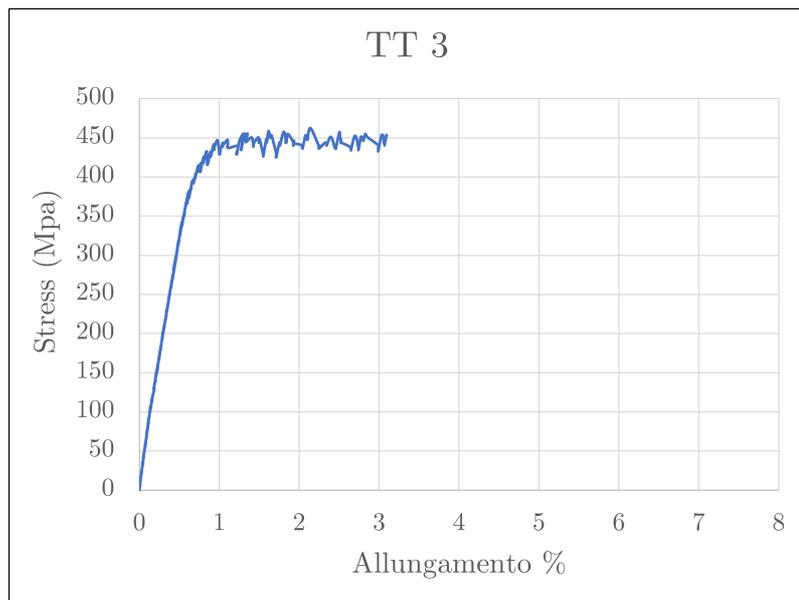
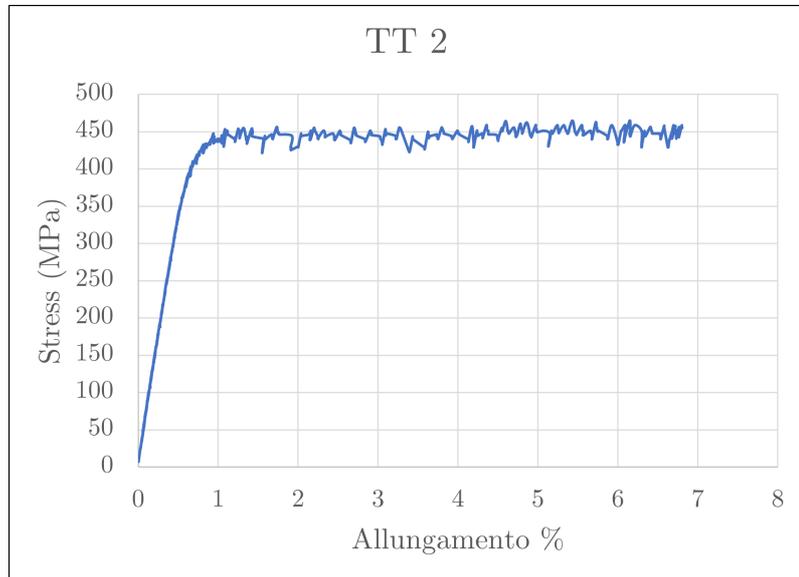
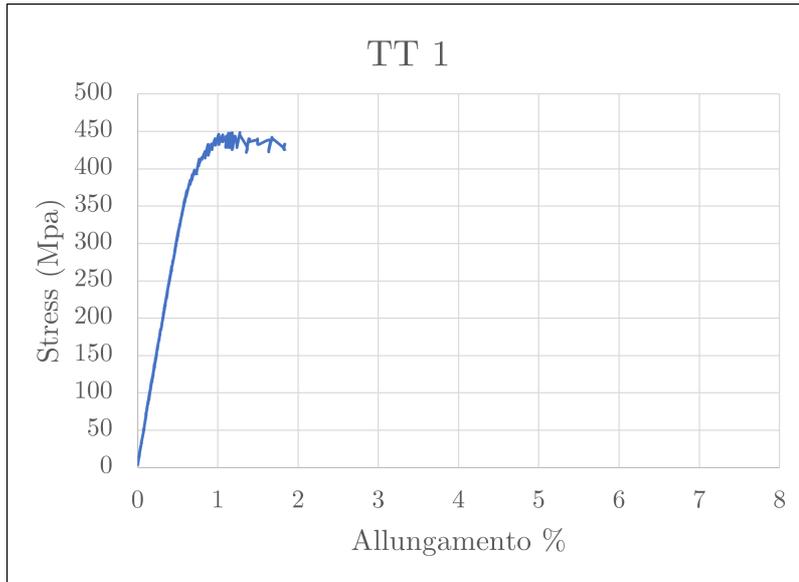


