



**Politecnico
di Torino**

POLITECNICO DI TORINO

Corso di laurea Magistrale In Ingegneria Meccanica

A.A. 2024/2025

Sessione di Laurea: Dicembre 2025

Studio delle proprietà meccaniche della lega AlSi₁₀Cu₄Mg processata tramite LPBF e ottimizzazione del trattamento termico

Relatori:

Prof. Paolo Fino

Prof. Mariangela Lombardi

Dr. Alessandra Martucci

Candidato:

Andrea Ferrio

Sommario

Abstract	1
1. Introduzione e motivazione dello studio.....	3
2. La tecnologia LPBF.....	7
2.1 Influenza dei parametri di processo LPBF	7
2.2 Strategie per aumentare la produttività in LPBF	11
3. Leghe di alluminio processate tramite LPBF	18
3.1 Introduzione alle leghe Al-Si per fabbricazione additiva	18
3.2 AlSi10Mg	19
3.3 Ruolo del Silicio e del magnesio	22
3.4 Il rame nelle leghe Al - Si	23
4. Trattamenti termici delle leghe processate per LPBF.....	27
4.1 Tipologie di trattamenti termici	27
5. Materiali e Metodi.....	32
5.1 Il materiale - AlSi10Mg4Cu	32
5.2 Produzione dei campioni	33
5.3 Preparazione metallografica	36
5.4 Caratterizzazione microstrutturale.....	40
5.5 Analisi della durezza.....	44
5.6 Trattamenti termici	45
5.7 Analisi DSC	47
5.8 Prove di trazione	48
6. Risultati e discussioni	50
6.1 Analisi delle porosità dei campioni as-built: effetto dei parametri di processo	50

6.2	Analisi della microdurezza Vickers	56
6.3	Calorimetria a scansione differenziale	58
6.4	Caratterizzazione meccanica – prove di trazione	74
7.	Conclusioni	88
8.	Bibliografia.....	90
9.	Sitografia	92

Indice delle Figure

Figura 1 – Ciclo di lavoro standard Additive Manufacturing [1].....	3
Figura 2 – Schema rappresentativo processo LPBF [2L].	5
Figura 3 – Schema correlazione parametri di processo-caratteristiche microstrutturali e meccaniche.....	10
Figura 4 – Pattern Chessboard [9].	13
Figura 5 – Pattern Stripe [9].	14
Figura 6 – Camera EOS M400-4 [3L]	14
Figura 7 – Esempio Nesting [4L].....	16
Figura 8 – Diagramma di fase Al-Si [1].....	19
Figura 9 – Dimensione caratteristica delle polveri [5L]	20
Figura 10 – Microstruttura tipica lega AlSi10Mg [5L]	21
Figura 11 – AlSi10Mg stampata in LPBF [5L].....	22
Figura 12 - Schema processo di atomizzazione [6L].....	25
Figura 13 - Andamento HV in funzione del tempo in un trattamento di invecchiamento superficiale di un campione di AlSi10Mg [8L].....	29
Figura 14 - Trattamento T6 [17].....	30
Figura 15 - Macchina EOSINT M270 installata presso il centro IAM	33
Figura 16 - Troncatrice ATM Brillant 220.....	37
Figura 17 - Inglobatrice.....	38
Figura 18 -Campioni Inglobati.....	38
Figura 19 - Lucidatrice Mecatech 234	39
Figura 20 - Campioni post lucidatura.....	40
Figura 21 – Immagini rappresentative porosità.....	40
Figura 22 - Immagine binaria esemplificativa.....	41

Figura 23 - Microscopio SEM JEOL JCM-7000.....	42
Figura 24 - Microdurometro Vickers HNVS-1000DX	44
Figura 25 - Stufa Binder ED56	46
Figura 26 - DSC 214 Polyma	47
Figura 27 - Macchina Zwick Z100	48
Figura 28 - Ingrandimento con evidenza difetti	50
Figura 29 - Ingrandimenti 500X campioni 1, 10, 18.....	54
Figura 30 - Ingrandimenti 1000X campioni 1, 10, 18	54
Figura 31 - Ingrandimenti 2000X campioni 1, 10, 18	55
Figura 32 - Ingrandimenti 10000X campioni 1, 10, 18	55
Figura 33 - Signal BED-C Mag. 3000.....	65
Figura 34 - Signal BED-C Mag. 5000x con Keller.....	65
Figura 35 - Signal SED Mag. 7000x	66
Figura 36 - Signal BED-C Mag. 3000x	67
Figura 37 - Signal BED-C Mag. 7000x con Keller	67
Figura 38 - Signal SED Mag.7000 con Keller	68
Figura 39 - HR 180°C Centro Meltpool.....	69
Figura 40 - HR 180°C Bordo Meltpool.....	70
Figura 41 - HR 260°C Centro Meltpool	71
Figura 42 - Confronto HR Centro Meltpool.....	72
Figura 43 - Confronto HR Bordo Meltpool.....	73

Indice delle Tabelle

Tabella 1 – Influenza parametri Su VED	9
Tabella 2 – Composizioni percentuali lega AlSi10Mg	20
Tabella 3 – Caratteristiche meccaniche lega AlSi10Mg	21
Tabella 4 – Confronto AlSi10Mg e AlSi10Mg4Cu [14]	26
Tabella 5 – Composizione percentuale AlSi10Mg4Cu	32
Tabella 6 – Parametri mantenuti costanti durante la fase di stampa	34
Tabella 7 – Parametri di processo stampa AB	35
Tabella 8 - Parametri di taglio EDM	35
Tabella 9 - Parametri di taglio troncatrice	37
Tabella 10 - Parametri ciclo termico inglobatrice	37
Tabella 11 - Processo di lucidatura	39
Tabella 12 – Parametri operativi SEM	43
Tabella 13 - Parametri operativi TT	45
Tabella 14 – Campioni DSC	47
Tabella 15 - Analisi delle porosità	51
Tabella 16 - Risultati campioni scelti	53
Tabella 17 - Microdurezza campioni Ab AlSi10Mg4Cu prodotti mediante LPBF variando i parametri di processo	56
Tabella 18 - Trazione TA As-built	75
Tabella 19 - Trazione TA 180°C 12h	77
Tabella 20 - Trazione TA 260°C 4h	78
Tabella 21 - Confronto risultati temperatura ambiente	79
Tabella 22 - Confronto AB e 180°C 12h	80
Tabella 23 - Confronto AB e 260°C 4h	80

Tabella 24 – Confronto 180°C 12h e 260°C 4h trazione temperatura ambiente	81
Tabella 25 – Trazione 200 °C As-Built	81
Tabella 26 - Trazione 200 °C - 180°C 12h	84
Tabella 27 - Trazione 200 °C - 260°C 4h	85
Tabella 28 - Confronto 180°C 12h e 260°C 4h trazione 200°C.....	85
Tabella 29 - Confronto 180°C 12h e 260°C 4h trazione 200°	86

Indice dei Grafici

Grafico 1 - Densità relativa in funzione della potenza laser	52
Grafico 2 - Densità relativa in funzione della velocità di scansione	52
Grafico 3 - Microdurezze Vickers post TT.....	57
Grafico 4 - DSC As-built campione AlSi10Mg4Cu	58
Grafico 5 – DSC 260 °C.....	59
Grafico 6 – Picco di assorbimento calore 260 °C	60
Grafico 7 – DSC 260°C normalizzato	61
Grafico 8 – DSC 180 °C	62
Grafico 9 – Picco assorbimento di flusso 180 °C	62
Grafico 10 – DSC 180 °C Normalizzata	63
Grafico 11 - Trazione campione temperatura ambiente As-built.....	76
Grafico 12 - Trazione campione temperatura ambiente TT 180 °C 12h.....	77
Grafico 13 - Trazione campione temperatura ambiente TT 260 °C 4h	78
Grafico 14 - Confronto temperatura ambiente.....	79
Grafico 15 - Trazione campione 200°C As-Built.....	82
Grafico 16 - Trazione campione 200°C TT 180 °C 12h	83
Grafico 17 - Trazione campione 200°C TT 260 °C 4h	84
Grafico 18 - Confronto trazione 200°C.....	85
Grafico 19 - Confronto delle performance a trazione della lega AlSi10Cu4Mg nelle varie condizioni di trattamento termico.....	86

Abstract

Negli ultimi anni, le tecnologie di fabbricazione additiva hanno assunto un ruolo sempre più rilevante nei settori produttivi e della prototipazione, grazie alla possibilità di realizzare componenti complessi e personalizzati senza l'uso di utensili.

Una delle tecniche di fabbricazione additiva più promettenti per la lavorazione di materiali metallici, in particolare leghe di alluminio, è la Laser Powder Bed Fusion, tecnologia che permette di ottenere microstrutture fini e proprietà meccaniche competitive con le lavorazioni tradizionali.

La lega di alluminio $AlSi10Mg$ rappresenta attualmente una delle leghe più ampiamente utilizzate nei processi di Laser Powder Bed Fusion grazie alla sua buona lavorabilità, alla disponibilità commerciale e alla consolidata esperienza nel controllo dei parametri di processo. Nonostante questi punti di forza, le sue proprietà meccaniche, soprattutto alle alte temperature, risultano ancora non del tutto soddisfacenti e, di conseguenza, negli ultimi anni si è osservata una crescente attenzione verso la modifica compositiva della lega $AlSi10Mg$ con l'introduzione mirata di elementi di lega aggiuntivi finalizzati al miglioramento delle caratteristiche meccaniche e della stabilità termica del materiale.

Tra gli elementi di lega maggiormente studiati in questo contesto figura il rame che viene generalmente introdotto in concentrazioni inferiori al limite di solubilità nel sistema $Al-Si$. L'introduzione controllata di rame favorisce la formazione di precipitati di rinforzo attraverso meccanismi di rafforzamento per precipitazione, che contribuiscono in maniera significativa all'aumento delle caratteristiche meccaniche della lega.

Il presente studio si concentra sull'ottimizzazione di una strategia di trattamento termico applicata ad una lega $AlSi10Mg$ additivata con 4% in peso di Rame e processata tramite Laser Powder Bed Fusion. L'obiettivo principale è quello di individuare un ciclo termico a singola rampa di riscaldamento, capace di garantire un bilanciamento ottimale tra prestazioni meccaniche e semplicità operativa, rendendo il processo industrialmente appetibile grazie al contenuto impiego di risorse di tempo e di energia.

A tal fine, sono stati presi in considerazione due approcci distinti, differenziati per temperatura e durata del trattamento. Il primo approccio prevede l'applicazione di un trattamento a bassa temperatura e lunghi tempi di mantenimento, con l'obiettivo di favorire una graduale evoluzione microstrutturale e un efficace rilassamento delle tensioni residue generate durante il processo di fabbricazione additiva. Il secondo approccio, invece, si basa su un trattamento a temperatura più elevata e tempi ridotti, volto a promuovere una più rapida cinetica di precipitazione e coalescenza delle fasi di rinforzo, con il conseguente miglioramento delle proprietà meccaniche.

L'analisi comparativa tra i due cicli termici proposti mira a determinare quale strategia consenta di ottenere il miglior compromesso tra resistenza e duttilità, valutando in particolare l'equilibrio tra la resistenza a trazione e la capacità di allungamento del materiale.

1. Introduzione e motivazione dello studio

Negli ultimi vent'anni la produzione additiva (Additive Manufacturing – AM) ha assunto un peso sempre più rilevante sia nell'industria produttiva che nella ricerca, rivoluzionando le basi del pensiero con cui vengono concepiti e realizzati i componenti.

A differenza dei processi tradizionali, come le lavorazioni per asportazione o la fusione, l'additive manufacturing costruisce il componente layer dopo layer, partendo da un modello digitale tridimensionale, ma senza l'ausilio di un file CAM.

Questo metodo garantisce un'elevata libertà progettuale e permette di integrare più funzioni in un unico componente oltre che la riduzione degli sprechi di materiale.

Grazie a queste caratteristiche non sorprende, quindi, che l'additive manufacturing abbia trovato applicazione in settori dove la leggerezza e l'efficienza sono requisiti fondamentali come nei settori aerospaziale, automobilistico e biomedicale [1].

Si riporta nel seguito un'immagine rappresentativa del ciclo di lavoro della fabbricazione additiva.

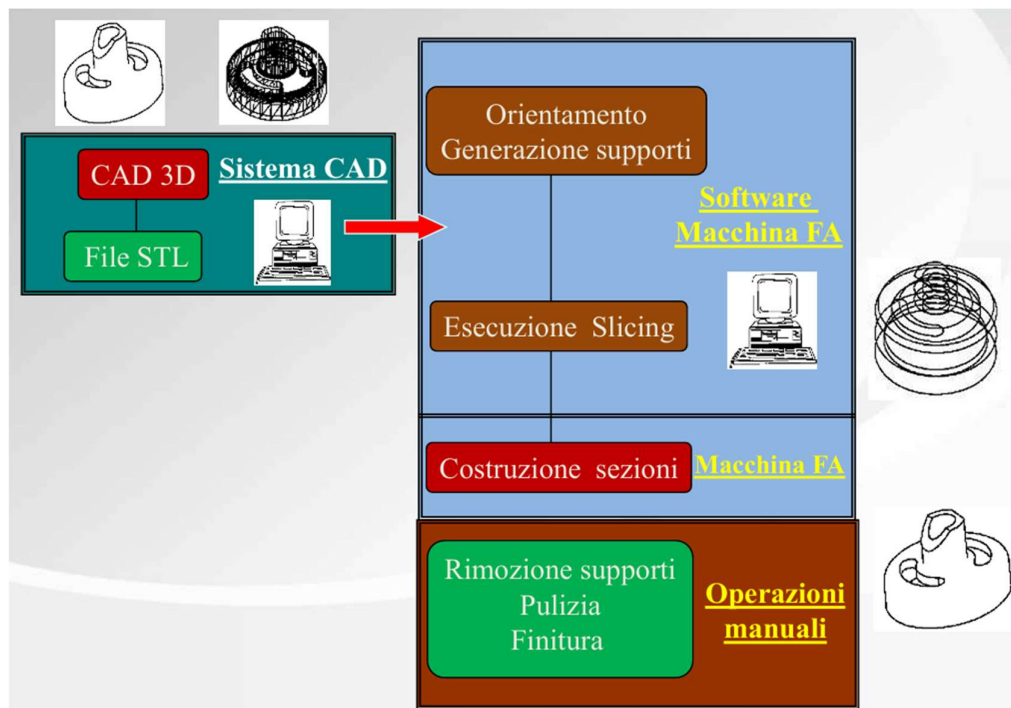


Figura 1 – Ciclo di lavoro standard Additive Manufacturing [1].

All'interno delle varie tecniche riconducibili all'Additive Manufacturing, il processo Laser Powder Bed Fusion (LPBF), spesso indicato anche come Selective Laser Melting, rappresenta una delle opzioni più versatili e performanti per la lavorazione dei metalli.

La tecnologia LPBF è un processo brevettato nel 1994 da EOS, azienda leader nel campo della produzione additiva, dove il principio fondamentale di questa tecnologia è quello di fondere strati sottili di polvere metallica attraverso un laser ad alta intensità, con una precisione e un controllo elevati sia sui parametri di processo che sulla microstruttura finale del componente.

In fase di preparazione alla stampa, la stampante riempie la camera con un gas inerte riscaldando la temperatura, in condizioni di atmosfera controllata. Ultimata la fase preparatoria, si avvia la procedura di stampa dove viene depositato sulla tavola un sottile strato di polvere, il cui spessore varia solitamente tra i 20 e i 60 μm . Terminata la fase di deposito viene quindi attivato il laser a fibra ottica che effettua la scansione della sezione trasversale del pezzo fondendo tra loro le particelle di metallo. Al termine della scansione il piatto si abbassa consentendo l'aggiunta di un nuovo strato di polvere. Il processo viene quindi ripetuto fino all'ottenimento del componente finito [1L].

Di seguito una sintesi del processo di stampa per LPBF:

- Preparazione del materiale: il materiale di base è una polvere metallica fine immagazzinata in una tramoggia che alimenta la macchina di stampa;
- Preriscaldamento: la polvere viene preriscaldata ad una temperatura leggermente inferiore al suo punto di fusione in modo tale che il materiale solidifichi velocemente dopo la fusione del laser;
- Applicazione a rullo: viene applicato, layer dopo layer, un sottile strato di polvere sul piano di stampa tramite un rullo di deposito;
- Fusione laser: un laser ad alta intensità viene focalizzato con precisione sullo strato superiore di polvere metallica portando a fusione il materiale. Questa operazione viene ripetuta layer dopo layer.

- Raffreddamento: terminata l'operazione di stampa, la camera di stampa viene raffreddata e la polvere non fusa viene rimossa dal vassoio tramite un aspiratore.
- Rimozione dei supporti: ultimata l'operazione di raffreddamento e pulizia avviene la rimozione dei supporti. Quest'ultimi infatti vengono generati per aumentare la solidità strutturale del componente durante la fase di stampa e per ridurre al minimo le deformazioni causate dalle alte temperature. I supporti vengono generalmente rimossi mediante taglio meccanico o elettroerosione a filo [1L].

È interessante notare che questa tecnologia, grazie ad un'elevata velocità di raffreddamento, favorisce la formazione di microstrutture fini e soluzioni solide sovrassature [1].

Viene riportato nel seguito uno schema rappresentativo del processo LPBF.

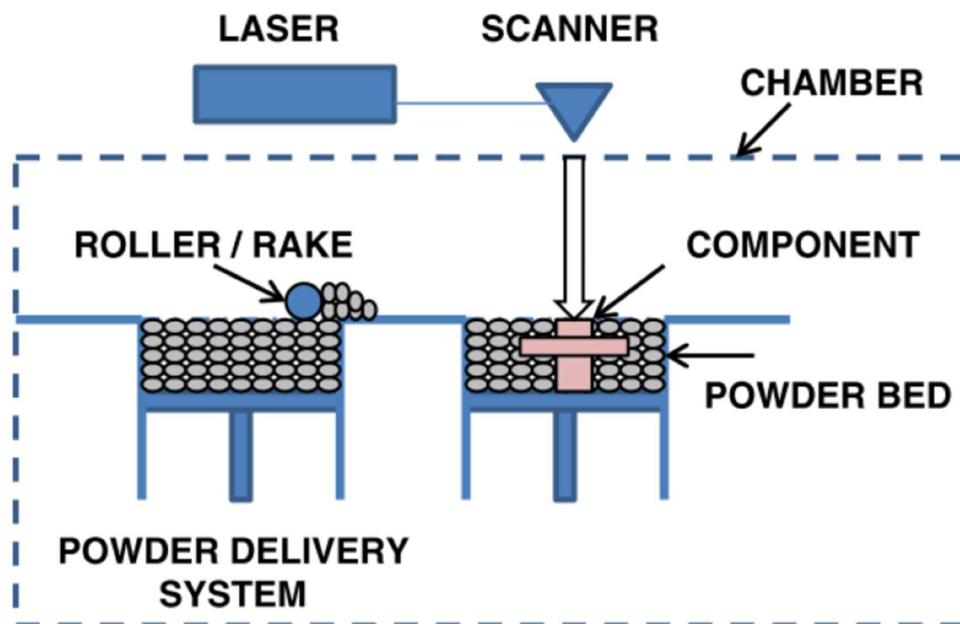


Figura 2 – Schema rappresentativo processo LPBF [2L].

Tra le leghe che vengono utilizzate comunemente nei processi LPBF spicca l'AlSi10Mg, lega a base alluminio ipereutettica contenente circa il 10% di silicio e una piccola percentuale di magnesio che le conferiscono buona fusibilità, bassa tendenza alla cricatura a caldo e un equilibrato compromesso tra resistenza e duttilità.

In condizioni as-built, condizione di stampa senza successivi trattamenti, grazie alle rapide velocità di solidificazione, la lega presenta una microstruttura caratterizzata da cellule di alluminio primario con arricchimenti di silicio ai bordi, i quali contribuiscono alla resistenza meccanica e alla stabilità dimensionale.

Nonostante le buone prestazioni meccaniche, la lega $AlSi10Mg$ mostra limiti in termini di resistenza a temperatura elevata e durezza.

Al fine di superare questi limiti, sono state esplorate diverse soluzioni che spaziano dall'ottimizzazione dei parametri di processo, ai trattamenti termici specifici e modifiche mirate della composizione chimica.

Fra queste ultime, l'aggiunta di rame (Cu) è risultata particolarmente promettente.

Il rame, infatti, è in grado di formare, a seguito di opportuni trattamenti termici di invecchiamento, fasi precipitate come Al_2Cu e fasi contenenti Mg e Si, che ostacolano il movimento delle dislocazioni e incrementano la resistenza del materiale [2].

Il presente progetto si concentra sulla caratterizzazione meccanica di una lega $AlSi10Mg$ modificata con un'aggiunta del 4% in peso di rame, prodotta tramite LPBF e sull'individuazione di una strategia ottimale di trattamento termico con l'obiettivo di individuare un ciclo termico a singola rampa di riscaldamento capace di garantire un bilanciamento ottimale tra prestazioni meccaniche e semplicità operativa.

Al fine di poter valutare quanto sopra esposto sono state effettuate prove sperimentali per valutare densità, microdurezza, calorimetria differenziale a scansione (DSC), analisi microstrutturali e caratterizzazione delle proprietà meccaniche di campioni as-built e campioni trattati termicamente.

Per lo studio di tali proprietà sono stati impiegati diversi strumenti di indagine, tra cui microscopio ottico, microscopio elettronico a scansione (SEM), SEM ad alti ingrandimenti, durometro Vickers, calorimetro differenziale a scansione e macchine universali per prove meccaniche UTM.

2. La tecnologia LPBF

La fusione selettiva laser su letto di polvere (Laser Powder Bed Fusion) rappresenta una delle tecniche di fabbricazione additiva metallica maggiormente diffuse per la realizzazione di componenti completamente densi e con geometrie complesse. Questa tecnologia si basa sulla solidificazione strato per strato di una polvere metallica che viene localmente fusa mediante un fascio laser ad alta energia.

Il sistema LPBF è costituito da una sorgente laser (in genere a fibra Yb o CO₂), un piano di costruzione mobile, un sistema di distribuzione della polvere e un'atmosfera controllata, solitamente di argon o azoto, per evitare l'ossidazione del materiale. I gradienti termici estremi e i tassi di raffreddamento molto elevati (dell'ordine di 10^5 – 10^6 K/s) caratteristici del processo determinano la formazione di microstrutture fuori equilibrio, spesso metastabili, e la presenza di tensioni residue nel materiale allo stato “as-built” [3].

2.1 Influenza dei parametri di processo LPBF

I parametri di processo del Laser Powder Bed Fusion, come potenza laser, velocità di scansione, spessore dello strato e distanza tra passate, influenzano in modo diretto la densità di energia fornita al letto di polvere e, di conseguenza, la microstruttura e le proprietà finali del materiale.

Vengono di seguito spiegati nel dettaglio tutti i parametri precedentemente citati:

- **Potenza laser (P)**

La potenza del laser, espressa in watt [W], è l'energia erogata dal laser. Tale parametro risulta essere direttamente connesso alle dimensioni del bagno di fusione, infatti, al crescere della potenza risultano aumentare anche la profondità e la larghezza dei melt pools.

La potenza è un parametro fondamentale che deve essere tarato correttamente, infatti, una potenza eccessiva, rispetto alle condizioni di lavoro, potrebbe generare problematiche legate al keyholing (cavitazione e formazione di pori da vapore) o portare all'evaporazione selettiva degli elementi più leggeri di lega. Al contrario, una

potenza troppo bassa comporta il rischio di lack of fusion, una fusione incompleta tra i cordoni e tra i diversi layer che genera porosità e basse proprietà meccaniche.

Inoltre, utilizzare elevate potenze, a parità degli altri parametri di processo, genera un rallentamento nel raffreddamento che garantisce microstruttura più grossa e talvolta minori durezza. Una regolazione adeguata consente invece di migliorare la densità e la continuità metallurgica della lega [3].

- **Velocità di scansione (v)**

La velocità di scansione è la velocità con cui il fascio laser si muove sul letto di polvere, solitamente viene indicata in millimetri al secondo (mm/s).

A parametri costanti, valori elevati di velocità di scansione riducono l'energia depositata localmente aumentando il rischio di fusioni incomplete e porosità dovute a problematiche di lack of fusion.

Viceversa, se la velocità risulta essere troppo bassa possono verificarsi surriscaldamenti, keyholing, distorsioni e aumento delle tensioni residue.

In conclusione, sebbene velocità superiori possono migliorare la produttività, è necessario compensare la lavorazione regolando opportunamente gli altri parametri di processo al fine di non compromettere la qualità [3]

- **Spessore dello strato (l)**

Questo parametro, spesso indicato in millimetri [mm], corrisponde allo spessore di ciascun layer di polvere depositato prima dell'esposizione laser.

Non esiste uno spessore efficiente per questa tecnica, in quanto spessori dello strato maggiori o minori presentano pregi e difetti diversi quindi in base all'utilizzo del materiale si può scegliere quale sia lo spessore più efficiente per le caratteristiche che dobbiamo ottenere.

Spessori maggiori garantiscono una riduzione relativa del tempo di produzione ma necessitano di bagni di fusione più profondi al fine di garantire l'ancoraggio inter layer. Inoltre con spessori troppo elevati c'è il rischio di mancata fusione tra layer, la generazione di porosità e “stair-stepping” (scalettatura) sulle superfici inclinate.

Spessori più sottili favoriscono invece la creazione di microstrutture più fini e densità elevata, ma riducono la produttività del sistema [3].

- **Hatch distance – distanza tra passate (hd)**

L' Hatch distance è la distanza tra due traiettorie parallele adiacenti del laser sullo stesso layer calcolata in millimetri [mm]. È il parametro direttamente collegato alla strategia di riempimento e permette il controllo della sovrapposizione dei cordoni di fusione.

Se la distanza tra cordoni è troppo ampia si rischia di ottenere vuoti o lack of fusion laterali, in maniera opposta, se troppo stretta, si verifica un eccesso di fusione che potrebbe generare overlap e tensioni e difetti superficiali [3].

- **VED**

Un parametro utilizzato per valutare l'energia reale fornita al materiale è la Volumetric Energy Density (VED):

$$VED = \frac{P}{v \cdot hd \cdot l} \left[\frac{J}{mm^3} \right]$$

La VED esprime la quantità di energia fornita dal laser al letto di polvere per unità di volume di materiale fuso. In presenza di VED bassa sussiste la possibilità che si presentino rischi di lack of fusion che generano porosità tra cordoni e layer; se la VED risulta essere invece elevata è possibile la formazione di keyholing. Un giusto parametro di VED permette di ottenere alta densità e microstruttura coerente [3].

Di seguito una tabella riassuntiva dell'influenza dei singoli parametri sulla valutazione della VED.