Figura 17: Grafici Stress-Allungamento % dei provini trattati termicamente

#### 4.2.2 Difetti strutturali

A seguito delle prove di trazione è stata fatta la preparazione metallografica su due provini: uno *as-built* e uno trattato termicamente. Con la troncatrice metallografica REMET TR 60 sono state create per ognuno dei suddetti provini due sezioni: una lungo la direzione di accrescimento, l'altra parallela al piano di stampa.



Figura 18: Troncatrice metallografica REMET TR 60

Successivamente, con l'inglobatrice REMET IPA 30 le sezioni ricavate sono state inglobate in una resina fenolica nera. La resina viene fusa in forno a 160° C e poi raffreddata in un ciclo della durata complessiva di 15 minuti.



Figura 19: Inglobatrice REMET IPA 30

I campioni sono stati poi lucidati con una lucidatrice REMET LS 1 utilizzando carta abrasiva e panni appositi per lucidare il metallo. La carta abrasiva, utilizzata insieme ad acqua corrente per una corretta lucidatura, viene sostituita periodicamente in maniera tale che la rugosità superficiale del provino diminuisca. I fogli di carta abrasiva hanno capacità abrasive sempre calanti (nell'ordine sono stati usati 240, 400, 800, 1000, 2500) fino a essere sostituiti da cosiddetti panni, che lucidano il campione. I panni lavorano molto bene se lubrificati con una emulsione di Allumina. Sono state utilizzate in sequenza Allumina n.3 e Allumina n.1 per raggiungere rugosità superficiali rispettivamente di  $0.1\ \mu\text{m}$  e  $0.05\ \mu\text{m}$ .



Figura 20: Lucidatrice REMET LS 1

Alla fine del processo questo è il risultato ottenuto (figura 21).



Figura 21: Campioni lucidati

Solo dopo questa preparazione metallografica è stato possibile utilizzare il microscopio Nikon a vari ingrandimenti per studiare la superficie del provino. Sono state scattate diverse fotografie, che messe insieme hanno restituito le seguenti immagini.



Figura 22: Microscopio ottico Nikon

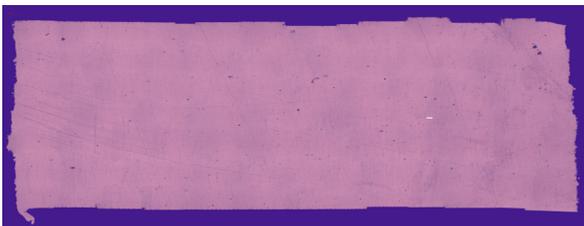


Figura 23: Immagine al microscopio ottico della sezione lungo direzione di accrescimento del provino *as-built*

### 4.2.3 Caratterizzazione della microstruttura

Per analizzare la microstruttura dei campioni si è utilizzato un attacco chimico di tipo Keller per 20 secondi.

La microstruttura dei provini nelle due direzioni è stata fotografata al microscopio ottico Nikon a diversi ingrandimenti. Nelle sezioni lungo la direzione di accrescimento è ben evidente la formazione delle pozze di fusione avvenuta durante il procedimento di stampa *L-PBF*. Lungo i bordi (fig.24 (a, c)) le pozze sono

perfettamente colonnari, nel resto della sezione invece, sono sovrapposte. Questa sovrapposizione è dovuta alla rotazione compiuta dal laser dopo la fusione di ogni *layer*. In questo modo le pozze vengono sovrapposte e l'aspetto della sezione è a squama di pesce. Nella sezione parallela al letto di polvere, le pozze di fusione assumono un aspetto ovale e allungato.

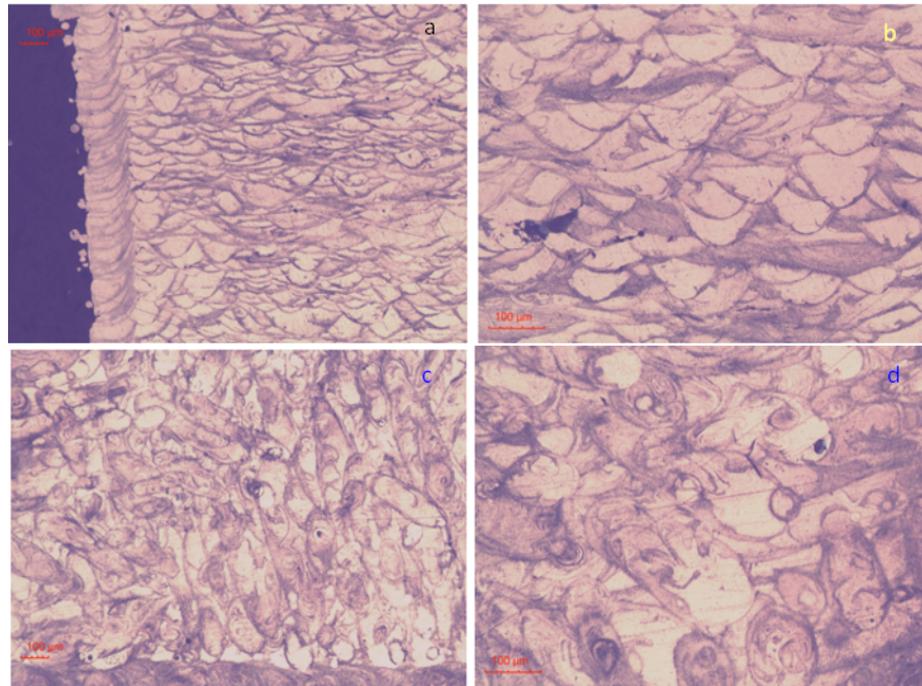


Figura 24: Microstruttura al microscopio ottico delle sezioni longitudinale (a, b) e trasversale (c, d) del provino *as-built*

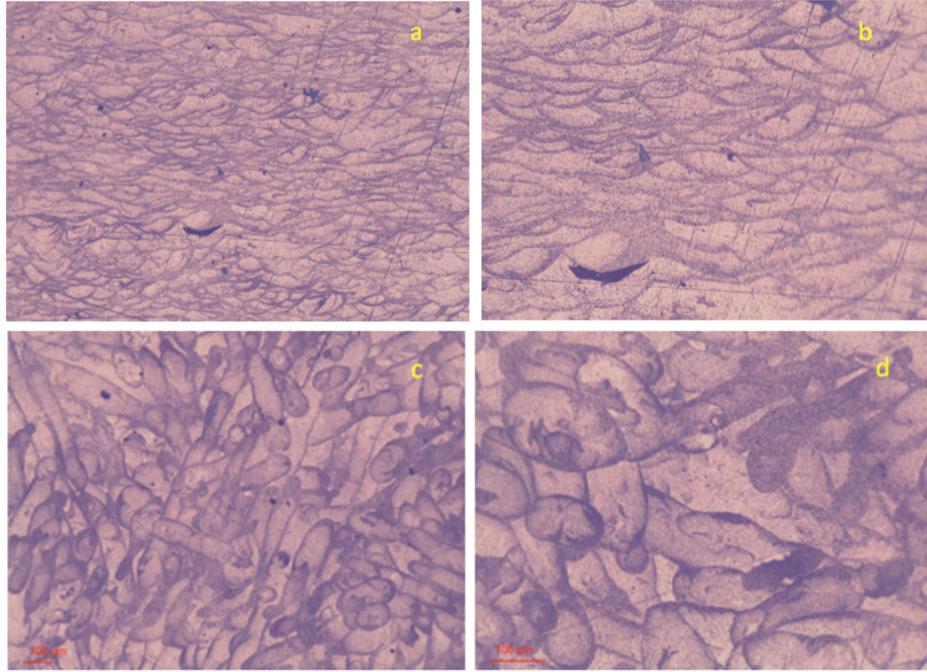


Figura 25: Microstruttura al microscopio ottico delle sezioni longitudinale (a, b) e trasversale (c, d) del provino trattato termicamente

Il provino trattato termicamente, è facilmente riconoscibile da quello *as-built* perché caratterizzato dalla presenza dei precipitati (puntini neri in figura 26 (b, d)).