Parametro	VED	Vantaggio	Svantaggio
P alta	VED ↑	Maggior fusione	Rischio keyhole
v alta	VED ↓	Maggior produttività	Rischio lack of fusion
t alta	VED ↓	Maggior produttività	Rischio porosità inter-layer
h basso	VED ↑	Qualità maggiore	Tempi maggiori

Tabella 1 – Influenza parametri Su VED

Di seguito viene riportato uno schema riepilogativo:

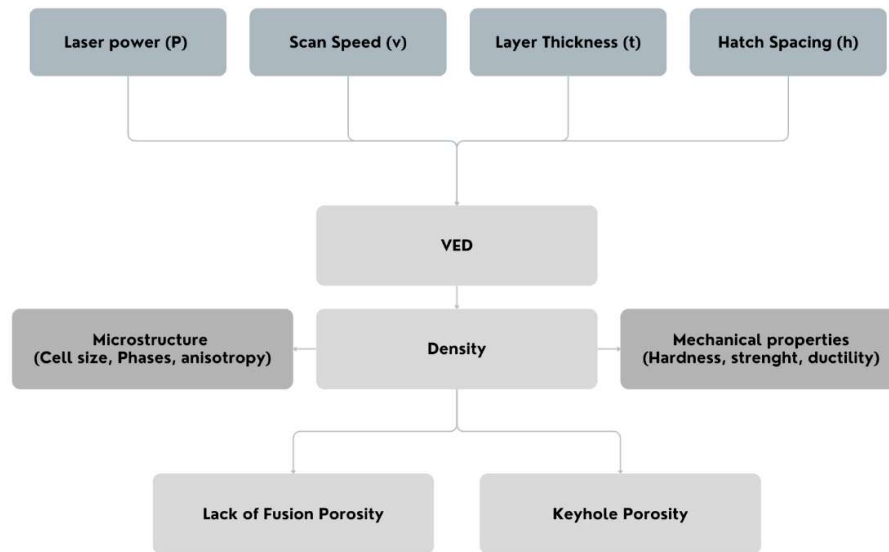


Figura 3 – Schema correlazione parametri di processo-caratteristiche microstrutturali e meccaniche

Come si evince dallo schema sopra riportato, la VED, è influenzata direttamente dai parametri di processo corrispondenti alla potenza del laser, la velocità di scansione, lo spessore del layer e la distanza tra passate.

Una giusta valutazione della VED permette di ottimizzare la densità del materiale lavorato con giusti compromessi a livello di microstruttura e proprietà meccaniche. Al contrario, in caso di VED non bilanciata, si rischia la sussistenza di porosità da lack of fusion e keyhole.

In sintesi, si evince quindi, che un'energia insufficiente porta a mancate fusioni e porosità, mentre un'energia eccessiva può determinare evaporazione di elementi leggeri e formazione di cricche [4].

La corretta regolazione di questi parametri è essenziale per bilanciare densità, produttività e prestazioni.

2.2 Strategie per aumentare la produttività in LPBF

La tecnologia LPBF, parte integrante delle tecniche di produzione additiva, è una tecnologia ormai consolidata per la realizzazione di componenti metallici complessi con geometrie ottimizzate e proprietà meccaniche elevate.

Tuttavia, nonostante i numerosi vantaggi, la sua diffusione su larga scala è ancora limitata principalmente dal problema della produttività relativamente contenuta rispetto ai processi di produzione convenzionali di asportazione, infatti, i tempi ciclo produttivi di questa innovativa tecnologia, risultano essere particolarmente onerosi nel caso di lavorazioni su geometrie standard.

Il tempo ciclo complessivo è infatti influenzato da numerosi fattori di processo e incide direttamente sul costo per unità di prodotto con conseguenze sulla competitività economica della tecnologia stessa. A causa di questi motivi, la ricerca scientifica si è concentrata sull'identificazione di strategie e innovazioni che consentano di ridurre i tempi di costruzione mantenendo standard qualitativi elevati [5].

Uno degli approcci più immediati per incrementare la produttività è ottimizzare i parametri operativi della macchina LPBF tenendo presente che le variabili come velocità di scansione, potenza del fascio laser, spessore dello strato e hatch distance interagiscono tra loro in modo complesso influenzando sia la produttività che la qualità metallurgica.

Tra gli approcci adottati per incrementare la produttività del processo LPBF troviamo la possibilità di aumentare la velocità di scansione del fascio laser. Infatti, la velocità con cui il laser percorre la superficie influenza direttamente il tempo di costruzione, poiché determina la durata complessiva delle passate necessarie a fondere ciascun layer.

Tuttavia, la velocità di scansione non può essere incrementata senza considerare gli effetti sulla VED, che dipende anche da potenza, spessore layer e hatch distance. Un aumento eccessivo della velocità porta a un abbassamento del VED e quindi a un rischio elevato di lack of fusion, con conseguente formazione di porosità irregolari e riduzione della resistenza meccanica.

In letteratura è stato dimostrato che all'aumentare della velocità di scansione oltre una soglia critica, il bagno di fusione entra in regime instabile con difetti di non fusione; al contrario, a velocità troppo basse si può instaurare il keyhole mode, con evaporazione locale del materiale e formazione di pori sferici; questi risultati suggeriscono quindi l'esistenza di una finestra operativa ottimale, entro la quale è possibile bilanciare produttività e qualità metallurgica [6].

Trattando le leghe di alluminio, i valori tipici di velocità di scansione possono variare da 650 a 1500 mm/s con l'ottenimento di densità relative superiori al 99% se i parametri sono correttamente bilanciati [7].

Inoltre, bisogna sottolineare il fatto che la microstruttura e la porosità risultano estremamente sensibili al rapporto tra velocità di scansione e potenza: combinazioni non ottimali possono indurre difetti quali balling (gocce solidificate non fuse al substrato) e disomogeneità microstrutturali.

Un ulteriore approccio consiste nell'abbinare l'aumento della velocità di scansione con strategie di rimelting o con pattern a stripes, che permettono di compensare parzialmente i difetti indotti dalla fusione incompleta consentendo di mantenere elevata la produttività senza compromettere la qualità metallurgica del pezzo.

L'incremento della potenza laser, se ben calibrato, può compensare queste problematiche permettendo fusioni complete anche a velocità maggiori. Tuttavia, superare determinate soglie di potenza può provocare evaporazione del materiale, instabilità del bagno fuso e difetti superficiali.

Un'altra variabile modulabile al fine di ottimizzare la produttività è lo spessore del layer che viene depositato ad ogni passata. Infatti, strati più spessi riducono il numero totale di passaggi, abbattendo i tempi complessivi, ma influiscono sulla precisione dimensionale e sulla rugosità superficiale [8].

La hatch distance, ovvero la distanza tra passate adiacenti del laser, incide sia sulla produttività che sulla densità finale del pezzo: valori troppo elevati comportano difetti di fusione incompleta, mentre valori troppo ridotti aumentano i tempi senza benefici proporzionali.

Un parametro fondamentale, oltre a quelli già citati, da regolare al meglio per ottimizzare la produttività del processo è la traiettoria di scansione del laser. Strategie di fusione come in pattern meander, chessboard e stripes presentano vantaggi e svantaggi ben documentati.

Il pattern meander, caratterizzato da movimenti continui lungo tutta la superficie, risulta essere una soluzione rapida ma tende a generare gradienti termici elevati, con il rischio di generare deformazioni e tensioni residue.

Il pattern chessboard suddivide la superficie in aree ridotte, ogni sotto area viene quindi scansionata variando la direzione tra area e area. Questo permette di ottenere un miglior controllo termico ma un aumento del tempo di costruzione [9].

Si riporta nel seguito un'immagine rappresentativa del pattern chessboard.

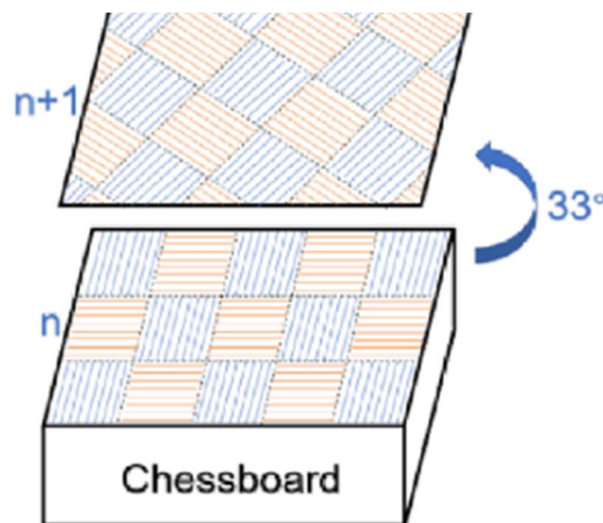


Figura 4 – Pattern Chessboard [9].

La strategia stripes rappresenta un buon compromesso, garantendo buona stabilità termica e tempi contenuti. Questa consiste nel suddividere l'area di costruzione in fasce parallele, ogni striscia viene quindi scansionata dal laser con passate rettilinee.

Per i layer successivi viene quindi ruotata la direzione di scansione per ridurre l'anisotropia e distribuire meglio le tensioni residue. [18]

Si riporta nel seguito uno schema semplificato della strategia stripes.

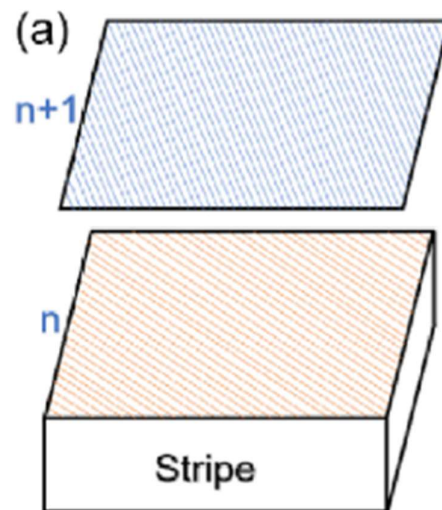


Figura 5 – Pattern Stripe [9].

Un'innovazione chiave degli ultimi anni in ambito additive manufacturing è l'introduzione di configurazioni multi-laser. L'uso simultaneo di più fasci laser, infatti, permette di lavorare aree differenti del letto di polvere in parallelo, riducendo il tempo di costruzione in maniera quasi proporzionale al numero di sorgenti, tuttavia, ciò richiede una gestione accurata delle zone di sovrapposizione per prevenire discontinuità microstrutturali.

Le architetture più avanzate prevedono sistemi a quattro o più laser, con algoritmi di sincronizzazione e ottimizzazione del percorso che minimizzano i tempi morti. Nel seguito un'immagine esemplificativa di una lavorazione a 4 laser eseguita su una EOS M400-4 [3L].



Figura 6 – Camera EOS M400-4 [3L]

Un'altra metodologia per poter aumentare la produttività consiste nell'organizzare in maniera ottimale la posa dei componenti sul piano di lavoro.

La disposizione e l'orientamento del pezzo, infatti, influenzano direttamente il numero di strati necessari, la quantità di supporti e il grado di sfruttamento dell'area utile di costruzione. Un layout ottimizzato può ridurre fino al 20% i tempi di produzione e al contempo minimizzare il consumo di materiale di supporto [10].

A livello industriale sono presenti strumenti software avanzati di nesting e ottimizzazione topologica che consentono di generare automaticamente configurazioni che bilanciano produttività e integrità strutturale.

Il nesting, infatti, rappresenta l'ottimizzazione della disposizione degli oggetti da stampare all'interno della camera al fine di:

- Massimizzare lo sfruttamento dello spazio disponibile riducendo i campi vuoti tra i componenti;
- Minimizzare i tempi e i costi per pezzo aumentando il numero di componenti realizzati in un unico build;
- Migliorare l'efficienza del processo evitando movimentazioni inutili della macchina e riducendo la quantità di polvere sprecata

L'ottimizzazione del nesting costituisce un problema di elevata complessità, in quanto richiede la valutazione congiunta non solo dell'efficienza volumetrica del processo, ma anche di parametri qualitativi e prestazionali legati alle proprietà finali dei componenti. In particolare, l'orientamento delle parti durante la disposizione influisce in maniera diretta sulla formazione della microstruttura, sulla morfologia superficiale e sull'insorgenza di tensioni residue, rendendo necessaria un'analisi integrata che consideri le interazioni tra geometria, process parameters e risposta materiale [11]

Per questo motivo, nella pratica industriale vengono utilizzati algoritmi dedicati in grado di individuare configurazioni ottimali in tempi ragionevoli, soprattutto quando le parti hanno geometrie complesse. L'impiego di tali strumenti consente di ottenere una

significativa riduzione dei costi, sia in termini di h macchina sia di quantità di polvere non utilizzata.

Infine, occorre sottolineare che il nesting, oltre ad aumentare la produttività, contribuisce anche alla sostenibilità economica ed ambientale del processo. Una disposizione ottimizzata riduce gli sprechi di materiale e l'energia necessaria per la fusione, migliorando l'efficienza complessiva del ciclo produttivo [4L].

Nel seguito viene riportata un'immagine esempio di un processo di nesting.

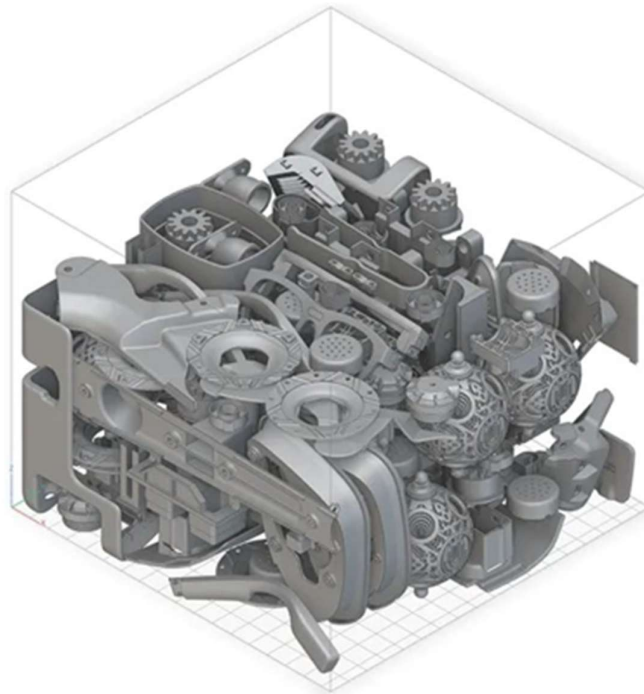


Figura 7 – Esempio Nesting [4L]

Il problema legato alla lunga durata del tempo ciclo nel processo di additive manufacturing non dipende unicamente dal tempo necessario alla fusione del materiale, ma è fortemente influenzato da una serie di fattori secondari che concorrono a determinarne l'efficienza complessiva. Al fine di ottimizzare la produttività del processo di stampaggio mediante additive manufacturing, è necessario considerare che il tempo effettivo di fusione rappresenta solo una frazione dell'intero ciclo produttivo. I tempi non produttivi, associati a fasi ausiliarie quali la ricopertura dello strato di polvere e i tempi di attesa per la stabilizzazione termica, incidono in maniera

significativa sull'efficienza complessiva del processo, rendendo fondamentale una valutazione integrata di tutte le sue componenti operative.

Altre soluzioni possibili per abbattere ulteriormente il tempo ciclo della tecnica possono essere per esempio i sistemi di ricopertura rapida, come blade o rulli ad alta velocità, che possono ridurre il tempo per strato di oltre il 30% [12], inoltre, l'uso di polvere preriscaldata accelera l'equilibrio termico e riduce le distorsioni, mentre l'automazione della movimentazione della polvere abbatte i tempi di setup tra lavori successivi.

Ottimizzando l'integrazione delle fasi di post-processing direttamente nel flusso produttivo è possibile ottenere riduzioni significative nei tempi complessivi.

Sistemi di rimozione automatica della polvere, taglio laser in linea per il distacco dal piatto di costruzione e unità di trattamento termico integrato sono esempi di soluzioni che riducono i tempi morti e migliorano l'efficienza globale.

La produttività di un sistema LPBF può essere stimata attraverso modelli matematici che correlano il tasso di deposizione volumetrico con i parametri di processo. Todeshki et al (2023) nell'articolo "*Laser powder bed fusion of metallic components: Latest progress in productivity, quality, and cost perspective*" [13], analizzano come l'ottimizzazione combinata di fattori come build rate, velocità di scansione, potenza del laser, layer thickness e hatch distance, impatti in modo sostanziale su produttività e qualità finale.

L'incremento della produttività nel LPBF è il risultato, quindi, di un approccio integrato che combina ottimizzazione dei parametri, innovazioni hardware e gestione efficiente del flusso di lavoro.

Le tendenze future includono l'adozione di sistemi LPBF ad altissima potenza (oltre 1 kW per laser), l'uso di scanner ottici ad alta velocità e lo sviluppo di tecniche LPBF in cui il letto di polvere si muove in modo continuo, eliminando la ciclicità del processo e aprendo la strada a una produzione additiva realmente industriale.

3. Leghe di alluminio processate tramite LPBF

3.1 Introduzione alle leghe Al-Si per fabbricazione additiva

Le leghe di alluminio rappresentano una delle famiglie di materiali più utilizzate e versatili nell'Additive Manufacturing.

Questa diffusione deriva da una serie di proprietà favorevoli per lo sviluppo industriale come la bassa densità, l'elevata resistenza specifica e la buona resistenza alla corrosione. Tali caratteristiche rendono le leghe di alluminio particolarmente idonee alla realizzazione di componenti in settori ad alta tecnologia quali l'aerospaziale, l'automotive, la difesa e il biomedicale.

In questi contesti applicativi, la riduzione del peso e il miglioramento delle prestazioni rappresentano infatti obiettivi fondamentali e l'additive manufacturing permette di coniugare prestazioni, complessità geometrica e personalizzazione risaltando le caratteristiche intrinseche del materiale.

All'interno delle varie tecniche riconducibili all'Additive Manufacturing, il processo Laser Powder Bed Fusion rappresenta una delle opzioni più versatili e performanti per la lavorazione dei metalli.

Le leghe Al-Si si rilevano particolarmente adatte a tale tecnica grazie alla loro eccellente colabilità, al basso coefficiente di dilatazione termica e alla ridotta tendenza alla formazione di cricche a caldo, infatti, la presenza di silicio in quantità prossime alla composizione eutettica (~12,6% Si), contribuisce a ridurre il ritiro durante la solidificazione e di conseguenza alla riduzione della sensibilità della lega agli stress residui post processo di stampa [7].

Un aspetto cruciale del processo LPBF è rappresentato dalle velocità di raffreddamento estremamente elevate, che possono raggiungere valori compresi tra i 10^4 e i 10^7 K/s.

Queste condizioni favoriscono, infatti, la formazione di microstrutture molto fini e soluzioni solide sovrassature, con un sensibile incremento delle proprietà meccaniche rispetto alle stesse leghe realizzate con metodi tradizionali [14].

3.2 AlSi10Mg

La lega AlSi10Mg è una delle leghe di alluminio più utilizzate in processi di fabbricazione additiva.

Come si intende dalla nomenclatura stessa del materiale, la presenza di silicio in lega risulta essere circa del 10% in peso; questa determinata percentuale risulta quindi essere prossima alla composizione eutettica della lega stessa.

In una lega, il punto eutettico indica la composizione e la temperatura in cui la miscela fonde o solidifica in un'unica trasformazione, senza passaggi intermedi. Normalmente, infatti, la fusione di una lega solida avviene in un intervallo di temperature dove il passaggio di stato avviene su intervalli temporali differenti in funzione del singolo materiale; nel punto eutettico, la composizione percentuale del materiale permette il passaggio di fase a una temperatura costante. Questi punti solitamente sono caratterizzati dall'avere la temperatura di fusione più bassa per quel sistema di lega [1].

Grazie alla sua composizione quasi eutettica nel diagramma di fase Al-Si, l'AlSi10Mg, viene spesso utilizzata in fonderia presentando una temperatura di fusione di circa 570 °C [1].

Questa lega unisce una buona resistenza meccanica ed elevata durezza relativa, caratteristiche che la rendono particolarmente adatta per la realizzazione di componenti sottili e per geometrie complesse sottoposte a carichi elevati.

Si riporta nel seguito il diagramma di fase Al-Si.

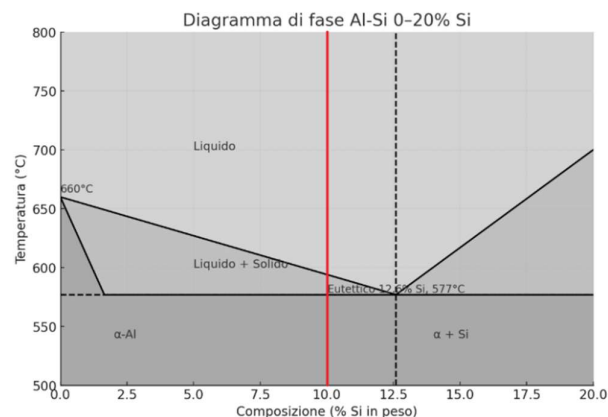


Figura 8 – Diagramma di fase Al-Si [1]

Dal diagramma di fase riportato precedentemente è possibile visualizzare il punto eutettico caratterizzato dalla tipica forma a “V” in prossimità di una percentuale composizionale pari a 12,6%.

Le polveri utilizzate nei processi LPBF presentano generalmente una dimensione compresa tra 20 e 63 μm [1].

Nel seguito viene riportata un’immagine raffigurante un’ispezione ad alti ingrandimenti di polvere di AlSi10Mg. Dall’immagine si evince la dimensione media delle particelle.

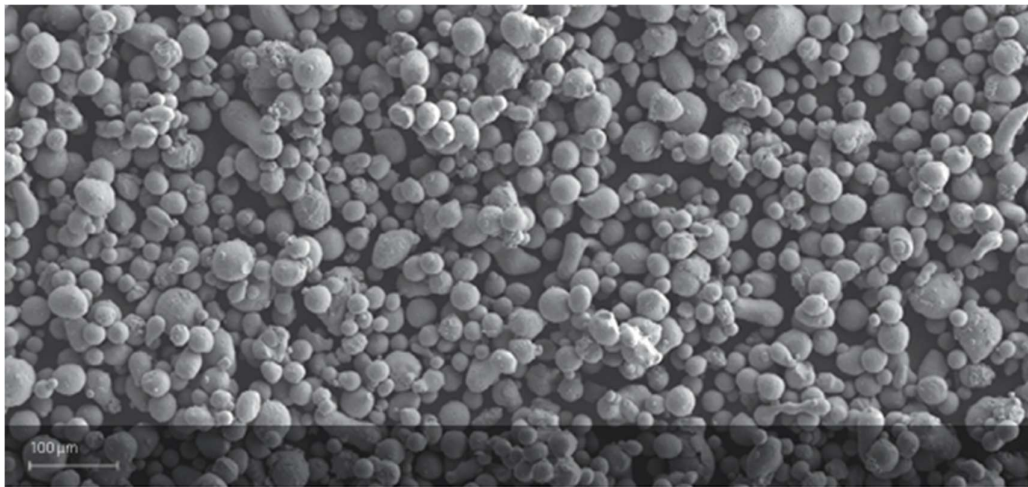


Figura 9 – Dimensione caratteristica delle polveri [5L]

Nel seguito viene riportata una tabella contenente le composizioni percentuali medie di una lega AlSi10Mg. Nello specifico, le percentuali riportate, sono quelle della lega AlSi10Mg di produzione EOS GmbH [5L].

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
Weight %	9-11	≤0,55	≤0,05	≤0,45	0,2-0,45	≤0,1	≤0,15	Remainder

Tabella 2 – Composizioni percentuali lega AlSi10Mg

Nella tabella successiva, invece, sono riportate le caratteristiche meccaniche tipiche medie della stessa lega in situazione as-built, quindi valutate in condizioni di solo stampa senza l’ottimizzazione tramite trattamenti termici o lavorazioni successive [5L].

Densità [g/cm ³]	2,66
Yield Strength R _{p0.2} [MPa]	270
Tensile Strength R _m [MPa]	450
Allungamento a rottura [%]	10,2
Durezza [HBW]	115
Conduzione termica [W/mK]	110

Tabella 3 – Caratteristiche meccaniche lega AlSi10Mg

Per completezza di informazioni, nelle immagini seguenti è possibile osservare la microstruttura tipica di una lega AlSi10Mg.

Tramite l'analisi della microstruttura è possibile osservare una struttura eutettica continua di alluminio e silicio (matrice grigia) con fase primaria α -Al dispersa (particelle bianche) [1].

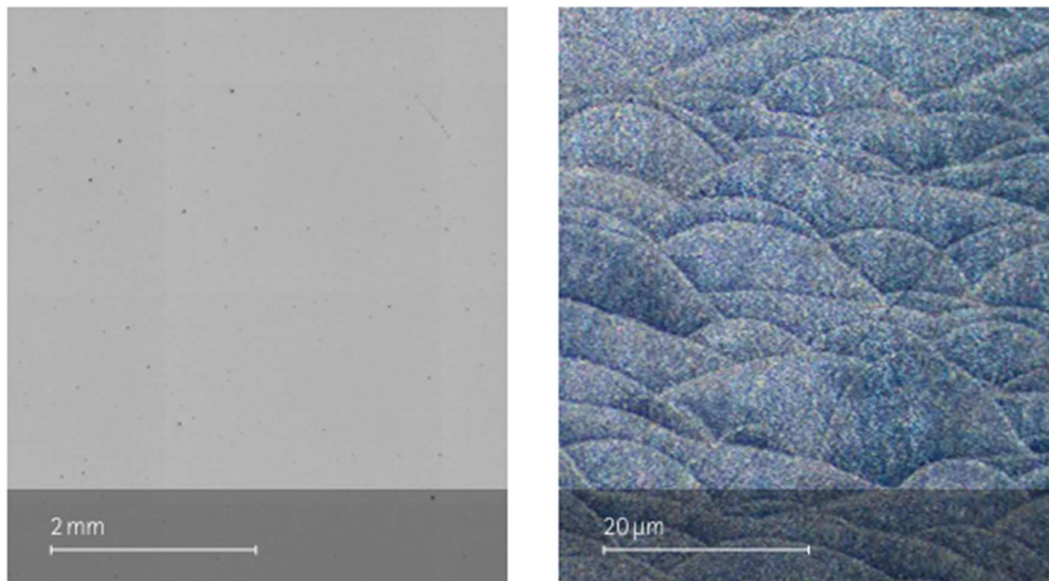


Figura 10 – Microstruttura tipica lega AlSi10Mg [5L]

Nel seguito viene invece riportata un'immagine raffigurante un ingrandimento di un componente di AlSi10Mg prodotto tramite LPBF e sezionato in direzione perpendicolare alla direzione di crescita.