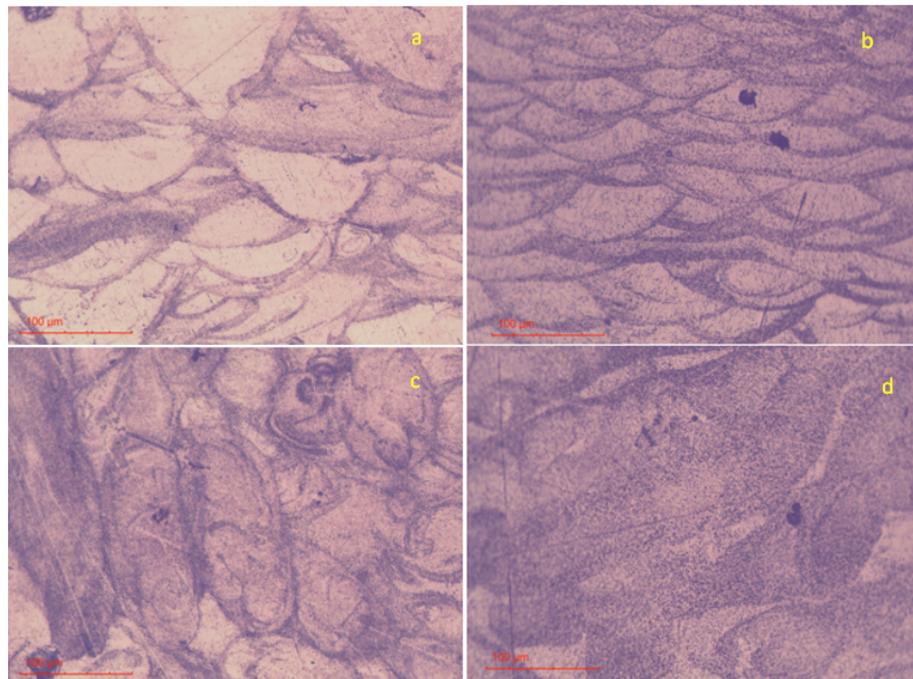


Figura 26: Confronto microstruttura dei campioni *as-built* (a, c) e trattato termicamente (b, d)

#### 4.2.4 Caratterizzazione della durezza

Sono state realizzate microdurezze Vickers con il durometro REMET HX-1000. Per realizzare le impronte è stato utilizzato un carico di 200 gf per 15 secondi. Ogni impronta dista dalle altre 300  $\mu\text{m}$ .

Nelle sezioni lungo la direzione di accrescimento sia del campione *as-built* che di quello trattato termicamente, sono state realizzate otto impronte in direzione y (fig.27 (a, b)). Nelle sezioni trasversali del campione sono state realizzate otto impronte in direzione x (fig. 27 (c)).