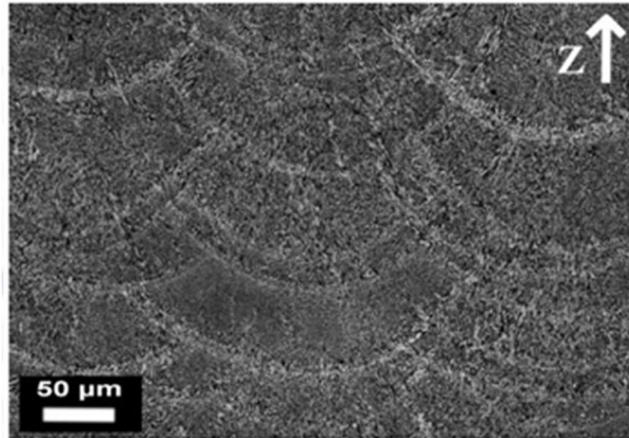


Figura 11 – AlSi10Mg stampata in LPBF [5L]

Analizzando l'immagine sopra riportata è possibile osservare due tipologie differenti di microstruttura:

- All'interno delle singole melt pools è possibile visualizzare una struttura cellulare-dendritica di α -Al;
- In prossimità del bordo delle melt pools si evince un network della fase eutettica di silicio che circonda la fase α -Al;

3.3 Ruolo del Silicio e del Magnesio

Analizzando le leghe di alluminio processabili tramite additive manufacturing, come anticipato, l'attenzione ricade in particolare sulla lega AlSi10Mg.

Il silicio, infatti, riveste un ruolo chiave nella composizione delle leghe Al-Si.

Questa posizione dipende da molteplici fattori, in particolare, in un processo di produzione LPBF, le elevate velocità di raffreddamento consentono al silicio di rimanere in soluzione nella matrice α -Al oltre i limiti di equilibrio previsti dal diagramma di fase. Ne derivano, quindi, microstrutture cellulari in cui le cellule di α -Al sono circondate da reticoli di silicio [1].

Questi reticoli ostacolano il movimento delle dislocazioni, incrementando così la resistenza meccanica e contribuendo al fenomeno di work hardening [7]. Inoltre, grazie alla presenza di particelle dure disperse nella matrice, viene incrementata la resistenza all'usura e alla fatica.

Oltre a rafforzare il materiale, il Si migliora la stabilità dimensionale e riduce le tensioni interne grazie alla sua bassa dilatazione termica e ottimizza le proprietà di colabilità della lega migliorando la fluidità del fuso e riducendo la contrazione durante la fase di solidificazione.

In condizioni as-built, grazie al rapido raffreddamento tipico del LPBF, il magnesio rimane in soluzione solida sovrasatura all'interno della matrice di alluminio contribuendo direttamente all'aumento della resistenza tramite il meccanismo di indurimento per soluzione solida [15].

Durante il trattamento di invecchiamento artificiale, il magnesio promuove la nucleazione e la crescita dei precipitati di Mg_2Si che, ostacolando ulteriormente il moto delle dislocazioni, permettono di aumentare la durezza e la resistenza della lega oltre che migliorare la risposta a fatica e la stabilità termica complessiva della lega.

3.4 Il rame nelle leghe Al - Si

L'interazione laser-polvere nel processo LPBF governa fusione, trasferimento di energia, dimensione della pozza e solidificazione complessiva. L'energia viene assorbita dalla polvere e convertita in calore; tuttavia alluminio e rame mostrano bassi tassi di assorbimento e alta riflettanza con conseguente necessità di dover aumentare la densità di energia [16].

L'aggiunta di rame in leghe di alluminio è riconosciuta come una strategia efficace per incrementare la resistenza a trazione e la durezza del materiale. Questo avviene grazie ai meccanismi di indurimento per soluzione solida e di precipitazione controllata. Inoltre, il rame contribuisce ad aumentare anche la resistenza a fatica sebbene tale vantaggio comporti una riduzione di altre proprietà fondamentali come la duttilità e la resistenza alla corrosione [17].

Nel caso specifico dell' $AlSi10Mg$ trattato tramite LPBF, l'aggiunta del rame in lega, rappresenta una strategia consolidata per incrementare le proprietà meccaniche. Il rame, infatti, favorisce la formazione di precipitati rinforzanti che limitano il movimento delle dislocazioni e migliorano la resistenza a trazione [2].

La composizione tipica presenta contenuti di silicio prossimi all'eutettico, magnesio compreso tra 0,3 e 0,5% e rame fino al 4%. Il contenuto di Cu relativamente basso riscontrato in letteratura è spiegabile con la volontà di non voler superare il limite di solubilità del rame nell'alluminio, che nel sistema binario Al-Cu è pari al 5,65% in peso [16].

Un aspetto di particolare rilievo è legato alle elevate velocità di raffreddamento tipiche del processo LPBF che permettono di ottenere una lega con un contenuto di Cu in soluzione solida superiore ai valori di equilibrio previsti dal diagramma di fase. Questo determina una maggiore disponibilità di soluto per la formazione di precipitati durante i trattamenti termici di invecchiamento artificiale [7].

Va tuttavia sottolineato che un eccesso di rame all'interno di una lega AlSi10Mg può diminuire la conducibilità termica e aumentare il rischio di cricatura a caldo durante la fase di solidificazione [14].

Il rame può essere introdotto in lega attraverso diversi approcci, ognuno dei quali presenta vantaggi e limitazioni dal punto di vista tecnologico, metallurgico ed economico.

- **In-situ Alloying**

Il metodo dell'in-situ alloying consiste nella miscelazione diretta di polveri di AlSi10Mg con polveri elementari di rame. Durante la fusione laser, il rame si dissolve parzialmente nella matrice di alluminio permettendo di ottenere una lega arricchita.

I vantaggi principali di questo metodo prevedono la grande flessibilità composizionale, i ridotti costi di approvvigionamento e miscelazione delle polveri e la possibilità di sperimentare nuove composizioni senza la necessità di produrre lotti industriali.

Gli svantaggi risiedono nel rischio di formazione di segregazioni locali che portano a zone arricchite in rame. Il formarsi di queste zone, infatti, potrebbe favorire la formazione di difetti come porosità e cricatura a caldo [14].

- **Pre-legatura**

La procedura di pre-legatura implica la produzione di polveri tramite atomizzazione di un bagno fuso già contenente la composizione desiderata, garantendo una

distribuzione omogenea degli elementi e migliori proprietà meccaniche, a fronte di costi più elevati [7].

Si riporta nel seguito un'immagine esplicativa del processo di atomizzazione dove è possibile notare come il fuso metallico viene atomizzato tramite l'insufflazione di un gas all'interno della camera.

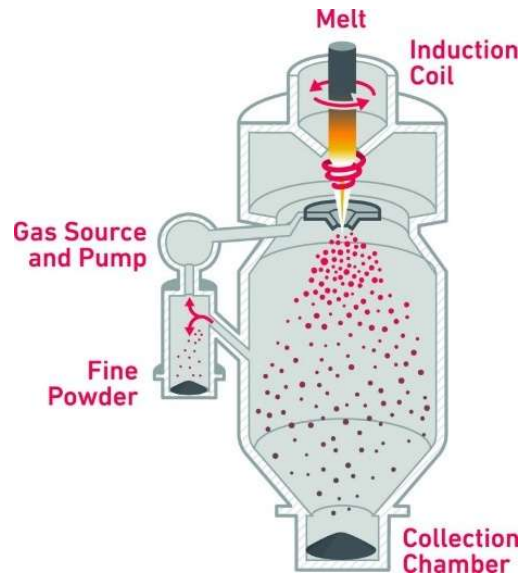


Figura 12 - Schema processo di atomizzazione [6L]

- **Coated powders**

Il rivestimento superficiale rappresenta una soluzione intermedia rispetto ai due approcci precedentemente descritti. Questa particolare tecnica consiste nel depositare uno strato sottile di rame sulla superficie della particella di AlSi10Mg utilizzando tecniche come la deposizione elettrolitica, chimica o PVD.

Questa strategia permette di raggiungere una buona distribuzione superficiale con costi inferiori rispetto alla produzione di polveri pre-legate; sussiste comunque il rischio di non uniformità di spessore del rivestimento che potrebbe portare alla generazione di difetti microstrutturali [18].

Dallo studio della letteratura è possibile effettuare un confronto microstrutturale e meccanico tra una lega di AlSi10Mg e una lega AlSi10Mg additivata con rame.

Dal punto di vista microstrutturale, la lega AlSi10Mg in condizioni as-built presenta una microstruttura cellulare fine composta da matrice $\alpha\text{-Al}$ con reticoli eutettici di Si

nanometrici, distribuiti lungo i bordi delle celle. Questa configurazione è il risultato del rapido raffreddamento caratteristico del processo LPBF e garantisce, anche senza trattamenti successivi, valori di durezza elevati (tipicamente 120–140 HV) e resistenze a trazione nell'ordine di 400–460 MPa, con allungamenti compresi tra 6 e 10% a seconda della direzione di costruzione [15].

L'aggiunta di rame in lega comporta una microstruttura simile a quella dell'AlSi10Mg ma presenta rame in soluzione solida che induce una distorsione reticolare aumentando le caratteristiche meccaniche del materiale come la resistenza e a seguito di trattamenti termici favorisce la formazione di precipitati rafforzanti che ostacolano il movimento delle dislocazioni.

Diversi studi hanno confermato che la presenza di rame determina un potenziale incremento delle proprietà meccaniche, con benefici particolarmente evidenti alle alte temperature [7L].

Si riportano nel seguito i risultati di una caratterizzazione meccanica effettuata su provini di AlSi10Mg e AlSi10Mg4Cu processati tramite in-situ alloying e trattata da Bosio et al. (2021) nell'articolo *“Strengthening strategies for an Al alloy processed by in-situ alloying during laser powder bed fusion”* [14].

AlSi10Mg – As built		AlSi10Mg+4Cu	
Yield Strength R _{po.2} [MPa]	250	Yield Strength R _{po.2} [MPa]	339
Tensile Strength R _m [MPa]	362	Tensile Strength R _m [MPa]	433
Allungamento a rottura [%]	3,3	Allungamento a rottura [%]	2,2

Tabella 4 – Confronto AlSi10Mg e AlSi10Mg4Cu [14]

Come si evince dalla tabella sopra riportata, l'inserimento del rame in lega in composizione al 4% ha garantito un aumento della resistenza a trazione e snervamento rispettivamente del 26% e del 16% ma una riduzione pari al 50% dell'allungamento a rottura percentuale.

4. Trattamenti termici delle leghe processate per LPBF

Il primo obiettivo del presente studio è analizzare l'effetto di trattamenti termici post processo. I trattamenti termici, infatti, rappresentano una fase fondamentale per ottimizzare le proprietà delle leghe di alluminio ottenute tramite Laser Powder Bed Fusion (LPBF).

Le altissime velocità di raffreddamento tipiche di questo processo produttivo portano infatti alla formazione di microstrutture molto fini e di soluzioni solide sovrassature, che conferiscono al materiale un'elevata resistenza già nello stato as-built. Tuttavia, questo stato iniziale è spesso accompagnato da tensioni residue significative e da una duttilità limitata, caratteristiche che possono compromettere le prestazioni a lungo termine del materiale. Effettuare trattamenti termici mirati consente di intervenire su questi aspetti, modulando il bilanciamento tra resistenza, duttilità, stabilità dimensionale e comportamento a fatica, così da rendere il materiale più idoneo all'impiego finale [7].

Gli obiettivi principali dei trattamenti termici includono la riduzione delle tensioni residue accumulate durante la fusione laser, l'ottimizzazione della distribuzione e morfologia delle fasi precipitate, il miglioramento della stabilità microstrutturale in esercizio e l'incremento della combinazione di resistenza e duttilità [16].

Nel caso delle leghe $AlSi10Mg$ e $AlSi10Mg+Cu$, i cicli termici sono progettati per massimizzare l'irrobustimento per precipitazione, mantenendo la finezza della microstruttura tipica del LPBF.

4.1 Tipologie di trattamenti termici

Nel seguito vengono descritti con maggior dettaglio i principali trattamenti termici effettuati su leghe di $AlSi10Mg$ processate tramite LPBF.

- **Ricottura di distensione**

La ricottura di distensione è un trattamento termico che consiste nel riscaldare il materiale ad una temperatura moderata, per le leghe di alluminio si utilizza una temperatura che si aggira tra i 280 °C e i 350 °C, inferiore alla temperatura di

solubilizzazione del materiale. Il campione viene quindi mantenuto per alcune h in forno per poi effettuare un raffreddamento lento in forno o in aria.

Lo scopo principale di questo trattamento è quello di ridurre le tensioni interne residue accumulate durante la stampa. Dal punto di vista microstrutturale i principali effetti risultano quindi essere una riduzione delle tensioni interne, una stabilizzazione a livello dimensionale e una limitata crescita del grano.

Inoltre, a seguito del trattamento, si rileva un aumento della duttilità e una lieve diminuzione della resistenza meccanica e della durezza, causati dal “rilassamento” delle dislocazioni e dei difetti.

Grazie ai risultati ottenibili, la ricottura di distensione è una pratica comune a seguito di un processo di stampa LPBF ed è considerabile come pre-trattamento di eventuali T6 o invecchiamenti artificiali.

- **Trattamento termico T5**

A seguito della stampa tramite LPBF, il materiale si trova in uno stato di soluzione solida sovrasatura a causa della rapida solidificazione. Per ottimizzarne le proprietà meccaniche, si ricorre spesso all’invecchiamento artificiale, che consiste nel mantenere il campione a una temperatura relativamente bassa (circa 150–200 °C per leghe di alluminio) per diverse ore.

Questa pratica consente di indurire la lega sfruttando la precipitazione controllata delle fasi secondarie infatti, a livello microstrutturale, il processo prevede inizialmente la formazione delle zone di Guinier-Preston (precipitazioni fini e ordinate che ostacolano il movimento delle dislocazioni), seguite dalla nucleazione di precipitati coerenti metastabili. Nel caso delle leghe $AlSi10MgCu$, ad esempio, si possono formare precipitati di fase, i quali ostacolano lo scorrimento delle dislocazioni. Il risultato risulta essere un marcato aumento della resistenza a rottura del materiale e della sua durezza con la possibilità di riduzione della duttilità.

Il tempo di trattamento è un parametro fondamentale nella pratica di invecchiamento artificiale in quanto, se non valutato correttamente, il trattamento potrebbe generare

il fenomeno dell'overaging, dove precipitati grossolani e incoerenti riducono la resistenza e la durezza del materiale.

Si riporta nel seguito un grafico che mostra l'andamento della durezza Vickers (HV) in funzione del tempo di invecchiamento. Il grafico fa riferimento ad un'analisi trattata da Di Egidio et al. (2022) *“Direct artificial aging of the PBF-LB AlSi10Mg alloy designed to enhance the trade-off between strength and residual stress relief”* [8L].

Attraverso l'analisi del grafico è ben visibile che a temperature ottimali la durezza superficiale presenta una prima fase di peak-aging seguito da una fase di over-aging.

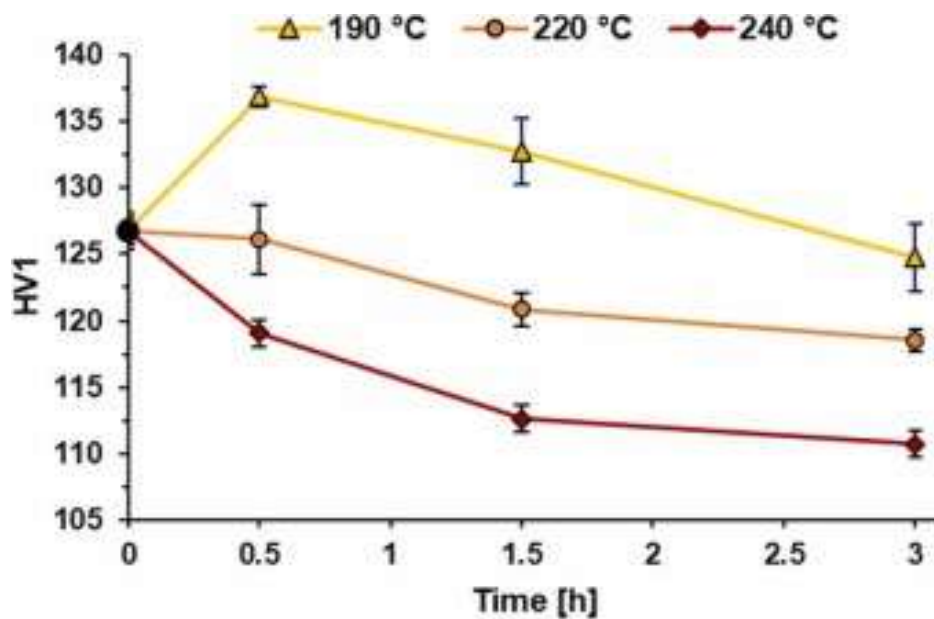


Figura 13 - Andamento HV in funzione del tempo in un trattamento di invecchiamento superficiale di un campione di AlSi10Mg [8L]

- **T6 (solubilizzazione + tempra + invecchiamento artificiale)**

Il trattamento T6 è una procedura finalizzata ad ottenere il massimo compromesso tra resistenza e duttilità nelle leghe per precipitazione.

La sequenza classica prevede tre fasi principali.

- La prima fase è la solubilizzazione, durante la quale il componente viene riscaldato a temperatura elevata (nel caso di leghe AlSiCuMg circa 500-540 °C) al fine di dissolvere in soluzione solida gli elementi e distribuire questi ultimi nella matrice.

- La seconda fase consiste in un trattamento di tempra dove un raffreddamento immediato “congela” la soluzione solida sovrassatura.
- La terza e ultima fase è un trattamento di invecchiamento artificiale dove il componente viene mantenuto ad una temperatura relativamente bassa per indurre la precipitazione controllata di particelle rafforzanti.

Il risultato di questo particolare trattamento termico è una matrice più omogenea, arricchita da precipitati coerenti distribuiti in modo diffuso, con una microstruttura stabile e meglio controllata che permette di incrementare in maniera notevole le caratteristiche meccaniche del materiale.

Applicando il trattamento termico denominato T6 a leghe di AlSi10Mg ci può essere il rischio di ottenere coalescenza del Si eutettico che porterebbe alla riduzione della resistenza a trazione. Per ovviare a questa problematica sono in fase di studio versioni calibrate del T6 sulla base di LPBF [17].

Viene riportato nel seguito uno schema semplificato del trattamento T6 che mostra l'andamento della temperatura in funzione del tempo, esplicitando le varie fasi del processo.

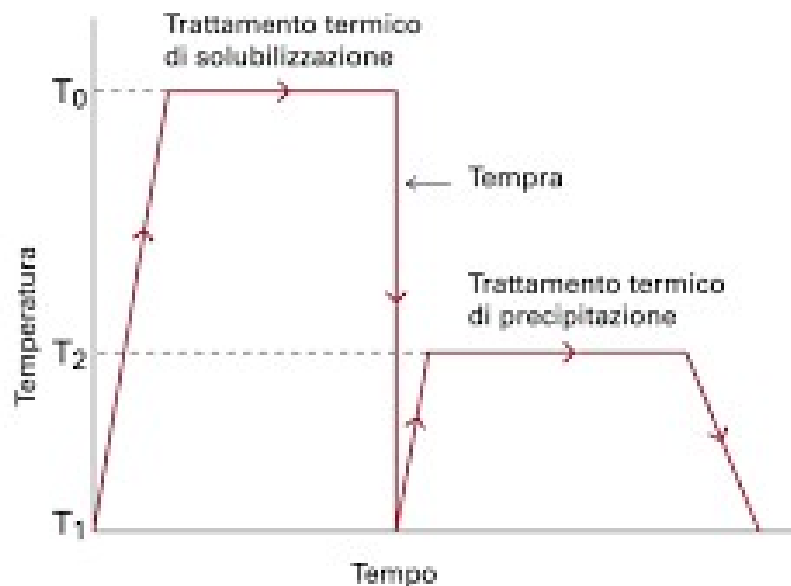


Figura 14 - Trattamento T6 [17]

Numerosi studi in letteratura hanno dimostrato come i trattamenti termici post-processo modifichino in maniera significativa le proprietà meccaniche delle leghe di alluminio prodotte tramite LPBF.

Analizzando gli studi in questione è emerso come l'invecchiamento artificiale garantisce incrementi della resistenza a trazione fino al 30% rispetto alla condizione as-built grazie alla precipitazione di fasi secondarie; queste ultime infatti ostacolano il movimento delle dislocazioni. Bosio et al., nel loro trattato *“Strengthening strategies for an Alalloy processed by in-situ alloying during laser powder bed fusion”* hanno evidenziato come un trattamento T5 a singola rampa con temperatura pari a 175 °C per una durata di un’ora, applicato ad una lega AlSi10Mg+4Cu processata tramite LPBF, garantisca prestazioni notevoli con UTS di circa 460 MPa, YS pari a 305 MPa e allungamento percentuale a rottura pari al 5%.

Il processo termico di ricottura di distensione, invece, pur comportando una riduzione della resistenza massima, consente un incremento della duttilità del 20–25%, grazie alla riduzione delle tensioni residue interne e al parziale coarsening delle particelle di Si eutettico [19].

Tuttavia, l’applicazione dei trattamenti termici può presentare anche svantaggi, quali la perdita di resistenza dovuta a eccessiva crescita dei precipitati in condizioni di sovra-invecchiamento, come nell’esempio riportato relativo alla ricottura di distensione, possibili distorsioni geometriche dovute a gradienti termici residui e un inevitabile aumento dei costi di produzione legato alla fase termica aggiuntiva.

5. Materiali e Metodi

Questo capitolo presenta in maniera approfondita i materiali, le metodiche sperimentali adottate e verranno analizzati i dati relativi a densità, microdurezza, analisi DSC e prove di trazione effettuate su provini di lega AlSi10Cu4Mg realizzati tramite LPBF e sottoposti a trattamenti termici di invecchiamento.

5.1 Il materiale - AlSi10Mg4Cu

Il materiale di partenza è costituito da polvere prelegata di AlSi10Mg con aggiunta del 4% in peso di rame. Le polveri metalliche sono state prodotte mediante un atomizzatore a gas PSI HERMIGA 100/10 VI (Phoenix Scientific Industries Ltd., Hailsham, UK), a partire da lingotti di AlSi10Mg e Cu puro.

Prima della fusione a induzione in vuoto, è stato eseguito un processo di backfilling per prevenire l'evaporazione degli elementi a basso punto di ebollizione (in particolare Mg). L'intero processo di atomizzazione è stato condotto in atmosfera di argon ad alta purezza per evitare fenomeni di ossidazione. Dopo l'atomizzazione, le polveri sono state sottoposte a un trattamento di passivazione volto a ridurre il rischio di reazioni esplosive dovute alla loro elevata reattività superficiale.

Le composizioni chimiche nominali del sistema analizzato sono riportate nella Tabella 5.

Composition Range (wt%)	Al	Si	Cu	Mg
AlSi10Cu4Mg	Balance	~10	~4	~0,5

Tabella 5 – Composizione percentuale AlSi10Mg4Cu

Prima della caratterizzazione morfologica e granulometrica, le polveri sono state setacciate nell'intervallo granulometrico 20–50 μm , compatibile con i requisiti operativi del processo LPBF. La distribuzione granulometrica (PSD) è stata determinata mediante analisi a diffrazione laser utilizzando uno strumento Mastersizer 3000 (Malvern Panalytical, Regno Unito), mentre la morfologia delle particelle è stata osservata tramite microscopia elettronica a scansione (SEM) con un Phenom XL SEM (Thermo Fisher Scientific, USA).

Prima della produzione additiva, le polveri setacciate sono state essiccate a 90 °C per due h al fine di ridurre la formazione di porosità gassose nei campioni fabbricati.

5.2 Produzione dei campioni

Una volta determinato il materiale, si è passati alla fase di stampaggio. Le polveri di AlSi10Mg4Cu sono state processate mediante tecnologia di fabbricazione additiva a letto di polvere LPBF utilizzando la macchina EOSINT M270.



Figura 15 - Macchina EOSINT M270 installata presso il centro IAM

La macchina riportata in Figura 15 presenta un volume di lavoro di 250 x 250 x 215 mm ed è equipaggiata con un laser da 200 W a fibra Yb con un diametro di fascio laser di circa 100 μm . Grazie alla sua precisione e stabilità permette una fusione selettiva e accurata della polvere metallica garantendo precisione elevata nei dettagli dei componenti prodotti e una buona qualità superficiale. È presente un sistema di distribuzione delle polveri composto da una racla che muovendosi da un lato all'altro del letto di stampa dispone le polveri in uno strato uniforme.

Il processo di produzione dei campioni è stato condotto in atmosfera controllata di gas argon inerte e a concentrazione di ossigeno di circa 500 ppm per prevenire l'ossidazione del materiale durante la fusione. In particolare, l'assenza di ossigeno e umidità è fondamentale per evitare la formazione di ossidi indesiderati, garantire la stabilità del bagno di fusione e preservare le proprietà meccaniche e microstrutturali del componente finale. Inoltre, l'atmosfera inerte contribuisce a ridurre il rischio di reazioni esotermiche, migliorando la sicurezza

Al fine di determinare i parametri di processo ottimali per il materiale considerato sono stati stampati 18 campioni variando i parametri di processo come potenza del Laser e velocità di scansione. Sono, invece, stati tenuti costanti i parametri relativi all'Hatch distance, layer thickness e temperatura della piattaforma in quanto consigliati dal produttore della macchina per la stampa di leghe di alluminio.

Nella tabella seguente i parametri costanti sopracitati con i relativi valori:

Parametro	Valore
Hatch Distance hd	0,14 mm
Layer Thickness l	0,03 mm
Temperatura piattaforma	100 °C

Tabella 6 – Parametri mantenuti costanti durante la fase di stampa

La potenza del laser è stata variata da 200 a 300 W a scaglioni di 50 W, la velocità di scansione (Scan Speed) è stata variata partendo da 600 a 1750 mm/s.

Si riporta nel seguito una tabella riepilogativa dei campioni stampati con evidenza sulla variazione dei parametri di processo sopra citati.

Sample N.	Power (W)	Scan speed (mm/s)	hd (mm)	l (mm)
1	200	600	0,14	0,03
2	200	800	0,14	0,03
3	200	1000	0,14	0,03
4	200	1250	0,14	0,03
5	200	1500	0,14	0,03
6	200	1750	0,14	0,03
7	250	600	0,14	0,03
8	250	800	0,14	0,03
9	250	1000	0,14	0,03
10	250	1250	0,14	0,03
11	250	1500	0,14	0,03
12	250	1750	0,14	0,03

13	300	600	0,14	0,03
14	300	800	0,14	0,03
15	300	1000	0,14	0,03
16	300	1250	0,14	0,03
17	300	1500	0,14	0,03
18	300	1750	0,14	0,03

Tabella 7 – Parametri di processo stampa AB

Sono quindi stati stampati campioni cubici di $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ per la valutazione microstrutturale e della microdurezza ante e post trattamenti termici e provini a trazione piani per l'indagine delle proprietà a trazione. I provini a trazione piani sono stati progettati secondo lo standard ASTM E8, prodotti con uno spessore di 4 mm lungo la direzione di costruzione e ruotati di 45° sulla piattaforma. L'orientamento dei campioni sulla piattaforma di costruzione è stato scelto per evitare la necessità di ulteriori lavorazioni meccaniche o dell'uso di supporti.