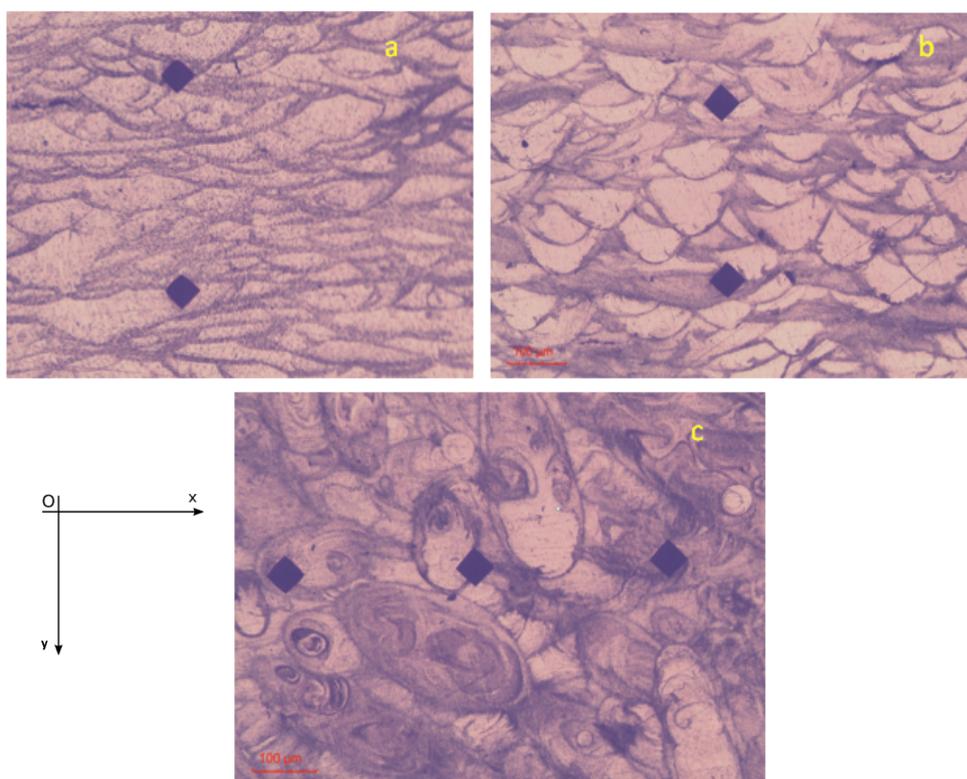


Figura 27: Impronte microdurezze Vickers al microscopio ottico

In accordo con la letteratura, i durometri per durezza Vickers imprime un'impronta romboidale. Misurando le diagonali del rombo si risale alla durezza del materiale. Come valore di durezza è stata presa in considerazione la media delle misurazioni.

Media durezza AB			Media durezza TT		
Sezione 1	105,7	HV 0,2	Sezione 1	169,5	HV 0,2
Sezione 2	105,1	HV 0,2	Sezione 2	175,8	HV 0,2

Tabella 10: Durezze HV0,2

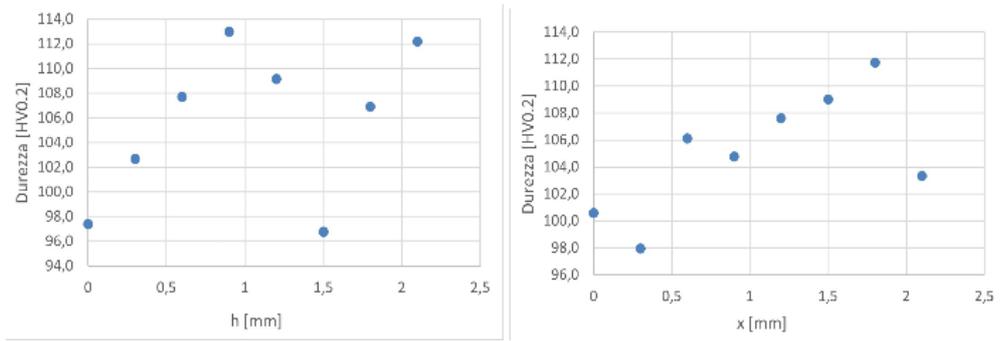


Figura 28: Dispersione microdurezze Vickers su provino *as-built*

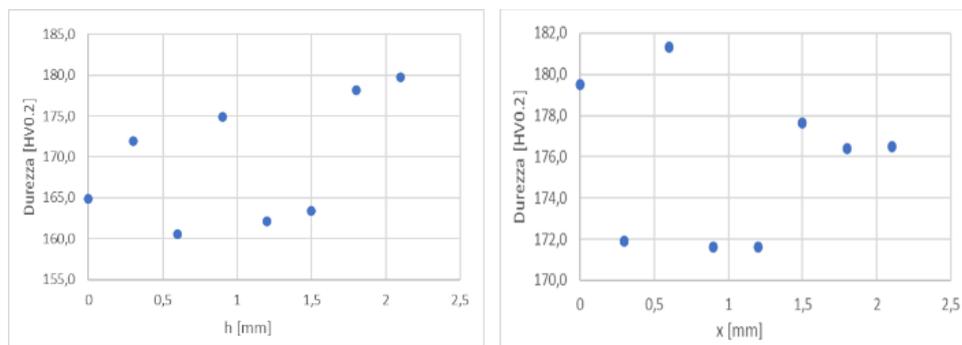


Figura 29: Dispersione microdurezze Vickers su provino trattato termicamente

## 5. Risultati sperimentali

Dalle prove di trazione sono stati ottenuti valori di *stress* a rottura (UTS) per il provino *as-built* di circa 330 MPa con un valore medio di snervamento (YS) di 260 MPa e un allungamento % del 13%. Nel provino trattato termicamente, invece, si sono registrati valori di *stress* a rottura, snervamento e A% rispettivamente di 460 MPa, 430 MPa e 3%. Nei casi presenti in letteratura i valori di *stress* e snervamento del provino trattato termicamente a 325°C per 4 ore valgono rispettivamente 530 MPa, 508 MPa [2,3]. I valori di snervamento, tensione e allungamento a rottura possono raggiungere rispettivamente i 483,2/491,3 MPa e 13,2% [4].