Terminata la fase di stampa, i campioni sono stati separati dalla piattaforma di costruzione tramite taglio elettroerosivo (EDM) utilizzando la macchina Baoma BMW-3000. I parametri di taglio utilizzati sono riportati in Tabella 8.

Frequenza degli impulsi di scarica	500 Hz
Tensione di scarica	60 V
Intensità di corrente	1 A
Durata impulso	26 μs
Tempo di pausa	15 μs
Velocità di avanzamento	0,2 mm/min
Materiale del filo	Carburo di tungsteno
Diametro del filo	ϕ 0,18 mm

Tabella 8 - Parametri di taglio EDM

Questo metodo di taglio non convenzionale si basa sull'impiego di scariche elettriche localizzate che si instaurano tra un filo conduttivo in movimento e il materiale da lavorare.

La tecnologia a elettroerosione risulta particolarmente adatta alla separazione di componenti metallici delicati realizzati mediante manifattura additiva, poiché consente un'asportazione di materiale estremamente precisa, senza contatto meccanico diretto tra utensile e pezzo e con sollecitazioni termiche e meccaniche ridotte al minimo.

In tal modo si evita di compromettere l'integrità strutturale del campione, preservando sia la microstruttura sia le proprietà meccaniche nelle aree adiacenti al piano di taglio.

5.3 Preparazione metallografica

Successivamente alla fase di stampaggio, al fine di poter ottenere una finitura superficiale adeguata all'osservazione metallografica, si è passati quindi alla fase di taglio, inglobamento e lucidatura.

Tutti i campioni sono stati quindi tagliati parallelamente alla direzione di costruzione del processo di fabbricazione additiva asportando una sezione di circa 2-3 mm di spessore; questa operazione è stata eseguita per facilitare le successive operazioni di inglobamento e lucidatura degli stessi preservando la coerenza dell'analisi microstrutturale rispetto alla direzione di crescita del materiale.

Il taglio è stato eseguito utilizzando una troncatrice ATM Brillant 220, riportata in Figura 16, equipaggiata con lama Cermet realizzata con un materiale composito formato da una matrice ceramica e una fase metallica legante, idonea al taglio di materiali a durezza ridotta come la lega in oggetto.



Figura 16 - Troncatrice ATM Brillant 220

L'operazione è stata condotta in modalità automatizzata, facendo riferimento ai parametri di taglio indicati in Tabella 9.

Velocità di rotazione lama	1200 rpm
Velocità di avanzamento tavola	0,5 mm/s

Tabella 9 - Parametri di taglio troncatrice

Una volta tagliati e catalogati i campioni, si è passati quindi ad inglobare gli stessi in gruppi di 3 utilizzando una resina conduttiva caratterizzata dalla presenza di particelle di carbonio. Questa particolare resina è stata scelta grazie alla sua proprietà di conduzione al fine di poter effettuare le analisi SEM.

Questa operazione si è resa necessaria per facilitare la successiva fase di lucidatura ed è stata eseguita tramite una macchina di produzione Remet modello IPA 30 con un ciclo termico caratterizzato dai valori riportati in Tabella 10.

Temperatura massima	155 °C
Durata ciclo	420 s

Tabella 10 - Parametri ciclo termico inglobatrice

La Figura 17 rappresenta l'inglobatrice utilizzata mentre la Figura 18 raffigura il risultato finale ottenuto.



Figura 17 - Inglobatrice



Figura 18 -Campioni Inglobati

Come si evince dall'immagine precedente, la superficie da analizzare, al termine della procedura di inglobamento, risultava essere molto sporca.

Si è passati quindi alla lucidatura tramite una lucidatrice metallografica a singolo disco Mecatech 234, riportata in Figura 19.



Figura 19 - Lucidatrice Mecatech 234

Tutti i provini sono stati inizialmente sgrossati con un disco che presenta una granulometria pari a P600, per poi passare a granulometrie sempre più fini al fine di rimuovere i segni di taglio e ottenere una superficie idonea per l'analisi metallografica.

Durante la lavorazione è stata impostata una velocità di rotazione del disco pari a 150 rpm, mantenuta costante in tutte le fasi del processo. Al fine di ridurre l'attrito e limitare il conseguente riscaldamento superficiale del campione, è stata utilizzata acqua come lubrificante.

Per ogni fase di lavorazione sono stati utilizzati tempi progressivamente ridotti; vengono riportati i dettagli delle lavorazioni in Tabella 11.

Granulometria abrasivo disco	Tempo di trattamento (s)
P600	120
P1200	60
P1400	60
P2000	60
P4000	30

Tabella 11 - Processo di lucidatura

Ultimate le operazioni di lucidatura e sgrossatura tramite carta abrasiva, tutti i provini sono stati lucidati a specchio tramite operazione di lucidatura su panno con sospensione di silice colloidale (particelle di SiO_2 di dimensione $0,05 - 0,1 \mu\text{m}$), miscelata con acqua, per una durata di circa 30 secondi.

Viene di seguito riportata un'immagine esemplificativa del risultato finale ottenuto a seguito della lucidatura.

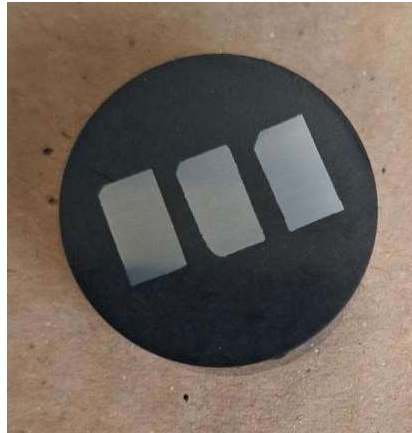


Figura 20 - Campioni post lucidatura

5.4 Caratterizzazione microstrutturale

Ultimate le operazioni di lucidatura, al fine di poter determinare i parametri di processo ottimali per il materiale in oggetto, si è passati all'analisi delle porosità.

Tutti i provini sono stati analizzati al microscopio ottico con ingrandimento 5X.

Si riportano nel seguito alcune immagini esemplificative delle porosità osservate tramite il microscopio ottico.

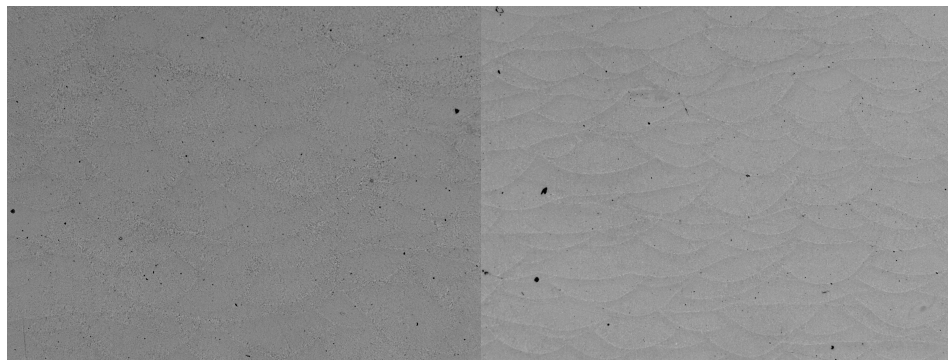


Figura 21 – Immagini rappresentative porosità

Al fine di determinare la quantità di porosità media per ogni campione sono state acquisite almeno 8 immagini in punti differenti.

Ottenute le immagini, si è proceduto al calcolo della % di porosità tramite l'ausilio del software ImageJ, software open source per l'elaborazione e l'analisi di immagini scientifiche.

La funzione utilizzata per l'analisi delle porosità è l'operazione di sogliatura (Thresholding).

Questa operazione è una tecnica di elaborazione delle immagini che permette di separare gli oggetti di interesse, presenti nell'immagine, dallo sfondo.

In particolare, i pixel sopra soglia vengono considerati oggetti (pori), mentre i pixel sotto la soglia vengono considerati sfondo (matrice). Al fine di poter effettuare queste valutazioni, le immagini sono state convertite in binarie (bianco e nero).

Di seguito un'immagine rappresentativa di quanto appena descritto; in bianco possiamo notare le porosità mentre il nero rispecchia la matrice del provino:



Figura 22 - Immagine binaria esemplificativa

Tramite il software è stato quindi possibile valutare la percentuale di matrice e di porosità.

Terminata l'analisi della densità relativa dei 18 campioni iniziali, sono stati stampati nuovi campioni con i parametri di processo relativi ai campioni prescelti, nello specifico:

- Campione 1:
Power: 200 W
Scan Speed: 600 mm/s
- Campione 10:
Power: 250 W
Scan Speed: 1250 mm/s
- Campione 1:
Power: 300 W
Scan Speed: 1750 mm/s

Ultimata la stampa, si è passati ad un'analisi approfondita al SEM tramite microscopio elettronico a scansione da banco JEOL JCM-700 di cui si riporta l'immagine in Figura 23.



Figura 23 - Microscopio SEM JEOL JCM-7000

Il SEM (Scanning Electron Microscope) è uno strumento di analisi che utilizza un fascio di elettroni focalizzato per generare immagini ad alta risoluzione della superficie di un campione.

A differenza del tradizionale microscopio ottico, che utilizza la luce visibile, il SEM sfrutta elettroni con energia tipica tra 1 e 30 keV, i quali, interagendo con la superficie del materiale, producono diversi segnali.

I principali segnali prodotti sono:

- Elettroni secondari (SE): questo segnale è in grado di fornire immagini topografiche mostrando la morfologia superficiale con alto dettaglio;
- Elettroni retrodiffusi (BSD): segnale sensibile al numero atomico del materiale osservato. Permette di distinguere zone con diversa composizione.
- Raggi X caratteristici (EDS): segnali usati per analisi chimica elementare del materiale osservato, consentono la mappatura degli elementi presenti nel campione.

Tutti i campioni sono stati quindi trattati con soluzione di Keller, miscela chimica utilizzata per la rimozione di residui oleosi risaltando tutti i precipitati non in soluzione solida.

Per tutti i componenti sono state effettuate delle verifiche a diversi livelli di ingrandimento tramite segnale BSD; nella Tabella 12 vengono riportati i parametri operativi utilizzati.

Tipologia segnale	BSD
Ingrandimento	500x, 1000x, 2000x, 10000x
Tensione di impatto del fascio	15 kV
Corrente del fascio	Alta corrente
Modalità di vuoto	Alto vuoto

Tabella 12 – Parametri operativi SEM

5.5 Analisi della durezza

Dopo aver analizzato la microstruttura tramite analisi al SEM, si è passati alla valutazione della durezza tramite prove di durezza Vickers. Queste prove si basano sulla misurazione delle impronte lasciate da un penetratore in diamante a forma piramidale con base quadrata con un angolo di 136° tra le facce opposte.

Dopo l'indentatura della superficie, tramite microscopio ottico integrato nello strumento, vengono misurate le diagonali dell'impronta residua e tramite la relazione sottostante è possibile valutare la durezza.

$$HV = \frac{1,854 \cdot F}{d_1 \cdot d_2}$$

Dove:

- HV è la durezza Vickers;
- F è la forza applicata (kg);
- d1 e d2 sono le diagonali (mm).

Tutti i campioni sono stati analizzati tramite microdurometro Vickers HNVS-1000DX, riportato in Figura 24, con applicazione di una forza verticale pari a 0,5 kg e un tempo di applicazione del carico pari a 10 secondi. Per ogni campione sono state effettuate dieci indentazioni distribuite in maniera uniforme sulla superficie del campione stesso al fine di poter ottenere un valore medio rappresentativo della durezza del sample.

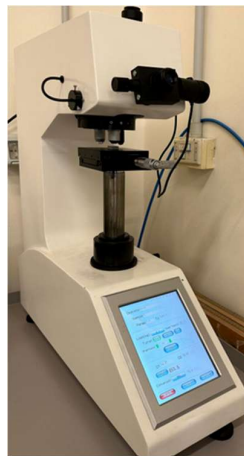


Figura 24 - Microdurometro Vickers HNVS-1000DX

5.6 Trattamenti termici

Tramite l'analisi della microdurezza è stato possibile constatare i parametri operativi di stampa più opportuni per il materiale in oggetto. Sono quindi stati stampati ulteriori 10 campioni cubici per poter effettuare i trattamenti termici.

Al fine di poter individuare il trattamento termico migliore basandosi sulla modalità di riscaldamento a singola rampa, sono state considerate due categorie principali:

- Trattamenti termici a basse temperature per diverse ore;
- Trattamenti a più alte temperature ma per un tempo ridotto.

Le temperature considerate sono state 160, 180 °C per quanto riguarda le basse temperature e 260, 280 °C per le alte temperature.

Di seguito una tabella che riporta i parametri di processo utilizzati per ogni campione durante il trattamento.

Campione	Temp [°C]	Ore [h]
1	160	4
2	160	8
3	160	12
4	180	4
5	180	8
6	180	12
7	260	1
8	260	2
9	260	4
10	280	1
11	280	2
12	280	4

Tabella 13 - Parametri operativi TT

Per la buona riuscita delle prove è stata utilizzata una stufa da laboratorio Binder modello ED56 a ventilazione naturale che dispone di un volume interno di camera di 56 litri e lavora con un range di temperatura da 5 a 300 °C.

Si riporta nel seguito un'immagine della stufa utilizzata per i trattamenti



Figura 25 - Stufa Binder ED56

5.7 Analisi DSC

Al fine di poter valutare al meglio l'evoluzione microstrutturale del materiale sono state eseguite prove a calorimetria a scansione differenziale (DSC). In particolare, i campioni prescelti per l'analisi DSC sono risultati essere:

Campione	Temperatura TT [°C]	Ore di trattamento [h]
1	180	8
2	180	12
3	260	2
4	260	4

Tabella 14 – Campioni DSC

L'analisi DSC, Calorimetria a scansione differenziale, è una tecnica termoanalitica che rileva la quantità di calore che il campione assorbe durante una trasformazione fisica.

Al fine di condurre l'analisi viene posizionato il campione da analizzare all'interno di un crogiolo che, avviato il processo, viene riscaldato con una rampa di temperatura controllata. La macchina valuta quindi la differenza di temperatura, dovuta all'assorbimento o al rilascio del calore, tra il campione e il riferimento e corregge questa differenza fornendo o togliendo calore al crogiolo. La differenza di potenza necessaria per mantenere la temperatura costante tra campione e riferimento viene registrata come segnale DSC.

Per effettuare queste prove è stata utilizzata la macchina di produzione Netzsch modello DSC 215 Polyma, di cui si riporta evidenza in Figura 26; Il riscaldamento è stato impostato a 10 °C/min nell'intervallo di temperatura 20-450 °C, al fine di evidenziare i fenomeni di precipitazione e dissoluzione delle fasi secondarie.



Figura 26 - DSC 214 Polyma

5.8 Prove di trazione

La prova di trazione è una prova meccanica distruttiva finalizzata alla determinazione delle proprietà meccaniche statiche del materiale quando quest'ultimo è sottoposto a uno sforzo di trazione monoassiale controllato. Durante la prova, un provino normalizzato viene sottoposto a un carico crescente di trazione applicato lungo il suo asse longitudinale mediante una macchina universale di prova, e viene valutata in continuo la forza applicata e la variazione di lunghezza del tratto utile del provino. Tramite queste prove è possibile ricavare parametri meccanici fondamentali del materiale come il modulo elastico di Young (E), la tensione di snervamento, la tensione di rottura, l'allungamento percentuale a rottura e la strizione della sezione.

Le prove sono state eseguite in conformità alla normativa ASTM E8/E8M [17] che definisce le modalità operative e le dimensioni del campione al fine di garantire la riproducibilità dei risultati. La tipologia di provino è identificabile come provino piatto ASTM E8.

Nel presente studio sono state condotte diverse prove sulla lega sottoposta a diversi trattamenti termici al fine di valutare l'influenza della microstruttura sulle proprietà meccaniche sia a temperatura ambiente e sia a 200 °C. Queste prove sono state effettuate per individuare il trattamento termico che garantisce maggiori vantaggi a livello meccanico.

Le prove sono state condotte utilizzando una macchina Zwick Roell Z100 dotata di cella di carico da 100 kN e estensimetro macro.



Figura 27 - Macchina Zwick Z100

Tutti i provini sono stati sottoposti ad un precarico pari a 3 MPa necessario a garantire la correttezza della prova compensando eventuali giochi meccanici del sistema. Le prove sono state condotte in modalità di controllo di spostamento con una velocità di deformazione costante pari a $0,008 \text{ s}^{-1}$; la velocità di snervamento è stata impostata pari a 60 MPa/s. Le prove a temperatura controllata sono state condotte applicando un tempo di mantenimento isoterma di 15 minuti alla temperatura target, al fine di assicurare la stabilizzazione termica e l'uniformità della temperatura all'interno dell'intero volume del provino.

6. Risultati e discussioni

6.1 Analisi delle porosità dei campioni as-built: effetto dei parametri di processo

Analizzando al microscopio ottico i campioni prodotti con differenti parametri di processo sono stati riscontrati diversi difetti derivanti dalle modalità di stampa. Si riporta nel seguito un'immagine esemplificativa dove vengono evidenziati con cerchi rossi i difetti osservati.

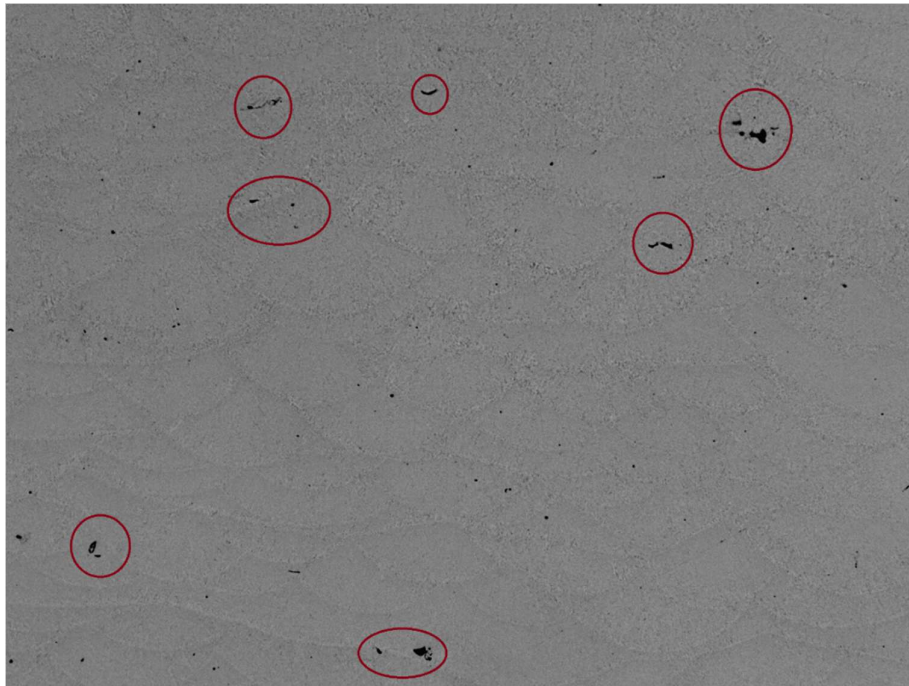


Figura 28 - Ingrandimento con evidenza difetti

Come si evince dalla Figura 28, sono evidenziati difetti che rappresentano porosità allungate e irregolari in prossimità delle tracce di fusione. Inoltre, sono evidenziate zone più concentrate che potrebbero indicare inclusioni non fuse. Tali difetti possono essere classificati come porosità da “lack of fusion” e da “keyhole mode”.

Tramite il software ImageJ sono state binarizzate tutte le immagini relative ai campioni analizzati e, dopo aver catalogato i risultati, è stato possibile valutare la percentuale di matrice e di porosità dei campioni.

Si riporta nel seguito una tabella riepilogativa dei risultati:

Porosity %								
Sample N.	Mean	Standard Dev	Relative Density	Energy density (J/mm ³)	Power (W)	Scan Speed (mm/sec)	hd (mm)	l (mm)
1	0,091778	0,036183	99,90822	79,36507937	200	600	0,14	0,03
2	0,12	0,059186	99,88	59,52380952	200	800	0,14	0,03
3	0,103667	0,023206	99,89633	47,61904762	200	1000	0,14	0,03
4	0,269333	0,10069	99,73067	38,0952381	200	1250	0,14	0,03
5	1,552556	1,516446	98,44744	31,74603175	200	1500	0,14	0,03
6	6,078778	1,497464	93,92122	27,21088435	200	1750	0,14	0,03
7	0,278	0,161869	99,722	99,20634921	250	600	0,14	0,03
8	0,267222	0,170239	99,73278	74,4047619	250	800	0,14	0,03
9	0,163	0,090763	99,837	59,52380952	250	1000	0,14	0,03
10	0,193556	0,050105	99,80644	47,61904762	250	1250	0,14	0,03
11	0,282625	0,19533	99,71738	39,68253968	250	1500	0,14	0,03
12	0,8085	0,727609	99,1915	34,01360544	250	1750	0,14	0,03
13	0,941375	0,550277	99,05863	119,047619	300	600	0,14	0,03
14	0,933	0,489299	99,067	89,28571429	300	800	0,14	0,03
15	0,281889	0,18563	99,71811	71,42857143	300	1000	0,14	0,03
16	0,234889	0,118747	99,76511	57,14285714	300	1250	0,14	0,03
17	0,171333	0,085166	99,82867	47,61904762	300	1500	0,14	0,03
18	0,120556	0,107374	99,87944	40,81632653	300	1750	0,14	0,03

Tabella 15 - Analisi delle porosità

La prima colonna della Tabella 15 rispecchia il numero del campione mentre nelle colonne finali vengono riportati i parametri di processo variabili.

Come si evince dalla tabella è stata quindi calcolata la media e la deviazione standard oltre che la densità energetica i cui valori sono stati riportati rispettivamente nelle colonne successive.

I risultati così ottenuti sono stati analizzati e graficati secondo due particolari metodologie:

- Risultati ottenuti in funzione della potenza;
- Risultati ottenuti in funzione della velocità di scansione;

Si riportano nel seguito i risultati graficati.

Il Grafico 1 mostra la porosità relativa creatasi in funzione della potenza di stampa.

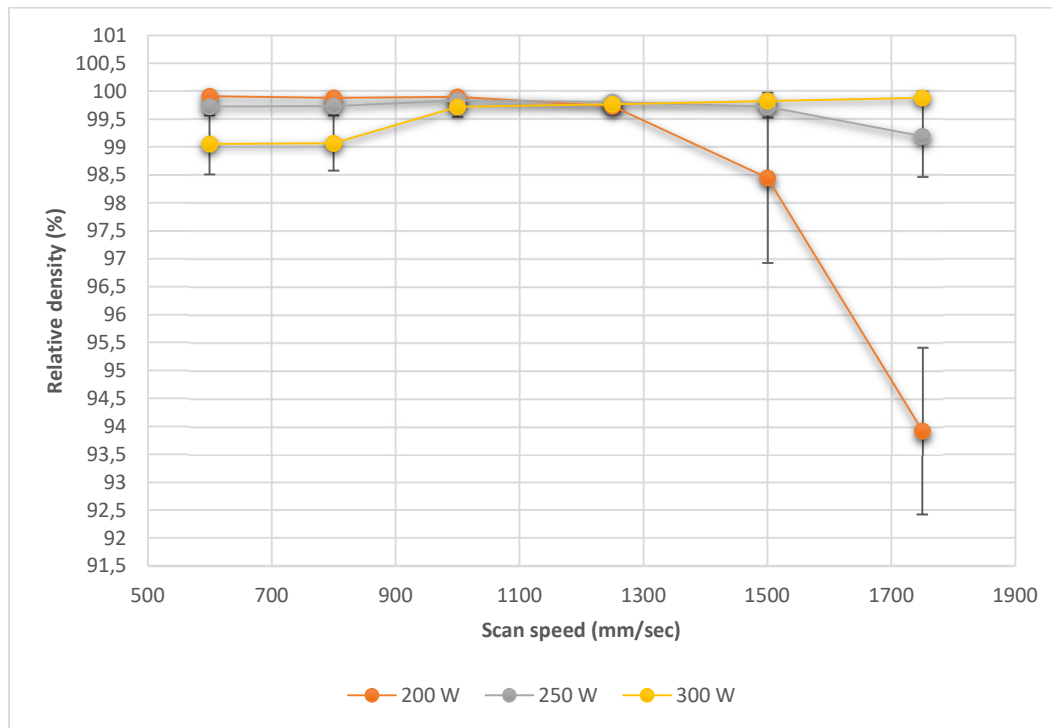


Grafico 1 - Densità relativa in funzione della potenza laser

Il Grafico 2 mostra la densità relativa ottenuta in funzione della velocità di scansione utilizzata.

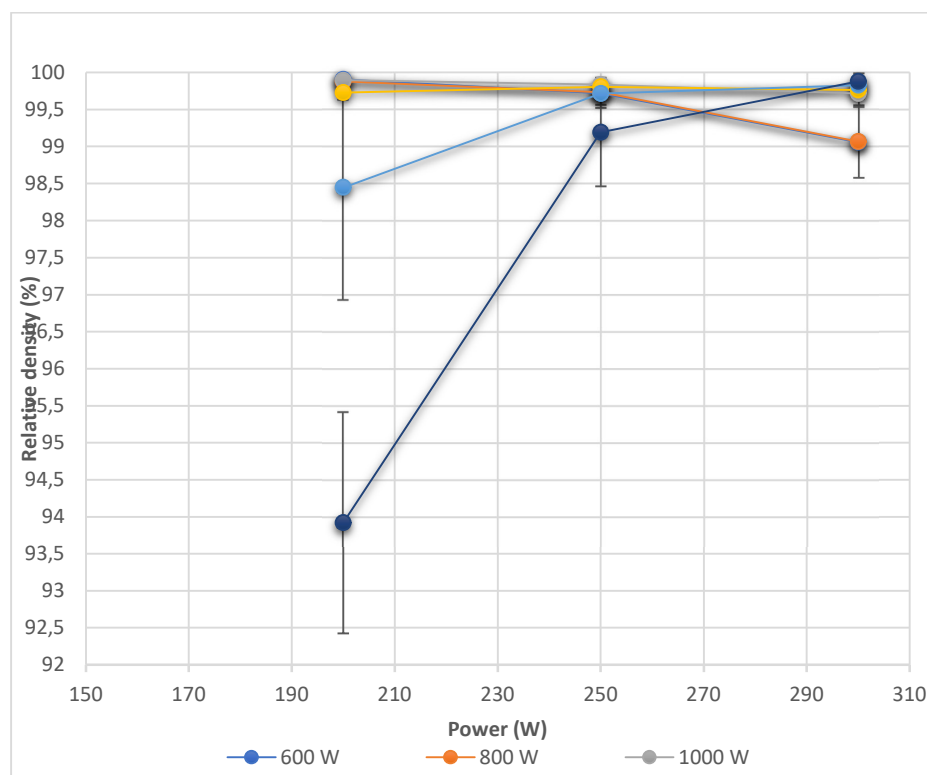


Grafico 2 - Densità relativa in funzione della velocità di scansione

Analizzando i risultati riportati in tabella e valutando gli andamenti in funzione della potenza e della velocità di scansione è possibile notare che il campione 10, ottenuto tramite potenza del laser pari a 250 W e velocità di scansione pari a 1250 mm/s, e il campione 18, ottenuto tramite potenza del laser pari a 300 W e velocità di scansione pari a 1750 mm/s, hanno ottenuto buoni risultati a livello di porosità.

Si è quindi deciso di analizzare in maniera più approfondita questi due campioni e, al fine di effettuare un confronto chiaro, si è optato per analizzare anche il campione numero 1.

Si riporta nel seguito un dettaglio dei risultati ottenuti relativo ai 3 campioni sopra citati.

Sample N.	Power (W)	Scan speed (mm/s)	Relative density (%)	Energy density (J/mm ³)
1	200	600	99,91	79,37
10	250	1250	99,81	47,62
18	300	1750	99,88	40,82

Tabella 16 - Risultati campioni scelti

Analizzata la densità relativa dei 18 campioni iniziali, sono stati stampati nuovi campioni con i parametri di processo relativi ai campioni prescelti per poter osservare la superficie tramite microscopio SEM.

Di seguito un confronto tra i tre campioni analizzati:

500 X

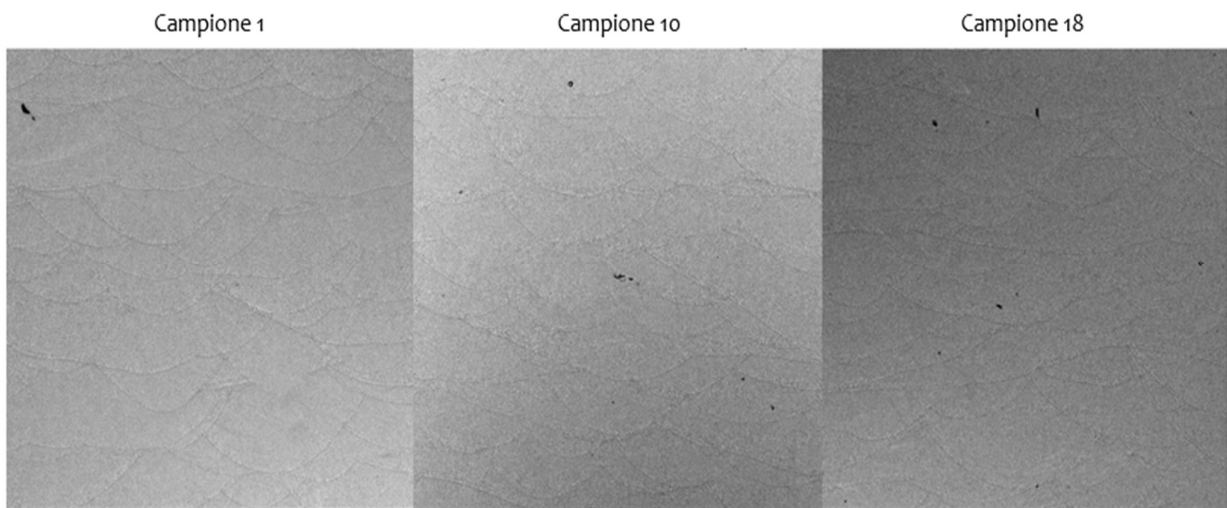


Figura 29 - Ingrandimenti 500X campioni 1, 10, 18

Analizzando le immagini ottenute, è possibile subito notare che gli elementi dotati di un peso molecolare maggiore come Silicio e Rame tendono a depositarsi a bordo meltpool.

1000 X

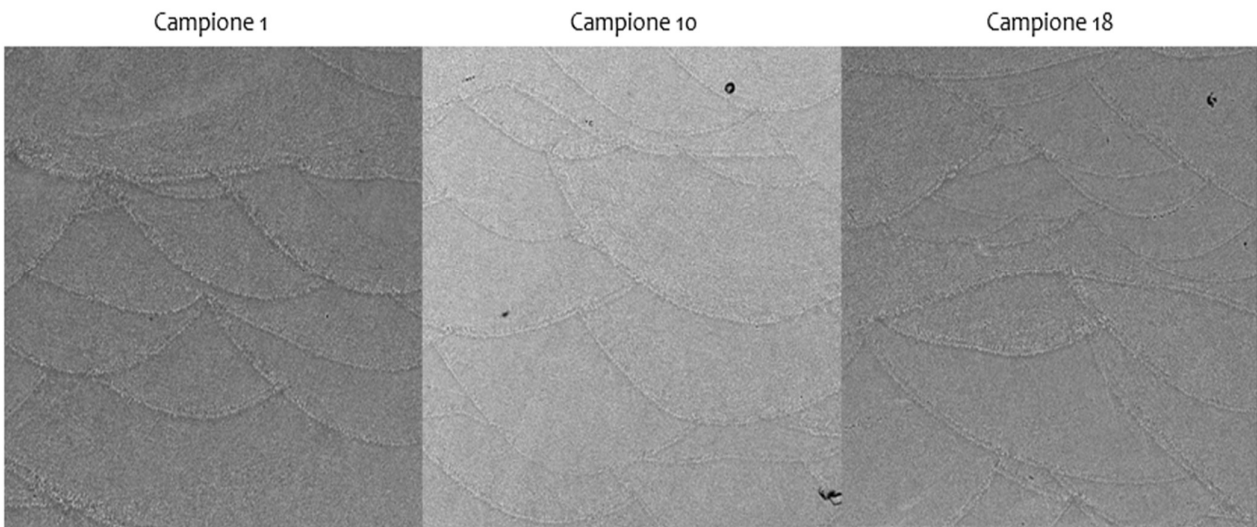


Figura 30 - Ingrandimenti 1000X campioni 1, 10, 18

Andando a più alti ingrandimenti è possibile iniziare a vedere la struttura dei precipitati a bordo grano.

2000 X

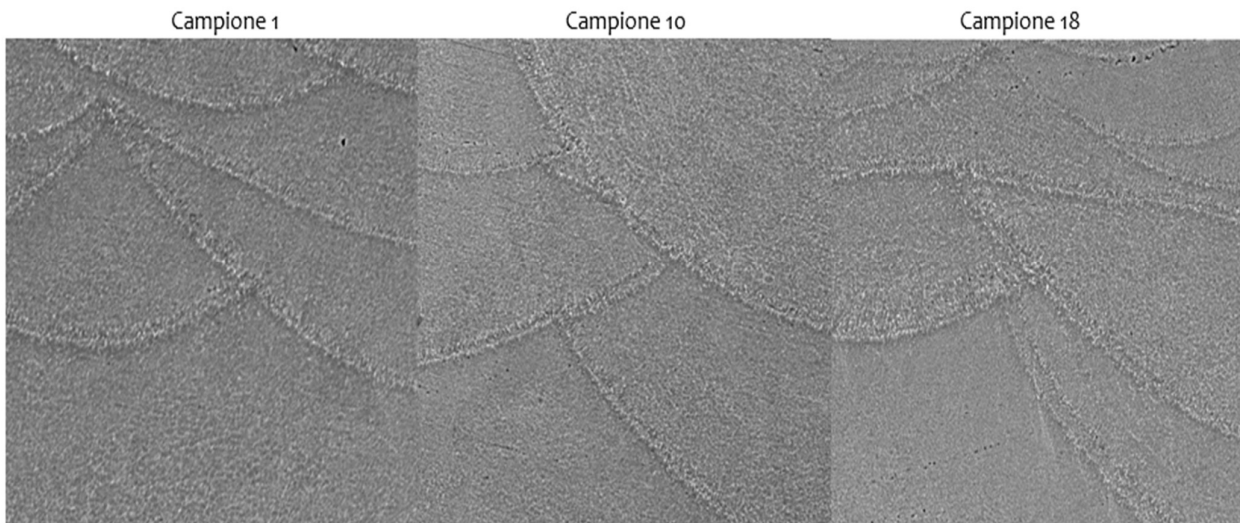


Figura 31 - Ingrandimenti 2000X campioni 1, 10, 18

Ad un ingrandimento pari a 2000X è possibile iniziare ad intravedere il network dei precipitati.

10000 X

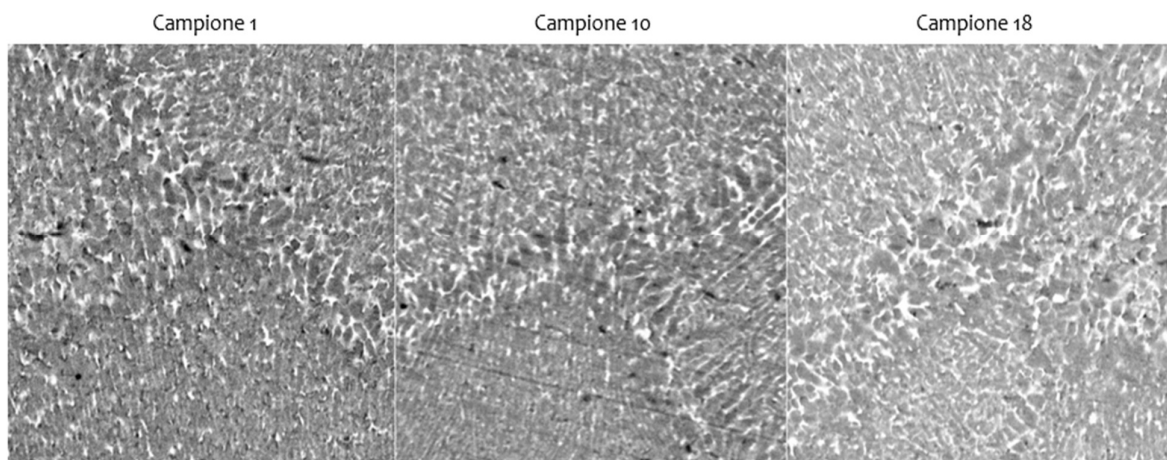


Figura 32 - Ingrandimenti 10000X campioni 1, 10, 18

Arrivando ad ingrandimento pari a 10000X è possibile visualizzare bene il network a bordo del meltpool.

È possibile notare una netta distinzione tra alluminio e rame (parti più chiare) e i precipitati di silicio (parti più scure).

6.2 Analisi della microdurezza Vickers

È ampiamente riconosciuto che l'evoluzione della durezza è direttamente influenzata dalla microstruttura, dalla composizione e distribuzioni delle fasi e dalle caratteristiche intrinseche del materiale di base. Questi aspetti, inoltre, sono influenzati dai parametri di processo della LPBF che determinano le condizioni di solidificazione.

Si riporta nel seguito una tabella riepilogativa dei risultati ottenuti dalle prove di microdurezza effettuate sui campioni stampati con diversi parametri di processo:

Sample N.	Process Parameter	Mean	Standard Dev	Power (W)	hd (mm)	l (mm)
1	Power=200 Scan Speed=600	149,66	3,24	200	0,14	0,03
10	Power=250 Scan Speed=1250	149,78	2,94	250	0,14	0,03
18	Power=300 Scan Speed=1750	155,94	4,04	300	0,14	0,03
LOAD	0,5					
DWELL TIME	10					

Tabella 17 - Microdurezza campioni Ab AlSi10Mg4Cu prodotti mediante LPBF variando i parametri di processo

Analizzando i risultati ottenuti è possibile quindi notare che il campione che presenta un valore medio di durezza maggiore risulta essere il campione 18, dato conforme ai parametri di stampa utilizzati.

Inoltre, è interessante notare come i risultati ottenuti sul campione 1 e il campione 10 risultano essere molto simili.

Confrontando i risultati ottenuti sulle varie prove effettuate e confrontandoli con il materiale disponibile in letteratura, si è scelto di continuare la ricerca utilizzando i parametri di processo del campione 10 [2] [15].

Quest'ultimi, infatti, hanno riscontrato ottimi risultati a livello di densità relativa e microstruttura.

La densità del campione 10, come descritto in precedenza, è prossima al 99,9% indicando un bilancio favorevole tra potenza del laser, velocità di scansione, hatch spacing e spessore del layer e garantendo quindi un adeguato riempimento del bagno di fusione con riduzione di generazione di difetti macroscopici.

Inoltre, le micrografie associate al campione 10 mostrano una cellularità fine e uniforme che favorisce un buon compromesso tra durezza, resistenza meccanica e duttilità.

Individuati i parametri di processo ottimali per la fabbricazione LPBF del AlSi10Mg4Cu , sono stati stampati ulteriori campioni sui cui sono stati effettuati i trattamenti termici. Si è passati quindi alla valutazione della microdurezza Vickers degli stessi.

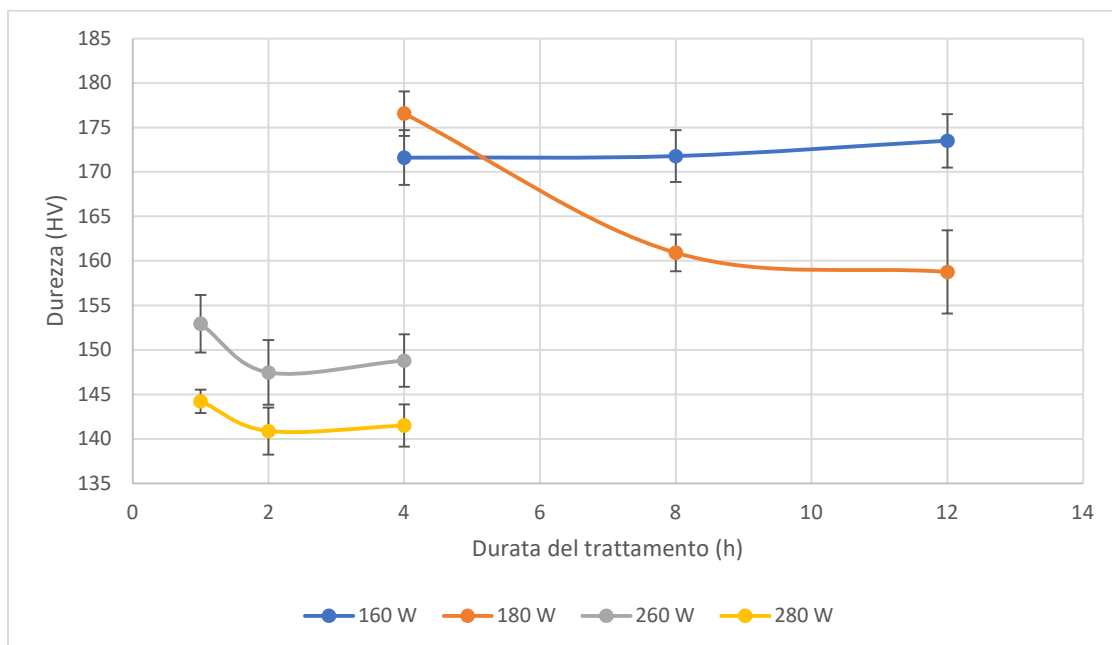


Grafico 3 - Microdurezze Vickers post TT

Come si evince dai risultati precedentemente riportati, l'andamento della durezza Vickers diminuisce all'aumentare della temperatura di trattamento e tendenzialmente, all'aumentare del tempo di trattamento.

Rispetto al valore mediano ottenuto sul campione as-built è possibile osservare che a temperature più basse, 160 °C, il valore di durezza risulta essere più elevato. Questo fenomeno si può attribuire al processo di invecchiamento artificiale, infatti in questa fascia di temperatura è favorita la formazione di precipitati capaci di bloccare il moto dislocativo.

A 180 °C si registra un picco di durezza sul campione trattato per 4 h per poi visualizzare un netto calo. Questo comportamento potrebbe essere attribuibile alla fase di transizione da peak aging, dove il rafforzamento risulta essere ottimale, a overaging, fase di decadimento dove i precipitati perdono coerenza con la matrice riducendo l'efficacia del meccanismo di indurimento.

Andamenti simili sono visualizzabili anche nei trattamenti effettuati a più alte temperature dove la durezza cala progressivamente fino a valori medi sensibilmente inferiori al campione as-built.

6.3 Calorimetria a scansione differenziale

L'analisi DSC, Calorimetria a scansione differenziale, è una tecnica termoanalitica che rileva la quantità di calore che il campione assorbe durante una trasformazione fisica.

Di seguito l'andamento del flusso di calore durante il picco di riscaldamento di un campione as-built.

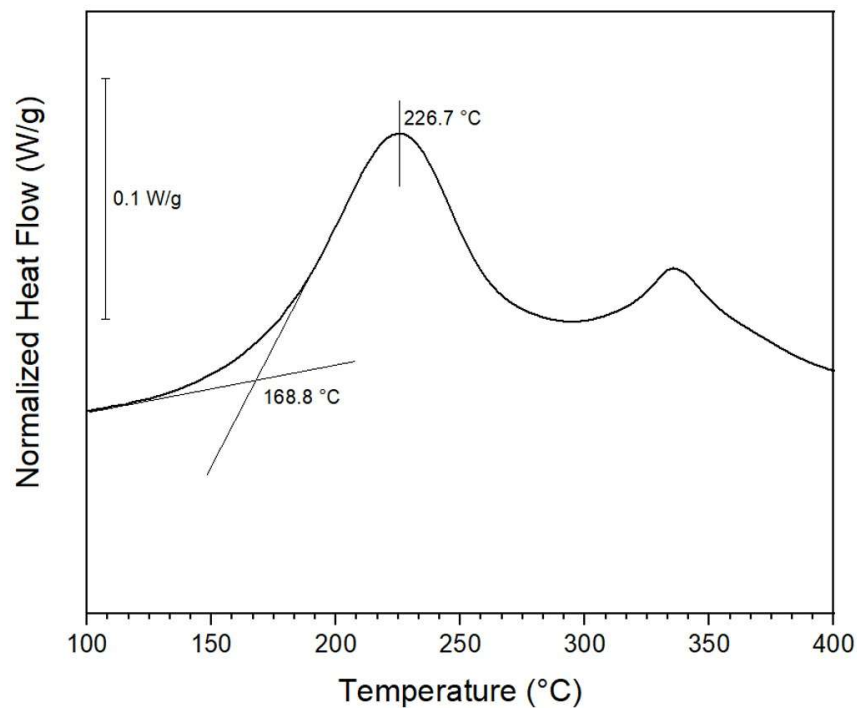


Grafico 4 - DSC As-built campione AlSi10Mg4Cu

Il picco osservabile dal grafico è dovuto alle trasformazioni metallurgiche che derivano da un assorbimento di calore superiore.

Queste trasformazioni riguardano principalmente la dissoluzione dei precipitati, infatti, durante la fase di riscaldamento i precipitati formati durante il TT si dissolvono nuovamente all'interno della matrice.

Si riportano nel seguito le analisi effettuate suddivise per temperatura.

Trattamento termico a 260 °C

Per un confronto ottimale sono stati riportati i due andamenti sullo stesso grafico.

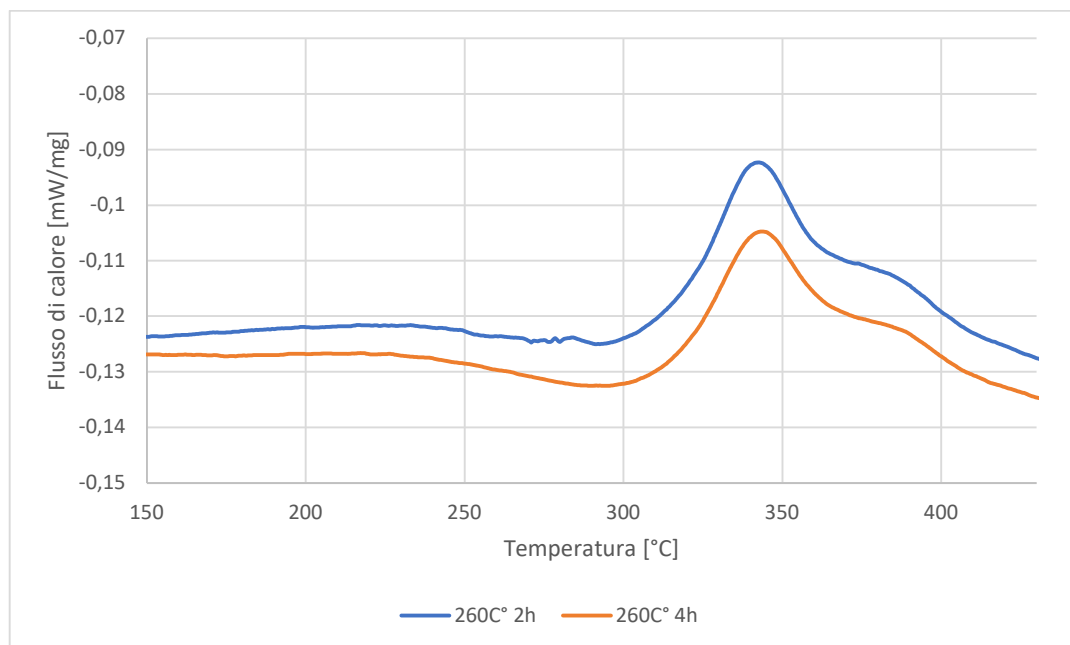


Grafico 5 – DSC 260 °C

Come si evince dal Grafico 5, gli andamenti descrittivi della fase di riscaldamento risultano essere molto simili.

Al fine di analizzare al meglio la fase di riscaldamento, vengono riportati nel seguito gli andamenti del flusso di calore analizzato tramite DSC in prossimità del picco di assorbimento di flusso.

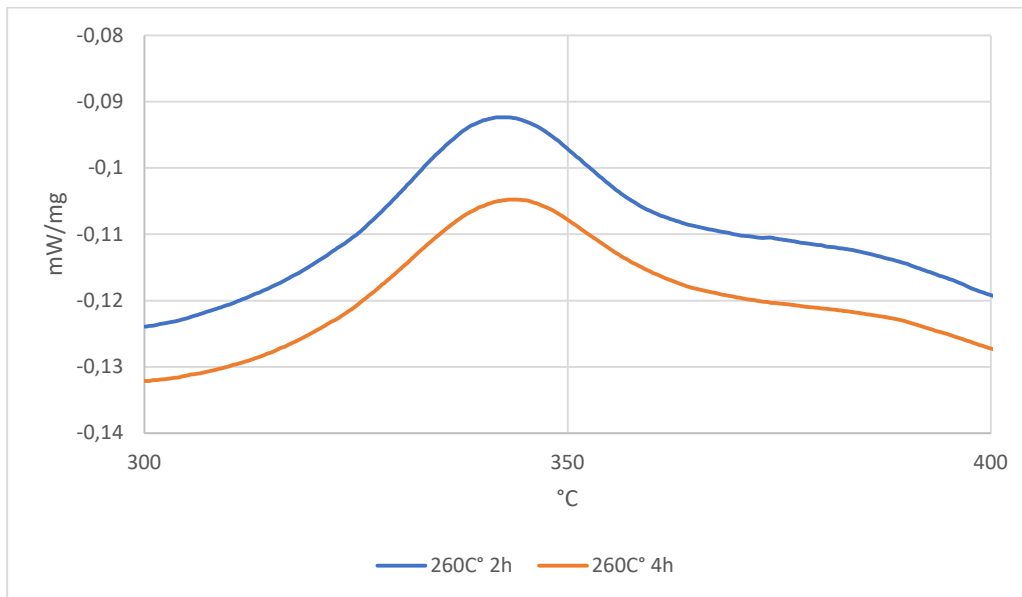


Grafico 6 – Picco di assorbimento calore 260 °C

Il Grafico 6 mostra il flusso di calore, analizzato tramite DSC, in prossimità del picco di assorbimento in funzione della temperatura.

Per approfondire al meglio l'analisi, si è deciso di valutare l'ampiezza dei picchi normalizzando i risultati sulla base di una baseline calcolata sulla base dei risultati ottenuti tra i 300 e i 400 gradi.

Per il calcolo della baseline è stata utilizzata la seguente formulazione progressiva lineare:

$$Baseline(T) = DSC_{Tstart} + \frac{DSC_{Tend} - DSC_{Tstart}}{T_{end} - T_{start}} \cdot (T - T_{start})$$

Dove:

- DSC_{Tstart} è il valore del segnale a inizio finestra (300 °C);
- DSC_{Tend} è il valore del segnale a fine finestra (400 °C);
- T è la temperatura corrente in ogni punto della curva (°C).

Si riporta nel seguito un grafico che mostrano l'andamento delle curve DSC normalizzate con la rimozione della baseline.

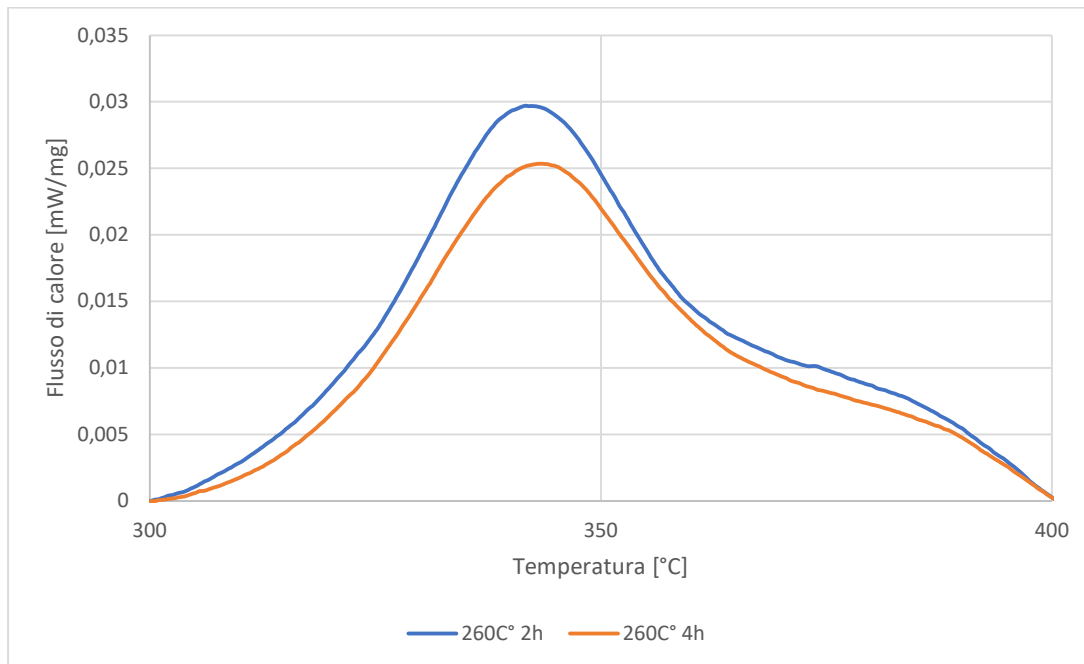


Grafico 7 – DSC 260°C normalizzato

Come si evince dal grafico l'andamento della curva DSC relativa al campione trattato termicamente a 260 °C per 4 h risulta avere un picco relativo in fase di riscaldamento inferiore a quello ottenuto nel campione trattato per 2 ore. Questo comportamento risulta coerente con la fisica del fenomeno in esame in quanto all'aumentare del tempo di trattamento le fasi residuali di trasformazione tendono a diminuire. I precipitati saranno meno coerenti con la matrice stessa e questo comporta una diminuzione del potenziale di precipitazione diminuendo l'intensità del segnale termico DSC.