Questa differenza di valori tra provini *as-built* e provini trattati termicamente è dovuta alla presenza di precipitati di  $Al_3(Sc, Zr)$  che si formano ad alte temperature. Lo studio “*Fatigue properties of Scalmalloy® processed by laser powder bed fusion in as-built, chemically and conventionally machined surface condition*” [5] infatti, riporta che il trattamento termico a 325°C per 4 ore garantisce alla lega di alluminio Scalmalloy l’acquisizione di una grande quantità di precipitati. L’UTS nel caso di studio presentato è incrementato del 30% dopo trattamento termico (40% in [5]).

La presenza di precipitati, insieme alla struttura molto fine, è anche il motivo per cui la lega di alluminio Scalmalloy ha maggiori prestazioni meccaniche rispetto alla lega di alluminio AlSi10Mg (tabelle 5, 6).

Tuttavia il trattamento termico, in accordo con la letteratura, aumenta molto la resistenza a rottura ma diminuisce l’allungamento percentuale del provino che risulta essere più fragile (fig. 30).

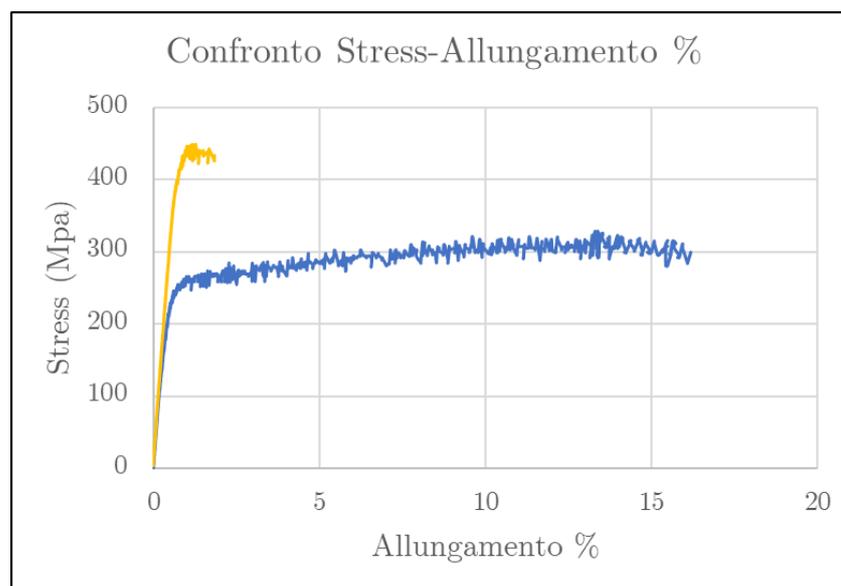


Figura 30: Confronto grafico *stress*-A% di un provino *as-built* e di uno trattato

A tal proposito si ribadisce che la frattura dei materiali metallici è legata a due fasi di deformazione: una elastica e una plastica. Durante la fase di deformazione plastica i micropori crescono e si uniscono fino a quando si verifica la rottura. Una frattura fragile come nel caso dei provini trattati è caratterizzata da poca deformazione plastica.

Dal confronto dei valori medi ottenuti (fig. 31) si ottiene un'ulteriore conferma degli effetti positivi del trattamento termico sulle prestazioni meccaniche del materiale. *Stress* a rottura e snervamento sono, infatti, significativamente maggiori nel provino trattato rispetto al provino *as-built*. Al contrario, a seguito del trattamento termico, l'allungamento % si riduce molto (vedi anche [5]).