Le aree sottese alle due curve normalizzate tramite calcolo della baseline risultano essere:

- 260 °C 2h = 1,2415 mJ/mg
- 260 °C 4h = 1,0537 mJ/mg

Trattamento termico a 180 °C

Per un confronto ottimale vengono riportate gli andamenti sullo stesso grafico

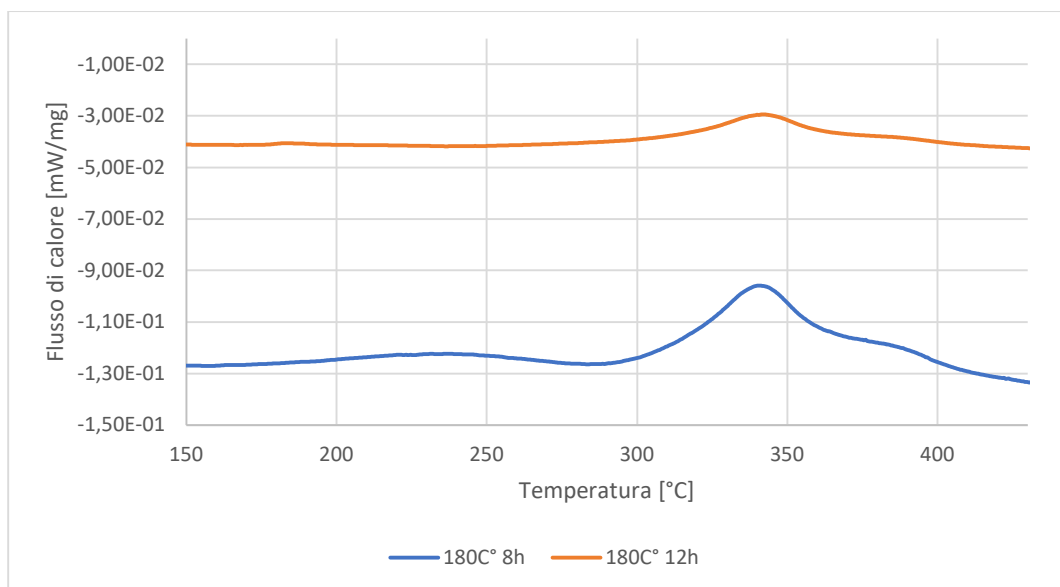


Grafico 8 – DSC 180 °C

Come nel caso precedente, al fine di analizzare al meglio la fase di riscaldamento, vengono riportati nel seguito gli andamenti del flusso di calore analizzato tramite DSC in prossimità del picco di assorbimento di flusso.

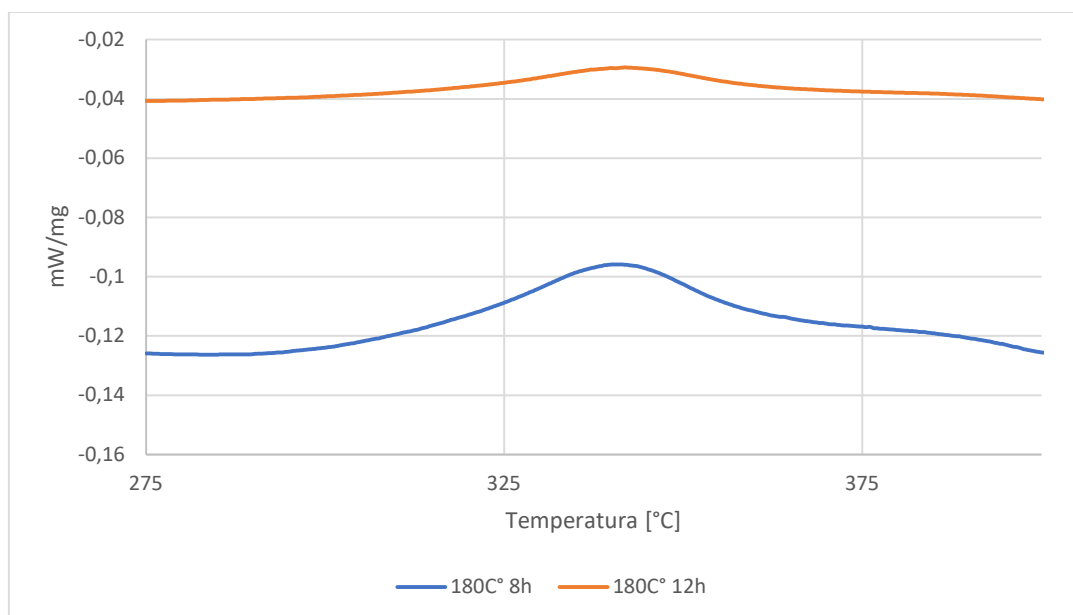


Grafico 9 – Picco assorbimento di flusso 180 °C

Seguendo l'analisi effettuata sui campioni trattati termicamente a 260 °C, per approfondire al meglio l'analisi, si è deciso di valutare l'ampiezza dei picchi normalizzando i risultati sulla base di una baseline calcolata sulla base dei risultati ottenuti tra i 300 e i 385 gradi.

Per il calcolo della baseline è stata utilizzata la seguente formulazione progressiva lineare:

$$Baseline(T) = DSC_{Tstart} + \frac{DSC_{Tend} - DSC_{Tstart}}{T_{end} - T_{start}} \cdot (T - T_{start})$$

Dove:

- DSC_{Tstart} è il valore del segnale a inizio finestra (300 °C);
- DSC_{Tend} è il valore del segnale a fine finestra (385 °C);
- T è la temperatura corrente in ogni punto della curva (°C).

Si riporta nel seguito un grafico che mostra l'andamento delle curve DSC normalizzate con la rimozione della baseline.

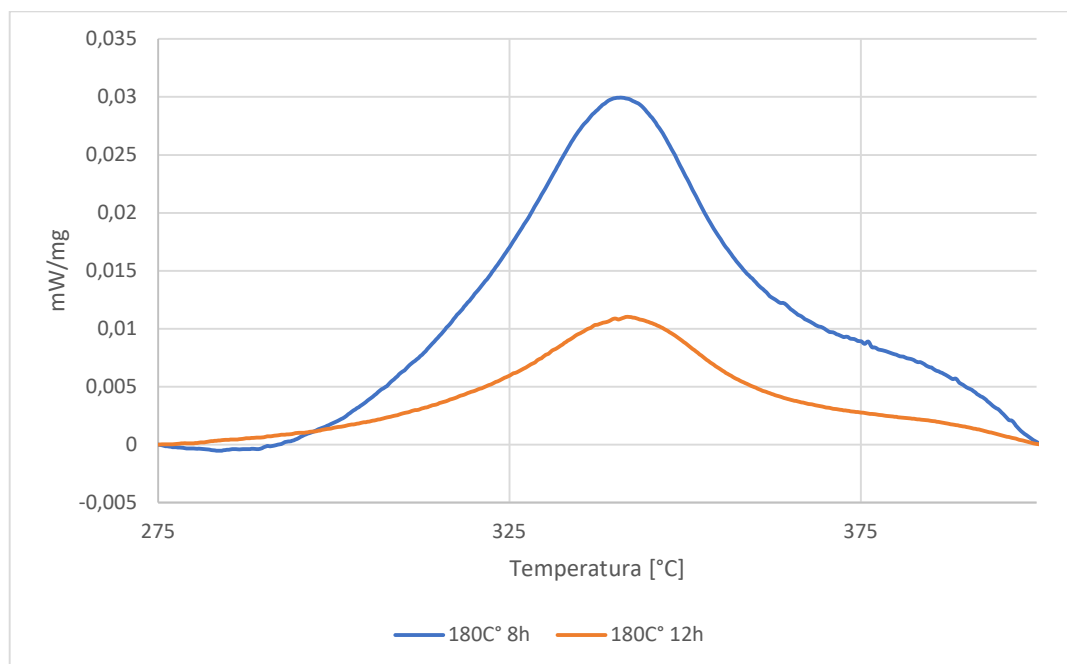


Grafico 10 – DSC 180 °C Normalizzata

L'area sottesa alla curva del campione trattato per 8 h risulta essere circa tre volte superiore rispetto all'area della curva riferita al provino trattato per 2 ore; ciò dimostra che il campione trattato per 8 h sviluppa, in prossimità del picco, un segnale calorimetrico più intenso.

Dopo 12 h di trattamento, l'energia associata agli eventi rilevati in riscaldamento risulta sensibilmente ridotta. Questo conferma che parte delle trasformazioni avviene già durante il trattamento termico stesso, lasciando meno fenomeni residui da osservare durante il riscaldamento.

Le aree sottese alle due curve normalizzate tramite calcolo della baseline risultano essere:

- $180\text{ }^{\circ}\text{C } 8\text{h} = 1,3325\text{ MJ/mg}$
- $180\text{ }^{\circ}\text{C } 12\text{h} = 0,4912\text{ MJ/mg}$

Contemporaneamente alle analisi DSC, sono state effettuati ingrandimenti tramite SEM dei campioni in oggetto.

Le immagini sono state precedentemente catturate su campioni solamente lucidati, successivamente, al fine di affinare l'analisi, sono state acquisite immagini a diversi ingrandimenti dei campioni trattati tramite soluzione Keller utilizzando due tipologie di detettori:

- Backscattered electron detector, permette di ottenere un rilievo con chiaro contrasto tra i vari materiali;
- Secondary electron detector, permette di ottenere un contrasto marcato delle asperità superficiali.

Trattamento termico a 180 °C

Come precedentemente riportato i trattamenti termici analizzati a una temperatura di 180 °C sono stati effettuati per diversi intervalli temporali.

I trattamenti termici effettuati sono stati i seguenti:

- 180 °C per 4 ore;
- 180 °C per 8 ore.

Per completezza di informazioni, al fine di poter effettuare un'analisi comparativa accurata, nelle immagini seguenti vengono riportati gli scatti effettuati sui campioni trattati affiancati dalle immagini raccolte dal campione As-Built.

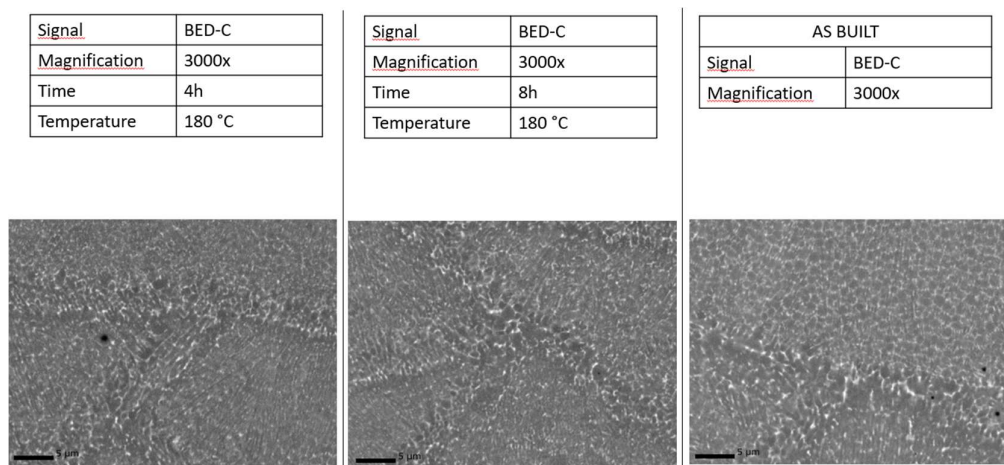


Figura 33 - Signal BED-C Mag. 3000

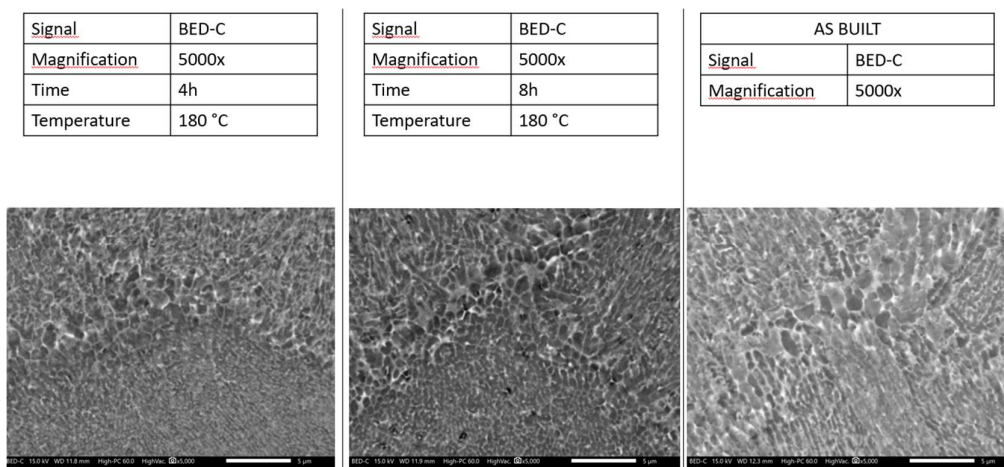


Figura 34 - Signal BED-C Mag. 5000x con Keller

La Figura 33 riporta le immagini scattate ad una magnification pari a 3000x su provini che non sono stati trattati superficialmente. La Figura 34 rappresenta invece immagini scattate a 5000x di provini con superficie trattata con soluzione di Keller.

Già da queste immagini è possibile notare come il trattamento tramite soluzione di Keller permetta l'acquisizione di immagini con definizione superiore. Analizzando le immagini è possibile notare come il tempo, durante il trattamento termico, risulti essere una variabile fondamentale.

Nel campione trattato per 8 h è possibile intravedere una leggera apertura delle celle anche se ad una prima analisi, non sembra sussistere una rottura completa del network.

Nel seguito, si riportano le immagini ottenute con detettori Secondary electron detector.

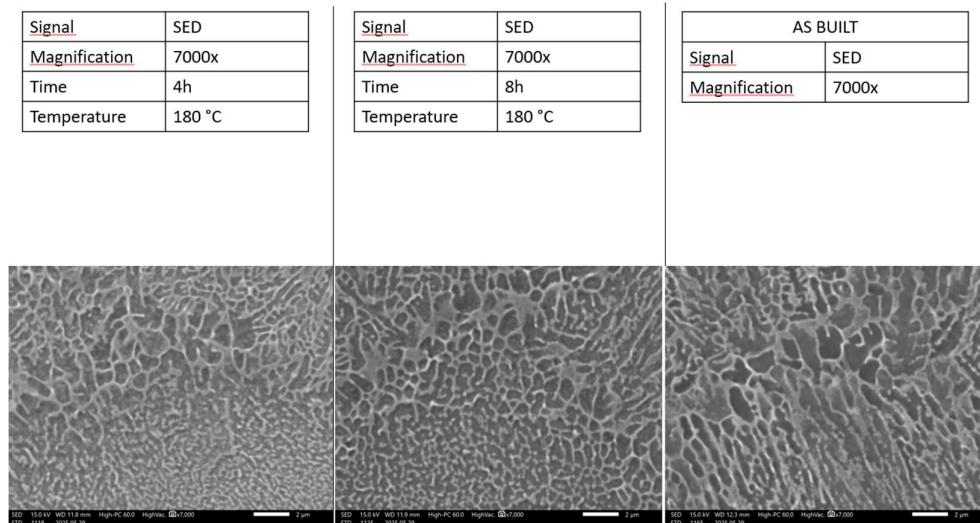


Figura 35 - Signal SED Mag. 7000x

La Figura 35 riporta le immagini acquisite a 7000x. In questo caso le immagini sono state acquisite tramite detettori SED ed è infatti possibile notare un maggior dettaglio superficiale.

Come anticipato precedentemente si intravede una parziale apertura delle celle ma, tuttavia, a questi ingrandimenti, non è stato possibile analizzare nel dettaglio la situazione microstrutturale dei campioni.

Per ovviare a questa problematica si è deciso di effettuare ulteriori scansioni a più alti ingrandimenti. I risultati di queste ultime verranno analizzati nel seguito.

Trattamento termico a 260 °C

Le immagini successive riportano gli scatti effettuati, a diversi ingrandimenti, tramite Scanning Electron Microscope di campioni trattati termicamente.

I trattamenti termici effettuati sono stati i seguenti:

- 260 °C per 2 ore;
- 260 °C per 4 ore;

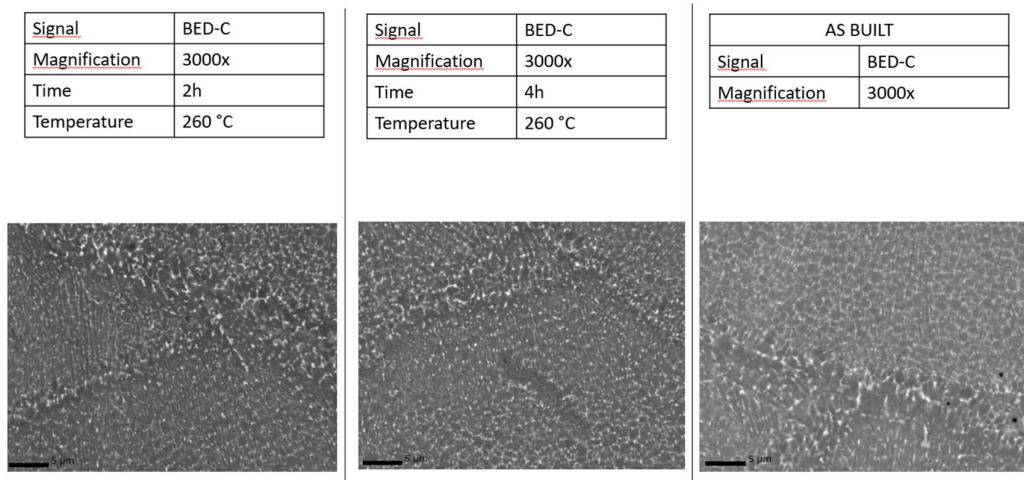


Figura 36 - Signal BED-C Mag. 3000x

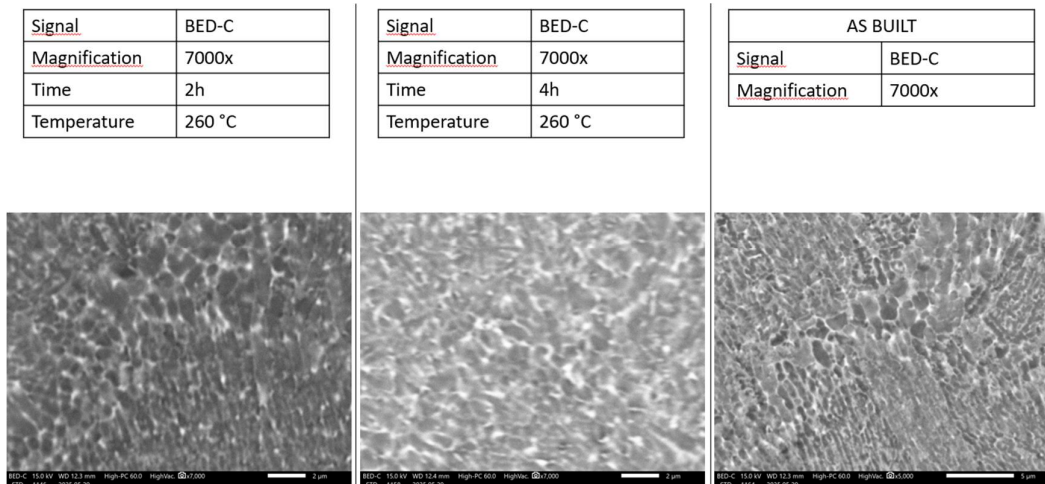


Figura 37 - Signal BED-C Mag. 7000x con Keller

La Figura 36 riporta le immagini scattate ad una magnification pari a 3000x su provini che non sono stati trattati superficialmente. La Figura 37 riporta invece immagini scattate a 7000x di provini con superficie trattata con soluzione di Keller.

Per effettuare un'analisi completa sono state acquisite immagini tramite detettori SED.

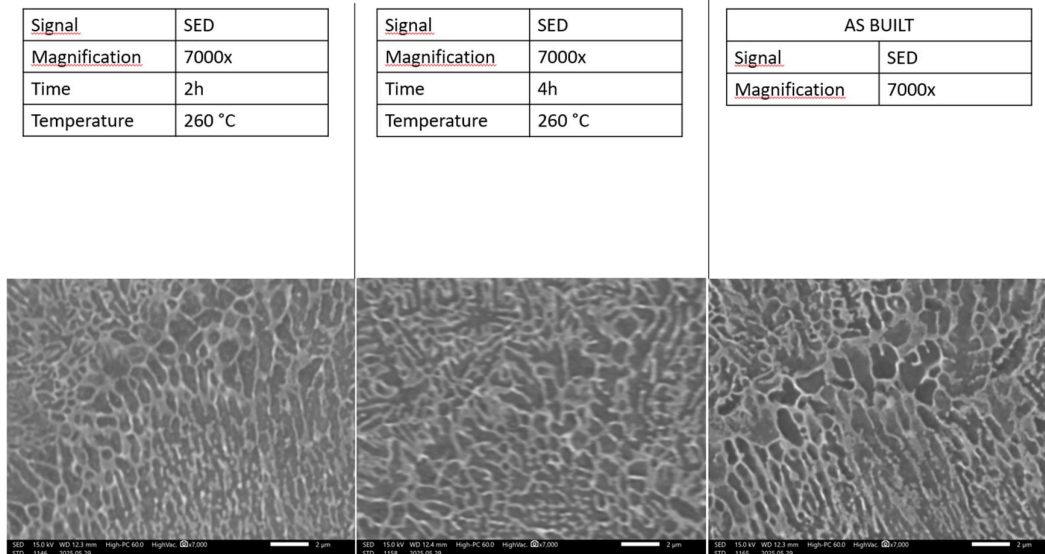


Figura 38 - Signal SED Mag.7000 con Keller

Analizzando le immagini precedentemente riportate è possibile notare come rispetto alla situazione as-built, già con un trattamento di sole due ore, si intravede una rottura parziale del network accentuata ulteriormente nel campione trattato 4 ore.

Come nella situazione analizzata sui campioni a 180 °C, gli ingrandimenti effettuati, non risultano essere sufficienti per effettuare un'analisi completa. Per questo motivo si è deciso di effettuare ulteriori scatti a più alti ingrandimenti.

Analisi SEM ad alti ingrandimenti

Per riuscire a visualizzare con maggiore dettaglio ciò che succedeva all'interno del provino sono state eseguite le acquisizioni ad alti ingrandimenti.

La logica con cui sono stati analizzati i provini è la seguente: sono state acquisite immagini a ingrandimenti pari a 20000x, 40000x e 80000x a bordo meltpool e a 20000x e 40000x a centro meltpool. Questo è stato fatto su tutti i campioni trattati sia a 180 °C che a 260 °C per diversi intervalli temporali. Naturalmente, prima dell'acquisizione di

immagini, i campioni sono stati lucidati a specchio e trattati superficialmente tramite soluzione di Keller.

Nel seguito si riportano i risultati.

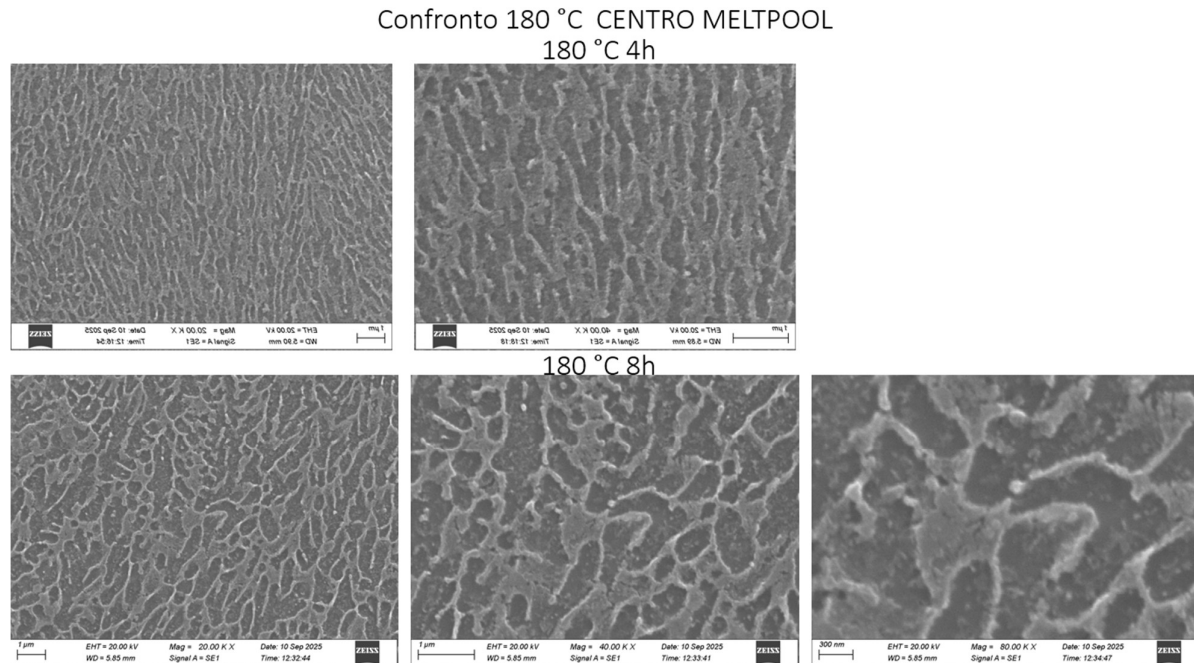


Figura 39 - HR 180°C Centro Meltpool

La Figura 39 riporta un confronto effettuato sui campioni trattati termicamente a 180 °C e analizzati a diversi ingrandimenti nel centro del meltpool. In alto troviamo le immagini acquisite sul campione trattato per 4 h a 180°C a ingrandimenti pari a 20000x e 40000x mentre nella parte bassa delle immagini si riportano, invece, gli scatti effettuati sul campione trattato termicamente per 8 h rispettivamente, nell'ordine, a 20000x, 40000x e 80000x.

Dal confronto sopra riportato si evince come nel campione trattato per 8 h risulti un inspessimento dei braccini dendritici e un'apertura delle celle maggiore rispetto al campione trattato per 4 ore. Inoltre, analizzando le immagini, è possibile notare come i precipitati risultino di dimensioni maggiori nel campione trattato 8 h rispetto a quello trattato 4.

Nel seguito viene riportato un confronto delle immagini ottenute a bordo meltpool.

Confronto 180 °C BORDO MELTPOOL
180 °C 4h

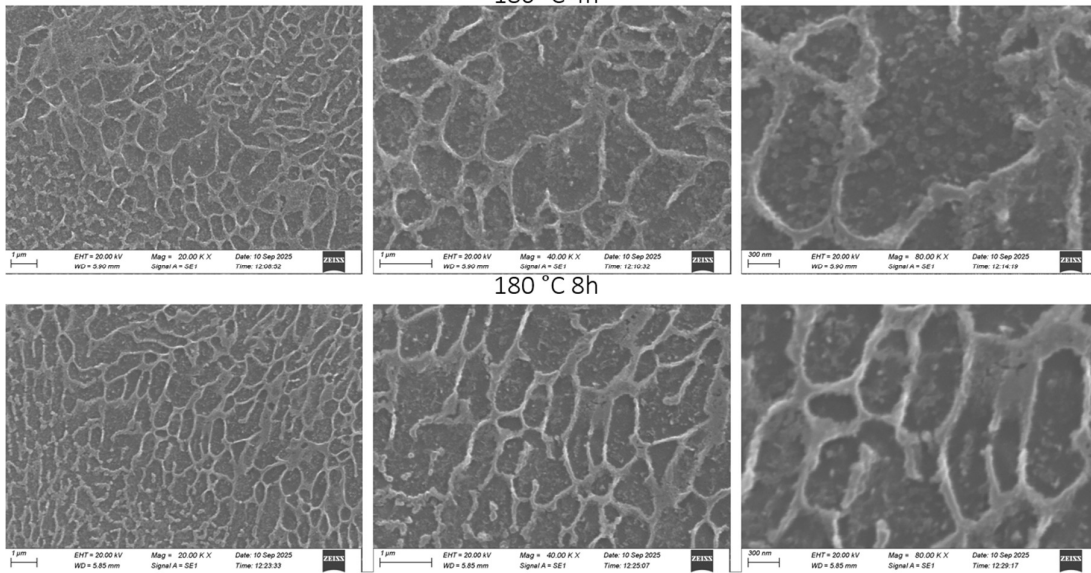


Figura 40 - HR 180°C Bordo Meltpool

La Figura 40 riporta un confronto di immagini ottenute a diversi ingrandimenti di campioni trattati termicamente a 180 °C per 4 e 8 h e le immagini sono state acquisite posizionandosi a bordo meltpool.

Le tre immagini riportate nella parte superiore della Figura 40 mostrano gli ingrandimenti effettuati a 20000, 40000 e 80000 sul provino trattato termicamente a 180 °C per 4 h mentre le immagini riportate nella parte inferiore mostrano gli stessi ingrandimenti ma effettuati sul campione trattato per otto ore.

Anche in questo caso è possibile notare come nel trattamento termico più prolungato si abbia un'apertura delle celle maggiore rispetto a quello effettuato per 4 ore; inoltre, si nota chiaramente un aumento delle dimensioni dei precipitati.

Come si evince dalle immagini non si è verificata una rottura completa del network ed è possibile visualizzare chiaramente i precipitati. Questo coincide con la fase di precipitazione escludendo quindi la solubilizzazione completa.

Oltre i campioni trattati a 180°C sono stati analizzati anche i campioni trattati termicamente a 260 °C.

I campioni sono stati lucidati a specchio e trattati superficialmente tramite soluzione di Keller; nell'immagine seguente viene esplicitato un confronto comparativo tra le immagini ottenute sui campioni trattati a 260 °C rispettivamente per 2 e 4 h al centro meltpool.

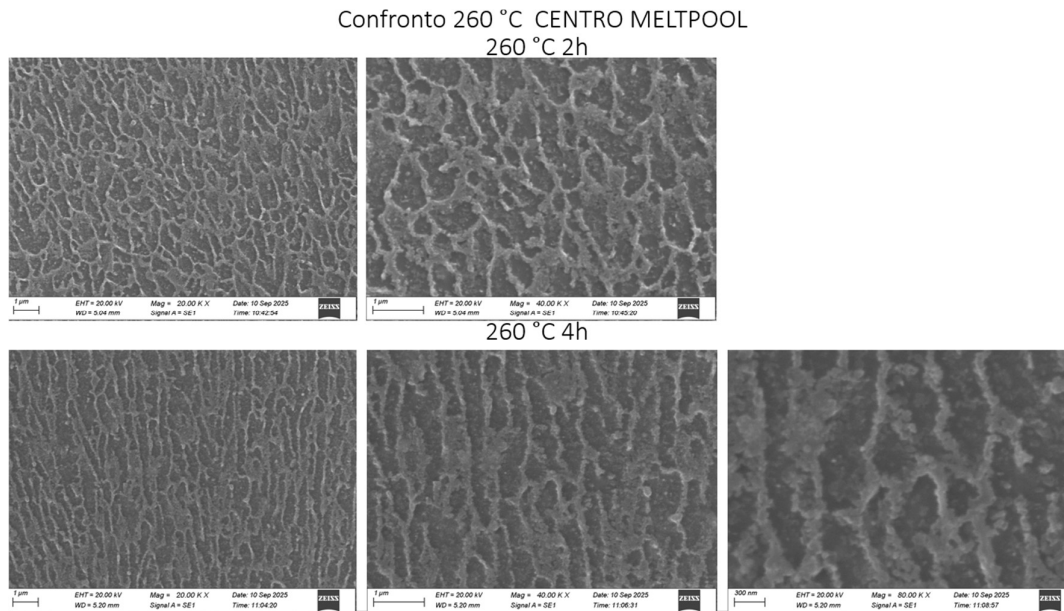


Figura 41 - HR 260°C Centro Meltpool

Come si evince dalla Figura 41 nel campione trattato 4 h è possibile notare come i precipitati risultino quasi invariati rispetto alla situazione definita nel campione trattato 2 h ma è possibile apprezzare una completa rottura del network microstrutturale.

Per valutare i diversi effetti sulla microstruttura dei vari trattamenti termici, è stato quindi effettuato un confronto a pari ingrandimenti tra il campione as-built, i campioni trattati termicamente a 180 °C rispettivamente per 4 e 8 h e i campioni trattati termicamente a 260°C per 2 e 4 ore.

Si riporta nel seguito il confronto effettuato ottenuto a centro meltpool.

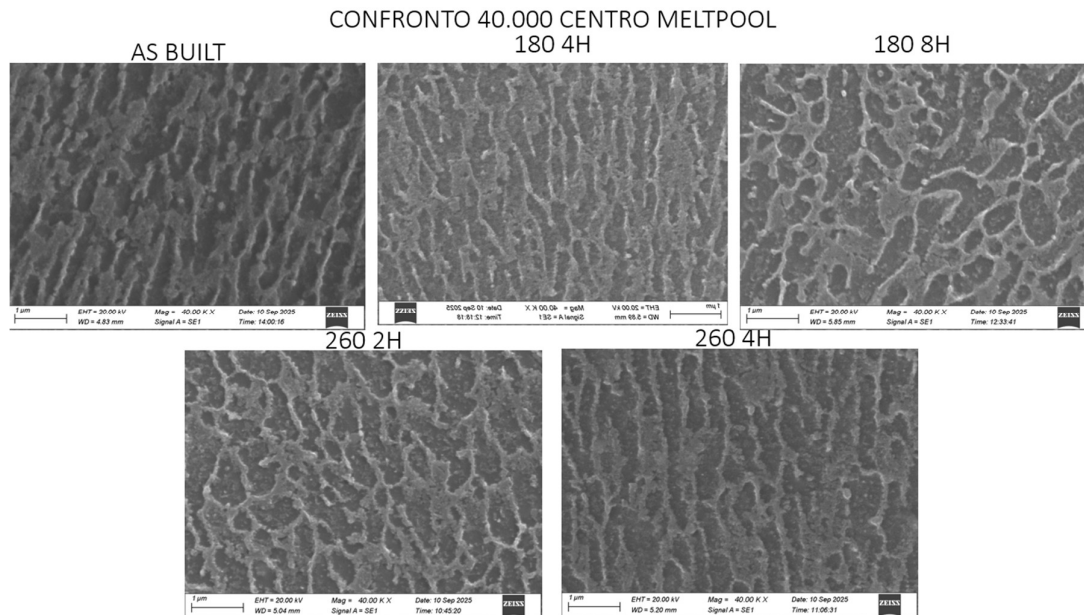


Figura 42 - Confronto HR Centro Meltpool

Nella Figura 42 vengono riportate le immagini ottenute con un ingrandimento pari a 40.000X a centro meltpool rispettivamente nell'ordine partendo dall'alto a sinistra:

- Campione As-built;
- Campione trattato termicamente a 180 °C per 4 ore;
- Campione trattato termicamente a 180°C per 8 ore;
- Campione trattato termicamente a 260°C per 2 ore;
- Campione trattato termicamente a 260°C per 4 ore.

Analizzando le immagini è possibile individuare come l'aumentare della temperatura e del tempo di trattamento porti a una progressiva apertura delle celle corrispondente ad una progressiva rottura del network microstrutturale. Inoltre, non meno importante, è l'effetto di inspessimento dei braccini dendritici e la progressiva solubilizzazione dei precipitati. Infatti, quest'ultimo effetto è ben visibile effettuando un paragone tra la situazione as-built, il campione tratto a 180 °C per 8 h e il campione tratto a 260 °C per 4 ore.

L'analisi effettuata sul campione as-built mostra una morfologia pulita con evidenza di un network reticolare definito oltre che un'assenza totale di precipitati.

Spostando il focus sul campione trattato a 280 °C per 4 h si nota subito un inspessimento dei braccini dendritici e un notevole aumento di precipitati in matrice. Continuando l'analisi sul campione trattato a 280 °C per 8 h è possibile percepire un costante aumento di dimensioni dei precipitati; situazione osservabile anche nei campioni trattati a 260 °C.

Un'analisi similare è stata effettuata sulle immagini ottenute a bordo meltpool.

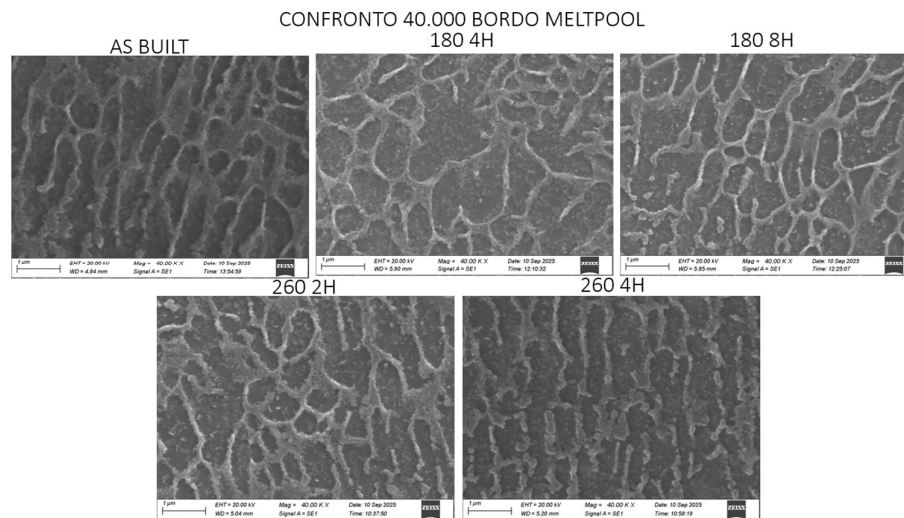


Figura 43 - Confronto HR Bordo Meltpool

La Figura 43 riporta le immagini ottenute con un ingrandimento pari a 40.000X a bordo meltpool rispettivamente nell'ordine partendo dall'alto a sinistra:

- Campione As-built;
- Campione trattato termicamente a 180 °C per 4 ore;
- Campione trattato termicamente a 180°C per 8 ore;
- Campione trattato termicamente a 260°C per 2 ore;
- Campione trattato termicamente a 260°C per 4 ore.

Analizzando le immagini è possibile identificare i comportamenti descritti e ben visibili nel centro meltpool con un maggior dettaglio.

Analizzando e confrontando l'immagine ottenuta sul campione trattato a 180 °C per 4 h rispetto al campione as-built, è possibile notare una iniziale parvenza di apertura delle celle dendritiche, un inspessimento dei braccini e soprattutto un elevato numero di precipitati in cella. Confrontando questo modello con il campione trattato a 180 °C per 8 h si evidenzia un ulteriore progressiva apertura delle celle e una parziale solubilizzazione dei precipitati.

Confrontando la situazione ottenuta nei trattamenti effettuati a 180 °C rispetto a quella analizzata sui campioni trattati a 260 °C si evince una rottura del network, parziale nel campione trattato per 2 h e completa nel campione trattato per 4 ore, e un livello di solubilizzazione dei precipitati molto più elevato.

Inoltre, a partire da quanto emerso dall'analisi DSC, si possono formulare le seguenti considerazioni finali: un picco calorimetrico più incisivo indica la presenza di soluzione solida residua nel campione iniziale, segnalando che durante l'analisi DSC è ancora in corso la precipitazione. Per questo motivo l'analisi è stata approfondita tramite prove di trazione sui campioni trattati a 180 °C per 12 h e a 260 °C per 4 h: nel primo caso l'assenza quasi totale di picchi suggerisce che la soluzione solida sia ormai esaurita, mentre nel secondo la persistenza del segnale calorimetrico indica che una parte della soluzione solida è ancora presente.

6.4 Caratterizzazione meccanica – prove di trazione

Le prove di trazione costituiscono uno degli strumenti fondamentali per la caratterizzazione meccanica dei materiali metallici, in quanto consentono di valutare parametri chiave quali resistenza, duttilità e comportamento a frattura.

Le differenti configurazioni microstrutturali ottenute in seguito ai trattamenti termici influenzano non solo la durezza locale, ma anche il comportamento meccanico globale del materiale. In tale contesto, le prove di trazione rappresentano uno strumento fondamentale per stabilire una correlazione diretta tra l'evoluzione microstrutturale e le prestazioni meccaniche macroscopiche, consentendo di individuare il bilanciamento ottimale tra resistenza e duttilità che caratterizza i vari stati della lega.

È opportuno sottolineare che i provini sono stati orientati in modo da avere l'asse longitudinale, lungo il quale viene applicato il carico, perpendicolare alla direzione di costruzione del processo LPBF. Tale configurazione è stata scelta con l'obiettivo di analizzare il comportamento del materiale nella condizione più sfavorevole dal punto di vista microstrutturale. Infatti, la tipica crescita colonnare dei grani lungo la direzione di costruzione, caratteristica intrinseca dei processi additivi, comporta che, quando il carico è applicato trasversalmente a tale direzione, i confini di grano più estesi possano agire come zone di debolezza, determinando una riduzione delle prestazioni meccaniche complessive.

Nel seguito vengono riportati i risultati ottenuti.

Trazione a temperatura ambiente su provino As-built

È stata effettuata una prova a trazione su quattro provini as-built.

I risultati ottenuti dai quattro test sono stati confrontati e analizzati valutando lo scostamento dei risultati di ogni test rispetto alla media dei quattro.

Nella tabella che segue vengono riportate le caratteristiche meccaniche che più si avvicinano alle medie ottenute dai quattro campioni; in particolare, vengono riportati i risultati ottenuti sul secondo campione.

PROPRIETA'	$R_{p0.2}$	R_m	A_t
U.M.	MPa	MPa	%
Provino 2	321,8924	441,539	2,871598

Tabella 18 - Trazione TA As-built

Dove:

- $R_{p0.2}$ = carico di snervamento;
- R_m = carico di rottura;
- A_t = allungamento percentuale totale;

Il grafico sottostante riporta l'andamento della deformazione totale percentuale rispetto alla sollecitazione espressa in Mpa.

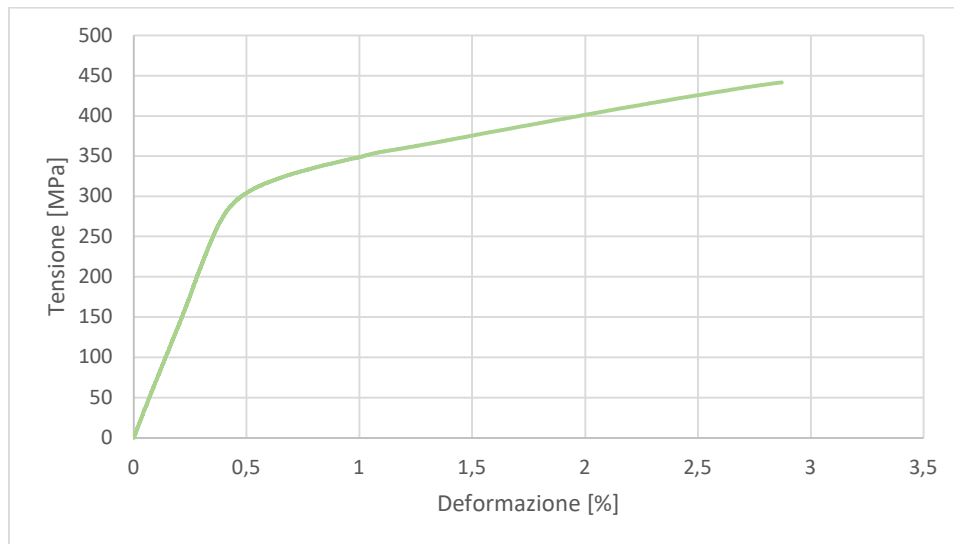


Grafico 11 - Trazione campione temperatura ambiente As-built

Il Grafico 11 rappresenta la curva tensione-deformazione ottenuta da una prova di trazione monotona eseguita a temperatura ambiente su un provino piatto ASTM E8 di AlSi104CuMg.

Analizzando il risultato è possibile notare come nella fase iniziale la risposta del materiale è caratterizzata da un comportamento elastico lineare, evidenziato dall'aumento proporzionale tra tensione applicata e deformazione. Raggiunto il valore di snervamento (321,9 MPa), la curva mostra una marcata variazione di pendenza, indicativa dell'inizio della deformazione plastica. La curva prosegue con un progressivo incremento della tensione fino a valori dell'ordine di 441 MPa a rottura con il raggiungimento di un allungamento percentuale pari al 2,87 %.

Trazione a temperatura ambiente su provino trattato a 180 °C per 12 ore

È stata effettuata una prova a trazione su due provini trattati termicamente a 180 °C per 12 ore.

I risultati validi sono stati ottenuti solo sul secondo provino testato, in quanto il primo ha subito una rottura prima del termine della prova.

Nella tabella seguente vengono riportati i risultati ottenuti:

PROPRIETA'	$R_{p0.2}$	R_m	A_t
U.M.	MPa	MPa	%
Provino 2	300,76	468,87	3,58

Tabella 19 - Trazione TA 180°C 12h

Il Grafico 11 riporta l'andamento della deformazione totale percentuale rispetto alla sollecitazione espressa in MPa.

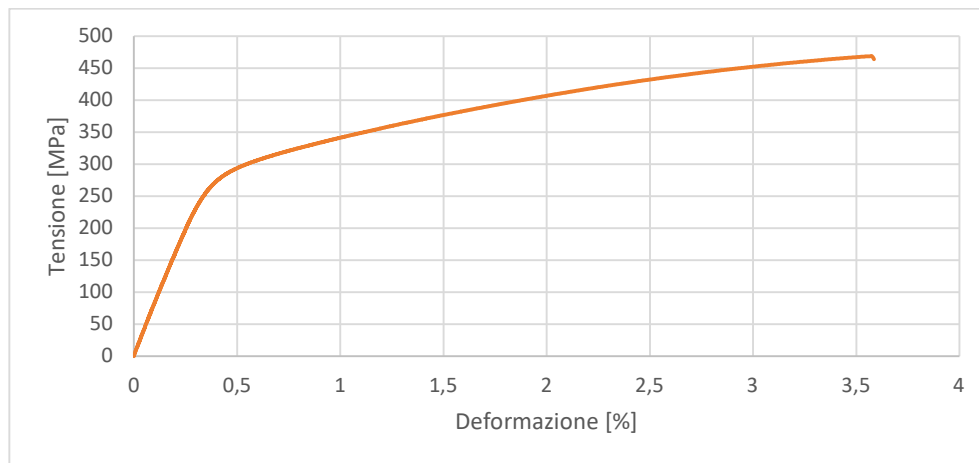


Grafico 12 - Trazione campione temperatura ambiente TT 180 °C 12h

Nella prima fase della prova (0 – ~0,3% di deformazione) è possibile notare come la tensione cresca rapidamente e proporzionalmente alla deformazione. Questo esprime perfettamente il comportamento elastico del materiale e, tramite il coefficiente angolare della curva, è possibile valutare il modulo elastico.

Al termine della prima fase è possibile osservare una variazione di pendenza della curva, avvento della deformazione plastica del materiale. La variazione di pendenza corrisponde al limite di snervamento del materiale.

In seguito al limite di snervamento è possibile osservare una fase di incrudimento dove la deformazione continua ad aumentare in funzione della tensione ma con uno slope inferiore rispetto alla fase elastica. Come si evince dal nome stesso, il materiale si incrudisce, ovvero aumenta la sua resistenza a causa dell'accumulo di dislocazioni

interne. Raggiunto il valore di tensione pari a 468 MPa subentra la rottura del campione; questo punto corrisponde al limite di rottura.

Trazione a temperatura ambiente su provino trattato a 260 °C per 4 ore

Anche in questo caso sono state effettuate due prove su due differenti provini. I risultati ottenuti risultano coerenti e simili e di conseguenza è stato deciso di analizzare nel dettaglio i risultati del primo campione.

Nel seguito una tabella riepilogativa di questi ultimi.

PROPRIETA'	$R_{p0.2}$	R_m	A_t
U.M.	MPa	MPa	%
Provino 1	241,11	419,53	4,50

Tabella 20 - Trazione TA 260°C 4h

Nel seguito viene riportato l'andamento della deformazione totale percentuale rispetto alla sollecitazione espressa in Mpa.

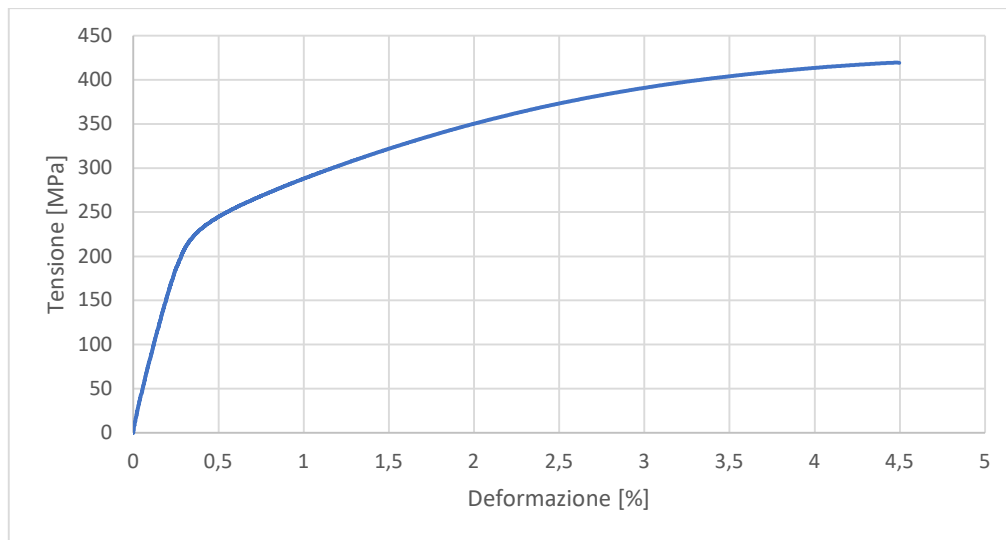


Grafico 13 - Trazione campione temperatura ambiente TT 260 °C 4h

Come si evince dal Grafico 13, anche in questo caso, il materiale è caratterizzato da una prima fase elastica seguita da una curva dell'andamento tensione-deformazione che

corrisponde all'ingresso nel campo plastico. Successivamente al limite di snervamento il materiale inizia a incrudirsi fino a raggiungere il limite di rottura.

Nel seguito viene riportato un grafico, seguito da una tabella, che mostra il confronto tra gli andamenti sopra descritti.

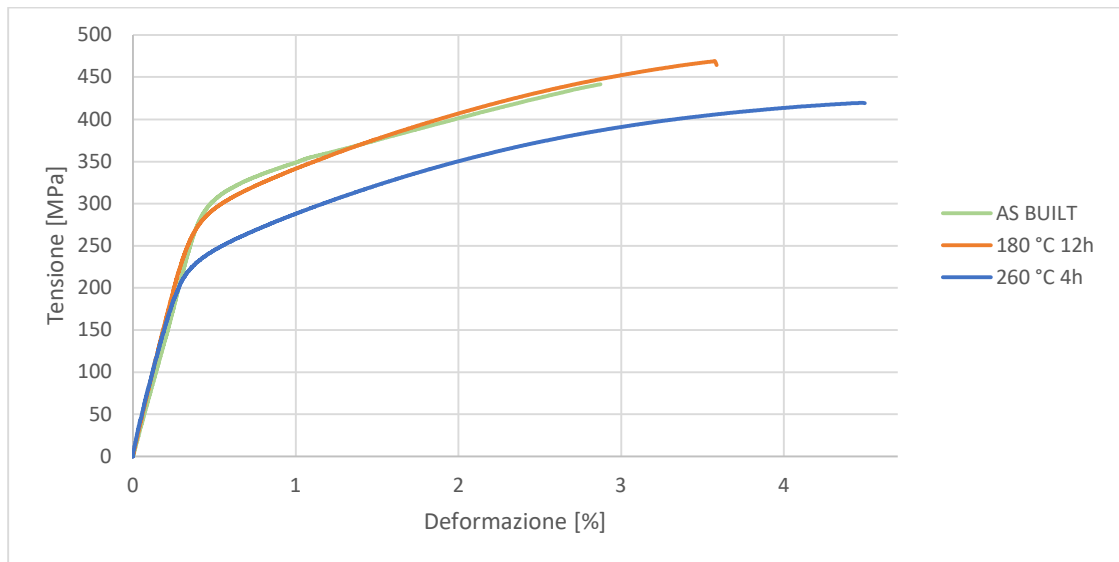


Grafico 14 - Confronto temperatura ambiente

Nella tabella sottostante vengono riportati i risultati ottenuti sulle tre prove.