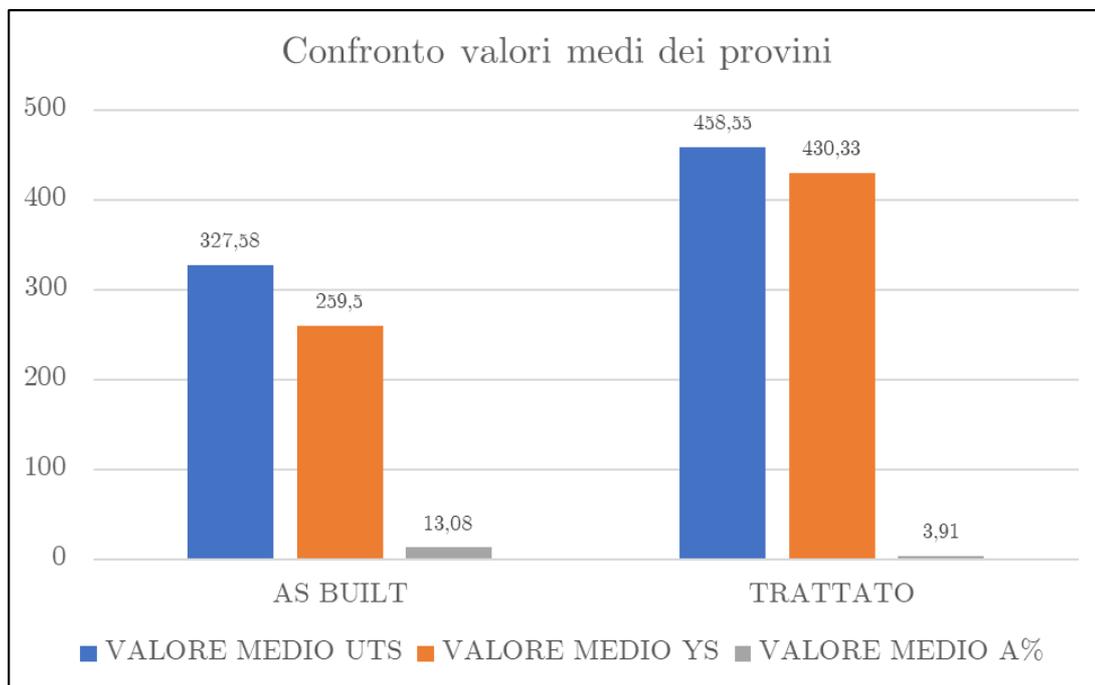


Figura 31: Confronto grafico delle medie dei valori ottenuti

Si riporta di seguito (fig.32) il confronto delle deviazioni standard di *stress* a rottura (UTS), snervamento (YS) e allungamento % (A %) nei provini *as-built* e nei provini trattati. Il provino trattato presenta una dispersione dei valori di snervamento contenuta in un intervallo minore rispetto al provino *as-built*. Infatti, rispetto a valori pressochè simili di UTS e A %, nel provino *as-built* la dispersione dello snervamento è molto elevata. Al contrario, la dispersione di UTS e A% è maggiore nel provino trattato.