PROPRIETA'	$R_{p0.2}$	R_m	A_t
U.M.	MPa	MPa	%
180 °C 12h	300,76	468,87	3,59
260 °C 4h	241,11	419,53	4,50
AS-BUILT	321,90	441,54	2,87

Tabella 21 - Confronto risultati temperatura ambiente

Sulla base dei dati così ottenuti è stato quindi possibile effettuare delle analisi per valutare come il comportamento meccanico si sia modificato in funzione del trattamento termico realizzato.

La tabella riportata nel seguito mostra il confronto tra il materiale As-built e il campione trattato termicamente a 180 °C per 12 ore.

	AS BUILT	180 °C 12 h	SCOSTAMENTO
R _{p0.2}	321,89	300,76	-7,0%
R _m	441,53	468,87	5,8%
A _t	2,87	3,58	19,9%

Tabella 22 - Confronto AB e 180°C 12h

Come si evince dalla

	AS BUILT	180 °C 12 h	SCOSTAMENTO
R _{p0.2}	321,89	300,76	-7,0%
R _m	441,53	468,87	5,8%
A _t	2,87	3,58	19,9%

Tabella 22, il provino trattato termicamente, a fronte di una leggera diminuzione del limite di snervamento, risulta avere raggiunto un buon risultato dal punto di vista della deformazione. Infatti, dai dati ottenuti, è possibile notare come l'allungamento totale riscontrato nel provino As-built risulti essere pari al 2,9% mentre il campione trattato termicamente risulta aver raggiunto il valore di 3,6% con un incremento percentuale di circa il 20%. Questi risultati sottolineano un miglior bilanciamento resistenza – duttilità evidenziando come le precipitazioni ottimizzino il rafforzamento della lega. Un altro importante risultato ottenuto è l'aumento del limite di rottura con un incremento percentuale di quasi il 6%.

Nel seguito una tabella raffigurante il confronto tra il campione As-built e quello tratto termicamente a 260°C per 4h.

	AS BUILT	260 °C 4h	SCOSTAMENTO
R _{p0.2}	321,8924181	241,1079344	-34%
R _m	441,5390458	419,5351733	-5%
A _t	2,871597767	4,49637413	36%

Tabella 23 - Confronto AB e 260°C 4h

In questo caso è possibile valutare come il trattamento termico abbia ridotto notevolmente la fase elastica del materiale abbassando il limite di snervamento di circa il 35% rispetto alla situazione As-built. È fondamentale sottolineare però un notevole incremento della deformazione percentuale del materiale corrispondente circa al 36%

superiore rispetto alla situazione ex-ante. Il notevole incremento dell'allungamento a rottura potrebbe indicare un chiaro caso di overaging dove i precipitati perdono coerenza con la matrice riducendo l'efficacia dell'irrobustimento ma migliorando la plasticità del materiale.

Infine, per completezza di informazione, si riporta una tabella comparativa tra i risultati ottenuti con il campione trattato termicamente a 180 °C e quello trattato a 260 °C.

	180 °C 12 h	260 °C 4h	SCOSTAMENTO
$R_{p0.2}$	300,7637481	241,10	-25%
R_m	468,8720086	419,53	-12%
A_t	3,586786747	4,50	20%

Tabella 24 – Confronto 180°C 12h e 260°C 4h trazione temperatura ambiente

Come si evince dalla Tabella 24 il trattamento termico a più alta temperatura a consentito di aumentare l'allungamento a rottura con un incremento percentuale del 20% a fronte di una riduzione importante del limite di snervamento.

Trazione a 200 °C su provino As-built

Anche in questo caso è stata effettuata una prova di trazione su quattro provini as-built a 200 °C.

I risultati ottenuti dai quattro test sono stati confrontati e analizzati valutando lo scostamento dei risultati di ogni test rispetto alla media dei quattro.

Nella tabella che segue vengono riportate le caratteristiche meccaniche che più si avvicinano alle medie ottenute dai quattro campioni; in particolare, vengono riportati i risultati ottenuti dal quarto campione.

PROPRIETA'	$R_{p0.2}$	R_m	A_t
U.M.	MPa	MPa	%
PROVINO 4	229,8	298,1	16,2

Tabella 25 – Trazione 200 °C As-Built

Si riporta nel seguito il grafico che mostra l'andamento tensione deformazione della prova effettuata.

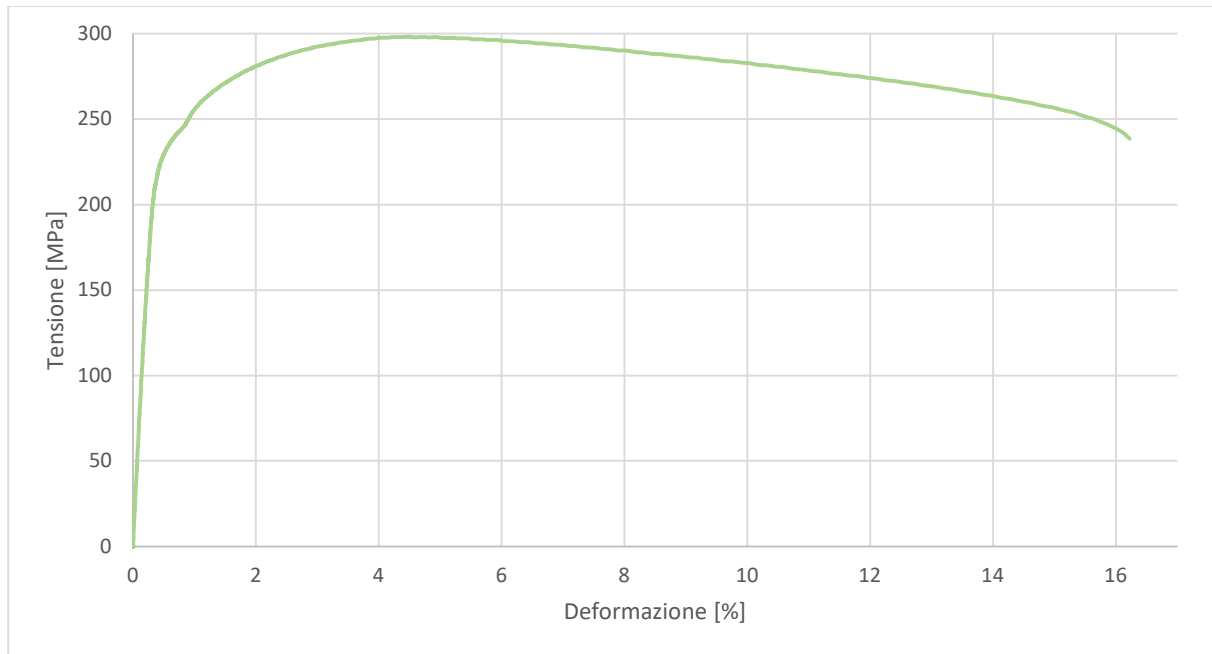


Grafico 15 - Trazione campione 200°C As-Built

Il grafico riportato rappresenta la curva tensione–deformazione ottenuta da una prova di trazione eseguita alla temperatura elevata di 200 °C su un campione di AlSi104CuMg in condizioni as built.

La risposta meccanica del materiale mostra inizialmente un tratto quasi lineare, indicativo del regime elastico, seguito da una rapida transizione al comportamento plastico. La tensione massima raggiunge un valore massimo di circa 298 MPa, che può essere interpretato come il carico di picco prima dell'inizio del rammollimento termico.

A questa temperatura, il materiale evidenzia una riduzione della resistenza rispetto alla condizione a temperatura ambiente, a causa dell'attivazione facilitata dei meccanismi di scorrimento e del minor impedimento al movimento delle dislocazioni.

Dopo il picco, la curva mostra un progressivo calo della tensione nonostante l'aumento della deformazione, evidenziando l'inizio del necking e un comportamento di tipo viscoplastico tipico delle prove ad alta temperatura. La deformazione percentuale

supera il 16%, indicando una duttilità sensibilmente aumentata rispetto alle condizioni a freddo.

Trazione a 200 °C su provino trattato termicamente a 180 °C per 12 ore

Sono state effettuate due prove su due differenti provini. I risultati ottenuti risultano coerenti e simili e di conseguenza è stato deciso di analizzare nel dettaglio i risultati del primo campione.

Si riporta nel seguito il grafico che mostra l'andamento tensione deformazione della prova effettuata.

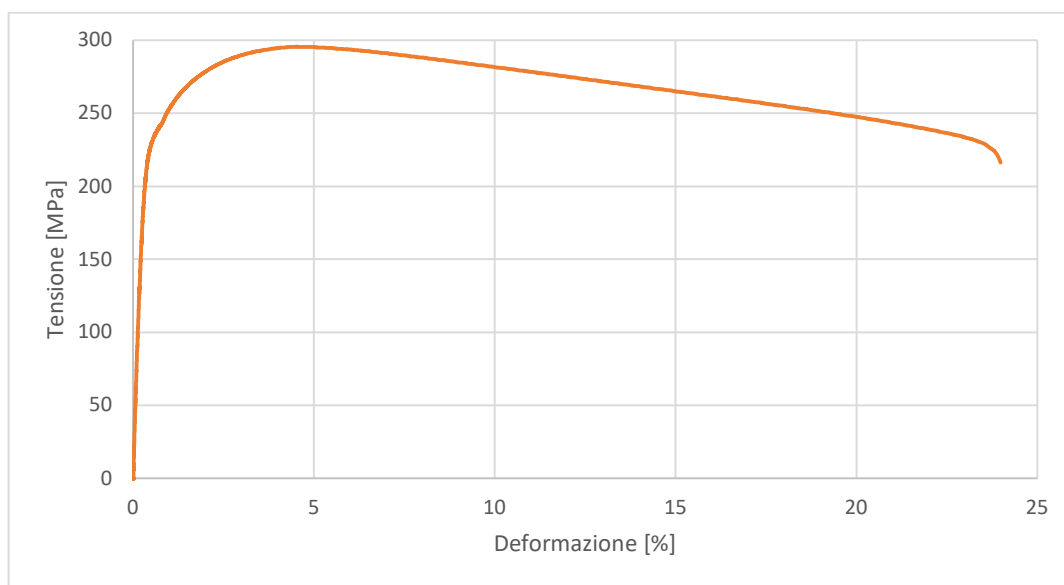


Grafico 16 - Trazione campione 200°C TT 180 °C 12h

Come si evince dal Grafico 14, anche in questo caso, il materiale è caratterizzato da una prima fase elastica seguita da snervamento e successiva plasticizzazione del materiale. È possibile notare che, contrariamente a quanto è avvenuto nelle prove effettuate a temperatura ambiente, successivamente allo snervamento la curva subisce una lenta decrescita. Questo andamento sottolinea che il materiale non si incrudisce ma subisce un ammorbidimento termico (softening) dovuto appunto alla temperatura. Dopo il picco la tensione cala gradualmente mentre la deformazione prosegue fino a oltre il 20%.

Come effettuato precedentemente, nel seguito viene riportata una tabella che riporta il riepilogo dei risultati.

PROPRIETA'	$R_{p0.2}$	R_m	A_t
U.M.	MPa	MPa	%
PROVINO 1	223,84	295,50	23,98

Tabella 26 - Trazione 200 °C - 180°C 12h

Trazione a 200 °C su provino trattato termicamente a 260 °C per 4 ore

Identicamente a quanto effettuato prima, anche in questo caso sono state effettuate due prove su due campioni distinti che hanno riportato risultati simili e coerenti. Si riporta nel seguito l'andamento della deformazione in funzione della tensione riscontrato sul primo campione.

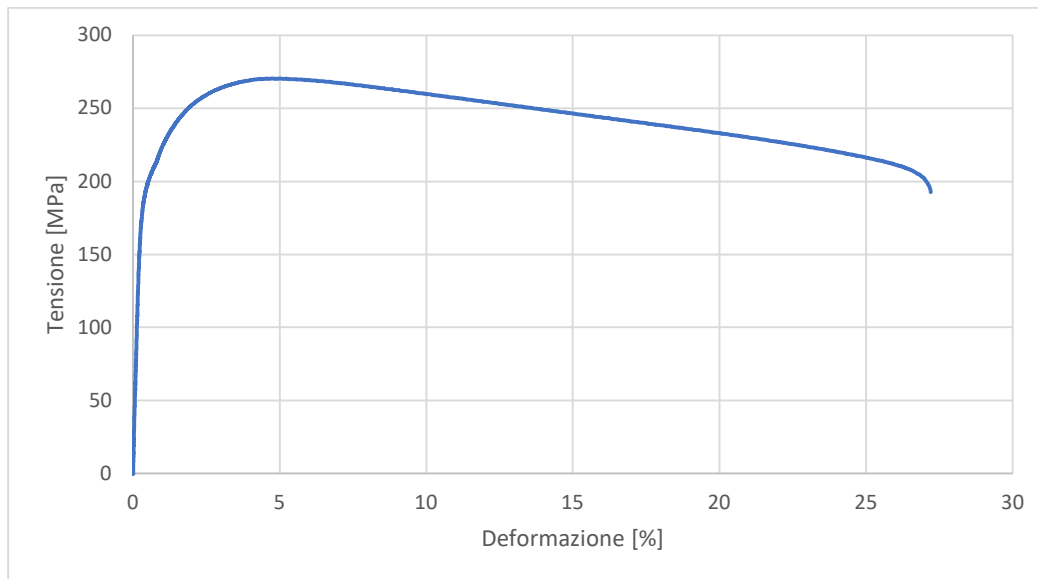


Grafico 17 - Trazione campione 200°C TT 260 °C 4h

Come riscontrato nel campione trattato termicamente a 180 °C, analizzato precedentemente, anche il campione trattato termicamente a 260 °C per 4 h è caratterizzato dall'avere una prima fase elastica con deformazione contenuta seguita da snervamento e successiva fase di ammorbidimento. Infatti, come si evince dal grafico, è possibile notare come la deformazione aumenti nonostante una progressiva diminuzione della tensione.

Come sempre, per completezza di informazioni, si riporta la tabella riepilogativa dei risultati.

PROPRIETA'	$R_{p0.2}$	R_m	A_t
U.M.	MPa	MPa	%
PROVINO 1	194,45	270,43	27,20

Tabella 27 - Trazione 200 °C - 260°C 4h

Nel seguito viene riportato un grafico, seguito da una tabella, che mostra il confronto tra gli andamenti sopra descritti.

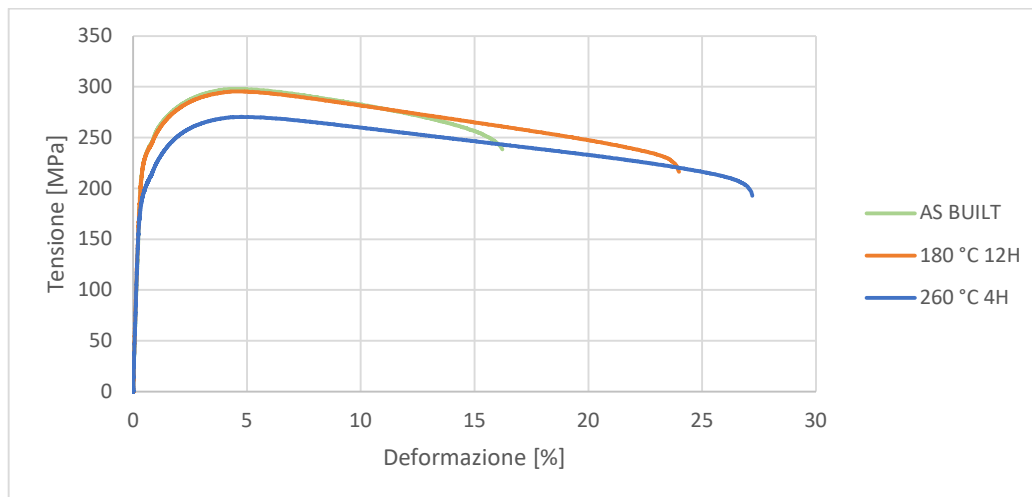


Grafico 18 - Confronto trazione 200°C

PROPRIETA'	$R_{p0.2}$	R_m	A_t
U.M.	MPa	MPa	%
260 °C 4h	194,45	270,43	27,20
180 °C 12h	223,84	295,50	23,98
As built	229,79	298,06	16,22

Tabella 28 - Confronto 180°C 12h e 260°C 4h trazione 200°C

Come si evince dal grafico di confronto entrambi i campioni trattati sono caratterizzati da un tratto elastico con slope simile. Il campione trattato a 260 °C mostra tuttavia una leggera riduzione di rigidità, indice di maggiore rilassamento strutturale dovuto alla temperatura più severa. Successivamente al picco, entrambe le curve dei campioni trattati mostrano una diminuzione graduale della tensione in relazione ad un aumento della deformazione.

Il campione trattato a 260 °C sembra mostrare un calo più marcato che potrebbe indicare una maggiore sensibilità alla temperatura e una minore resistenza allo scorrimento viscoso.

Nella tabella successiva un confronto diretto tra i parametri di maggior interesse.

	180 °C 12 h	260 °C 4h	SCOSTAMENTO 180 RISPETTO 260
$R_{p0.2}$	194,45	223,84	13%
R_m	270,43	295,50	8%
A_t	27,20	23,98	-13%

Tabella 29 - Confronto 180°C 12h e 260°C 4h trazione 200°

Come si evince dalla tabella soprastante il campione trattato termicamente a 180 °C per 12 h presenta, ad alte temperature, un limite di snervamento superiore rispetto al campione trattato a 260 °C per 4 h con uno scostamento positivo di circa il 13%. Anche il limite di rottura risulta essere superiore mentre l'allungamento a rottura risulta essere inferiore di circa il 13%, confermando anche ad alte temperature un miglior comportamento duttile del campione trattato a più alta temperatura.

Nel seguito viene riportato un grafico che mette a confronto gli andamenti registrati a temperatura ambiente e a 200 °C dei campioni trattati termicamente a 180 °C per 12 h e a 260 °C per 4 ore.

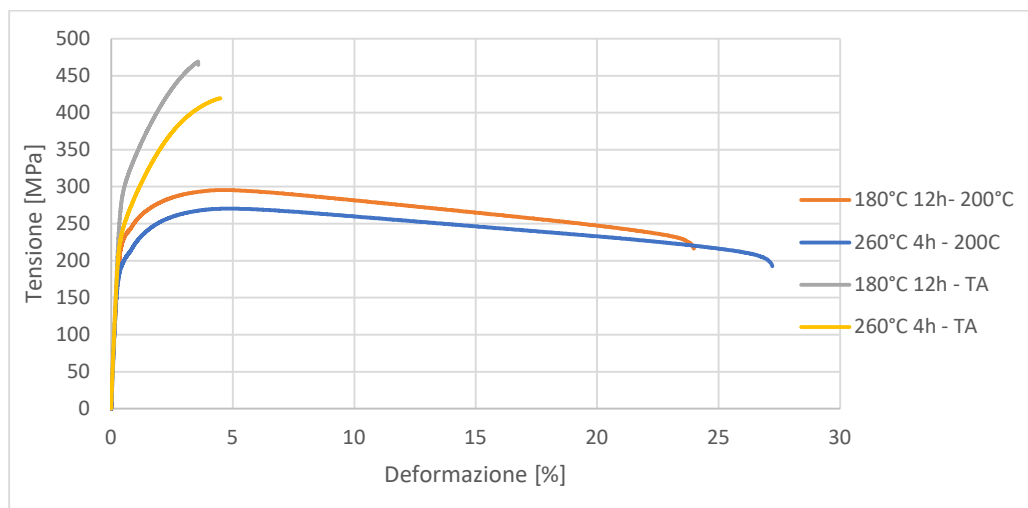


Grafico 19 - Confronto delle performance a trazione della lega AlSi10Cu4Mg nelle varie condizioni di trattamento termico.

Dal Grafico 17 si evince come il materiale trattato a 180 °C per 12 h mostri la massima resistenza con un picco di circa 450 Mpa, mentre il campione trattato termicamente a 260 °C risulta avere una resistenza leggermente inferiore, ma è caratterizzato da un comportamento plastico più prolungato sintomo di una duttilità più elevata.

Entrambe le curve delle prove eseguite a 200°C mostrano una notevole riduzione della resistenza meccanica e successivamente la tensione massima mostra un comportamento assimilabile al softening termico.

In entrambi i campioni, il passaggio da temperatura ambiente a 200 °C, causa una riduzione della resistenza a trazione di circa il 35% seguito però da un notevole incremento della deformazione a rottura.

Dai risultati ottenuti è possibile ipotizzare che il trattamento a 180 °C per 12h garantisce la migliore stabilità meccanica sia a temperatura ambiente che a temperatura più elevata mantenendo una buona resistenza anche a 200°C. Il trattamento a 260°C per 4h, invece, è caratterizzato da una riduzione della resistenza ma un aumento significativo della duttilità.

7. Conclusioni

Il lavoro di tesi svolto ha permesso di approfondire in modo sistematico lo studio del comportamento microstrutturale e meccanico della lega $AlSi10Mg$ additivata del 4% in peso di rame, prodotta tramite tecnologia Additive Manufacturing Laser Powder Bed Fusione (LPBF), sia a livello di *As-built* sia su materiale trattato termicamente.

L'obiettivo principale è stato quello di individuare un ciclo termico a singola rampa di riscaldamento, capace di garantire un bilanciamento ottimale tra prestazioni meccaniche e semplicità operativa, rendendo il processo industrialmente appetibile grazie al contenuto impiego di risorse di tempo e di energia.

I principali risultati ottenuti possono essere riassunti come segue:

- Le condizioni di processo individuate hanno garantito un'elevata densificazione con valori percentuali superiori al 99,8%, valore comparabile a quanto riportato in letteratura per leghe di alluminio prelegate processate via LPBF.
- Le prove di microdurezza hanno mostrato un incremento significativo a seguito dei trattamenti termici. La condizione *as-built* ha riportato un valore medio di 158 HV, aumentato fino a 175 HV dopo invecchiamento a 180 °C per 8 ore. Un prolungamento del trattamento a 12 h ha comportato una lieve riduzione della durezza, associabile all'ingrossamento dei precipitati e alla parziale apertura della struttura cellulare.
- Trattamenti condotti a temperature più elevate (260 °C) hanno determinato una riduzione della durezza fino a circa 150 HV, dovuta alla parziale dissoluzione dei precipitati e alla perdita di continuità del network.
- Le prove di trazione hanno evidenziato che il trattamento termico a 180 °C per 12 h ha garantito un equilibrio ottimale tra resistenza e duttilità, con un limite di rottura medio di 469 MPa e un allungamento a rottura del 3,6%, pari a un incremento del 38% rispetto alla condizione *as-built*.
- I campioni trattati a 260 °C per 4 h hanno mostrato una maggiore duttilità (allungamento a rottura del 4,5%) ma una resistenza inferiore (circa 420 MPa), evidenziando una risposta più plastica ma meno resistente.

Nel complesso, la lega AlSi10Mg4Cu ha dimostrato una chiara sensibilità ai trattamenti termici, raggiungendo un bilanciamento ottimale tra densità, microstruttura e proprietà meccaniche quando processata alle condizioni energetiche ottimali e invecchiata a 180°C per 12 ore. L'aggiunta di rame risulta un efficace strumento di miglioramento delle prestazioni meccaniche, a condizione di un controllo accurato dei parametri di processo e del trattamento termico successivo.

Futuri sviluppi del lavoro potranno concentrarsi sulla valutazione del comportamento a fatica e della stabilità termica dei campioni trattati, nonché sull'applicazione di strategie innovative per l'aumento della produttività del processo LPBF e la piena ottimizzazione industriale della lega AlSi10Mg4Cu .

8. Bibliografia

- [1] Paolo Fino. (2024) *Materiale didattico corso di laurea in Ingegneria Meccanica. Materiale didattico universitario.*
- [2] Aversa et al. (2019). *New Aluminum Alloys Specifically Designed for Laser Powder Bed Fusion: A Review*
- [3] Luca Iuliano. (2024) *Materiale didattico corso di laurea in Ingegneria Meccanica. Materiale didattico universitario.*
- [4] Yap et al. (2020). *Review of selective laser melting: Materials and applications.*
- [5] Gibson et al. (2021). *Additive manufacturing technologies.*
- [6] King et al. (2015). *Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing.*
- [7] Martucci et al. (2023), *Improvement in the PBF-LB/M processing of the Al-Si-Cu-Mg composition through the use of pre-alloyed powder.*
- [8] Herzog et al. (2016). *Additive manufacturing of metals.*
- [9] Wei Zhang et al. (2023) *Additive manufacturing of interstitial-strengthened high entropy alloy: Scanning strategy dependent anisotropic mechanical properties*
- [10] Slotwinski et al. (2014). *Porosity measurements and analysis for metal additive manufacturing.*
- [11] Materialise. (2023). *Minimize 3D printing waste with optimized nesting.*
- [12] Spierings et al. (2016). *Powder flowability characterisation methodology for powder-bed-based metal additive manufacturing. Progress in Additive Manufacturing,*
- [13] Mohammad et al. (2023). *Laser powder bed fusion of metallic components: Latest progress in productivity, quality, and cost perspectives*
- [14] Bosio et al. (2021), *Strengthening strategies for an Alalloy processed by in-situ alloying during laser powder bed fusion.*

- [15] Fiocchi et al. (2021), *Heat treatment of aluminium alloys produced by LPBF*, *Materials & Design*.
- [16] Martucci et al. (2023), *Effect of Cu Content on the PBF-LB/M Processing of the Promising Al-Si-Cu-Mg Composition*.
- [17] Totten et al. (2003). *Handbook of Aluminum: Vol. 1. Physical Metallurgy and Processes*.
- [18] Bidulský et al. (2021). *Coated Metal Powders for Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) Processing: A Review*. *Metals*, 11(11), 1831.
- [19] Padovano et al. (2020) *A comparative study of the effects of thermal treatments on AlSi10Mg produced by LPBF*, *Journal of Alloys and Compounds*

9. Sitografia

- [1L] [Laser Powder Bed Fusion: tutto quello che c'è da sapere – 3Dnatives](#)
- [2L] [\(PDF\) A multiscale analysis of additively manufactured lattice structures](#)
- [3L] [EOS M 400-4 - Stampa 3D ultra rapida EOS GmbH](#)
- [4L] <https://www.3dnatives.com>
- [5L] [MDS EOS Aluminium AlSi10Mg | EOS GmbH](#)
- [6L] <https://hanaamt.com/powder-production/>
- [7L] [Microstructure and mechanical properties of Cu-modified AlSi10Mg fabricated by Laser-Powder Bed Fusion | Request PDF](#)
- [8L] [Direct artificial aging of the PBF-LB AlSi10Mg alloy designed to enhance the trade-off between strength and residual stress relief - ScienceDirect](#)