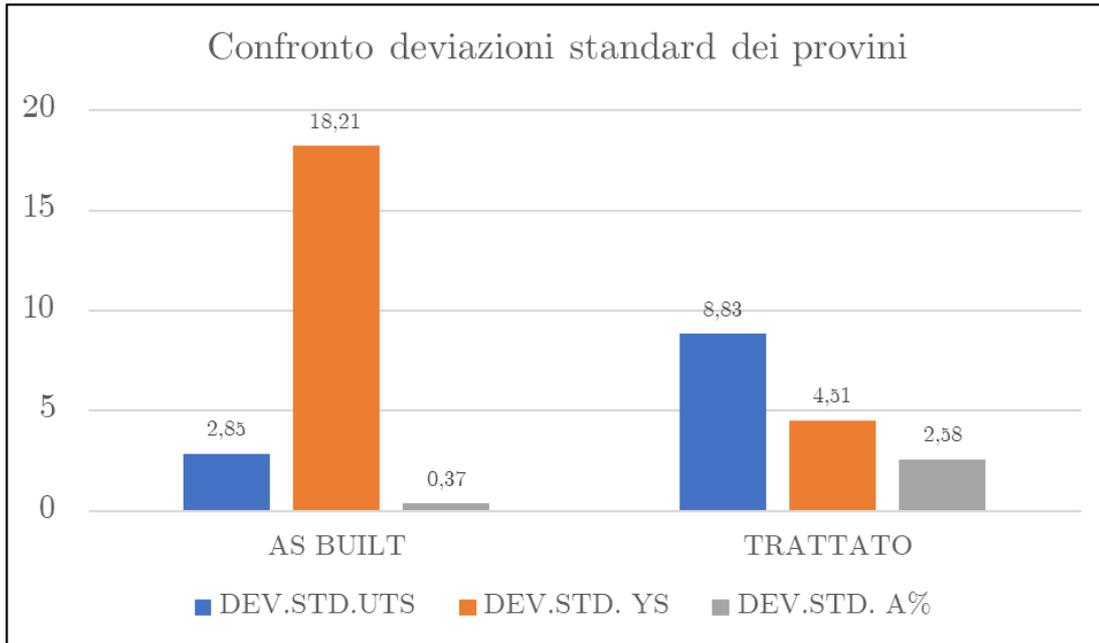


Figura 32: Confronto grafico delle deviazioni standard dei valori ottenuti

A seguito del trattamento termico, contrariamente a quanto ci si sarebbe aspettato, non è stato visibile alcun cambiamento in termini di microstruttura del materiale (ma questo lo confermano anche altri studi, vedi [5]). La temperatura di trattamento a  $325^{\circ}\text{C}$  è ottimale per la precipitazione dei composti, non causa un invecchiamento troppo elevato (*overageing*) nel materiale e soprattutto non comporta crescita del grano. I precipitati  $\text{Al}_3\text{Sc}$  e  $\text{Al}_3\text{Zr}$  fungono da inibitori della crescita del grano: stabilizzano la struttura dei grani proteggendoli dalla crescita durante trattamento termico. I precipitati sono anche i principali responsabili della durezza del materiale. Per questi motivi la struttura post trattamento termico non cambia, ma le prestazioni in termini di durezza aumentano. Il trattamento termico ha incrementato la durezza del materiale di circa 40% (58% in [5]).

Dall'analisi della microstruttura dei campioni prodotti per *L-PBF* si evince che se il campione viene tagliato lungo la direzione di accrescimento, quindi perpendicolarmente al letto di polvere, la struttura è a squama di pesce (fig. 22 (a, b), 23 (a, b), 24 (a)). Essa è stretta conseguenza del processo di *additive manufacturing L-PBF*. Le "squame" sono le pozze di fusione dei vari strati di materiale che presentano aree molto luminose e aree molto scure. Le prime vanno a formare una sorta di nucleo della pozza e presentano grani grossi, le seconde formano il guscio della pozza e sono caratterizzate dalla presenza di grani molto fini [5]. Le diverse dimensioni dei grani sono ben evidenziate nelle immagini degli studi [2]

e [3] (fig. 7, 8). Nel complesso la struttura della lega Scalmalloy è molto fine, finissima rispetto alla lega AlSi10Mg. Le difettologie a livello di porosità e mancanza di fusioni sono molto ridotte sullo Scalmalloy, probabilmente grazie alle proprietà termiche del materiale (diffusività termica e conducibilità). A tal proposito è stato riscontrato [3] che le leghe Al-Mg-Zr hanno diffusività e conducibilità termica minori rispetto alle leghe Al-Si. Infatti, la lega di alluminio Scalmalloy riporta una conducibilità termica inferiore del 30% rispetto alle leghe Al-Si.

## 6. Conclusioni

1. I valori di snervamento (YS), tensione (UTS) e allungamento a rottura (A %) dopo trattamento termico possono raggiungere rispettivamente i 430/460 MPa, 460/500 MPa e 13,2%. Questi valori sono molto maggiori di quelli ottenuti sui provini *as-built* e soprattutto sono superiori anche a quelli di provini di AlSi10Mg.
2. La microstruttura dei campioni prodotti tramite SLM è composta dalla tipica struttura a scacchiera nella sezione trasversale e dalla struttura a squama di pesce nella sezione longitudinale.
3. I provini trattati termicamente si riconoscono a livello microstrutturale per la presenza dei precipitati che appaiono come punti neri al microscopio ottico.
4. Dalla letteratura [3] si ricava che non vi sono differenze tra i grani dei provini stampati verticalmente e i grani dei provini stampati orizzontalmente. L'allungamento a rottura risulta però essere molto diverso nei provini orizzontali.

## Bibliografia

- [1] Igor Yadroitsev, Ina Yadroitsava, Anton Du Plessis. Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals- Basics of laser powder bed fusion (2021).
- [2] Muztahid Muhammad, P.D. Nezhadfar, Spencer Thompson, Ankit Saharan, Nam Phan, Nima Shamsaei. A comparative investigation on the microstructure and mechanical properties of additively manufactured aluminum alloys (2021).
- [3] P.D. Nezhadfar, Spencer Thompson, Ankit Saharan, Nam Phan, Nima Shamsaei. Structural integrity of additively manufactured aluminum alloys: Effects of build orientation on microstructure, porosity, and fatigue behavior (2021).
- [4] Yuan Ren, Peng Dong, Yong Zeng, Tianhao Yang, Hao Huang, Jimin Chen. Effect of heat treatment on properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy printed by selective laser melting (2021).
- [5] Maximilian Raab, Markus Bambach. Fatigue properties of Scalmetalloy® processed by laser powder bed fusion in as-built, chemically and conventionally machined surface condition (2022)
- [6] Carpenter additive. Scalmetalloy Datasheet.